

# Poster I

## Kristallines Silizium

# Self-aligning, industrially feasible back contacted Silicon Solar Cells with Efficiencies > 18%

J.W. Müller  
A. Merkle  
R. Hezel  
ISFH  
müller@isfh.de

New concepts of high-efficiency solar cells obtained by a simple cost-effective manufacturing process are required for a drastic reduction of the cost of solar electricity. Our novel back contacted silicon solar cell, the Back-OECO cell, is such a concept, it exclusively includes industrially feasible, mask- and aligning-free processing steps and has the potential for very high efficiencies [1]. Taking advantage of the OECO (Oblique Evaporation of COntacts) technology [2], contact separation on the rear side is achieved extremely simple and reliable. Because of the special design with a grooved rear side the cell has the inherent advantage of being bifacially sensitive.

In *fig. 1* the main processing steps of the Back-OECO solar cell are shown. First the front surface is textured with random pyramids by a conventional anisotropic KOH/IPA etch. The rear side is grooved by a fast rotating grinding tool (*fig. 1a*). Subsequently a diffusion barrier is obliquely evaporated on the rear side. Utilizing the self shading effect of the ridges the diffusion barrier is only deposited along the steep flanks and on the tops of the elevations without any masks or alignment (*fig. 1b*).

A conventional phosphorus diffusion with  $\text{POCl}_3$  follows at  $890^\circ\text{C}$  (*fig. 1c*). Low temperature ( $400^\circ\text{C}$ ) remote PECVD silicon nitride is used for passivation of the front surface (*fig. 1d*). Record low recombination velocities are achieved by this passivation [3]. Excellent surface passiva-

tion is crucial to reach high efficiencies for the Back-OECO cell [1]. The silicon nitride layer simultaneously acts as a very effective antireflection coating.

Contact metallization is performed by oblique evaporation of aluminum. This is a very elegant step for contact formation without any mask or alignment. Again the self shading effect of the ridges is used to deposit the metal fingers only on the steep flanks of the ridges (*fig. 1e*). By this method the separation of the p- and the n-contact is ingeniously simple and reliable. First the p-contact is evaporated from the same direction as the diffusion barrier, but with a smaller evaporation angle. Thus the metal fingers solely contact the bulk material but not the emitter. The emitter contact is obliquely evaporated from the opposite direction than the p-contact resulting in a high quality MIS-n<sup>+</sup>p-contact (*fig. 1f*). As the last step a remote PECVD silicon nitride layer is deposited on the rear surface as antireflection and passivation layer (*fig. 1g*).

The main features of this cell are:

- no front side grid shading,
- high quality MIS-n<sup>+</sup>p-contact scheme (Al/SiO<sub>x</sub>/n<sup>+</sup>p-Si) by self aligning, mask free oblique evaporation of aluminum
- excellent front surface passivation at low temperatures which acts simultaneously as ARC
- solely one high temperature step for the homogenous emitter
- optimum base thickness adjustable by grooving of the rear side
- bifacial sensitivity with low contact shading achieved without additional processing.

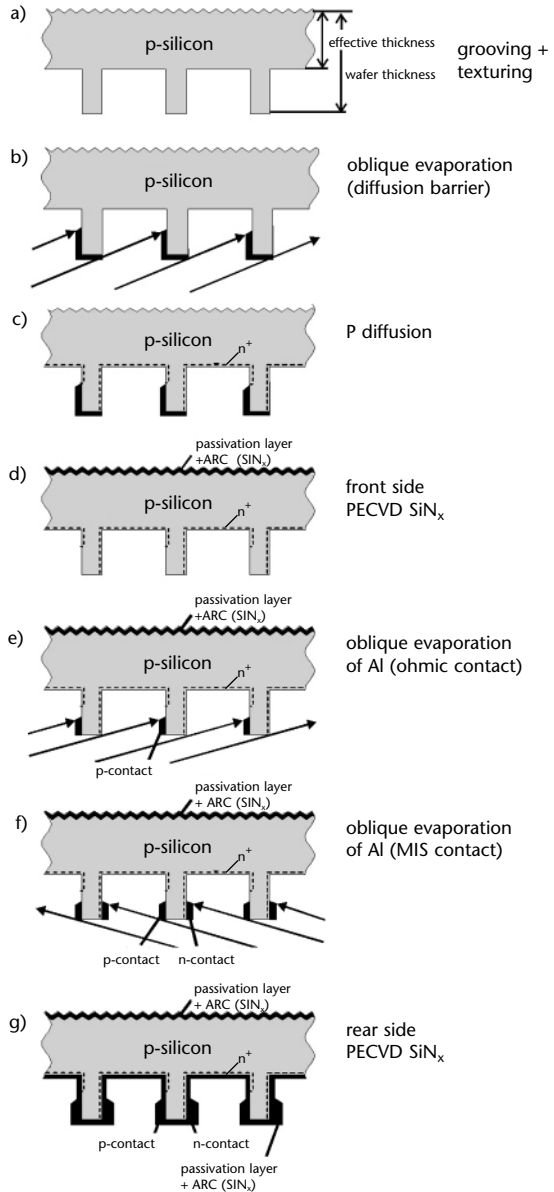


Figure 1 (a – g):  
Processing sequence  
of Back-OECO solar  
cells used in this work.  
Only industrially  
feasible, self-aligning  
steps are applied.

Efficiencies of 18.1% and 17.4% are obtained for front and rear side illumination (AM1.5G, 25°C), respectively. To our knowledge these are the highest values for back contacted cells fabricated without any masks or without photolithography. Up to now the design of neither the rear side structure nor the diffusion profile are optimized.

Device simulation predicts conversion efficiencies above 20% with parameters reachable by an industrially feasible technology [4]. By an improved rear side the efficiencies can be increased, so Back-OECO cells with efficiencies of up to 20% are expected in the near future.

## Literature

- [1] J.W. Müller, A. Merkle, and R. Hezel, Proc. PV 3<sup>rd</sup> World Conf. PVCEC, Osaka (2003), in press.
- [2] R. Hezel, C. Schmiga, A. Metz, Proc. 28<sup>th</sup> IEEE PVSC, Anchorage (2000), p. 184.
- [3] T. Lauinger, J. Moschner, A.G. Aberle, and R. Hezel, J. Vac. Sci. Technol. A 16 (1998), p. 530.
- [4] J.W. Müller, A. Merkle, and R. Hezel, Proc. PV in Europe Conf. and Exhib., Rome (2002), p. 248.

# Analysis of the Boron-Oxygen-related Performance Degradation of Czochralski Silicon Solar Cells

K. Bothe  
J. Schmidt  
ISFH  
karsten.bothe@isfh.de

The efficiency of silicon solar cells made on boron-doped Czochralski silicon (Cz-Si) is known to degrade under illumination or carrier injection by up to 10% (relative) in efficiency [1]. A boron- and oxygen-related metastable defect has been held responsible for this performance loss which is due to a decrease of the carrier lifetime [2, 3].

In order to study the fundamental physical mechanism underlying the defect formation, we have investigated the time and temperature dependence of the carrier lifetime and open-circuit voltage degradation in detail. The defect formation process can be characterized by a two-step mechanism. While the initial degradation is extremely fast, taking place on a time scale of seconds, the asymptotic degradation occurs on a time scale of hours and is thermally activated with an activation energy of 0.37 eV.

While the fast initial process might be attributed to a configurational change of a boron-oxygen-complex into a state of higher recombination activity, the second process is recombination enhanced [4] and diffusion limited. Due to a recombination event, a fast diffusing oxygen species, which might be the oxygen dimer  $O_{2i}$ , is transferred into a state of enhanced diffusivity and subsequently captured by a substitutional boron atom, forming a metastable electrically active defect complex  $B_3O_{2i}$ .

Analyzing more than 30 different Cz-Si materials we were able to clarify the dependence of the defect concentration  $N_t^*$  on the boron and oxygen concentration. While  $N_t^*$  is found to increase proportionally with the substitutional boron concentration  $[B_s]$  for all boron concentrations under investigation we found a more complex dependence in the case of oxygen. For interstitial oxygen concentrations  $[O_i]$  below  $4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ,  $N_t^*$  increases nearly linearly with  $[O_i]$ , whereas above  $4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , the dependence is found to be quadratic.

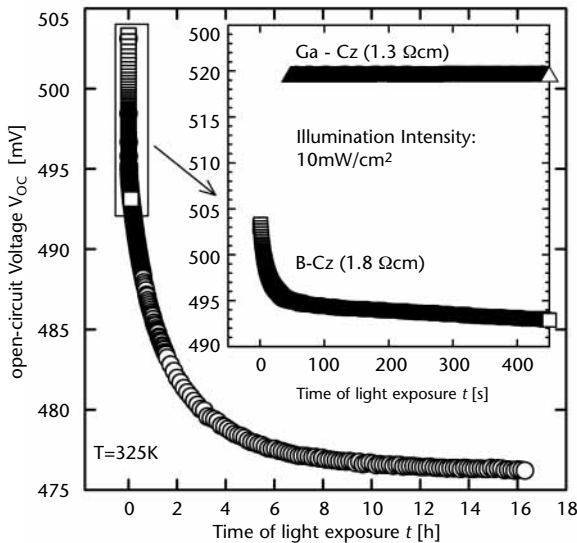


Figure 1:  
Degradation of the open-circuit voltage of a Cz-Si solar cell due to illumination of 0.1 sun. Made on Ga-doped silicon with comparable oxygen concentration the solar cell does not show any degradation.

Figure 2:

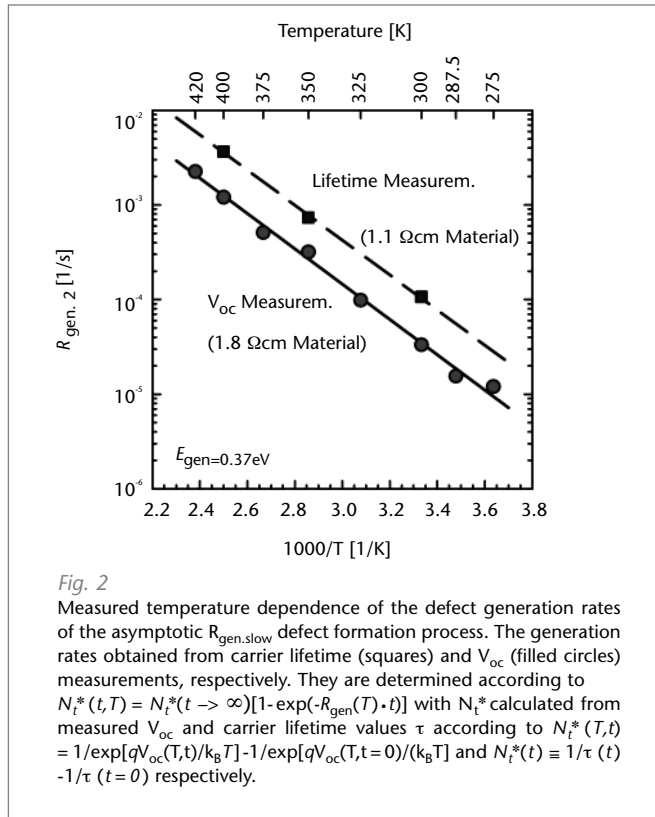


Fig. 2

Measured temperature dependence of the defect generation rates of the asymptotic  $R_{gen,slow}$  defect formation process. The generation rates obtained from carrier lifetime (squares) and  $V_{oc}$  (filled circles) measurements, respectively. They are determined according to  $N_t^*(t, T) = N_t^*(t \rightarrow \infty)[1 - \exp(-R_{gen}(T) \cdot t)]$  with  $N_t^*$  calculated from measured  $V_{oc}$  and carrier lifetime values  $\tau$  according to  $N_t^*(T, t) = 1/\exp[qV_{oc}(T, t)/k_B T] - 1/\exp[qV_{oc}(T, t=0)/(k_B T)]$  and  $N_t^*(t) \equiv 1/\tau(t=0)$  respectively.

Additionally, we have investigated the potential of a standard phosphorus emitter diffusion procedure to reduce the performance loss. By optimizing the cooling ramps, a significant reduction of the normalized defect density by a factor of up to 3.5 can be achieved. This reduction has not only been found in standard solar-grade Cz-Si but also in MCz-Si wafers with reduced oxygen concentration.

This project is funded by the BMBF under contract number 01SF0009.

## Literature

- [1] H. Fischer, W. Pschunder:  
10<sup>th</sup> IEEE PVSC, 1973, 404.
- [2] J. Schmidt, A. Aberle, R. Hezel:  
26<sup>th</sup> IEEE PVSC, 1997, 13.
- [3] S.W. Glunz, S. Rein, W. Warta, J. Knobloch,  
W. Wettling: 2<sup>nd</sup> WC PVSEC, 1998, 134.
- [4] K. Bothe, J. Schmidt, R. Hezel:  
Appl. Phys. Lett. 83 (6), 2003, 1125.

# Optische und Elektrische Charakterisierung von Silizium für die Photovoltaik

## Einführung und Motivation

J. Weber  
R. Beyer  
J. Bollmann  
E. Lavrov  
Technische Universität  
Dresden  
joerg.weber@  
physik.tu-dresden.de

Für die Effizienz von Solarzellen sind die elektrischen und optischen Eigenschaften des benutzten Halbleitermaterials entscheidend. Dies betrifft zum einen die Absorption der einfallenden Strahlung, wofür die Größe der Bandlücke der entscheidende Parameter ist. Zum anderen ist die Lebensdauer der erzeugten Ladungsträger von Bedeutung. Diese Lebensdauer kann sehr stark durch im Halbleiter vorhandene Defekte beeinflusst werden. Prinzipiell ist dieses Problem durch die Verwendung von hochreinen Halbleitermaterialien lösbar. Der Kostendruck für eine erfolgreiche Vermarktung von Solarzellen macht diesen Ansatz aber oftmals zunichte. Alternativ muss daher versucht werden, mit kostengünstigen Materialien zu arbeiten. Hierbei ist die Kontrolle und Passivierung von Defekten für den Erfolg entscheidend. Anhand verschiedener Messmethoden werden beispielhaft typische Fragestellungen beim Einsatz von Halbleitern in der Photovoltaik vorgestellt.

## Photolumineszenz von Silizium

Photolumineszenzmessungen bei tiefen Temperaturen an Siliziumproben zeigen die optischen Übergänge der Exzitonen, die ungebunden (FE) oder an den Dotieratomen gebunden (BE) auftreten können. Verunreinigungen (z. B. Übergangsmetalle) und Strahlenschäden zeigen meist exzitonsche Rekombinationen in einem Energiebereich weit unterhalb der Energie der Bandlücke. Intensive Untersu-

chungen der letzten Jahre erlauben eine zweifelsfreie chemische Identifizierung der an der Rekombination beteiligten Verunreinigungen. Quantitative Aussagen sind jedoch nur bei den Dotieratomen (Akzeptoren, Donatoren) möglich. Die Temperaturabhängigkeit der Lebensdauer der Band-Band-Rekombination kann auf geringste Konzentrationen von Rekombinationszentren zurückgeführt werden.

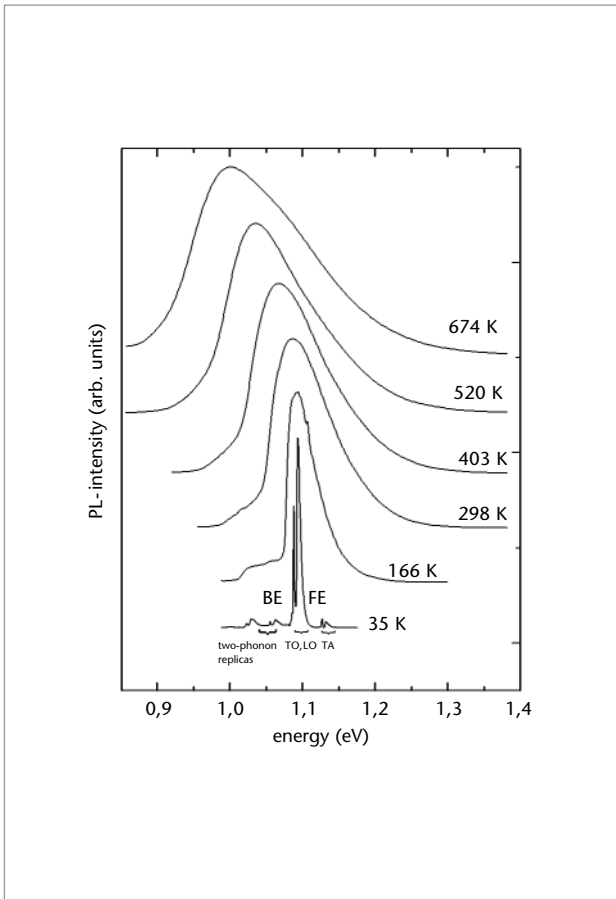


Abbildung 1:  
Photolumineszenz-  
spektren von Si  
bei verschiedenen  
Probentemperaturen [1]

## Wasserstoff in Halbleitern

Wasserstoff stellt im Prinzip die einfachste Verunreinigung in Halbleitern dar und hat damit für viele Überlegungen zum Verhalten von Defekten Modellcharakter. In der Photovoltaik hat sich die Wasserstoffpassivierung als Methode zur Verbesserung von Ausgangsmaterialien (polykristallines Si etc.) durchgesetzt. Wasserstoff kann über eine Vielzahl von Wegen in den Halbleiter gelangen, wobei dieser Einbau oft unkontrolliert oder sogar unbeabsichtigt verläuft.

Die Bildung von elektrisch passiven Wasserstoff-Komplexen mit Donatoren und Akzeptoren ist heute eine gut verstandene Eigenschaft des Wasserstoffs [2,3]. *Abb. 1* zeigt die Tiefenprofile der effektiven Bor-Akzeptorkonzentration, die an einer p-Typ-Si-Probe nach nasschemischem Ätzen bzw. anschließenden Ausheilsschritten bei 370 K unter einem elektrischen Gegenfeld (-15 V) gemessen wurden. Nach dem Ätzen beobachtet man im oberflächennahen Bereich ( $W < 2 \mu\text{m}$ ) zunächst eine verringerte Konzentration von elektrisch aktivem Bor aufgrund der Bildung neutraler Bor-Wasserstoff-Komplexe.

Während des thermischen Ausheilens dissoziieren diese Komplexe und die freigesetzten, positiv geladenen Wasserstoffionen driften unter Einwirkung des Gegenfeldes bis ans Ende der Raumladungszone ( $W \gg 5.5 \mu\text{m}$ ). Dort können sie mit den Bor-Akzeptoren erneut neutrale Komplexe bilden, was zu einer Abnahme der elektrisch aktiven Bor-Konzentration in diesem Bereich führt. Die zeitlichen Veränderungen der Konzentrationen von freiem atomarem Wasserstoff und Akzeptor-Wasserstoff-Paaren lassen sich quantitativ beschreiben und liefern wichtige Informationen zur Stabilität der Wasserstoff-Komplexe.

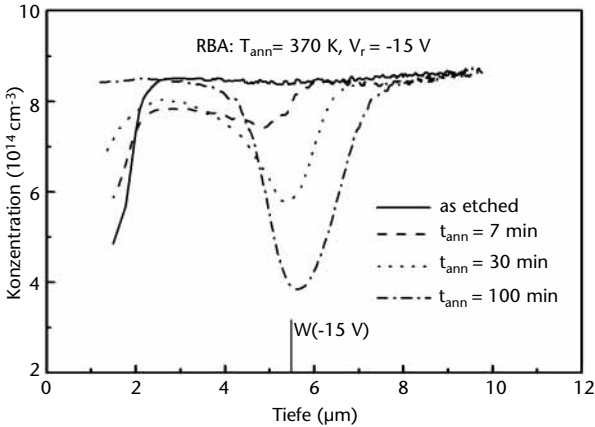


Abbildung 2:  
CV-Konzentrationsprofile von Bor-dotiertem p-Typ-Silizium nach nasschemischem Ätzen und anschließendem thermischen Ausheilen bei 370 K unter elektrischem Gegenfeld (reverse bias annealing - RBA). Die Profile wurden bei 300 K gemessen.

## Die Komplexbildung von Übergangsmetallen in Silizium

Übergangsmetalle in Silizium bilden elektrisch aktive Defekte mit charakteristischen tiefen Störstellenniveaus, die als Rekombinationszentren die Lebensdauer von Minoritätsladungsträgern maßgeblich beeinflussen. Übergangsmetalle neigen im Silizium aufgrund ihrer geringen Löslichkeit zur Komplexbildung. Da die Minoritätslebensdauer durch kleinste Konzentrationen von Rekombinationszentren drastisch beeinflusst wird, ist ein empfindlicher Nachweis dieser Defekte gefordert. Die Photolumineszenz und die Deep-Level-Transient-Spectroscopy (DLTS) haben sich als geeignete Messmethoden für den Nachweis dieser Defekte herausgestellt. Der Nachweis selbst geringer Kupferverunreinigungen ist durch das Photolumineszenzsignal  $\text{Cu}_{\text{PL}}$  des Cu-Cu-Paares möglich (ung.  $10^9 \text{ cm}^{-3}$ ). Wir konnten die Struktur dieses Paardefekts klären und ein DLTS-Signal ( $\text{Cu}_{\text{DLTS}}$ ) in p-Typ-Si bei  $E_V + 0.1 \text{ eV}$  mit dem Photolumineszenzsignal korrelieren [4].

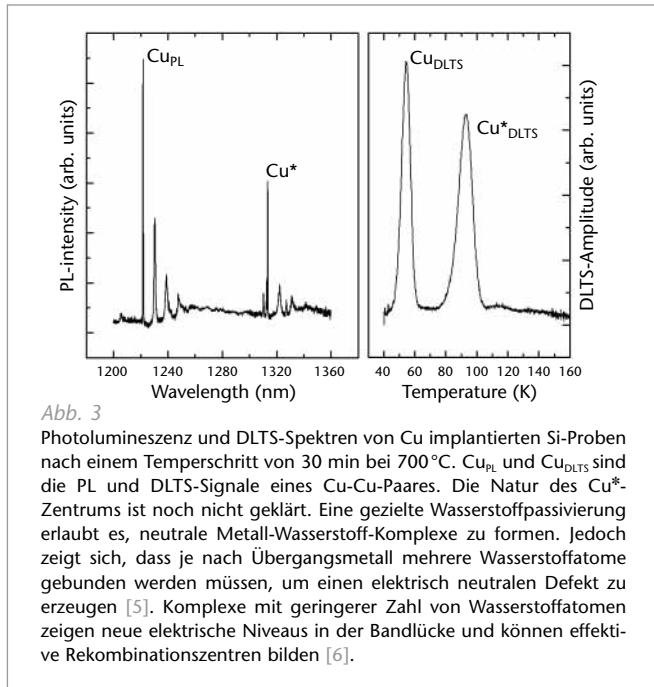


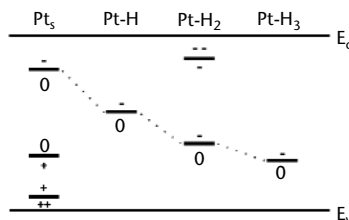
Abbildung 3:

Abb. 3

Photolumineszenz und DLTS-Spektren von Cu implantierten Si-Proben nach einem Tempersschritt von 30 min bei 700 °C.  $Cu_{PL}$  und  $Cu_{DLTS}$  sind die PL und DLTS-Signale eines Cu-Cu-Paares. Die Natur des  $Cu^*$ -Zentrums ist noch nicht geklärt. Eine gezielte Wasserstoffpassivierung erlaubt es, neutrale Metall-Wasserstoff-Komplexe zu formen. Jedoch zeigt sich, dass je nach Übergangsmetall mehrere Wasserstoffatome gebunden werden müssen, um einen elektrisch neutralen Defekt zu erzeugen [5]. Komplexe mit geringerer Zahl von Wasserstoffatomen zeigen neue elektrische Niveaus in der Bandlücke und können effektive Rekombinationszentren bilden [6].

In *Abb. 4* sind die elektrischen Niveaus der verschiedenen Pt-Wasserstoff-Komplexe gezeigt. Erst der Komplex mit 4 Wasserstoffatomen ist elektrisch neutral. Infrarotabsorptionsmessungen der Schwingungsbanden der  $PtH_n$ -Komplexe erlauben einen quantitativen Vergleich der Effizienz verschiedener Passivierungsmethoden.

Abbildung 4:  
Elektrische Niveaus  
von Pt und Pt-H-  
Komplexen in Si

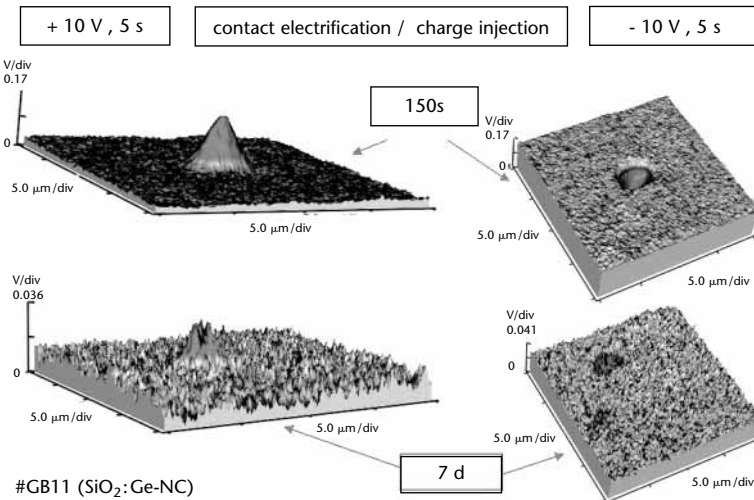


## Ladungsspeicherung in Oxidschichten

Um die in einem Halbleiterbauelement aneinander grenzenden Materialien, z. B. Si, SiO<sub>x</sub>, Metalle und Kunststoffe, voneinander unterscheiden zu können, stehen viele raster-sonden-mikroskopische Verfahren zur Verfügung. Mittels Scanning Capacitance Microscopy (SCM) bestimmen wir die lokale Ladungsträgerkonzentration und mittels der Electric Force Microscopy (EFM) laterale Unterschiede der Di-Elektrizitätskonstanten. *Abb. 5* zeigt ein Beispiel einer SiO<sub>2</sub>-Schicht, in die Ladungsträger injiziert wurden. Die Qualität der Schicht bestimmt die zeitliche Veränderung der Ladungsträgerverteilung.

*Abbildung 5:*  
SCM image (20 x 20µm)  
nach Ladungsinjektion  
(10 V), gemessen an  
einer Ge-implantierten  
SiO<sub>2</sub>-Schicht

### Charge deay / retention



## Literatur

- [1] V. Alex, S. Finkbeiner and J. Weber,  
J. Appl. Phys.79, 6943 (1996).
- [2] J. Weber, Electrochemical Society Proceedings,  
Volume 2001-29, Editors B.O. Kolbesen, C. Clays,  
P. Stallhofer, F. Tardiff, p.53.
- [3] T. Zundel and J. Weber, Phys. Rev. B 39,  
13549 (1989).
- [4] S. Knack, J. Weber and H. Lemke,  
Physica B 273-274} 387 (1999).
- [5] S. Knack and J. Weber, Phys. Rev. B 65,  
165203-1 (2002).
- [6] J.-U. Sachse, E.Ö. Sveinbjörnsson, N. Yarykin,  
J. Weber, Mat. Science & Engineering B 58,  
134 (1999).
- [7] J.-U. Sachse, E.Ö. Sveinbjörnsson, W. Jost,  
J. Weber, H. Lemke, Appl. Phys. Lett. 70,  
1584 (1997).