

Material- und Grenzflächeneigenschaften



TCO-Grenzflächen in Halbleiterbauelementen

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

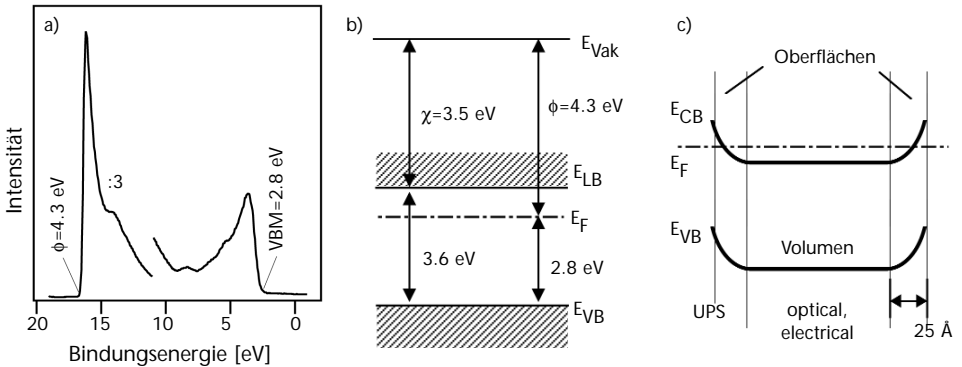
Transparent leitfähige Oxide (TCO's) werden in der Display- und Sensortechnologie aber vor allem auch für Dünnschicht-solarzellen aus a-Si, CIGS, CdTe und der Farbstoff-Zelle eingesetzt. Für Solarzellen werden die TCO's generell als n-leitendes Kontaktmaterial verwendet. Dagegen wird Indium-Zinn-Oxid (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 In_2O_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 In_2O_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 In_2O_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 In_2O_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 In_2O_3 bzw. ITO ergeben, da nicht mehr nur die Volumen-, sondern auch die Oberflächeneigenschaften als Ganzes optimiert werden müssen.

Abbildung 1

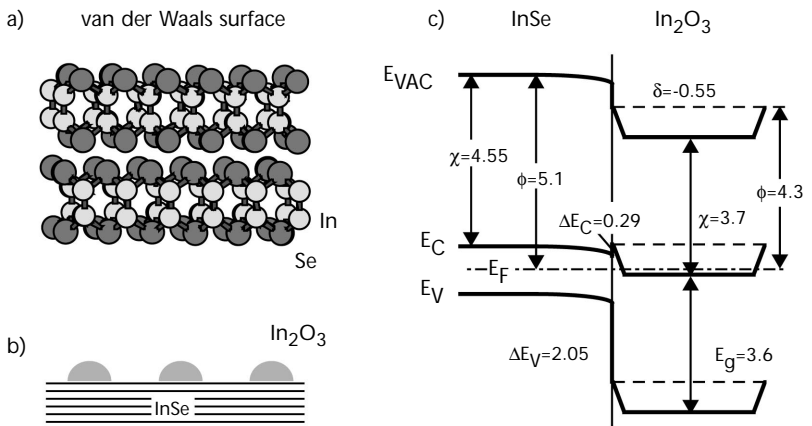
- a) UPS-Spektrum einer durch reaktive Verdampfung von In abgeschiedene In_2O_3 Schicht.
- b) aus a) bestimmtes Energiebanddiagramm der In_2O_3 Oberfläche.
- c) angenommener Verlauf der Bandkanten quer durch ein Korn in polykristallinem In_2O_3 .

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 In_2O_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 In_2O_3 Schicht.

Abbildung 2

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



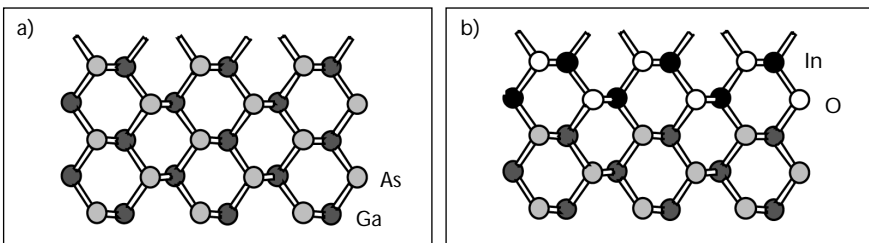
In der Bandanpassung fällt der vergleichsweise große Grenzflächendipol auf. Dessen Richtung verschiebt die Bänder des In_2O_3 relativ zu denen des InSe nach unten. Interessant ist in diesem Zusammenhang, dass InSe wegen seiner chemisch inerten Oberfläche Ähnlichkeit mit organischen Substanzen aufweist. 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 InSe zeigt. Eine mögliche Ursache dieses Dipols könnte die Sauerstoffterminierung des In_2O_3 an der Grenzfläche sein. Aufgrund der polaren O-In Bindung würde ein positiver Dipol sprung (Vergrößerung der Austrittsarbeit) an der Oberfläche des In_2O_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 In_2O_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 In_2O_3 , die auch bei mit Sauerstoffmangel hergestellten Schichten auftreten [2]. Offensichtlich existieren in der Bandlücke des In_2O_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).

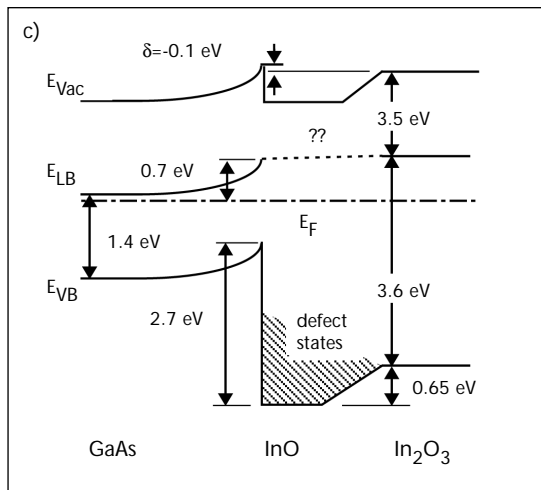


Abbildung 3
c) Energiebanddiagramm der $\text{In}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ (110)-Grenzfläche.

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 Al_2O_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/TiO₂/ITO in order to investigate the growth of oxidic films on one another.

^aD. Mergel,
^bM. Gersdorff,
^cM. Ghebre,
^dM. Sulkowski,
^eM. Schenkel
^{a,b,c,e} Universität GH Essen,
Fachbereich Physik, WG
Thin Film Technology,
Essen, Germany
^dUniversität GH Essen,
Fachgebiet Umweltanalytik
^aCorresponding 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/O₂-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 O₂-Massenfluss $f(O_2)$. Dabei wurde die Saugrate der Kryo-Pumpe nicht reduziert, so dass unerwünschte Instabilitäten (Hysterese-Effekt des O₂-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 µm [4].

Ergebnisse

Die unterschiedliche Reaktivität der Metalle Zn und Al mit O₂ 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 O₂-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

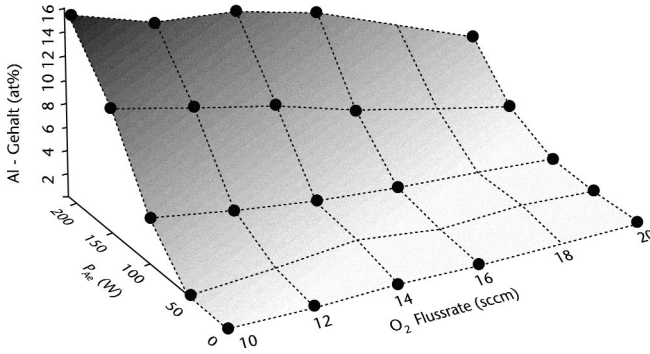
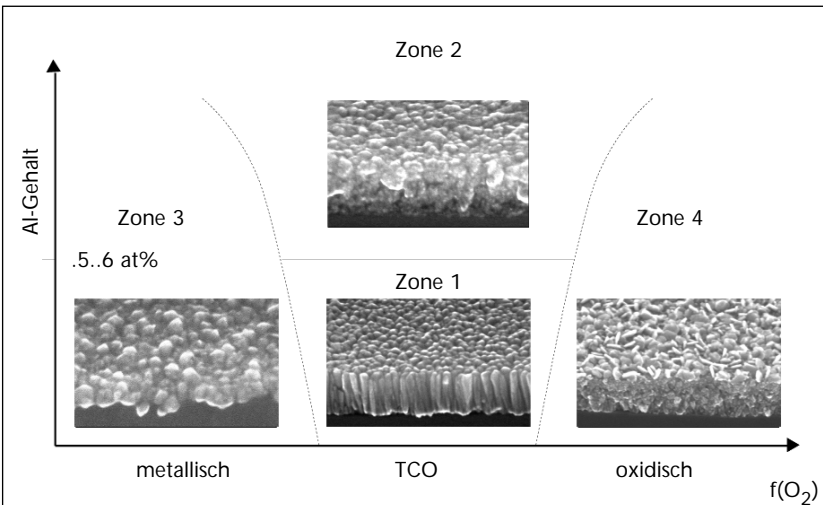


Abbildung 1
Al-Gehalt der Schicht in Abhängigkeit der Depositionsparameter P_{Al} und $f(O_2)$.

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_{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 Al_2O_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.

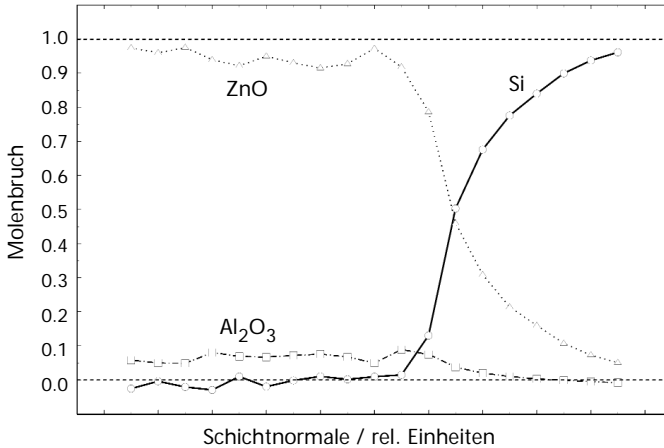


Abbildung 3
Chemische
Phasenanalyse einer
ZnO:Al4.4%-Schicht
($f(O_2) = 16 \text{ sccm}$).

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 μ_{dc} und zur Beweglichkeit μ_{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

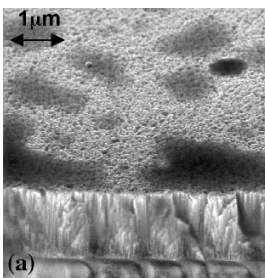


Abb. 1b

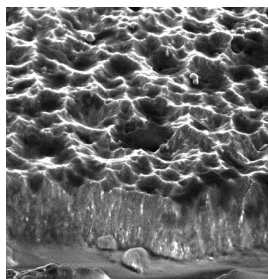


Abbildung 1

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