

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

G. Mochmann

Laserkristallisation von Silizium-
schichten auf Glas- und Kunststoff-
substraten für die Herstellung
verbesserter Dünnschichttransistoren

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW

Herausgegeben von

Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart
Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW)

Das Strahlwerkzeug Laser gewinnt zunehmende Bedeutung für die industrielle Fertigung. Einhergehend mit seiner Akzeptanz und Verbreitung wachsen die Anforderungen bezüglich Effizienz und Qualität an die Geräte selbst wie auch an die Bearbeitungsprozesse. Gleichzeitig werden immer neue Anwendungsfelder erschlossen. In diesem Zusammenhang auftretende wissenschaftliche und technische Problemstellungen können nur in partnerschaftlicher Zusammenarbeit zwischen Industrie und Forschungsinstituten bewältigt werden.

Das 1986 gegründete Institut für Strahlwerkzeuge der Universität Stuttgart (IFSW) beschäftigt sich unter verschiedenen Aspekten und in vielfältiger Form mit dem Laser als einem Werkzeug. Wesentliche Schwerpunkte bilden die Weiterentwicklung von Strahlquellen, optischen Elementen zur Strahlführung und Strahlformung, Komponenten zur Prozeßdurchführung und die Optimierung der Bearbeitungsverfahren. Die Arbeiten umfassen den Bereich von physikalischen Grundlagen über anwendungsorientierte Aufgabenstellungen bis hin zu praxisnaher Auftragsforschung.

Die Buchreihe „Laser in der Materialbearbeitung – Forschungsberichte des IFSW“ soll einen in der Industrie wie in Forschungsinstituten tätigen Interessentenkreis über abgeschlossene Forschungsarbeiten, Themenschwerpunkte und Dissertationen informieren. Studenten soll die Möglichkeit der Wissensvertiefung gegeben werden.

Laserkristallisation von Siliziumschichten auf Glas- und Kunststoffsubstraten für die Herstellung verbesserter Dünnschichttransistoren

von Dr.-Ing. Gunter Mochmann
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · Wissenschaft
München

D 93

Als Dissertation genehmigt von der Fakultät für Konstruktions- und Fertigungstechnik
der Universität Stuttgart

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel
Mitberichter: Prof. i. R. Dr.-Ing. habil. Ernst Lüder

<p>Die Deutsche Bibliothek – CIP-Einheitsaufnahme</p> <p>Ein Titeldatensatz für diese Publikation ist bei Der Deutschen Bibliothek erhältlich</p>

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2001

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung, des Nachdrucks, der Entnahme von Abbildungen, der Wiedergabe auf photomechanischem oder ähnlichem Wege und der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen bleiben – auch bei nur auszugsweiser Verwendung – vorbehalten.

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2001

ISBN 3-89675-811-X

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München
Tel.: 089/277791-00 – Fax: 089/277791-01

Kurzfassung

Mit Hilfe der Lasertechnik sollen beim Bau von Flachbildschirmen externe Elektronikbausteine (ICs) eingespart werden. Diese Bausteine stellen die Helligkeit und die Farbe der Bildpunkte ein. Bisher werden diese Komponenten mit einem fehleranfälligen und personalintensiven Kontaktierungsverfahren an die einzelnen Zeilen- und Spaltenleitungen des Flachbildschirms angeschlossen. Die Bauteilkosten sowie der intensive Personalaufwand für deren Kontaktierung können vermieden werden, wenn eine elektronische Treiberschaltung aus Dünnschichttransistoren die Aufgaben der externen Elektronikbausteine übernimmt.

Eine solche Treiberschaltung kann kostengünstig direkt auf der Glasplatte neben den Bildpunktbereichen hergestellt werden, wofür Transistoren mit Taktfrequenzen im MHz-Bereich erforderlich sind. Derart schnelle Transistoren können nur aus einem Halbleitermaterial mit hoher Elektronenbeweglichkeit hergestellt werden. Da die amorphe, wasserstoffhaltige (a-Si:H) Siliziumhalbleiterschicht auf einer solchen Glasplatte eine zu geringe Elektronenbeweglichkeit aufweist, lassen sich damit jedoch nur relativ langsame Transistoren herstellen. Durch eine Umwandlung der amorphen Siliziumhalbleiterschicht in eine polykristalline Schicht kann die Elektronenbeweglichkeit in der ca. 60 nm dünnen Siliziumschicht deutlich verbessert werden. Wird die Schicht aufgeschmolzen, findet beim Abkühlen ein Kristallisationsprozess statt, bei dem eine Umwandlung vom amorphen in einen polykristallinen Zustand erfolgt.

Um zu vermeiden, dass beim Aufschmelzen austretender Wasserstoff zur Schichtschädigung führt, wird zunächst ein Laserprozess zur Schichtwasserstoffgehaltsreduzierung angewendet. Anschließend kann das Silizium in einem zweiten Laserprozess bei hoher Energiedichte (400 bis 550 mJ/cm²) aufgeschmolzen und in den polykristallinen Zustand überführt werden. Bei der Transistorherstellung ist eine thermische Nachbehandlung zur elektrischen Aktivierung von dotierten Schichtbereichen notwendig. Diese Dotierstoffaktivierung wird mit einem dritten Laserprozess durchgeführt.

Mit den in dieser Arbeit ermittelten Parametern für diese drei Laserprozesse wird die Elektronenbeweglichkeit im Silizium von etwa 0,7 auf etwa 80 cm²/Vs verbessert. Aus diesem erzeugten polykristallinen Halbleitermaterial können dann Transistoren hergestellt werden, deren Qualität ausreichend ist, um die Schaltung auf der Glasplatte zu realisieren. Damit ist die technologische Grundlage für die Herstellung von kostengünstigen Flachbildschirmen geschaffen.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung.....	5
Inhaltsverzeichnis.....	7
Symbole und Einheiten.....	11
Extended Abstract.....	15
1 Einleitung.....	21
1.1 Hintergrund und Motivation.....	21
1.2 Zielsetzung der Arbeit	23
1.3 Vorgehensweise und Aufbau der Arbeit	24
2 Elektrische Schaltkreise aus Dünnschichttransistoren.....	26
2.1 Integrierte Zeilentreiberschaltung bei Flachbildschirmen	26
2.2 Aufbau und Funktionweise von Dünnschichttransistoren.....	28
2.3 Herstellung von TFTs unter Nutzung des Lasers.....	31
2.3.1 Top Gate TFT.....	32
2.3.1.1 Aufbau und Prozessschritte	32
2.3.1.2 Mit dem Laser durchgeführte Prozessschritte.....	35
2.3.2 Bottom Gate TFT	40
2.3.2.1 Aufbau und Prozessschritte	40
2.3.2.2 Mit dem Laser durchgeführte Prozessschritte.....	41
3 Laserbearbeitungsstation	43
3.1 Strahlquelle	44
3.2 Elemente zur Strahlformung und -diagnose	46
3.3 Bearbeitungskammer	49
3.4 Mögliche Bearbeitungsstrategien.....	51
3.4.1 Bearbeitung mit kontinuierlichem Vorschub (Scannen)	51
3.4.2 Bearbeitung ohne Vorschub (Step and Repeat).....	51
4 Aufheizung dünner Schichten durch Bestrahlung mit gepulster Laserenergie.....	53
4.1 Lichteinkopplung in Materie.....	54
4.2 Wärmeleitung.....	55

4.3 Optische Materialeigenschaften	57
4.3.1 Reflexionsgrade von amorphen und kristallinen Schichten	57
4.3.2 Einfluss von Deckschichten auf die Reflexionsgrade	59
4.3.3 Zusammenfassung der optischen Materialeigenschaften	62
4.4 Thermische Materialeigenschaften	63
4.5 Berechnung von Temperaturverläufen	65
4.5.1 Modellbeschreibung	65
4.5.2 Räumliche und zeitliche Temperaturverläufe	67
4.5.3 Abstrahlverluste	70
4.5.4 Räumliche und zeitliche Temperaturverläufe bei Deckschichtsystemen	71
4.6 Fazit zu Kapitel 4	73
5 Temperaturverlauf als Basis zur Ermittlung der Prozessparameter	75
5.1 Berechnung der Schwellenergien für Anschmelzen, Durchschmelzen und Sieden... 76	
5.2 Entstehung einer polykristallinen Schicht mit Körnern	80
5.2.1 Kristallisationsvorgang	81
5.2.2 Abschätzung der Korngrößen	83
5.2.3 Einfluss verschiedener Prozessparameter auf die Korngröße	86
5.3 Diskussion der Ergebnisse	88
5.4 Fazit zu Kapitel 5	88
6 Laserbasierte Prozessschritte	90
6.1 Wasserstoffaustrieb	91
6.1.1 Schwellenergiedichten bei verschiedenen Schichtwasserstoffgehalten und Deckschichtdicken	91
6.1.2 Verfahren zur Bestimmung geeigneter Laserparameter für die Schichtwasserstoffgehaltsreduzierung	93
6.1.3 Wasserstofftiefenprofile von offen- und lasergetemperten Schichten	96
6.1.4 Laserparameter für Bottom Gate- und Top Gate-Schichtsysteme	99
6.2 Kristallisation	100
6.2.1 Kristallisationsmodell	101
6.2.2 Kristallinität	103
6.2.2.1 Lasergetemperte Schicht A	106
6.2.2.2 Ungetemperte Schicht B	107
6.2.2.3 Ofengetemperte Schicht B mit und ohne Deckschichten	107
6.2.2.4 Wasserstofffreie Schicht C	109
6.2.3 Korngrößen	111

6.2.3.1 Lasergetemperte Schicht A.....	112
6.2.3.2 Ungetemperte Schicht B	116
6.2.3.3 Ofengetemperte Schicht B.....	120
6.2.4 Rauigkeit (Schicht A, B, C)	127
6.3 Dotierstoffaktivierung	129
6.3.1 Bestimmung des Flächenwiderstandes (Schicht A)	130
6.3.2 Tiefenprofile der Dotierstoffkonzentration (Schicht B).....	132
6.4 Fazit zu Kapitel 6	135
7 Musterbauteile auf Glassubstraten mit laserkristallisiertem Halbleiterkanal.....	138
7.1 Top Gate TFTs.....	139
7.2 Bottom Gate TFTs.....	140
7.3 Integrierte Treiberschaltung	142
7.3.1 Geeignete Laserparameter für homogene elektrische Eigenschaften	143
7.3.2 Maßnahmen zur Erhöhung der Produktionsausbeute.....	145
7.3.3 Ermittlung der Taktzeit für die Laserbearbeitung.....	146
7.4 Beurteilung der Analyseverfahren	148
7.5 Fazit zu Kapitel 7	150
8 Zusammenfassung und Ausblick	152
Literaturverzeichnis.....	159

Symbole und Einheiten

Symbol	Einheit	Bedeutung
A	1	Absorptionsgrad
a	m	Keimanzahl pro cm
a _{SC}	1	Schußzahl bei repetierender Bestrahlung (Scannende Bearbeitung)
a _{SAR}	1	Schußzahl bei repetierender Bestrahlung (Bearbeitung ohne Vor-schub)
B	m	Strahlbreite
c ₀	ms ⁻¹	Vakuumlichtgeschwindigkeit = 3·10 ⁸
c _H	at. %	Atomgewichtsprozent
c _p	Jg ⁻¹ K ⁻¹	Spezifische Wärmekapazität
d	m	Geometrische Schichtdicke
E _{Besch}	eV	Beschleunigungsenergie bei der Ionenimplantation
E	Vm ⁻¹	Elektrische Feldstärke
E _p	eV	Photonenenergie
f _p	s ⁻¹	Pulsfolgefrequenz
H	Jm ⁻²	Energiedichte
H _d	Jm ⁻²	Energiedichte, bei der die Schicht komplett durchgeschmolzen wird
H _{d*}	Jm ⁻²	Energiedichte, bei der die Schicht bis auf wenige Siliziumatom-gruppen durchgeschmolzen wird
H _{max}	Jm ⁻²	Energiedichte, bei der die Schicht geschädigt wird
H _{min}	Jm ⁻²	Energiedichte, bei der ein Farbumschlag der Schicht beobachtet wird
I	A	Stromstärke
I _{on}	A	Stromstärke eines Transistors im leitenden Zustand
I _{off}	A	Stromstärke eines Transistors im sperrenden Zustand
k	1	Extinktionskoeffizient
K	Wm ⁻¹ K ⁻¹	Wärmeleitfähigkeit
K _m	cm ⁻³ s ⁻¹	Keimbildungsrate
L	m	Strahllänge

l_a	μm	Absorptionstiefe
L_s	Jg^{-1}	Schmelzenthalpie
n	1	Brechungsindex
P	W	Leistung
p	Nm^{-2}	Druck
P_{av}	W	Mittlere Leistung
Q	J	Pulsenergie
R	1	Reflexionsgrad
R_{\square}	Ω/\square	Elektrischer Flächenwiderstand (gemessen über zwei Elektroden, die an gegenüberliegenden Seiten eines Quadrats angebracht sind)
s	%	Standardabweichung
S	m	Gangunterschied (Differenz der Laufstrecken zweier Wellen am Ort der Überlagerung)
T_S	1	Transmissionsgrad
T	K	Temperatur
T_{max}	K	Temperatur, bei der das Material geschädigt wird
t	s	Zeit
t_K	s	Keimverzögerungszeit
T_{ma}	K	Schmelztemperatur von amorphem Silizium
T_{mc}	K	Schmelztemperatur von kristallinem Silizium
T_{Siede}	K	Siedetemperatur von Silizium
T_{Sub}	$^{\circ}\text{C}$	Substrattemperatur
U	V	Elektrische Spannung
v_m	ms^{-1}	Wachstumsgeschwindigkeit (Kristallisations- oder Schmelzfront)
x	m	Auslenkung
z	nm	Schichttiefe (gemessen von der Schichtoberfläche)
α	m^{-1}	Absorptionskoeffizient
χ	m^2s^{-1}	Temperaturleitfähigkeitskoeffizient
δ	μm	Wärmediffusionslänge
ε	1	Emissivität
γ	s^{-1}	Dämpfungsfaktor
λ_0	m	Wellenlänge im Vakuum
λ	m	Wellenlänge im Medium
μ_e	$\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$	Elektronenbeweglichkeit
μ_f	$\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$	Transistor-Feldeffektbeweglichkeit

ρ_s	Ωcm	Spezifischer Widerstand
ρ	kgm^{-3}	Dichte
σ	$\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-4}$	Stefan-Boltzmann-Konstante = $5,67 \cdot 10^{-6}$
σ_P	%	Pulsstabilität
τ_H	s	Pulsdauer
ν	s^{-1}	Frequenz der elektromagnetischen Strahlung
ω	s^{-1}	Kreisfrequenz

Abkürzungen

	<i>Englische Bezeichnung</i>	<i>Deutsche Bezeichnung</i>
AFM	Atomic Force Microscopy	Rasterkraftmikroskopie
AMLCD	Aktiv Matrix Liquid Crystal Display	Flüssigkristallbildschirm mit aktiver Bildpunktmatrix
CVD	Chemical Vapour Deposition	Schichtabscheidung aus der Gasphase
ED	Electron Defraction	Elektronenstrahlbeugung
ERDA	Elastic Recoil Detection Analysis	Elastische Rückstoßmethode
FET	Field Effect Transistor	Feldeffekttransistor
HF	Hydrofluoric Acid	Fluorwasserstoff (Flußsäure)
IAD	Ion Assisted Deposition	Ionenassistierte Schichtabscheidung
IC	Integrated Circuits	Integrierte Schaltungen
LPCVD	Low Pressure Chemical Vapour Deposition	Schichtabscheidung aus der Gasphase bei niedrigem Prozesskammerdruck
MOSFET	Metal Oxid Semiconductor Field Effect Transistor	Metall Oxid Halbleiter Feldeffekttransistor
OLED	Organic Light Emitting Diode	Leuchtdiode aus organischem Material
PECVD	Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition	Plasmaunterstützte Schichtabscheidung aus der Gasphase
PI	Polyimide (Kapton)	Polyimid (Kapton)
PVD	Physical Vapour Deposition	Kathodenzerstäubung (Sputtern)
QVGA	Standard Displayresolution	Standard Bildschirmauflösung

	(240 lines, 3x360 columns)	(240 Zeilen, 3x360 Spalten).
RT	Room Temperature	Raumtemperatur
SEM	Scanning Electron Microscopy	Rasterelektronenmikroskopie (REM)
SIMS	Secondary Ion Mass Spectroscopy	Sekundärionen- Massenspektroskopie
SLG	Super Lateral Grain growth	Laterales Kornwachstum
TEM	Transmission Electron Microscopy	Transmissions-Elektronen- mikroskopie
TFT	Thin Film Transistor	Dünnschichttransistor
UV	Ultra Violet	Ultra Violett
XRD	X-Ray Diffraction	Röntgenbeugungsanalyse
XVGA	Standard Display resolution (1024x768 Pixels)	Standard Bildschirm- auflösung (1024x768 Bildpunkte)

Extended Abstract

The study proposes the deployment of Laser Technology in the production of flat TFT screens (Thin Film Transistor: TFT) to eliminate the need for an external electronic package (driver ICs). These components are adjusting the brightness and the colour of the pixels. To date these components are attached to the individual line and column lines of the display by a defect-prone and personnel-intensive contacting process. The component costs as well as the intensive personnel expenditure for its application become obsolete, through the integration of the electronic driving circuits as thin film transistors directly onto the display substrate.

The TFTs of the integrated driving circuit can be manufactured together with the pixel TFTs directly on the glass plate next to the pixel areas without any additional photolithographic patterning step. An operating speed of the transistors at clock frequencies in the MHz-range is essential for this application. Such fast transistors can only be manufactured with semiconductor material of high electron mobility. Since the amorphous, hydrogenated silicon semiconductor (a-Si:H) on the glass plate is characterized by a low electron mobility, only transistors operating with relatively slow switching speed can be manufactured with this initial material. By transforming the amorphous silicon semiconductor layer into a polycrystalline layer, the electron mobility of the transformed silicon layer can be improved remarkably. The transformation process is initiated by fusing the surface layer of silicon. When the fused silicon cools down, a crystallization process transforms the silicon from the amorphous into a polycrystalline status.

Since the glass substrate is not resistant to high temperature, the heating process can damage it. To avoid the high glass temperature, this study involves the use of an excimer laser for fusing the silicon. With the special characteristics of this laser it is possible to heat only the surface layer of the silicon to very high temperatures without damaging the glass substrate.

The study investigates a range of silicon layers and layering systems with transparent capping layers. In order to calculate the layer heating by pulsed laser radiation, their optical and thermal material properties were determined. The proportion of the laser radiation, contributing to the layer heating has been investigated. The results show, that the silicon layers do not transmit radiation with the wavelength of the laser. Independ-

ent of the deposition procedure, the hydrogen content and the layer status (amorphous or crystalline), the same absorption and reflection rates were measured on the samples ($A=0,4$, $R=0,6$).

Depending on its thickness, the capping layer can work either as a reflective layer or as an absorptive layer (coupling layer). Layer systems with a 55 nm thick capping layer (coupling layer), are therefore absorbing 1,65 or 1,57 times more laser energy compared to layer systems without or with 105 nm capping layer (reflective layer). For that reason, significantly less laser energy is required for the same layer heating when using a 55 nm thick coupling layer.

If one operates with power densities, which do not fuse the whole layer, no crystallization occurs within the non-liquefied boundary layer between silicon and glass. Therefore these parts of the layer remain amorphous. The case of complete fusion of the silicon by the laser with the emergence of the polycrystalline coating structure is described by using the calculated cooling rate of the silicon layer, together with the temperature-dependent nucleation rate and the crystallite growth velocity. It is estimated that the sizes of the crystallites are between 15 and 70 nm.

A number of different silicon layers were processed with the laser in order to develop the laser-based processes of dehydrogenation, crystallization and activation. The hydrogen contents of these layers were determined with values between 0 and 3,3 at.%. Additionally, for one layer material, the effect of pre-treatment in a pre-bake furnace, as well as the influence of two capping layer-thicknesses on the process result were examined. In addition a polyimide foil was used as a substrate for the silicon layer. The deposition parameters have been specifically optimized for this silicon layer. With the experimental examination of the appropriate energy levels for the processing of these layer systems, the influences of layer deposition procedure and parameters, hydrogen content, number of irradiation, thickness of the capping layer and the substrate material have been explored.

The a-Si:H-layer has already been proved successful in the production of flat panel displays with the pixel transistors (TFTs with amorphous semiconductor channel). However, this silicon is not suitable for the laser crystallization without pre-treatment, since the evaporating hydrogen damages the layer. Therefore a procedure for the dehydrogenation had to be developed, for the prior hydrogen content reduction of the silicon in the driver TFT area. After a twofold **laser dehydrogenation** process, depth-resolved hydrogen content analyses proved that the hydrogen in the silicon can be almost completely removed. After this pre-treatment it is possible to fuse the layer with the laser completely and thus achieve total crystallization.

In connection with the **laser crystallization** of the 63 nm thin silicon layers a strong dependency of the developing grain size was observed on the power density. X-ray diffraction analyses showed, that the substrate heating influences the crystallization process only to an extent that 10 % less laser energy is necessary for the production of the same crystallinity with pre-heated samples.

Furnace-dehydrogenated silicon with small hydrogen content has three energy regions, which result in characteristic grain size. Low and high laser energy produces grains with a diameter smaller than the layer thickness. In between these narrow limited energy ranges ($525 \text{ mJ/cm}^2 \pm 10 \%$), grains with a lateral expansion up to $1 \mu\text{m}$ are generated. This phenomenon is observed in layer systems with and without capping layers. Layer systems with a coupling layer (55 nm) require less laser energy, and have a larger relative range of tolerance ($210 \text{ mJ/cm}^2 \pm 15 \%$). The same energy ranges were also observed using x-ray diffraction analyses.

If the laser-dehydrogenated a-Si:H-silicon layers are crystallized, one observes likewise three energy regions, which lead to characteristic grain size. Low and high energy generate small grains, while there is a narrow power density region ($480 \text{ mJ/cm}^2 \pm 10 \%$), in which single irradiation generates grains with a diameter between $0,2$ and $2 \mu\text{m}$. By repeated irradiation with this power density one produces a more homogeneous grain size distribution. Again, the characteristic energy regions could be determined with x-ray diffraction analyses.

Laser processed layer systems without capping layers are showing material accumulations (hillocks) at the grain boundaries. The heights of these hillocks are independent of the layer deposition procedure and of the hydrogen content of the layer. If a capping layer is deposited on the silicon before the crystallization step, the hillock formation can be avoided completely.

For the development of the activation step of ion implanted layer areas, amorphous and crystalline initial material were doped with phosphorus atoms and annealed afterwards with the laser. The excimer **laser activation** process step activates electrically the dopants resulting in ohmic contact to the contact-metallization. At the interface of capping layer and silicon, independent of the structure of the initial layer (amorphous or crystalline), the phosphorus concentration does not change after the laser annealing process.

For laser-dehydrogenated, laser-crystallized, ion implanted layer systems with 105 nm thick capping layer, it was demonstrated, that a only twofold irradiation with 350

mJ/cm² per location produces at the silicon layer an area resistance of $R_{\square}=1,6 \text{ k}\Omega/\square$, which is suitable for the TFT production.

Top gate and bottom gate TFTs were manufactured with the furnace-dehydrogenated, laser-crystallized layer systems. For the bottom gate transistor TFT field effect mobilities up to $38 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ were found (compared to $\mu_{\text{amorph}}=0,7 \text{ cm}^2/\text{Vs}$). The best top gate TFTs achieved field effect mobilities up to $81 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. The bottom gate TFT's lesser mobility is due to the high temperature exposure of the interface Si/TFT gate oxide during the laser treatment. This area is sensitive for the transistor's functionality and could have been easily damaged in the process. Furthermore non fused amorphous layer sections or tensions within the layer system could have impaired the TFT performance.

The study shows, that the energy-dependent field effect mobility of bottom gate and top gate TFTs correlates with the crystallinity (from x-ray diffraction analyses). Hence the energy range in which transistors show the highest TFT field effect mobility can be determined reliably by x-ray diffraction and grain size analyses.

The samples of furnace-dehydrogenated and laser-crystallized layer systems show sufficiently high TFT switching speeds. They prove the usefulness of the developed procedures: crystallization and activation.

It has been demonstrated, that the introduction of a capping layer before the laser crystallization suppresses the formation of hillocks. It hence can be used to increase the process reliability in the production of the integrated driving circuit. If this layer works as a coupling layer, less laser energy is required.

A new manufacturing process and a new processing system were conceived in connection with the development of the laser manufacturing process of the shift register TFTs (subject of this study). The design of the system, the specifications of the laser, the optics and the process unit itself were developed in close co-operation with Dr.-Ing. G. Mörsch¹, Dipl.-Ing. (FH) G. Wolbold² and component suppliers^{3,4,5,6}. At the time of

Extended Abstract:

¹ Robert Bosch GmbH, Microsystems, Laser Technology and Thin Film Technology Department (FV/FLD), Corporate Research and Development, Stuttgart, Germany

² Dipl.-Ing. (FH) G. Wolbold, Engineering Consultancy (Laser- and Phototechnology in the Production), Magstadt, Germany

³ Exitech Ltd., Oxford, United Kingdom

⁴ Lambda Physik AG, Göttingen, Germany

⁵ Microlas Lasersystem GmbH, Göttingen, Germany

⁶ Antec GmbH (Angewandte Neue Technologien GmbH), Kelkheim/Ts., Germany

writing the prototype laser processing system was installed in the Bosch laser laboratory¹. The scientific studies were carried out together with different analytical departments of Bosch¹ and institutes of universities^{7,8,9,10,11,12,13}.

Using the described laser processing system the total processing time for a 5-inch flat panel display has been estimated to be 15 minutes. Most of this time is required to establish the vacuum in the processing chamber and the substrate handling. The laser processing itself takes only about 30 seconds. In addressing this disproportionality two possibilities for processing time reduction are described.

On the one hand, the definition of deposition parameters of the silicon layer on the base material, that the silicon layer contains sufficient hydrogen to produce well functioning a-Si TFTs, but not enough to require laser dehydrogenation at all. Thus effectively saving 98 % of the previous total process time.

On the other hand, the integration of the laser dehydrogenation process into a modern multi-chamber-processing unit, as common in the semiconductor industry. This would reduce the time requirement for vacuuming of the processing chamber and substrate processing. As a result the throughput for the entire system is increased. In this type of equipment a handling robot located in the pre-vacuum chamber transfers the substrate into the actual processing chamber. Due to the air-lock function of the pre-vacuum chamber (load lock function) the vacuum between the process steps does not have to be disrupted anymore. The costs for this modification of the laser processing system are justified by the enhancement of the production capacity. The times for the evacuation and substrate handling will be shortened to approx. 30 seconds. Thus the cycle times for the laser-based transformation of silicon layers can be kept at approx. 60 seconds, which is a typical cycle time in display production. If the economy and the reliability of this procedure is proved in the production of large numbers, its application in mass-production could commence.

Extended Abstract:

⁷ Institute for Network and Systems Theory, Flat panel display laboratory, University Stuttgart, Germany

⁸ Institute of Physical Electronis, Crystalline Silicon Group, University Stuttgart, Germany

⁹ Institute for Physical High Technology, Division for Laser Technology, Jena, Germany

¹⁰ Institute of Microcharacterisation and Laboratory for High-Resolution Electron Microscopy, Department of Materials Science, University Erlangen-Nürnberg, Germany

¹¹ Fraunhofer Institute for Material and Beam Technology, Department Materials Engineering, Dresden, Germany

¹² Max-Planck-Institut für Metallforschung, Ion Group at the Pelletron Accelerator, Stuttgart, Germany

¹³ Institute for Microelectronics, University Stuttgart, Germany

Since plastics would be damaged at temperatures above 300 °C, common manufacturing processes for polycrystalline silicon cannot be deployed. This study has demonstrated that the excimer laser used is suitable to produce polycrystalline silicon on a polyimide foil. This opens the possibility for flexible displays with driving circuits manufactured on the display substrate itself.

The possibility to also manufacture electrical circuits on flexible substrates with the help of an excimer laser offers interesting perspectives for further future developments in laser technology.

1 Einleitung

1.1 Hintergrund und Motivation

Flachbildschirme haben wegen ihres geringen Platzbedarfes in den letzten Jahren starke Verbreitung gefunden. Der Flüssigkristallbildschirm ist die gängigste Bauart (Aktiv Matrix Liquid Crystal Display: AMLCD), die sich durch gute optische Eigenschaften und geringen Stromverbrauch auszeichnet. Ein AMLCD besteht im Wesentlichen aus elektronischen Bausteinen, einer Lichtquelle und aus zwei Glasplatten, zwischen denen sich die Flüssigkristallschicht befindet.

Fortschreitende Miniaturisierung und der Versuch bei der Bildschirmfertigung durch Reduzierung der Anzahl der Einzelteile Kosten zu sparen, motivierte die Untersuchungen dieser Arbeit. Unter Verwendung der Lasertechnik sollen die Voraussetzungen für die Herstellung einer Schaltung aus Transistoren direkt auf einer Glasplatte geschaffen werden. Diese Schaltung aus sogenannten **Dünnschichttransistoren** (Thin Film Transistors: TFTs) ersetzt die bislang verwendeten elektronischen Bausteine.

Für den Aufbau dieser Schaltung werden Transistoren benötigt, die mit Taktfrequenzen im MHz-Bereich betrieben werden können. Die amorphe¹ wasserstoffhaltige Siliziumhalbleiterschicht (a-Si:H), welche sich auf der Glasplatte befindet und aus der diese Transistoren hergestellt werden sollen, weist jedoch ohne Vorbehandlung eine nicht ausreichende Qualität auf. Eine wichtige Größe für die Güte der Siliziumschicht ist die Elektronenbeweglichkeit. Gelingt es, die Elektronenbeweglichkeit dieser Schicht zu verbessern, können damit schneller schaltende TFTs hergestellt werden, und die Realisierung der sogenannten Treiberschaltung auf der Glasplatte wird möglich.

Durch die Integration der Treiberschaltung auf die Glasplatte als Ersatz der externen Bauteile können bei der Bildschirmfertigung die Kosten für diese ICs eingespart werden. Weil mit dieser Integration die Zahl der elektrischen Kontakte zur Außenwelt von derzeit 1000 bis 5000 auf etwa 6 verringert werden kann, reduziert sich zusätzlich der hohe Personalaufwand für den Anschluss der Bildpunktmatrix [1]. Dieses Kontaktierungsverfahren ist auch fehleranfällig und für eine automatisierte Produktion weniger geeignet. Außerdem wird für die Anschlüsse der Verbindungen viel Platz benötigt. Die Herstellung von Schaltungen aus TFTs mit der verbesserten Siliziumschicht [2,3,4]

¹ Bei amorphen Stoffen liegen bereits in einer Entfernung von wenigen Atomabständen regellos angeordnete Atome vor.

wirkt sich somit nicht nur kosten- und platzsparend aus, sondern trägt auch zur Produktvereinfachung bei.

Die Elektronenbeweglichkeit der Siliziumschicht kann durch Umwandlung vom amorphen in einen polykristallinen² Zustand erhöht werden. Polykristallines Silizium wird mit herkömmlichen Fertigungsverfahren durch Schichtabscheidung (CVD) und anschließendes mehrstündiges Tempern bei 600 °C³ hergestellt. Aufgrund der hohen Temperaturen beim Tempern muss ein temperaturbeständiges Trägermaterial für das Silizium verwendet werden. Da außerdem bei AMLCDs das Substrat, auf dem die Treiberschaltung hergestellt werden soll, für die Beleuchtung der Bildpunkte transparent sein muss, kam bisher nur teures Quarzglas in Frage. Dies ist jedoch für eine wirtschaftliche Herstellung von großen Bildschirmen zu teuer.

Um bei der Bildschirmfertigung preiswerte, jedoch weniger temperaturbeständige Glasplatten verwenden zu können, wird in dieser Arbeit die Materialumwandlung mit dem Excimerlaser durchgeführt. Die Bearbeitung von Metallen, Kunststoffen, Gläsern, Keramiken und Verbundstoffen mit Excimerlasern sind durch hohe Präzision und schonende Behandlung des Werkstücks gekennzeichnet. In Abhängigkeit von den Strahlparametern können durch Excimerlaserbestrahlung auf Materialoberflächen folgende Prozesse durchgeführt werden:

- Erwärmen (Temperung)
- Schmelzen (Kristallisieren, Amorphisieren)
- Verdampfen (Abtragen)

In dieser Arbeit wird die Laserbehandlung zur Erwärmung und zum Schmelzen der Siliziumschicht auf Glas- und Kunststoffsubstraten eingesetzt werden. Excimerlaser haben sich inzwischen als zuverlässige Werkzeuge im industriellen Einsatz bewährt, und es sind geeignete optische Elemente zur Strahlaufbereitung erhältlich, sodass mit diesen Lasern eine großflächige Materialbearbeitung in der Serienfertigung möglich ist.

Der verwendete XeCl Excimerlaser emittiert Strahlung mit einer Wellenlänge von 308 nm (UV). Diese Strahlung dringt nur wenige Nanometern in Silizium ein [5,6]. Deshalb wirkt dieser Laser trotz der geringen Schichtdicke des Siliziums (60 nm) als Ober-

² Beim polykristallinen Zustand liegen kristalline Teilbereiche mit regelmäßig angeordneten Atomen vor. Die einzelnen kristallinen Inseln werden als Körner oder Kristallite bezeichnet und sind durch amorphe Korngrenzen voneinander getrennt.

³ Dieser Prozessschritt wird als Festphasenkristallisation bezeichnet.

flächenwärmequelle. Der gepulst betriebene Laser liefert eine hohe Strahlenergie von 0,7 Joule mit einer kurzen Pulsdauer von 30 Nanosekunden. Damit ist es möglich, das Silizium schnell über die Schmelztemperatur (1450 K) aufzuheizen. Beim Abkühlen läuft ein Kristallisationsprozess ab, bei dem das Silizium vom amorphen in den polykristallinen Zustand umgewandelt wird. Anschließend kommt es zu einer schnellen Abkühlung mit einem großen Temperaturgradienten. Schon in einer Schichttiefe von wenigen hundert Nanometern beträgt die prozessbedingte Aufheizung nur noch einige hundert Kelvin. Die Laserkristallisationmethode ist zur Herstellung von polykristallinen Schichten auf Glas- und Kunststoffsubstraten [7,8,9,10] geeignet. Dabei wird die Glasplatte nicht geschädigt.

Außerdem bietet die Lasertechnik den Vorteil, dass damit eine örtliche Schichtumwandlung möglich ist. Mit dem Laser können deshalb Prozesse durchgeführt werden, die mit dem Temperofen nicht zu realisieren sind.

1.2 Zielsetzung der Arbeit

Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung eines **laserbasierten** Verfahrens, mit dem die Schichteigenschaften von 60 nm dünnen Siliziumschichten derart verändert werden, dass damit auf nicht temperaturverträglichen Glas- und Kunststoffsubstraten schnelle Dünnschichttransistoren hergestellt werden können. Dieses Verfahren wird zur Herstellung von TFTs für hochwertige Flachbildschirme benötigt. Bei diesen Bildschirmen ist die Treiberschaltung für die Bildpunkte mit auf der Glasplatte integriert. Durch kontrollierte Laserbearbeitung von amorphen, wasserstoffhaltigen Siliziumschichten (a-Si:H) soll hierzu großflächig ein homogenes, polykristallines Halbleitermaterial mit verbesserten elektrischen Eigenschaften erzeugt werden.

Bei der Herstellung von TFTs sind drei thermische Materialumwandlungsprozesse notwendig, welche mit Einsatz des Lasers durchgeführt werden. Neben der Kristallisation des Siliziums werden noch die zwei bisherigen Ofenprozesse Wasserstoffaustrieb und Aktivierung durch den Laser ersetzt.

Um die Elektronenbeweglichkeit deutlich zu steigern, muss die Siliziumschicht vollständig durchgeschmolzen werden [11,12]. Da das verwendete Silizium einige Gewichtsprozent Wasserstoff enthält, kommt es beim Aufschmelzen von nicht vorbehandelten Schichten zur Bildung von Wasserstoffblasen, die an die Oberfläche steigen und zur Schichtschädigung führen [27]. Um dies zu vermeiden, soll vor der eigentli-

chen Kristallisation der Wasserstoffgehalt des Siliziums durch Lasertemperatur reduziert werden.

Für die Funktion eines TFTs ist es erforderlich, dass die Source- und Drain-Bereiche des Transistors bestimmte elektrische Eigenschaften aufweisen. Der elektrische Widerstand, der in diesen Bereichen zwischen dem Halbleiter und den Metallanschlüssen vorhanden ist, sollte möglichst gering sein. Deshalb werden diese Bereiche dotiert⁴. Anschließend ist ein thermischer Ausheilschritt, die sogenannte Aktivierung⁵ erforderlich, der ebenfalls mit dem Laser durchgeführt werden soll [13].

1.3 Vorgehensweise und Aufbau der Arbeit

Nach der Einleitung wird in Kapitel 2 zunächst beschrieben, wie das mit Silizium beschichtete Bildschirmsubstrat mit dem Laser bearbeitet wird. Danach wird der Aufbau und die Funktionsweise der zwei unterschiedlichen Dünnschichttransistorkonzepte vorgestellt: der Top Gate TFT- und der Bottom Gate TFT-Aufbau. In Kapitel 2.3 werden die Herstellungsprozesse der beiden Transistorarten beschrieben. Anhand der einzelnen Produktionsschritte wird dargestellt, an welchen Stellen des TFT-Herstellungsprozesses der Laser zum Wasserstoffaustrieb, zur Kristallisation und zur Aktivierung eingesetzt wird. Außerdem werden mit den Schilderungen der Produktionsabläufe der beiden Transistorarten die prozesstechnischen Gründe erläutert, welche die Untersuchung von unterschiedlichen Schichtsystemen erforderlich machen.

Die Laserbearbeitungsanlage, die zur Erwärmung oder Aufschmelzung der Siliziumschichten verwendet worden ist, besteht aus drei Hauptkomponenten: der Laserstrahlquelle, der Optik zur Strahlaufbereitung und der Bearbeitungskammer für die Substrat-handhabung. Diese Komponenten werden in Kapitel 3.1, 3.2 und 3.3 vorgestellt und die Bearbeitungsmöglichkeiten in Kapitel 3.4 näher beschrieben.

Als Hilfsmittel zur Auswahl von Laserparametern, die den jeweiligen Anforderungen der verschiedenen Prozessschritte genügen, werden in Kapitel 4 Simulationsrechnungen vorgestellt. Darin werden zeitliche und räumliche Temperaturverläufe für unterschiedliche Schichtsysteme und Laserenergien unter Berücksichtigung von Abstrahlungsverlusten berechnet. Mit Kenntnis der optischen und thermischen Materialeigen-

⁴ Dieser Prozessschritt wird später in Kapitel 2.3.1.1 detailliert beschrieben.

⁵ Dabei müssen die Gitterschädigung ausgeheilt und die Dotieratome auf Gitterplätze gebracht werden.

schaften wird die Wärmeleitungsgleichung numerisch gelöst. Da Materialparameter, wie z. B. der Reflexionsgrad, in der Literatur nur unvollständig wiedergegeben sind, werden die fehlenden Daten durch optische Charakterisierungsmethoden experimentell ermittelt und dargestellt.

In Kapitel 5 wird die Schichtaufheizung in Abhängigkeit von der Laserenergie berechnet. Damit werden die Schwellenergien ermittelt, welche zum Anschmelzen, Durchschmelzen oder Sieden der Siliziumschicht führen. Zusätzlich wird die Schichtaufheizung bei unterschiedlichen Substrattemperaturen und Trägermaterialien diskutiert. Mit den später in Kapitel 5.2 beschriebenen Kristallisationsvorgängen in Verbindung mit der berechneten Abkühlrate der Siliziumschicht werden das Entstehen einer polykristallinen Schicht erklärt und die zu erwartenden Korngrößen abgeschätzt.

Die drei laserbasierten Prozessschritte Wasserstoffaustrieb, Kristallisation und Aktivierung werden in Kapitel 6 detailliert beschrieben. Zunächst wird in Kapitel 6.1 das Prozessfenster untersucht, das für Siliziumschichten mit unterschiedlichen Wasserstoffgehalten, unterschiedlich dicken Deckschichten, bei vorgeheiztem Substrat und bei verschiedenen Trägermaterialien existiert. Danach wird eine Strategie vorgestellt, mit der man eine geeignete Parameterkombination findet, um den Wasserstoffgehalt im Silizium effektiv zu reduzieren. In Kapitel 6.2 wird ein Kristallisationsmodell vorgestellt und experimentell bestätigt. Danach wird die Quantifizierung der Kristallisation bezüglich Kristallinität, Korngröße und Rauigkeit vorgenommen. Die Ergebnisse der Laseraktivierung von ionenimplantierten Bereichen werden in Kapitel 6.3 durch Widerstands- und Leitfähigkeitsanalysen quantifiziert.

Durch Auswertung der Kennlinien von Musterbauteilen in Top Gate- und Bottom Gate-Aufbau wird in Kapitel 7 messtechnisch der Nachweis der verbesserten Transistoreigenschaften erbracht und die Brauchbarkeit der neuen Verfahren nachgewiesen. Außerdem werden die TFT-Eigenschaften mit den in Kapitel 6.2 vorgestellten Analysemethoden zur Quantifizierung der Kristallisation verglichen und diskutiert. In Kapitel 7.3 werden die in dieser Arbeit ermittelten Laserparameter vorgestellt, welche zur Herstellung einer integrierten Treiberschaltung geeignet sind. Darin werden auch Maßnahmen diskutiert, mit denen die Prozesssicherheit bei der TFT-Herstellung erhöht werden kann. Abschließend wird die Prozessdauer für die drei laserbasierten Prozessschritte Wasserstoffaustrieb, Kristallisation und Aktivierung abgeschätzt.

Den Schluss bilden eine Zusammenfassung der Ergebnisse und das Literaturverzeichnis.

2 Elektrische Schaltkreise aus Dünnschichttransistoren

In diesem Kapitel wird zunächst dargestellt, wie die Treiberschaltung bei Flachbildschirmen mit Hilfe der Lasertechnik auf das Glassubstrat integriert werden soll [7,14,15]. Der Vorteil des Lasers, die Siliziumschicht lokal umzuwandeln, ermöglicht es, die Randbereiche für die Treiberschaltung zu kristallisieren und den Rest des Substrates für die Bildpunkt-TFTs amorph zu belassen (Abb. 2.1). Zwar können mit den hier vorgestellten Prozessen auch die TFTs der Matrix mit polykristallinem Silizium hergestellt werden, dies ist jedoch nicht Gegenstand dieser Arbeit.

Anschließend wird der Aufbau und die Funktionsweise von Dünnschichttransistoren erklärt. Anhand der danach beschriebenen Prozessschritte zur Herstellung von zwei TFTs unterschiedlichen Aufbaus wird aufgezeigt, wann der Laser beim TFT-Herstellungsprozess zum Einsatz kommt.

2.1 Integrierte Zeilentreiberschaltung bei Flachbildschirmen

In der Bildschirmtechnik werden die Dünnschichttransistoren als Schalter oder Stellglied für Ströme eingesetzt. Innerhalb der aktiven Bildpunktmatrix, siehe Abb. 2.1, werden TFTs für die Bildpunkte benötigt⁶. Am Rand des Bildschirms werden die schnellen TFTs für die Treiberschaltung hergestellt. Diese beiden TFT-Arten müssen für die optimale Funktion des Bildschirms unterschiedliche elektrische Eigenschaften aufweisen [16].

Für jeden Bildpunkt eines Bildschirms sind elektronische Schaltelemente, die Bildpunkt-TFTs, erforderlich. Diese Transistoren sorgen dafür, dass sich die Flüssigkristalle ausrichten und für Licht transparent werden [17]. Dadurch wird der Bildpunkt ein- oder ausgeschaltet und die Zwischenhelligkeit des jeweiligen Pixels kann einge-

⁶ Bei jedem Bildpunkt befindet sich auf der oberen und der unteren Glasplatte eine Kondensatorplatte aus transparentem Indium Zinn Oxid (Indium Tin Oxide: ITO). Mit dem Bildpunkt-TFT wird an diesen Kondensator eine elektrische Spannung angelegt, wodurch ein elektrisches Feld entsteht. Den Feldlinien folgend richten sich die fadenförmigen Flüssigkristalle auf und werden somit für die Hintergrundbeleuchtung transparent.

stellt werden. Diese TFTs sollen mit einer Halbleiterschicht aus amorphem Silizium aufgebaut werden. Amorphes Silizium (a-Si) hat im Vergleich zum polykristallinen Silizium (poly-Si) eine geringere Elektronenbeweglichkeit und damit eine geringere TFT-Schaltgeschwindigkeit. Andererseits zeigen a-Si TFTs ein gutes Sperrverhalten (geringer I_{off}), wodurch die Graustufen des Bildpunktes gut kontrolliert werden können [14].

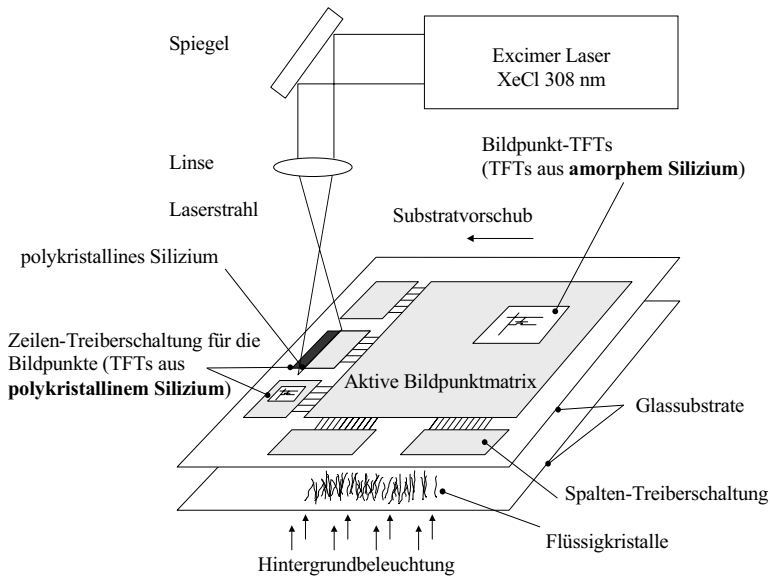


Abb. 2.1: Integration der Zeilentreiberschaltung für die Bildpunkt-TFTs auf die obere Glasplatte bei einem AMLCD-Flachbildschirm. Die Laserbehandlung findet nur lokal in den Bereichen, wo die Treiberschaltung hergestellt wird, statt.

Hohe Schaltgeschwindigkeiten bei den Bildpunkt-TFTs werden für hohe Bildwiederholraten und bei hoher Integrationsdichte der Transistoren, d. h. hoher Bildschirmauflösung, benötigt. Für die zum Zeitpunkt der Arbeit auf dem Markt befindlichen AMLCD-Bildschirme im Notebook- und Desktop-Bereich ist die Schaltgeschwindigkeit von a-Si TFTs jedoch ausreichend.

Ein Flachbildschirm mit einer Standard-Auflösung von 1024x768 Bildpunkten (XVGA) enthält die dreifache Menge ($3 \times 1024 \times 768$) an Bildpunkt-TFTs. Drei Transistoren, jeweils einer für die Grundfarben Rot, Grün und Blau (RGB), erzeugen zusammen die Farbe von einem Bildpunkt. Alle Bildpunkt-TFTs eines Bildschirms werden über Zeilen- und Spaltenleitungen mit einer Treiberschaltung, die sogenannte Schieberegister enthält, angesteuert. Diese Schieberegister können durch geeignete Verknüpfung von 8 oder weniger TFTs pro Stufe realisiert werden⁷ [18,106]. Für diese TFTs wird in dieser Arbeit die Siliziumschicht umgewandelt.

Der entscheidende Unterschied zwischen den TFTs der Treiberschaltung und den Bildpunkt-TFTs besteht darin, dass die TFTs der Treiberschaltung bei deutlich höherer Taktzahl betrieben werden. Für die Treiberschaltung werden TFTs benötigt, die sich mit einer Schaltfrequenz von einigen MHz zwischen dem leitenden und dem sperrenden Zustand schalten lassen. Dafür ist eine hohe Elektronenbeweglichkeit notwendig. Gelingt es, durch die Laserbehandlung polykristallines Silizium zu erzeugen, dessen Elektronenbeweglichkeit gegenüber dem amorphen Zustand um den Faktor 20 höher ist⁸, können schnell schaltende TFTs für integrierte Treiberschaltungen hergestellt werden.

2.2 Aufbau und Funktionweise von Dünnschichttransistoren

Ein TFT ist ein mikroelektronisches Bauteil mit einer Grundfläche von typischerweise ungefähr $10 \times 20 \mu\text{m}^2$. Er ist aus mehreren übereinander liegenden Schichten mit Dicken zwischen 55 und 160 nm aufgebaut. Man unterscheidet zwei Arten von Dünnschichttransistoren, den Bottom Gate und den Top Gate TFT. Die in den Abb. 2.2 und Abb. 2.3 gezeigten Transistorarten gehören zur Gruppe der Feldeffekttransistoren (Field Effect Transistor: FET). Besteht hierbei die Isolationsschicht aus einem Oxid und die Steuerelektrode aus einem Metall, spricht man von einem MOSFET (Metal Oxide Semiconductor FET) [19].

⁷ Die Anzahl der Stufen richtet sich nach der Anzahl der Zeilen und Spalten.

⁸ Die Elektronenbeweglichkeit von amorphem Silizium beträgt $\mu_F = 0,7 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. Für die Integration der TFTs wird bei einer Kanalbreite der Transistoren von $400 \mu\text{m}$ eine Beweglichkeit von ungefähr $30 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ benötigt. Werden die Transistoren breiter ausgelegt, dann reicht auch eine Elektronenbeweglichkeit von ca. $10 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ [106].

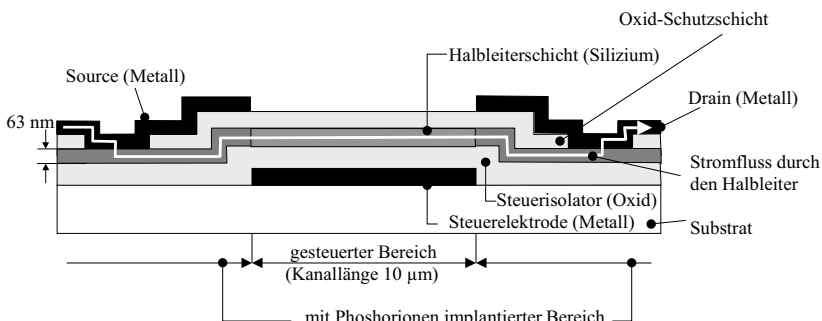


Abb. 2.2: Bottom Gate TFT im Querschnitt. Die Halbleiterschicht befindet sich über der Steuerelektrode und dem Steuerisoliator (Abb. 7.1 zeigt einen realen Bottom Gate TFT in Aufsicht).

In dieser Arbeit werden neben Glas auch Kunststoff als Trägermaterialien für elektronische Schaltelemente untersucht. Die zur Herstellung von TFTs benötigten Schichtsysteme werden in Tab. 2.1 zusammengefasst.

	TFTs auf Glas	TFTs auf Kunststoffolie
Steuerelektrode, Source- und Drain-Kontakte	Molybdän-Tantal-Legierung (100 nm)	Molybdän-Tantal-Legierung (100 nm)
Steuerisoliator und Oxid-Schutzschicht	Siliziumoxid (160 bzw. 55 nm)	Siliziumoxid (160 bzw. 55 nm)
Halbleiter	Silizium (63 nm)	Silizium (63 nm)
Zwischenschicht	Siliziumoxid (300 nm)	Siliziumoxid (7 µm)
Substrat	Glas (Corning 1737) d=1,1 mm	Polyimidfolie (Kapton) d=125 µm

Tab. 2.1: Schichtmaterialien für elektronische Schaltelemente auf Glas und auf Kunststoffsubstraten mit den geeigneten Materialdicken.

Im ersten Fall dient das Borosilikatglas Corning 1737 mit einer Dicke von 1,1 mm als Trägermaterial. Um zu verhindern, dass bei den erforderlichen thermischen Prozessen Verunreinigungen vom Substrat in den Halbleiter eindringen, wird als Diffusionsbar-

riere eine 300 nm dicke Zwischenschicht aus amorphem Siliziumoxid (SiO_x) auf dem Substrat abgeschieden. Als Halbleitermaterial dient eine 63 nm dicke Siliziumschicht, die ebenfalls amorph abgeschieden wird. Der Steuerisolator besteht wiederum aus Siliziumoxid. Die Steuerelektrode und die Source- und Drain-Kontakte bestehen aus einer Molybdän-Tantal-Legierung.

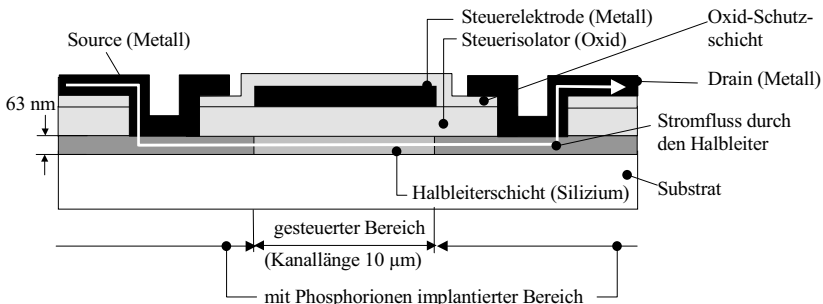


Abb. 2.3: Top Gate TFT im Querschnitt. Die Halbleiterschicht befindet sich unter der Steuerelektrode und dem Steuerisolator.

Im zweiten Fall dient eine Polyimidfolie aus Kapton mit einer Dicke von 125 µm als Trägermaterial. Zur Halterung wird die Folie auf einen Metallring laminiert. Beim Aufschmelzen des Siliziums erzeugt man an der Grenzfläche Silizium/Substrat hohe Temperaturen. Um zu verhindern, dass Verunreinigungen aus dem Polyimid in das Silizium gelangen und dadurch das Halbleitermaterial für elektrische Schaltelemente unbrauchbar machen, und um die hohen Temperaturen, die während der Laserkristallisation auftreten abzufangen, wird vor der Siliziumabscheidung zunächst eine 7 µm dicke Zwischenschicht aus Siliziumoxid auf das Polyimidträgermaterial (Kaptonfolie) aufgedampft. Als Halbleitermaterial dient eine 63 nm dicke Siliziumschicht, die bei einer Substrattemperatur von 300 °C mittels IAD aufgedampft wird. Der Steuerisolator kann wiederum aus Siliziumoxid bestehen. Für die Steuerelektrode und die Source- und Drain-Kontakte hat sich die Molybdän-Tantal-Legierung bewährt⁹.

⁹ Im Rahmen dieser Arbeit sind keine Musterbauteile auf Kunststoff (Polyimid) Trägermaterialien entstanden. Es wird jedoch in Abb. 6.16 gezeigt, dass mit dem Laser polykristallines Silizium auf Polyimidfolien erzeugt werden kann.

Für Bottom Gate und Top Gate TFTs gilt ein und dasselbe Funktionsprinzip: Durch Anlegen einer elektrischen Spannung an die isolierte Steuerelektrode entsteht ein elektrisches Feld, wodurch in der Halbleiterschicht Ladungen induziert werden. Die Halbleiterschicht innerhalb des gesteuerten Bereiches wird leitfähig und zwischen Source und Drain kann ein Strom fließen. Durch die Höhe der Spannung, die an die Steuerelektrode angelegt wird, kann die Stromstärke zwischen Source und Drain eingestellt werden. Die elektrischen Eigenschaften dieser Halbleiterschicht sollen in dieser Arbeit durch das Umwandeln von amorphem Silizium in polykristallines Silizium verbessert werden.

2.3 Herstellung von TFTs unter Nutzung des Lasers

TFTs werden durch eine Kombination von Schichtabscheideprozessen, photolithographischen Strukturierungsverfahren und selektiven Ätzverfahren hergestellt. Die metallischen Anschlussleitungen der Transistoren werden durch Sputtern (Physical Vapour Deposition: PVD) [20] erzeugt. Die Halbleiter- und Oxidschichten werden durch Abscheidung aus der Gasphase (Chemical Vapour Deposition: CVD) und durch IAD (Ion Assisted Deposition: IAD) [21] hergestellt. Das zur Halbleiterabscheidung verwendete PECVD Verfahren (Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition: PECVD) erzeugt mittels Wechselladung eine Glimmentladung. Diese dient der chemischen Abscheidung der Siliziumschicht aus der Gasphase von Silan (SiH_4). Die Abscheidetemperaturen betragen bei diesem Verfahren nur 280 °C und es werden einige Gewichtsanteile Wasserstoff in die Schicht eingebaut. Bei der ionenassistierten Deposition (IAD) für die Herstellung von Halbleiterschichten werden im Hochvakuum Atome verdampft, die durch einen Elektronenstrahl ionisiert und anschließend zum Substrat hin beschleunigt werden. Hierbei bildet sich eine wasserstofffreie Siliziumschicht.

Die Substrattemperatur während der Schichtabscheideprozesse beträgt maximal 300 °C. Da die Abscheidung des Siliziums bei relativ niedrigen Temperaturen und auf ein amorphes Trägermaterial erfolgt, entsteht eine amorphe Schichtstruktur.

Strukturiert werden die einzelnen Schichten oder Schichtpakete mittels photolithographischen Verfahren. Die in dieser Arbeit benötigten Schattenmasken wurden in Zusammenarbeit mit anderen Gruppen vom Autor entworfen und auf einem CAD-System erstellt [22,23]. Dieser sechsteilige Schattenmaskensatz ermöglicht die Herstellung von Musterbauteilen mit realen, fertigungsnahen Dimensionen und Prozessabfolgen. Er ist

so ausgelegt, dass damit eine TFT-Serie mit polykristalliner Halbleiterschicht sowohl im Bottom Gate- als auch im Top Gate-Aufbau hergestellt werden kann.

Während das in Kapitel 2.2 beschriebene Funktionsprinzip von Feldeffekttransistoren wie die zwischen der Steuerelektrode und dem Halbleiter befindliche Isolationsschicht, der sogenannte Steuerisolator, bei beiden Arten identisch ist, unterscheidet sich die Anordnung des Halbleiters bezüglich der Steuerelektrode. Für die Bearbeitung der unterschiedlichen Schichtsysteme ergeben sich daraus verschiedene Anforderungen an den Laserprozess:

- Beim Top Gate TFT-Aufbau in Abb. 2.3 wird zunächst die Halbleiterschicht auf die Glasplatte abgeschieden¹⁰. Somit ist es möglich, das Silizium zu kristallisieren, bevor der Steuerisolator abgeschieden wird. Dadurch wird die Grenzfläche Silizium/Steuerisolator keinen Temperaturbelastungen durch die Laserbehandlung ausgesetzt und die elektrischen Eigenschaften werden nicht beeinträchtigt (Kapitel 2.3.1).
- Die Abb. 2.2 zeigt, dass sich beim Bottom Gate TFT-Aufbau der Halbleiter über dem Steuerisolator und der Steuerelektrode befindet. Bei der Laserbehandlung wird das Silizium über die Schmelztemperatur aufgeheizt. Die Grenzfläche zwischen Silizium und Steuerisolator wird hohen Temperaturen ausgesetzt, wodurch eventuell Störungen der Funktion des Transistors verursacht werden können. Deshalb muss der Einfluss der Lage des Steuerisolators untersucht werden (Kapitel 2.3.2).

2.3.1 Top Gate TFT

2.3.1.1 Aufbau und Prozessschritte

Zur Herstellung eines Top Gate TFTs sind die in Abb. 2.4 skizzierten Prozessschritte notwendig. Diese Schritte werden im Kapitel 6 detailliert untersucht. Ein Einsatz des Lasers ist zum Wasserstoffaustrieb und zur Kristallisation (siehe Kapitel 6.1 und 6.2), sowie zum Ausheilen der ionenimplantierten Bereiche (siehe Kapitel 6.3) möglich.

Schritt a): Zunächst wird auf die Glasplatte als Diffusionsbarriere eine 300 nm dicke Zwischenschicht aus Siliziumoxid abgeschieden. Auf deren Darstellung ist in dieser

¹⁰ In der Praxis wird bei diesem Aufbau unter dem Halbleiter noch eine Siliziumoxidschicht zum Schutz des Siliziums vor Verunreinigungen aus dem Glas abgeschieden. Auf deren Darstellung ist in dieser Abbildung der Übersichtlichkeit halber verzichtet worden.

Abbildung der Übersichtlichkeit halber verzichtet worden. Anschließend wird eine 63 nm dicke amorphe Siliziumschicht abgeschieden.

Schritt b): Zur Umwandlung des amorphen Siliziums mit dem Laser ist es erforderlich, dass erst der Wasserstoffgehalt mit dem Laser reduziert wird. Nach diesem Prozessschritt kann die Schicht mit dem Laser vollständig aufgeschmolzen werden. Beim Abkühlen kristallisiert dann das Silizium.

Schritt c): Nach der Laserbehandlung wird der Steuerisolator und danach das Metall für die Steuerelektrode abgeschieden. Im Anschluss wird das Metall photolithographisch in einem Ätzschritt, der selektiv zum Oxid wirkt, strukturiert. Weil die Steuerisolationsschicht aus Siliziumoxid für die Laserstrahlung transparent ist (Tab. 4.2), kann die für den TFT benötigte Isolationsschicht vor oder nach der Laserbehandlung (Schritt b) abgeschieden werden. Da eine Deckschicht Auswirkungen auf den Kristallisationsprozess hat [24], muss untersucht werden, welche Prozessabfolge zur Herstellung von TFTs am besten geeignet ist. Deshalb werden beim Wasserstoffaustrieb und bei der Kristallisation in den Kapiteln 6.1 und 6.2 Schichtpakete mit und ohne Deckschicht bearbeitet und analysiert.

Schritt d): Die Source- und Drain-Bereiche müssen besonders leitfähig sein. Zu diesem Zweck werden in diese Bereiche 5-wertige Atome (wie z. B. Phosphor) implantiert, die gegenüber dem 4-wertigen Siliziumgitter ein Elektron Überschuss haben, das frei beweglich ist und somit eine hohe Leitfähigkeit und einen ohm'schen Kontakt bewirkt. In der Halbleiterschicht unterhalb der Elektrode findet keine Implantation statt. Zu beachten ist in diesem Zusammenhang, dass sich bei der Implantation auf jeden Fall eine Oxideckschicht (hier: Steuerisolator) auf dem Silizium befinden muss. Diese wird als Bremsschicht bei der Ionenimplantation benötigt.

Schritt e): Um die implantierten Dotierungsatome von unregelmäßigen Zwischengitterplätzen auf reguläre Gitterplätze zu befördern, ist ein thermischer Ausheilschritt, die sogenannte Aktivierung erforderlich. Dieser Schritt erfolgt bisher im Temperofen. In dieser Arbeit wird zum Ausheilen der ionenimplantierten Bereiche der Laser (siehe Kapitel 6.3) eingesetzt. Da über dem Silizium auf jeden Fall eine Oxidschicht sein muss, werden die Aktivierungsversuche nur an Schichtsystemen mit Deckschicht durchgeführt.

Schritt f): Es werden der Steuerisolator und die Siliziumschicht strukturiert.

Schritt g): Eine Oxid-Schutzschicht wird auf den Transistor abgeschieden, und die Korngrenzen der polykristallinen Siliziumschicht werden in einem Wasserstoffplasma passiviert.

Schritt h): Zur Kontaktierung des TFTs werden abschließend Löcher in das Silizium-oxid geätzt sowie das Metall für die Source- und Drain-Anschlüsse abgeschieden und photolithographisch strukturiert.

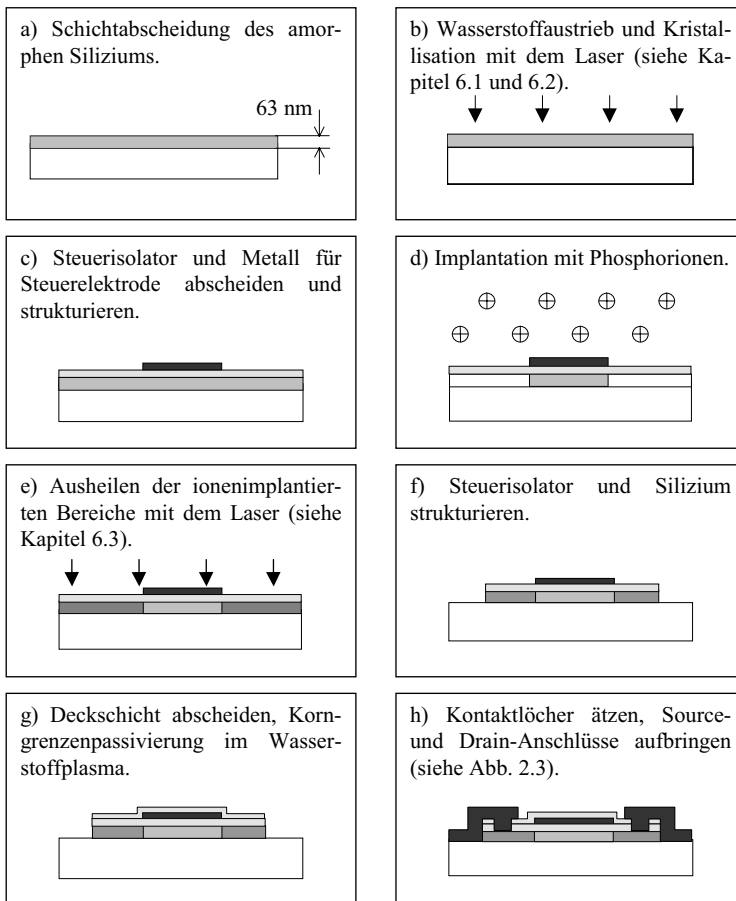


Abb. 2.4: Prozessschritte zur Herstellung von Top Gate TFTs, die Nutzung von Laserstrahlung ist durch die Pfeile ↓ gekennzeichnet.

2.3.1.2 Mit dem Laser durchgeführte Prozessschritte

In dieser Arbeit wird ermittelt, welcher Transistoraufbau (Bottom Gate oder Top Gate TFT) für die Herstellung von Flachbildschirmen mit integrierten Treiberschaltungen am besten geeigneten ist. Unter Berücksichtigung der daraus resultierenden Randbedingungen (z.B. unterschiedliche Schichtsysteme) wird außerdem das für die Anwendung am besten geeignete Schichtmaterial bestimmt.

Die in Frage kommenden Siliziumschichten sind ohne Vorbehandlung aufgrund des hohen Wasserstoffgehaltes für die Laserkristallisation nicht geeignet. Mit der in dieser Arbeit vorgestellten Strategie werden geeignete Laserparameter ermittelt, mit denen eine ausreichende **Wasserstoffgehaltreduzierung** in den dünnen Siliziumschichten möglich ist. Nach dieser Vorbehandlung (Abb. 2.4 b und Kapitel 6.1) wird im nächsten Laserprozess die Schichtstruktur (Korngröße) auf die Geometrie der bei der Flachbildschirmproduktion üblicherweise eingesetzten TFTs angepasst.

Um den Kristallisationsvorgang der Siliziumschichten einzuleiten muss sie stark erwärmt werden. Bei Schichten mit hohem Wasserstoffgehalt kommt es zu Wasserstoffausbrüchen. Diese werden durch das Aufbrechen von Blasen, die durch Anhäufung von Wasserstoff an der Grenzfläche Schicht/Substrat gebildet werden, hervorgerufen [27]. Durch den Wasserstoffaustritt wird das Silizium geschädigt oder vom Substrat abgelöst. Wird vor der Laserkristallisation kein Wasserstoffaustriebsschritt durchgeführt, kann das Silizium ohne Schichtschädigung nur mit geringen Energiedichten bearbeitet werden. Dies hat zur Folge, dass nur an der Schichtoberseite kristallines Silizium entsteht, wobei das restliche Silizium amorph bleibt [7].

Für die Laserkristallisation werden somit Siliziumschichten mit geringem Wasserstoffgehalt benötigt. Diese können mit der von Matsumura beschriebenen LPCVD (Low Pressure Chemical Vapour Deposition: LPCVD) Methode erzeugt werden. Nachteilig bei dieser Methode sind die hohen Temperaturen von 500 °C [14]. Da hier Trägermaterialien verwendet werden, die keinen hohen Temperaturen ausgesetzt werden dürfen (kostengünstiges Glas bzw. Polyimid), wird die Siliziumschicht mit dem PECVD Verfahren bei 280 °C abgeschieden und der störende Schichtwasserstoffgehalt vor der eigentlichen Kristallisation durch Lasertemperung verringert. Mit diesem Prozess zur Schichtwasserstoffgehaltsreduzierung können bei der TFT-Herstellung die maximale Prozesstemperatur niedrig gehalten und die Herstellungstaktzeiten verkürzt werden.

Außerdem wird eine mögliche Kontamination des Halbleiters während der Ofentemperatur vermieden [25].

Boyce [15,26] verringert den Wasserstoffgehalt, indem er die Laserenergie so wählt, dass im ersten Schritt nur oberflächliches Anschmelzen stattfindet. Dabei kommt es zu einer partiellen Wasserstoffeffusion, und es entstehen mikrokristalline Körner [15]. Beim zweiten Prozessschritt wird die Schicht vollständig durchgeschmolzen, wodurch der Wasserstoffgehalt weiter reduziert wird. Es entstehen kristalline Körner mit einem Durchmesser kleiner als 20 nm. Durch diese Methode reduziert man den Wasserstoffgehalt im Silizium so weit, dass es im nachfolgenden Laserschritt bei höherer Energiedichte kristallisiert werden kann. Man erzeugt dadurch säulenförmige Körner mit einem durchschnittlichen lateralen Durchmesser von mehr als 100 nm. Die Details dieses Prozesses werden in [15] beschrieben. Nach [27] gibt es zwei Temperaturbereiche, bei denen verstärkt Wasserstoff aus dem Silizium austritt. In Kapitel 6.1 wird versucht, den Wasserstoffgehalt durch Erwärmung mit dem Laser in zwei Bearbeitungsschritten zu reduzieren. Hierbei wurde festgestellt, dass es bei zu hoch gewählter Laserenergiedichte zur Bildung von Wasserstoffblasen kommt. Diese Blasen entweichen und können zur Zerstörung der Schicht führen (Abb. 6.24 b). Im Unterschied zu den Versuchen von Boyce liegt nach der Schichtwasserstoffgehaltsreduzierung mit dem Laser eine Schichtstruktur mit 100 nm großen Kristalliten vor. Mit dem nachfolgenden Kristallisationsprozess können die Kristallite erneut aufgeschmolzen und dadurch auf bis zu 2 μm große Körner vergrößert werden.

Amorphes Silizium eignet sich hervorragend, um damit Bildpunkt-TFTs herzustellen. Deshalb werden in dieser Arbeit nur Teilbereiche der Werkstückoberfläche mit dem Laser umgewandelt (Abb. 2.1). Nachdem in einem ersten Bearbeitungsschritt der Wasserstoffgehalt mit dem Laser reduziert worden ist, muss mit einem weiteren Laserprozess in diesen Bereichen die Siliziumstruktur (Korngröße) an die Dimensionen der TFTs angepasst werden (200 nm-Körner). Diese zweite Umwandlung (Abb. 2.4 b und Abb. 2.6 a) ist im Hinblick auf homogene elektrische Eigenschaften und damit auf die Prozesssicherheit bei der Serienproduktion wichtig. Um die Vorteile des Excimerlasers (geringe Substraterwärmung) zu nutzen, werden neben Glas auch flexible Polyimidfolien als Trägersubstrat für die Siliziumschicht verwendet.

Im Hinblick auf eine große Produktionsausbeute ist es bei der heute üblichen Serienfertigung unumgänglich, dass prozessrelevante Störgrößen (z.B. die Rauigkeit der Siliziumschichtoberfläche) beseitigt werden. Die in dieser Arbeit untersuchten Schichtsysteme mit Deckschichten bieten zum einen die Möglichkeit, Laserenergie

einzusparen, und zum andern kann mit Deckschichtsystemen die Prozessstabilität erhöht werden.

Es gibt unterschiedliche Möglichkeiten, amorphe Siliziumschichten zu **kristallisieren** (Abb. 2.4 b und Kapitel 6.2). In der Literatur wird von Technologien wie Direktabscheidung [36], Festphasenkristallisation [36] und Excimerlaserkristallisation [2,28,29,103] berichtet. Alle diese Methoden haben den gemeinsamen Nachteil, dass sie polykristallines Silizium erzeugen, das nur aus kristallinen Teilbereichen, sogenannten Körnern (oder Kristalliten), besteht. Um eine Vorstellung über die Größenverhältnisse der später diskutierten Korngrößen im Vergleich zur Halbleiterkanalfläche zu erhalten, sind in Abb. 2.5 schematische Aufsichten auf Transistoren dargestellt, deren Halbleiterschicht aus Silizium mit unterschiedlich großen Körnern besteht. Der Laserprozess hat den Vorteil, dass er die Siliziumschicht so schnell aufheizt, dass sie ohne große Erwärmung des Substrates schmelzen, kristallisieren und abkühlen kann [12]. Mit diesem Prozess werden in der Siliziumschicht höhere Temperaturen erreicht als bei der Direktabscheidung und der Festphasenkristallisation, deshalb erhält man qualitativ hochwertigere polykristalline Siliziumschichten [28,30].

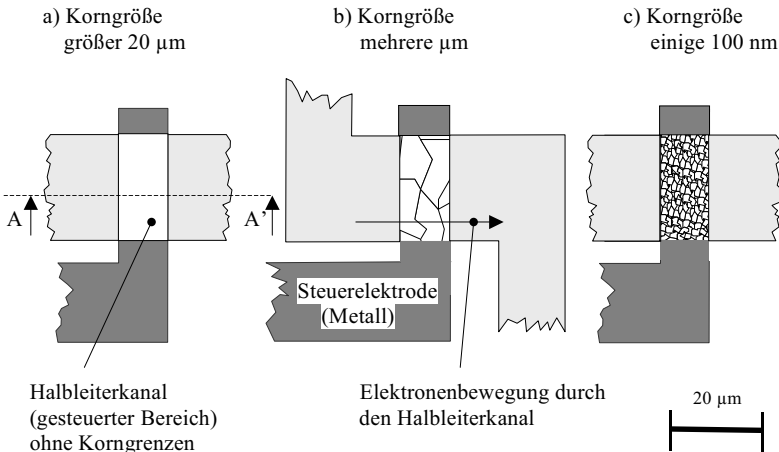


Abb. 2.5: Schematische Aufsichten auf Transistoren, deren Halbleiterkanal aus Körnern unterschiedlicher Größe bestehen (siehe Abb. 2.2: Schnitt A-A' und Abb. 7.1: TFT-Prototyp).

Die Korngrenzen zwischen den Körnern haben Auswirkungen auf die Elektronenbeweglichkeit; diese können wie folgt beschrieben werden: Sind die Körner kleiner als die Grundfläche des Halbleiterkanals (Abb. 2.5 b), verlaufen Korngrenzen durch den gesteuerten Bereich des Transistors (Abb. 2.2 und Abb. 2.3). Auf ihrem Weg von Source nach Drain müssen die Ladungsträger diese Korngrenzen passieren. Durch die Korngrenzen entstehen Potentialbarrieren, und die Elektronen werden von den nicht abgesättigten freien Siliziumbindungsarmen, die sich an den Korngrenzen befinden, eingefangen. Sie stehen dann erstens nicht mehr für den Ladungstransport zur Verfügung, zweitens kompensieren sie mit ihrer negativen Ladung das positiv gepolte Steuerefeld. Dadurch lässt die Steuerwirkung und somit der Stromfluß durch den Halbleiterkanal ebenfalls nach. Es resultiert eine geringere Elektronenbeweglichkeit, und die elektrischen Eigenschaften des TFTs verschlechtern sich im Vergleich zu dem Transistor, dessen Halbleiterkanal keine störenden Korngrenzen aufweist (Abb. 2.5 a) [31].

Es ist möglich, große Körner zu erzeugen [31,32]. Dassow [33], Kuriyama [34] und Matsumura [35] berichten von TFTs, die wie in Abb. 2.5 a angedeutet, aus sehr großen Körnern aufgebaut sind und somit hohe Elektronenbeweglichkeiten aufweisen. Aus fertigungstechnischen Gesichtspunkten ist es jedoch sehr aufwendig, große Körner zu erzeugen. Außerdem müssten die vielen Transistoren einer Treiberschaltung genau dort platziert werden, wo sich die Körner befinden. Deshalb ist diese Vorgehensweise für eine Serienproduktion von integrierten Treiberschaltungen zu teuer.

Bei der Kristallisation von Silizium kommt es zu einer logarithmisch normal verteilten Korngrößenverteilung [36]. Diese führt dazu, dass die Anzahl der Korngrenzen im Halbleiterkanal und somit die resultierende Elektronenbeweglichkeit über die Substratfläche ebenfalls streut. Mittelgroße Körner im Kanalbereich des Transistors ergeben eine geringere Anzahl von Korngrenzen als kleine Körner (Abb. 2.5 b und c). Man erhält zwar eine höhere Elektronenbeweglichkeit, aber die Schwankungen bezüglich der Anzahl der Korngrenzen, welche sich im Transistorkanal befinden, wirken sich bei mittelgroßen Körnern stärker aus. Es wird erwartet, dass sich dies, bezogen auf die Substratfläche, in inhomogenen elektrischen Eigenschaften der TFTs niederschlägt. Um dieses Problem vollständig zu umgehen, müssten Körner erzeugt werden, die größer sind als das Bauteil [37].

Sind die Körner, wie in Abb. 2.5 c dargestellt, deutlich kleiner als die Transistorfläche, wirkt sich diese Korngrößenstreuung und somit die unterschiedliche Anzahl der Korngrenzen, die von den Ladungsträgern überwunden werden müssen, weniger auf die

elektrischen Eigenschaften der TFTs aus, als wenn nur wenige Korngrenzen durch einen Transistor verlaufen.

Um eine großflächige Homogenität der Transistoreigenschaften zu gewährleisten, werden in dieser Arbeit Prozessparameter ermittelt, mit denen Körner mit einem Durchmesser von ca. 200 nm erzeugt werden. Im statistischen Mittel besteht dann der Halbleiterkanal aus einigen 1000 Körnern. Zwar ist die Gesamtelektronenbeweglichkeit eines solchen Transistors geringer, durch die homogenere Verteilung der elektrischen Eigenschaften über die Substratfläche können jedoch wesentlich zuverlässigere Prozessergebnisse erzielt werden.

Beim Laserkristallisieren von amorphem Silizium besteht eine starke Abhängigkeit zwischen der Laserenergiedichte und der resultierenden Größe der Siliziumkörner [12,38]. Deshalb müssen die Laserparameter ausführlich untersucht werden. Beim Wasserstoffaustrieb und bei der Kristallisation mit dem Laser muss zusätzlich entschieden werden, welche Prozessfolge der Deckschichtabscheidung (Schichtabscheidung vor oder nach der Laserbearbeitung) besser geeignet ist. Deshalb werden diese Laserbearbeitungsschritte an Schichtpaketen mit und ohne Deckschicht durchgeführt und analysiert.

Der störende Einfluss der Korngrenzen kann durch einen zusätzlichen Prozessschritt noch reduziert werden. Dies geschieht bei der Herstellung der Transistoren, indem die Korngrenzen in einem Wasserstoffplasma mit Wasserstoffatomen abgesättigt und somit passiviert werden¹¹. Darüber hinaus muss berücksichtigt werden, dass es an der Grenze zwischen zwei Körnern bei der Erstarrung zu Materialanhäufungen, sogenannten Hillocks kommen kann [11]. Diese können zur Funktionsunfähigkeit des Transistors führen, da der Steuerisolator geschädigt wird.

Für die elektrische **Aktivierung** der ionenimplantierten Bereiche (Abb. 2.4 e und Kapitel 6.3) ist es erforderlich, dass durch Erwärmung die implantierten Phosphorionen auf die gewünschten Gitterplätze diffundieren. Bisher wird diese Aktivierung mit einem mehrere Stunden dauernden Tempervorgang in einem Vakuumofen bei 400 °C erreicht. Nach [39] müsste es möglich sein, die dünnen implantierten Schichten mit dem Laser zu aktivieren. Messungen an Dünnschichttransistoren zeigen, dass bei Verwendung eines Laserpulses mit 210 ns Pulsdauer ($\lambda=308$ nm) dieser Temperschnitt möglich ist [103]. Die Ofentemperaturmethode kann z.B. bei Siliziumschichten auf Kunststoffsubstraten nicht angewendet werden. Bei diesen hohen Temperaturen würde das

¹¹ Dieser Passivierungsschritt wäre auch nach der Kristallisation im Temperofen erforderlich.

Trägermaterial zerstört. Um die zur Aktivierung erforderlichen hohen Schichttemperaturen ohne Beschädigung des Trägermaterials zu erzeugen, wird dieser Fertigungsschritt in dieser Arbeit mit dem Laser ($\tau_H=30$ ns) durchgeführt.

2.3.2 Bottom Gate TFT

2.3.2.1 Aufbau und Prozessschritte

Zur Herstellung von Bottom Gate TFTs wird zunächst das Metall für die Steuerelektrode auf das Substrat abgeschieden und photolithographisch strukturiert. Anschließend werden das Siliziumoxid als Steuerisolator und das Silizium als Halbleiterschicht abgeschieden.

Schritt a): Im nächsten Prozessschritt wird der Wasserstoffaustrieb und die Kristallisation mit dem Laser durchgeführt, was jedoch auch erst nach der Abscheidung der Deckschicht erfolgen kann. Um festzustellen, welche Reihenfolge die besseren Ergebnisse liefert, werden in den Kapiteln 6.1 und 6.2 die entsprechenden Schichtpakete mit bzw. ohne Deckschicht untersucht (in Abb. 2.6 wird die Prozessfolge zur Herstellung von Bottom Gate TFTs nur für den Fall dargestellt, dass die Laserbearbeitungsschritte vor der Deckschichtabscheidung erfolgen).

Schritt b): Als Bremsschicht für die Phosphorionen bei der Implantation und zum Schutz des Halbleiters wird die Deckschicht aus Siliziumoxid abgeschieden. Anschließend wird Photolack aufgebracht, von der Glasseite her belichtet¹² und anschließend entwickelt.

Schritt c): Die Source- und Drain-Bereiche werden mit Phosphorionen implantiert, wobei die nicht entfernten Photolackinseln für den Halbleiterkanal als Implantationsschutz dienen.

Schritt d): Nach Entfernen des Photolacks folgt das ganzflächige Ausheilen der ionenimplantierten Bereiche mit dem Laser (siehe Kapitel 6.3).

Schritt e): Danach werden in das Siliziumoxid Löcher geätzt und Metall abgeschieden. Nach der Strukturierung des Metalls entstehen dann die Source- und Drain-Anschlüsse, mit denen der Halbleiter kontaktiert wird.

¹² Durch diese selbstjustierende Rückseitenbelichtung, wobei die Steuerelektrode als Schattenmaske dient, kann ein photolithographischer Maskenschritt eingespart werden.

2.3.2.2 Mit dem Laser durchgeführte Prozessschritte

Beim Bottom Gate TFT-Aufbau gelten für die drei Laserprozesse (Wasserstoffaustrieb, Kristallisation und Aktivierung) prinzipiell die selben Überlegungen, wie sie in Kapitel 2.3.1.2 für den Top Gate TFT angestellt wurden.

Zunächst werden auf das photolithographisch strukturierte Metall der Steuerisolator und das Silizium abgeschieden. Danach folgen die Schritte a) bis e)

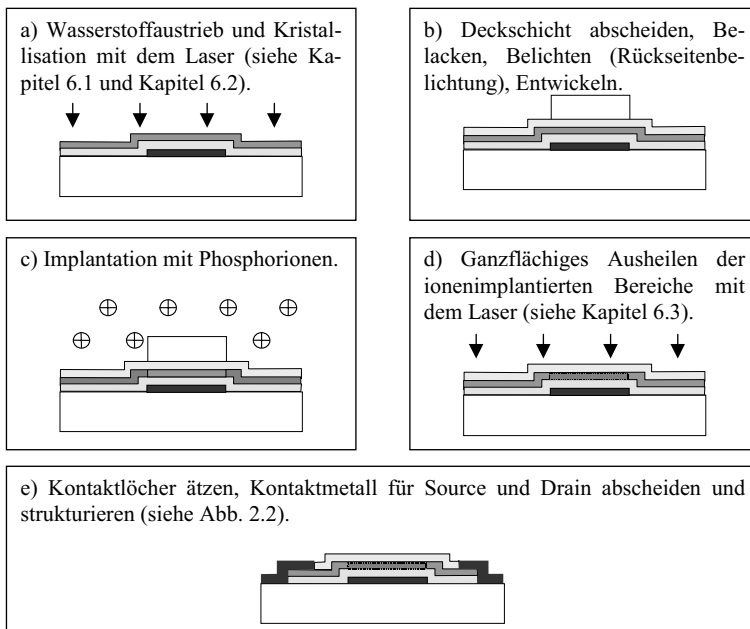


Abb. 2.6: Prozessschritte zur Herstellung von Bottom Gate TFTs, die Nutzung von Laserstrahlung ist durch die Pfeile \downarrow gekennzeichnet.

Unter dem Silizium sind jedoch beim Bottom Gate TFT noch weitere Schichten. Deshalb werden die Untersuchungen zum Wasserstoffaustrieb und zur Kristallisation mit dem Laser (Abb. 2.6 a bzw. Kapitel 6.1 und 6.2) auch an Schichtsystemen durchgeführt, bei denen sich unter dem Silizium noch zusätzlich eine Siliziumoxidschicht (Steuerisolator) und eine Metallschicht (Steuerelektrode) befindet. Deren Dicken ent-

sprechen bei den Untersuchungen zur Prozessentwicklung denen eines Bottom Gate TFTs.

Beim ganzflächigen Ausheilen der ionenimplantierten Bereiche mit dem Laser (Abb. 2.6 c und Kapitel 6.3) ist die Deckschicht auf dem Silizium mit 55 nm etwas dünner als beim selben Prozessschritt des Top Gate TFTs in Abb. 2.4. Dort wird die Deckschicht später als Steuerisolator verwendet und ist deshalb 105 nm dick.

Der Bottom Gate TFT ist vom Prozessablauf her zur Herstellung einer integrierten Treiberschaltung besser geeignet als der Top Gate TFT¹². Der Grund hierfür wird später in Kapitel 7.3 diskutiert.

3 Laserbearbeitungsstation

Für die Entwicklung des lasergestützten Herstellungsprozesses von elektronischen Schaltungselementen war die Konzeption einer neuen Laserbearbeitungsanlage erforderlich, die gemeinsam mit den Herstellern ^{13,14,15} bei Bosch GmbH ¹⁶ erarbeitet wurde. Die Anlage besteht

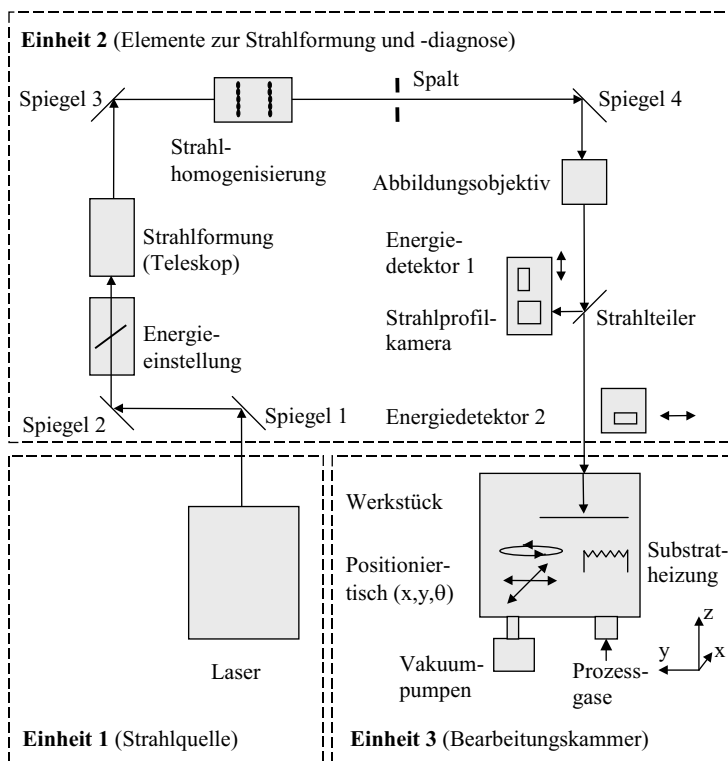


Abb. 3.1: Schematische Darstellung der Laserbearbeitungsanlage.

¹³ Exitech Ltd., Oxford, England

¹⁴ Lambda Physik AG, Göttingen, Deutschland

¹⁵ Microlas Lasersystem GmbH, Göttingen, Deutschland

aus drei Einheiten: der Strahlquelle, den Elementen zur Strahlformung und -diagnose sowie der Bearbeitungskammer. In den folgenden Abschnitten werden diese Komponenten detailliert beschrieben. Abb. 3.1 zeigt eine schematische Darstellung des Strahlengangs durch die einzelnen optischen Komponenten ausgehend von der Strahlquelle bis hin zur Werkstückoberfläche und Abb. 3.2 einen Aufbau der Anlage¹⁶.

3.1 Strahlquelle

Bei der verwendeten Laserbearbeitungsstation wird als Strahlquelle ein Excimerlaser eingesetzt. Die spezifizierten Daten des XeCl-Excimerlaser sind in Tab. 3.1 aufgelistet.

Dieser Laser gehört zur Gruppe der Gaslaser. Das laseraktive Material besteht dabei aus Edelgashalogeniden (XeCl), also aus Edelgasatomen und Halogenidatomen. Der Name Excimer ist die Abkürzung für excited dimer, womit ein zweiatomiges Molekül bezeichnet wird, das lediglich im elektronisch angeregten Zustand und auch dort nur kurzzeitig existiert [40].

Im Falle des XeCl-Lasers besteht das Gasgemisch aus 2 % Xe, 1,5 % HCl und einem Rest Ne als Puffergas. Der Gesamtdruck beträgt 3,1 bar. Bei diesem Druck kann keine kontinuierliche elektrische Glimmentladung aufrecht erhalten, da sie nach kurzer Dauer in eine Bogenentladung umschlagen würde, die für die Lasererzeugung nicht geeignet ist. Wichtig bei

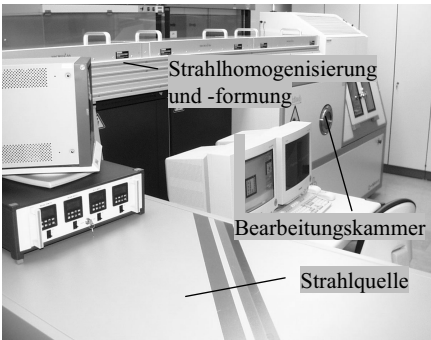


Abb. 3.2: Laserbearbeitungsstation¹⁶.

Gasgemisch	XeCl
Wellenlänge λ	308 nm (UV)
Pulsdauer τ_H	30 ns
Pulsenergie Q	600 mJ
Pulsstabilität σ_P (2 σ)	\pm 3,75 %
Pulsfolgefrequenz f_P	150 Hz
Mittlere Leistung P_{av}	75 W
Geometrie des Ausgangsstrahls	13 x 30 mm ²

Tab. 3.1: Eigenschaften des verwendeten Excimerlasers LPX 315.

¹⁶ Der Prototyp dieser Laserbearbeitungsstation wurde im Laserlabor der Robert Bosch GmbH, Zentralbereich Forschung und Vorentwicklung, Stuttgart-Gerlingen, Abteilung Mikrosystemtechnik, Lasertechnik und Dünne Schichten (FV/FLD) installiert.

Excimerlasern ist es, eine homogene Gasentladung über eine möglichst 'lange' Zeit (einige 10 ns) brennen zu lassen und die Entladung zu stoppen, bevor Bogenbildung einsetzt. Diese muss vermieden werden, da es sonst durch Erosion zu einer schnellen Zerstörung der Gasentladungselektroden kommt. Der Excimerlaser kann also nur in einer gepulsten Glimmentladung betrieben werden.

Ein Excimerlaser ohne Gasumwälzung würde nach wenigen Pulsen eine starke Abnahme der Pulsenergie zeigen. Der Grund dafür liegt in Gasverunreinigungen und in Dicht-einhomogenitäten, welche zu lokal unterschiedlichen Anregungen führen. Von Puls zu Puls ist daher ein Gasaustausch vorzunehmen. Doch auch mit Gasumwälzung ist die Lebensdauer der Lasergase begrenzt. Zum einen sind chemische Reaktionen zwischen dem Halogengas und den Röhrenwänden nicht zu vermeiden, zum anderen entsteht Elektrodenabbbrand. Beides führt zu einer Gasaufzehrung und zu festen und gasförmigen Reaktionsprodukten, sodass es von Zeit zu Zeit erforderlich ist, die Resonatorspiegel zu reinigen und das gesamte Gasgemisch auszutauschen.

Der Ausgangslaserstrahl eines Excimerlasers weist eine Intensitätsverteilung auf, wie sie in Abb. 3.3 gezeigt wird. Die Strahldivergenzen liegen bei 2 bis 4 mrad, die Emissionsbandbreite des Lasers beträgt einige 10^{-10} m.

Da es sich bei der Laserkristallisation von dünnen Schichten um einen energiedichtenabhängigen Prozess handelt, ist es erforderlich, die Puls-zu-Pulsstabilität dieses Lasers zu ermitteln. Hier-

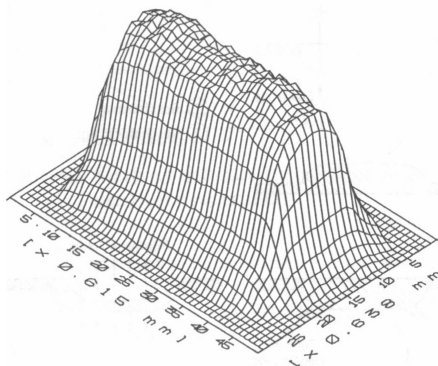


Abb. 3.3: Strahlprofil eines Excimerlasers [40].

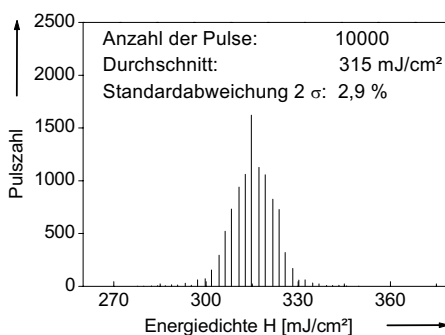


Abb. 3.4: Pulszahl in Abhängigkeit von der Energiedichte, zur Bestimmung der Pulsstabilität des verwendeten Excimerlasers.

zu werden 10000 Pulse abgegeben und bei jedem Schuss die Energiedichte gemessen. Dies geschieht bei einer Pulsfolgefrequenz von 100 Hz. In Abb. 3.4 ist die Pulszahl über der Energiedichte aufgetragen. Man erhält bei 315 mJ/cm^2 mittlerer Energiedichte eine Standardabweichung 2σ von 2,9 %.

3.2 Elemente zur Strahlformung und -diagnose

Der Ausgangslaserstrahl muss zunächst für die speziellen Anforderungen des Prozesses aufbereitet werden.

Die optischen Komponenten, die sich zwischen der Strahlquelle und der Bearbeitungskammer befinden (Abb. 3.1, Einheit 2), haben die Aufgaben, die Strahlenergie einzustellen, eine homogene Intensitätsverteilung im Strahl zu erzeugen sowie den Laserstrahl zu einem schmalen, geraden Rechteck zu formen. Mit den Spiegeln 1 bis 4 wird dabei der Laserstrahl durch die einzelnen optischen Elemente gelenkt.

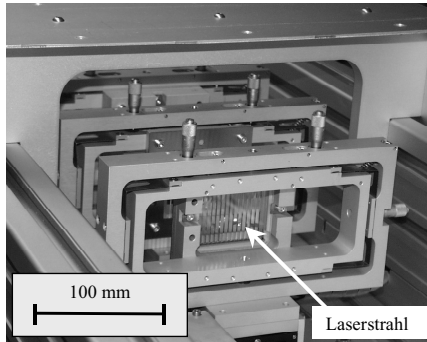


Abb. 3.5: Optik zur Homogenisierung der Intensitätsverteilung im Laserstrahl.

Die Anlage bietet zwei Möglichkeiten die Energie des Laserstrahles einzustellen. Zum einen über die Spannung, mit der die Anregung des Lasergases erfolgt, zum anderen über die Änderung des Transmissionsgrades von Glasplatten im Strahlengang. Dabei bestimmt die Verkippung dieser Platten die Abschwächung und somit die für den Bearbeitungsprozess zur Verfügung stehende Laserenergie.

Danach wird mit einem Teleskop die Strahldivergenz verringert, sodass der Strahl anschließend annähernd parallel propagiert.

Unter der Homogenität eines Excimerlaserstrahls soll die gleichmäßige Ausleuchtung einer vorgegebenen Fläche verstanden werden. Bei Betrachtung des gesamten Strahls ergibt sich durch die Randbereiche immer eine Inhomogenität von 100 %. Erst bei einer kleineren betrachteten Fläche wird die Homogenität besser und erreicht für einen

typischen Excimerlaserstrahl etwa ± 10 bis ± 15 %. Dies bedeutet, dass nur ein Teil (ungefähr 30 % bis 50 %) des gesamten Laserlichts für eine ± 10 % homogene Ausleuchtung genutzt werden kann. Deshalb ist eine Strahlhomogenisierung unerlässlich. Man überlappt verschiedene Strahlbereiche, damit sich eine homogene Gesamtverteilung bildet. Dabei ist wichtig, die Energieverluste bei der Homogenisierung des Laserstrahls gering zu halten.

Mit dem verwendeten Homogenisierer, der in Abb. 3.5 gezeigt wird, erreicht man eine Verringerung der Intensitätsschwankungen im Strahlquerschnitt und zugleich eine erhebliche Steigerung des nutzbaren Laserlichtanteils auf 90 bis 95 %. Mit Abb. 3.6 wird das Funktionsprinzip des Homogenisierers erklärt. Der Laserstrahl wird segmentweise überlagert, wobei das Strahlprofil um so homogener wird, je mehr Strahlsegmente geformt werden, d. h. je größer die Anzahl der verwendeten Linsenelemente ist. Von entscheidender Bedeutung für die erreichbare Homogenität ist ein symmetrisches Strahlprofil des Ausgangslaserstrahls. Die technisch erreichbare Energiehomogenität beträgt ± 2 %.

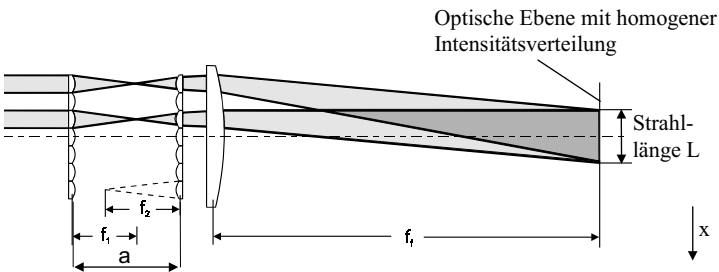


Abb. 3.6: Homogenisierer, bestehend aus jeweils zwei zugeordneten Segmentiereinheiten. Über den Abstand a kann die Strahlbreite L eingestellt werden.

In der verwendeten Anlage befinden sich für die Strahlbreite und -länge jeweils eine separat wirkende homogenisierende Einheit. Die beiden Homogenisierer sind so ausgelegt, dass deren optische Ebenen homogener Intensitätsverteilung am selben Ort zusammenfallen. Dort befindet sich ein einstellbarer Spalt, der die Strahlbreite B definiert. Diese optische Ebene wird mit einem Abbildungsobjektiv auf das Werkstück abgebildet. Die Abbildungsverhältnisse betragen für die Strahlbreite und -länge 1:1

bzw. 5:1. Die spezifizierten Daten der Strahloptik werden in Tab. 3.2 zusammengefasst.

Strahlgeometrie am Werkstück	max. 125 x 0,5 mm ²
Energiedichte am Werkstück	max. 700 mJ/cm ²
Energieverteilung kurze und lange Achse	homogen (top hat)
Flanke kurze Achse (Energie von 90 % auf 10 %)	< 50 µm
Energiehomogenität (x- und y-Achse) 2σ	5 %

Tab. 3.2: Strahleigenschaften mit der verwendeten Strahloptik

Der Laserstrahl wird von einem Spiegel (Spiegel 4 in Abb. 3.1) nach unten in Richtung Abbildungsobjektiv, siehe auch Abb. 3.7, abgelenkt. Zur Diagnose der Intensitätsverteilung wird außerhalb der Bearbeitungskammer mit einem Strahlteiler ein geringer Teil der Strahlung herausgespiegelt. An einem Positioniertisch, dessen Verfahrachse rechtwinklig zur optischen Achse und in der Strahl längsrichtung verläuft, ist eine CCD-Kamera montiert. Mit dieser Kamera ist eine Diagnose der Energieverteilung des Laserstrahls möglich. Die Position des CCD-Chips wurde so gewählt, dass der optische Abstand des Spaltes zur Chipoberfläche gleich groß ist wie der Abstand des Spaltes zur Bearbeitungsoberfläche (Abbildungsebene).

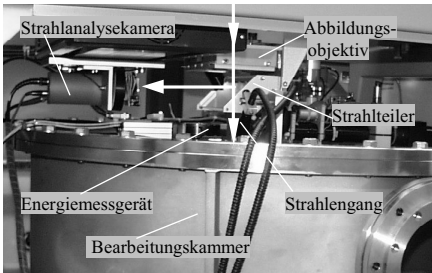


Abb. 3.7: Bearbeitungskammer (ohne Abdeckung) mit den Komponenten zur Strahl diagnose und Energiemessung.

Somit ist es möglich, die tatsächliche bei der Bearbeitung verwendete Energieverteilung zu bestimmen (siehe Abb. 3.8). Aufgrund der großen Strahlänge ist es erforderlich, durch Verfahren der Strahlanalysekamera mehrere Energieverteilungen aufzunehmen und zu einem Profil des gesamten Linienstrahles zusammenzufügen. Mit dem ebenfalls auf dem Verfahrtsch montierten pyroelektrischen Joulemeter (Energiedetektor 1 in Abb. 3.1) ist es darüber hinaus möglich, on line während der Bearbeitung die tatsächliche Energie aller Laserpulse zu protokollieren und nachträglich den einzelnen Bearbeitungslinien auf dem Werkstück zuzuordnen. Zur absoluten Eichung der Laserenergiedichte wird außerhalb der Abbildungsebene ein weiteres Joulemeter (Energiedetektor 2 in Abb. 3.1) direkt in den Strahl geschwenkt. Der Transmissions-

grad des Strahlabschwächers wird nun durch Verstellen der Glasplatten solange reguliert, bis die Laserenergiedichte den gewünschten Wert hat.

Die Flanke, d.h. die Strecke, in der die Energie im Strahl von 90 % auf 10 % abnimmt, beträgt bei diesem optischen System quer zur Linienachse (y-Richtung in Abb. 3.8) weniger als 50 μm ¹⁷. Diese Flanke von 50 μm (auf beiden Seiten des Strahls) ist unabhängig von der eingestellten Strahlbreite. Soll im Mittelbereich noch ein Anteil homogener Intensität verbleiben, muss somit die Strahlbreite größer als 100 μm eingestellt werden.

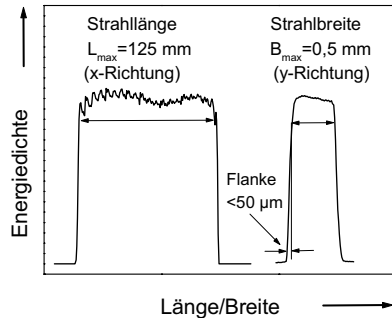


Abb. 3.8: Energieverteilung des Laserstrahles am Werkstück in x- und y-Richtung, Homogenität $\pm 5\%$.

3.3 Bearbeitungskammer

Die Bearbeitungskammer (Einheit 3 in Abb. 3.1) besteht aus einem Edelstahlzylinder mit einem Durchmesser von 1,2 m und einer Höhe von 0,5 m. Sie ist notwendig, damit Untersuchungen sowohl im Vakuum als auch in definierter Prozessgasatmosphäre durchgeführt werden können. Der Laserstrahl wird durch das in Abb. 3.9 gezeigte Quarzfenster, welches für UV-Strahlung transparent ist, in die Bearbeitungskammer eingekoppelt. Das zweite Fenster ist für die Beobachtungs- und die Justagekameras vorgesehen.

In der Bearbeitungskammer befindet sich zur Substratbewegung ein in x-,y-, Θ -Richtungen beweglicher Positioniertisch und zur Substrattemperierung eine auf den Positioniertisch montierte Heizvorrichtung mit integriertem Kühlsystem.

Das zu bearbeitende Substrat wird zunächst in einen Transportträger eingelegt, mit Klammern niedergehalten und mit einem Lademechanismus auf der Heizplatte abgelegt. Der Transportträger ist so konstruiert, dass der Abstand Substrat-Heizplatte 1 mm beträgt. Die Wärmeübertragung zum Substrat erfolgt im Fall von Vakuum somit über

¹⁷ Die Flanke der Strahlbreite (y-Richtung in Abb. 3.8) ist für die Bearbeitung nicht relevant, da die Strahlbreite größer als das Werkstück eingestellt werden kann und dadurch nur mit dem homogenen Teil des Strahls bearbeitet wird.

Strahlung. Die Heizung ermöglicht eine maximale Substrattemperatur von 400 °C mit einer Temperaturhomogenität über die Substratfläche (100 mm x 120 mm) von ± 5 °C.

Das an die Bearbeitungskammer angeflanschte Pumpsystem besteht aus einer Drehschieber- und einer Turbomolekularpumpe. Die Bearbeitungskammer kann damit auf einen Enddruck von 10^{-6} mbar evakuiert werden. Der Kammerdruck wird mit einem Drucksensor kontrolliert. Mit dem an die Kammer angeflanschten Gasdurchflussregler in Kombination mit einem regelbaren Ventil, das sich zwischen Kammer und Pumpsystem befindet, kann der gewählte Prozessdruck eingestellt werden. Als Prozessgas kann Stickstoff verwendet werden. Die Eigenschaften der Probenhandhabung und des Vakuumsystems werden in Tab. 3.3 zusammengefasst.

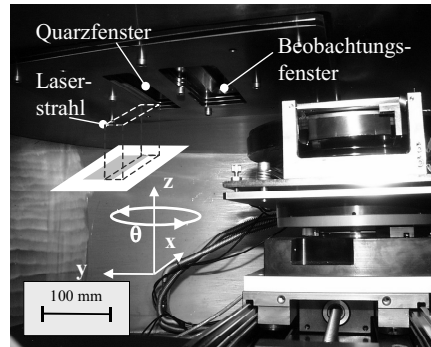


Abb. 3.9: Blick von vorne in die Bearbeitungskammer. Rechts im Bild ist der x-/y-/θ-Positioniertisch mit einer Substratheizung zu sehen. Der Laserstrahl und das zu bearbeitende Substrat sind links oben schematisch dargestellt.

Maximale Substratbewegung in x-/y-/θ-Richtung	250 mm / 200 mm / 95 °
Justiergenauigkeit des Laserstrahls zum Substrat	$\pm 7,5 \mu\text{m}$
Substratheizung	bis 400 °C
Enddruck des Vakuumsystems	10^{-6} mbar
Prozessgas	Stickstoff

Tab. 3.3: Eigenschaften der Probenhandhabung und des Vakuumsystems.

Die gesamte Anlage wird über zwei Rechner bedient, wobei der eine den Laser (Laserenergie und Pulsfolgefrequenz), die Energiedichteneinstellung und die Probenhandhabung (Vorschub, Substrattemperatur und Prozessdruck) steuert. Der andere Computer wird für die Strahldiagnose (Intensitätsverteilung, Strahllänge und -breite), zur Ausrichtung des Substrates zum Laserstrahl und zur Positionierung des Laserstrahls relativ zum Werkstück benötigt. Die eingelegten Substratplatten werden vor der Bearbeitung durch Bildbearbeitung in Verbindung mit einer Justagekamera exakt zum Laserstrahl ausgerichtet.

3.4 Mögliche Bearbeitungsstrategien

3.4.1 Bearbeitung mit kontinuierlichem Vorschub (Scannen)

Die Bearbeitung mit kontinuierlichem Vorschub (Abb. 3.10 a) wird zur flächigen Materialumwandlung eingesetzt, wobei der Substratvorschub zwischen zwei Laserpulsen kleiner gewählt wird als die Strahlbreite. Aufgrund der sich somit ergebenden Überlappung der Einzelfelder führt diese Scan-Strategie dazu, dass die Probenbereiche mehrfach bestrahlt werden. Die Anzahl der Bestrahlung pro Ort ist hierbei:

$$a_{sc} = \frac{\text{Strahlbreite}}{\text{Vorschub zwischen zwei Pulsen}} \quad (3.1)$$

Wird das Silizium mit diesem Bearbeitungsmodus scannend umgewandelt, kommt es zu einer gleichzeitigen Bestrahlung von bereits bearbeitetem (polykristallinem) Silizium und noch unbearbeitetem (amorphem) Silizium (siehe auch Abb. 6.2). Wegen der abnehmenden Laserintensität am Strahlrand (Abb. 3.8) entstehen dadurch, wie später in Abb. 6.24 a gezeigt wird, im Überlappbereich sogenannte Kristallisationsstreifen. Verläuft solch ein Streifen durch den Halbleiterkanal eines Dünnschichttransistors, kann dies negative Auswirkungen auf dessen elektrische Eigenschaften haben. Ist dies der Fall, muss die Probe ohne Substratvorschub bearbeitet werden.

3.4.2 Bearbeitung ohne Vorschub (Step and Repeat)

Die zu bearbeitende Position auf dem Werkstück wird bei dieser Bearbeitungsstrategie angefahren und mit der gewählten Anzahl von Bestrahlungen pro Ort (a_{sar}) umgewandelt. Während der Laserbearbeitung wird das Substrat nicht bewegt (Abb. 3.10 b). Mit der verwendeten Anlage ist es möglich, gezielt bestimmte Stellen auf der Probe mit einer Genauigkeit im μm -Bereich anzufahren und zu bearbeiten. Somit ist es realisierbar, die TFTs, falls sie in einem festen Raster angeordnet sind und der Abstand zwischen den Zeilen groß genug ist, zeilenweise ohne Strahlüberlappung zu behandeln. Die minimale Strahlbreite muss nach den Erläuterungen zu Abb. 3.8 größer als $100 \mu\text{m}$ sein. Um nicht Bereiche mit dem Strahlrand und somit mit undefinierter Energiedichte zu bearbeiten, darf das Zeilenrastermaß der TFTs für diese Bearbeitungsstrategie nicht kleiner als $100 \mu\text{m}$ sein. Wenn eine kristalline Fläche von ca. $80 \times 0,4$

mm² ausreicht, um die Treiberschaltungstransistoren herzustellen, kann die Laserkristallisation mit diesem Bearbeitungsmodus und größtmöglicher Strahlbreite (0,5 mm) durchgeführt werden [106]. Bevor der Vorschub erfolgt wird der Laser in diesem Bearbeitungsmodus ausgeschaltet und muss bei jeder Position erneut eingeschaltet werden. Dies benötigt eine gewisse Zeit, weshalb die Bearbeitung ohne Vorschub länger dauert, als die ganzflächige scannende Bearbeitung.

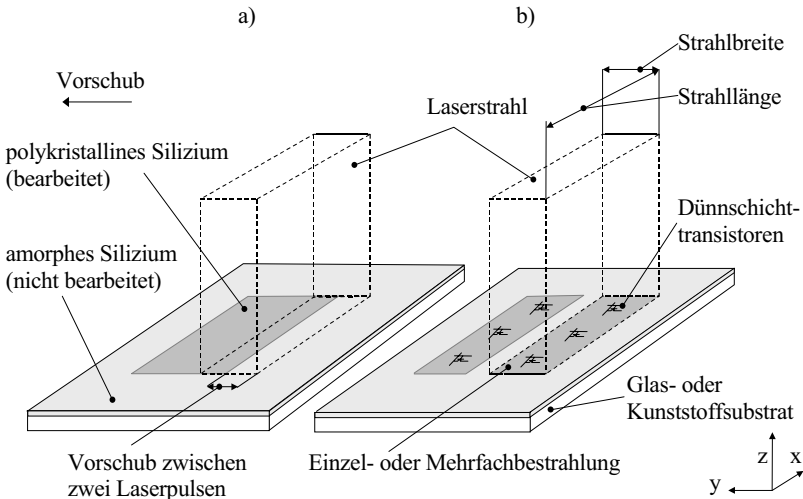


Abb. 3.10: Schematische Darstellung der möglichen Bearbeitungsstrategien: a) Bearbeitung mit kontinuierlichem Vorschub (Scannen), b) Bearbeitung ohne Vorschub (Step and Repeat).

4 Aufheizung dünner Schichten durch Bestrahlung mit gepulster Laserenergie

In diesem Kapitel wird das Aufheiz- und Abkühlverhalten eines Schichtsystems, bestehend aus einem Substrat, einer 63 nm dicken Siliziumschicht und z.T. einer Deckschicht, untersucht. Zunächst werden die theoretischen Grundlagen der Einkoppelvorgänge von Licht in Materie beschrieben (Kapitel 4.1). Die eingekoppelte Energie führt zu einer Temperaturerhöhung im Silizium. Mit den optischen und thermischen Materialeigenschaften wird durch Lösen der allgemeinen Wärmeleitungsgleichung (Kapitel 4.2) die räumliche Temperaturverteilung und der zeitliche Temperaturverlauf in den Schichten beschrieben und berechnet (Kapitel 4.5 und 5.1).

Optische Materialeigenschaften sind die Reflektivität R und der Absorptionskoeffizient α des Materials. Sie hängen von der Wellenlänge des verwendeten Lasers ab und werden näherungsweise als temperaturunabhängig angenommen. Den Anteil der Laserenergie, der von der Probe reflektiert wird und somit nicht zur Aufwärmung beiträgt, bestimmt der Reflexionsgrad R . Der Absorptionskoeffizient α gibt Auskunft darüber, wie tief die Laserstrahlung in das Material eindringt. Diese optischen Materialeigenschaften werden in Kapitel 4.3 bestimmt. Da die Dicke der transparenten Deckschicht mit 55 bzw. 105 nm in der Größenordnung der Wellenlänge des Lasers ist, wirkt diese als Einkoppelschicht oder als Reflexionsschicht. Dieser Effekt wird in Kapitel 4.3.2 näher untersucht. Thermische Materialeigenschaften sind die Wärmeleitfähigkeit K , die Wärmekapazität c_p und die Dichte ρ . Diese Parameter werden in Kapitel 4.4 ermittelt.

Mit den in Tab. 4.2 und Tab. 4.3 zusammengefassten optischen und thermischen Materialeigenschaften werden quantitative Temperaturberechnungen durchgeführt. Man erhält zeitliche und räumliche Temperaturverläufe, die Aussagen über das Aufheiz- und Abkühlverhalten bei unterschiedlichen Randbedingungen zulassen. Die Ergebnisse dazu werden in Kapitel 4.5 vorgestellt.

4.1 Lichteinkopplung in Materie

Grundvoraussetzung für die Wirksamkeit des Werkzeugs Laserstrahl ist die Übertragung eines möglichst großen Teils seiner Energie auf die zu bearbeitende Materie. Trifft Laserstrahlung der Intensität I_0 senkrecht auf eine glatte Materialoberfläche wird der Anteil $R \cdot I_0$ reflektiert und der Anteil $T \cdot I_0$ transmittiert, während die Energieflussdichte $A \cdot I_0$ in dem Werkstoff absorbiert wird. Dabei gilt der Zusammenhang

$$1 = R + A + T \quad . \quad (4.1)$$

Die Energieaufnahme (Absorption) führt in einem homogenen Werkstoff gemäß dem Beer'schen Gesetz

$$\frac{dI(z)}{dz} = -\alpha I(z) \quad (4.2)$$

zu einer exponentiellen Schwächung der eindringenden Strahlung I_0 entlang des Weges z . Der Intensitätsverlauf wird mit dem Absorptionskoeffizienten α und der Gl. (4.1) wie folgt beschrieben [40,41]:

$$I(z) = I_0 (1 - R) \cdot e^{-\alpha z} \quad . \quad (4.3)$$

Die Strecke z , nach welcher die Intensität auf den Bruchteil $1/e$ des Wertes von $I(1-R)$ an der Oberfläche abgenommen hat,

$$l_a = \frac{1}{\alpha} \quad , \quad (4.4)$$

wird als Absorptionslänge l_a bezeichnet. Betrachtet man den Absorptionsvorgang unter Zuhilfenahme der Beziehungen zur Ausbreitung elektromagnetischer Wellen, dann liegt der Fall einer gedämpften Welle vor, deren Amplitudenänderung durch

$$E(z, t) = E_0 \cdot e^{-\omega z n k / c_0} \cdot e^{i\omega(t - zn / c_0 + \varphi / \omega)} \quad (4.5)$$

beschrieben wird. Durch Vergleich der Komponenten in Gl. (4.3) und Gl. (4.5) unter Berücksichtigung des Zusammenhangs $I \sim E^2$ ergibt sich für den Absorptionskoeffizienten der Ausdruck

$$\alpha = \frac{4\pi n k}{\lambda_0} = \frac{4\pi k}{\lambda} \quad . \quad (4.6)$$

Der Reflexionsgrad eines Festkörpers kann durch seinen komplexen Brechungsindex n und den Extinktionskoeffizienten k dargestellt werden [42]; bei senkrechtem Lichteinfall ergibt sich:

$$R = \frac{(n-1)^2 - k^2}{(n+1)^2 - k^2} \quad (4.7)$$

Beim Werkstoff Silizium beträgt die Absorptionslänge nur einige nm (siehe Tab. 4.2). Sie ist bei der verwendeten Siliziumschicht kleiner als die Materialstärke. Da die in das Material eingedrungene Strahlleistung vollständig absorbiert wird, kann der Transmissionsgrad von Silizium gleich 0 gesetzt werden (siehe Abb. 4.2).

4.2 Wärmeleitung

Die Problemstellung theoretischer Beschreibungen mündet letztlich immer in der Aufgabe, eine Lösung der Wärmeleitungsgleichung

$$\nabla^2 T - \frac{1}{\chi} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = -\frac{1}{K} \cdot q(x, y, z, t) \quad (4.8)$$

zu finden, d.h. den zeitlichen Temperaturverlauf $T(x, y, z, t)$ des Werkstücks an den interessierenden Raumpunkten zu berechnen [40]. In der Gleichung (4.8) bedeutet $\chi = K / \rho c_p$ die Temperaturleitfähigkeit oder den thermischen Diffusionskoeffizienten, K die Wärmeleitfähigkeit, ρ die Dichte und c_p die spezifische Wärme.

Die je Zeit- und Volumeneinheit freigesetzte Wärme entspricht nach Gl. (4.8) der absorbierten Laserleistung

$$q(x, y, z, t) = \alpha(R-1)I_0(x, y, t)e^{-\alpha z}, \quad (4.9)$$

wobei $I(x, y, t)$ den zeitlichen Verlauf der Energiedichte des Laserstrahls darstellt. Im Fall der Experimente kann er durch ein rechteckförmiges Profil mit $I_0(x, y, t) = H$ für $0 < t < 30$ ns angenähert werden. Der Einfluss eines trapezförmigen Intensitätsverlaufes eines Lasers auf das Temperaturverhalten wird in [43] beschrieben. Da handelsübliche Excimerlaser mit maximalen Pulsfolgefrequenzen von 300 Hz arbeiten, liegt die Dauer zwischen zwei Pulsen um Größenordnungen über der Zeit, in der sich das Werkstück auf Raumtemperatur abkühlt [44].

Die Wärmeleitungsgleichung lässt sich nur in einigen wenigen Spezialfällen analytisch lösen. In der Regel muss sie unter Berücksichtigung der vorliegenden Randbedingungen mit großem Rechenaufwand numerisch gelöst werden. Mit Hilfe der Diffusionslänge, d.h. der in der Zeit t zurückgelegte Weg einer Isotherme, lässt sich abschätzen, ob ein Wechselwirkungsproblem in eindimensinaler oder dreidimensinaler Näherung zu behandeln ist. Wird in die Formel für die Diffusionslänge

$$\delta = 2\sqrt{\chi \cdot t} \quad (4.10)$$

für t die Pulsdauer oder Wechselwirkungszeit eingeführt, dann ist das Verhältnis von δ zur Strahlbreite B (0,5 mm) maßgeblich für die Unterscheidung. Für $\delta/B \ll 1$ ist eindimensionale für $\delta/B \gg 1$ ist dreidimensionale Wärmeleitung vorherrschend.

Im dem vorliegenden Fall kann von eindimensionalen Wärmeverlusten ausgegangen werden ($\delta/B \approx 0,002$). Hierbei ist der laterale Wärmefluss in der Probe vernachlässigbar. Durch die kurze Pulsdauer des Excimerlasers ist die hier betrachtete Näherung für Strahlbreiten $> 10 \mu\text{m}$ (Tab. 4.3) gültig und wird im folgenden verwendet.

4.3 Optische Materialeigenschaften

4.3.1 Reflexionsgrade von amorphen und kristallinen Schichten

Für die Temperaturberechnungen in Kapitel 4.5 müssen die optischen Stoffwerte der Siliziumschicht bekannt sein. In diesem Zusammenhang ist wichtig zu wissen, welcher Anteil der Strahlung mit der Wellenlänge des Lasers ($\lambda=308 \text{ nm}$) reflektiert bzw. transmittiert wird und welcher Anteil absorbiert wird und zur Erwärmung der Schicht beiträgt.

In dieser Arbeit werden Siliziumschichten mit dem Laser bearbeitet, die mit unterschiedlichen Schichtabscheideverfahren hergestellt werden und deshalb unterschiedliche Wasserstoffgehalte aufweisen. Für die Rechnungen muss bekannt sein, welche Auswirkung das jeweilige Abscheideverfahren und damit der Wasserstoffgehalt auf das Absorptions- und Reflexionsverhalten der Laserstrahlung im Silizium hat. Die in diesem Kapitel untersuchten Schichten A, B, C, werden in der Einleitung von Kapitel 6 näher beschrieben.

Wenn die Bearbeitungsstrategie mit kontinuierlichem Vorschub und überlappendem Strahl angewendet wird (Kapitel 3.4.1), trifft der Laserstrahl bei der Umwandlung gleichzeitig auf amorphe und auf kristalline Schichtbereiche. Aus diesem Grund ist es notwendig zu wissen, wie sich der Übergang vom amorphen in den kristallinen Zustand auf das Reflexions- bzw. Absorptionsverhalten des Siliziums auswirkt.

Da in der Literatur zu den untersuchten Schichtarten keine optischen Materialparameter zu finden sind, ist es erforderlich, diese experimentell zu bestimmen. Der Refle-

xionsgrad R und der Transmissionsgrad T werden hierfür durch spektroskopische Untersuchungen ermittelt¹⁸.

Die Ergebnisse spektroskopischer Untersuchungen in Abb. 4.1 zeigen den Reflexionsgrad R von auf Corningglas unterschiedlich abgeschiedenen Schichten in Abhängigkeit von der Wellenlänge. Alle Schichten wurden im amorphen und kristallinen Zustand untersucht. Es zeigt sich, dass der Reflexionsgrad bei der Wellenlänge des Lasers ($\lambda=308$ nm) unabhängig von der Art der Schichtabscheidung und somit vom Wasserstoffgehalt des Siliziums ist. Außerdem stellt man fest, dass sich der Reflexionsgrad beim Übergang vom amorphen in den kristallinen Zustand für Strahlung mit $\lambda=308$ nm nicht ändert.

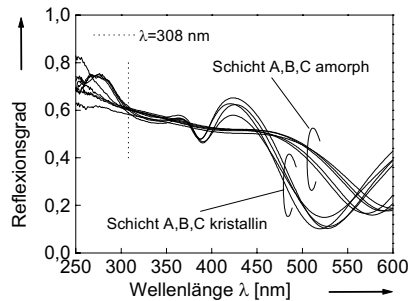


Abb. 4.1: Reflexionsgrad von amorphen und kristallinen Siliziumschichten mit unterschiedlichen Wasserstoffgehalten in Abhängigkeit von der Wellenlänge.

Die Ergebnisse spektroskopischer Untersuchungen in Abb. 4.2 zeigen den Transmissionsgrad vom verwendeten Corning-Glassubstrat und von unterschiedlichen Schichten in Abhängigkeit von der Wellenlänge. Bei dem verwendeten Glaträgermaterial (ohne Beschichtung) nimmt der Transmissionsgrad von 0,003 bei 250 nm auf ungefähr 0,9 bei Wellenlängen größer 370 nm zu. Die Wellenlänge des Lasers (308 nm) transmittiert das Glas noch zu 38 %. Befindet sich auf dem Glas eine 63 nm dicke Siliziumschicht, dann beträgt der Transmissionsgrad bei allen untersuchten Schichten, unabhängig von deren Wasserstoffgehalt, für Strahlung mit 308 nm nur noch etwa 10^{-5} . Weiterhin sind in Abb. 4.2 auch Messungen an amorphen und kristallinen Siliziumschichten wiedergegeben, welche mit unterschiedlichen Schichtabscheidungsverfahren hergestellt wurden. Bei der Wellenlänge des Lasers (308 nm) beobachtet man in den Absorptionseigenschaften von kristallinem und amorphem Silizium keinen signifikanten Unterschied. Die amorphen und die kristallinen Siliziumschichten zeigen erst für Wellenlängen oberhalb 380 nm ein unterschiedliches Transmissionsverhalten. Dieser

¹⁸ Diese Messungen sind von Dipl.-Phys. N. Jensen am Institut für Physikalische Elektronik der Universität Stuttgart bei Raumtemperatur durchgeführt worden. Die Probe befindet sich bei den Transmissionsmessungen vor einer Ulbricht-Kugel und wird vom Messstrahl senkrecht durchstrahlt. Bei der Reflexionsgradbestimmung ist die Probe in der Ulbricht-Kugel. Der Messstrahl trifft unter einem Winkel auf die Probenoberfläche und die reflektierte Strahlintensität wird gemessen.

Unterschied des Transmissionsverhaltens liegt darin begründet, dass kristallines Silizium ein indirekter Halbleiter und amorphes Silizium ein direkter Halbleiter ist. Beim indirekten Halbleiter wird für Elektronenübergänge vom Valenzband zum Leitungsband zur Impulserhaltung ein Phonon (Gitterschwingung) benötigt. Dies macht den Absorptionsprozess unwahrscheinlicher gegenüber dem Fall, dass die Übergänge ohne Phonon, d.h. direkt erfolgen. Somit absorbiert das kristalline Silizium für Wellenlängen oberhalb 380 nm aufgrund der notwendigen Phononenbeteiligung am Absorptionsprozess weniger stark als das amorphe Silizium.

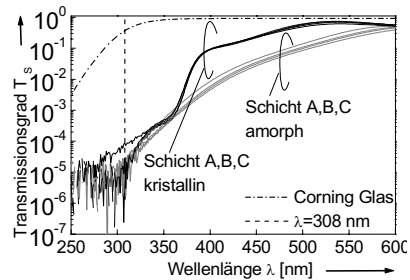


Abb. 4.2: Transmissionsgrad von amorphen und kristallinen Siliziumschichten mit unterschiedlichen Wasserstoffgehalten in Abhängigkeit von der Wellenlänge.

Betrachtet man das Schichtsystem bestehend aus dem Glas und der Siliziumschicht, dann wird ein Transmissionsgrad von 10^{-5} gemessen (Abb. 4.2). Der Anteil der transmittierten Strahlung kann deshalb bei der Betrachtung der Energieaufnahme vernachlässigt werden. Dadurch vereinfacht sich die Gl. (4.1) und der Absorptionsgrad kann mit der Beziehung

$$A = 1 - R \quad (4.11)$$

beschrieben werden. Von der auf die Werkstückoberfläche treffenden Laserenergie werden bei Raumtemperatur folglich 60 % reflektiert und 40 % absorbiert. Beim Erwärmen von Silizium auf Schmelztemperatur ist nach [49] mit einer linearen Zunahme der Reflexionsgrades um 18 % zu rechnen (siehe Kapitel 4.3.3). Da sich der Transmissionsgrad kaum ändert, wird bei hohen Temperaturen weniger Laserenergie absorbiert.

4.3.2 Einfluss von Deckschichten auf die Reflexionsgrade

Bei der Dünnschichttransistor-Herstellung ist es sowohl bei Bottom Gate als auch bei Top Gate TFTs erforderlich, dass über dem Halbleiter eine Siliziumoxid-Deckschicht

abgeschieden wird (Abb. 2.4 und Abb. 2.6). Beidesmal ist die Laserbehandlung vor und nach der Abscheidung der Schicht möglich und muss deshalb untersucht werden. Da die Deckschichtdicke von der Größenordnung der Wellenlänge des Lasers ist, kommt es zu Interferenzeffekten, wodurch sich der Reflexionsgrad des Schichtsystems ändert. Deshalb wird in diesem Kapitel der Einfluss der Dicke dieser Deckschicht auf den Reflexionsgrad untersucht.

Zunächst wird die Dicke berechnet, bei der die optische Einkopplung des Laserstrahls am größten bzw. am kleinsten ist. Anschließend werden anhand von spektroskopischen Untersuchungen die tatsächlichen Reflexionsgrade dieser Schichtsysteme bestimmt.

Der Gangunterschied S zwischen der an der Oberfläche der Deckschicht reflektierten und an der Grenzfläche Deckschicht/Silizium reflektierten Welle beträgt bei senkrechtem Strahleinfall an der Oberfläche der Deckschicht das Zweifache der optischen Dicke [45]:

$$S = 2 \cdot n \cdot d \quad , \quad (4.12)$$

mit d als der geometrischen Schichtdicke und n als dem Brechungsindex des Schichtmaterials.

Ist die optische Dicke des Materials ein Viertel der einfallenden Wellenlänge ($\lambda/4$), so beträgt der Gangunterschied $\lambda/2$ und es kommt durch destruktive Interferenz zu einer Auslöschung der an der Grenzfläche Deckschicht/Silizium reflektierten durch die einfallende Welle. Die Schicht wirkt auf den Strahl antireflektierend (Einkoppelschicht). Bei einer optischen Dicke von $n \cdot d = \lambda/2$ beträgt der Gangunterschied λ , und es kommt zu einer konstruktiven Interferenz der beiden Wellen. Das Schichtsystem wirkt reflektierend. Für diese beiden Fälle kann man die geometrischen Schichtdicken zu

$$d_{\text{antireflektierend}} = \frac{\lambda}{4n} \quad (4.13)$$

und

$$d_{\text{reflektierend}} = \frac{\lambda}{2n} \quad (4.14)$$

bestimmen.

Für die Wellenlänge des verwendeten Lasers ($\lambda=308$ nm) und einer Deckschicht aus Siliziumoxid ($n_{\text{SiO}_2}=1,49$) berechnen sich die Schichtdicken zu:

$$d_{\text{antireflektierend}} = 52 \text{ nm und } d_{\text{reflektierend}} = 103 \text{ nm.}$$

In Abb. 4.3 wird der Reflexionsgrad in Abhängigkeit von der Wellenlänge bei unterschiedlichen Deckschichtdicken dargestellt. Diese Reflexionsgrade wurden ebenfalls durch spektroskopische Untersuchungen (siehe Kapitel 4.3.1) ermittelt. Darin ist zu erkennen, dass der Reflexionsgrad einer 55 nm dicken Deckschicht unter den drei untersuchten Schichtsystemen mit $R_{55 \text{ nm}}=0,34$ geringer ist als mit 105 nm oder ohne Deckschicht. Befindet sich auf dem Silizium keine oder eine 105 nm dicke Deckschicht, dann sind die Reflexionsgrade deutlich höher und betragen $R_{\text{ohne}}=0,6$ und $R_{105 \text{ nm}}=0,62$.

Die Ergebnisse der Reflexionsgradmessungen bei 308 nm mit unterschiedlichen Deckschichten werden zum Vergleich in Tab. 4.1 zusammengefasst.

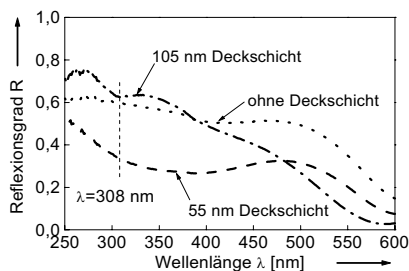


Abb. 4.3: Reflexionsgrad in Abhängigkeit von der Wellenlänge, bei unterschiedlich dicken Deckschichten.

Deckschichtdicke [nm]	Reflexionsgrad R	Verhältnis der eingekoppelten Laserenergie
ohne	0,60	1
55 nm	0,34	1,65
105 nm	0,62	0,95

Tab. 4.1: Reflexionsgrad von Schichtsystemen mit unterschiedlich dicken Siliziumoxid-Deckschichten für Licht mit der Wellenlänge $\lambda=308$ nm.

Das berechnete Verhältnis der eingekoppelten Laserenergien ergibt, dass durch geeignete Wahl der Deckschichtdicke der Anteil der absorbierten Laserenergie um 65 % erhöht werden kann. Bei den Rechnungen zur Schichtaufheizung werden die in Abb. 4.3 ermittelten Reflexionsgrade verwendet.

4.3.3 Zusammenfassung der optischen Materialeigenschaften

Die optischen Materialeigenschaften n , k , R , α und I_a sind in Tab. 4.2 für amorphes und kristallines Silizium, sowie für amorphes Siliziumoxid und Metall zusammengestellt. Diese Werte sind zum Teil der Literatur entnommen, berechnet oder experimentell bestimmt worden. Sie gelten für Strahlung mit der Wellenlänge des verwendeten Excimerlasers ($\lambda=308\text{ nm}$), welche einer Photonenenergie von $E_p=4\text{ eV}$ entspricht. Bei den Rechnungen in Kapitel 4.5 werden die grau unterlegten Werte verwendet.

	Einheit	Siliziumdioxid	Silizium			Metall
			amorph	kristallin	flüssig	
Brechungsindex n	[1]	1,49 [46]	2,87 [46]	4,99 [47] 5,01 [46]	(n.e.)	(n.e.)
Extinktionskoeffizient k	[1]	$<10^{-6}$ [46]	3,06 [46]	3,64 [47] 3,59 [46]	3,68 (ber.) nach [48]	(n.e.)
Reflexionsgrad R	[1]	0,039 (ber.) nach [46]	0,6 (exp.) 0,53 (ber.) nach [46] 0,55 [48]	0,6 (exp.) 0,59 (ber.) nach [47] 0,6 [48]	0,45 (ber.) nach [49] 0,69 [48]	MoTa: 0,54 (exp.) Cr: 0,65 [43]
Absorptionskoeffizient α	[1/cm]	<408 (ber.) nach [46] 10 [3]	$1,0\cdot10^6$ [5] 1,5 $\cdot10^6$ [48,50]	1,49 $\cdot10^6$ (ber.) nach [47] 1,8 $\cdot10^6$ [51] 2 $\cdot10^6$ [48]	1,46 $\cdot10^6$ [52] 1,5 $\cdot10^6$ [48]	MoTa: (n.e.) Cr: 0,11 [43]
Absorptionslänge I_a	[nm]	$>24,5\cdot10^6$ (ber.) nach [46] 10 ⁶ (ber.) nach [3]	8,8 (ber.) nach [53] 6,7 (ber.) nach [47]	6 (ber.) nach [47]	6,6 (ber.) nach [48]	MoTa: (n.e.) Cr: 8,9 [43]

Tab. 4.2: Optische Materialeigenschaften für die Photonenenergie $E_p=4\text{ eV}$ ($\lambda=308\text{ nm}$) aus der Literatur, berechnet (ber.) und experimentell (exp.) bestimmt. Die Werte der mit (n.e.) gekennzeichneten Felder sind für diese Arbeit nicht erforderlich.

Die Deckschicht aus Siliziumoxid ist für Licht mit der verwendeten Wellenlänge (308 nm) nahezu transparent. An der Grenzfläche der Oxidschicht werden 4 % der Strahlung reflektiert. Ist die Dicke der untersuchten Siliziumoxidschicht in der Größenordnung der Wellenlänge des einfallenden Lichts, kann es durch Interferenzeffekte zu einer deutlichen Abnahme des Reflexionsgrades kommen. Die Schichtdicken, bei welchen das Schichtsystem reflektierend bzw. antireflektierend wirkt, sind in Kapitel 4.3.2 berechnet und durch spektroskopische Untersuchungen experimentell ermittelt worden.

Anhand von Abb. 4.1 ist erläutert worden, dass sich der Reflexionsgrad von dünnen Siliziumschichten beim Übergang vom amorphen in den kristallinen Zustand für Licht mit der Wellenlänge $\lambda=308$ nm kaum ändert. Die berechneten Reflexionsgrade ergeben eine leichte Zunahme von 0,53 auf 0,59. Wenn Silizium auf Schmelztemperatur erwärmt wird, dann berechnet man nach einer Formel von Liarakis¹⁹ [49] eine Zunahme des Reflexionsgrades von 0,38 auf 0,45. Eine Zunahme des Reflexionsgrades wurde bei den Rechnungen nicht berücksichtigt. Der Absorptionskoeffizient ist für amorphes, flüssiges und kristallines Silizium bei 308 nm groß, deshalb wird die Laserenergie in den oberen 10 nm der Schicht absorbiert [47,53].

Bei der Herstellung eines Top Gate TFT (Abb. 2.4) soll als Metall für die Steuerelektrode entweder Chrom oder eine Molybdän-Tantal-Legierung verwendet werden. Das Metall ist beim Aktivierungsschritt (Kapitel 6.3) dem Laserstrahl ausgesetzt. Für eine hinreichende Aktivierung des Siliziums sind Energiedichten von 350 mJ/cm² (siehe Abb. 6.38) erforderlich. Die Versuche haben gezeigt, dass bei diesen Energiedichten eine 120 nm dicke Steuerelektrode aus Chrom nicht geschädigt wird, wohingegen sich MoTa für die Steuerelektrode eines Top Gate TFT nicht eignet.

4.4 Thermische Materialeigenschaften

Die thermischen Eigenschaften von Materialien werden durch ihre Wärmeleitfähigkeit K , ihre Dichte ρ und ihre Wärmekapazität c_p beschrieben.

In Tab. 4.3 werden diese aus verschiedenen Literaturquellen stammenden Werte zusammengefasst. Man findet zum Teil etwas unterschiedliche Werte. Bei den Rechnungen in Kapitel 4.5 wurden die grau unterlegten Werte verwendet.

Bei den Rechnungen (Kapitel 4.5 und 5.1) werden für den Reflexionsgrad (unabhängig von der Schichttemperatur) die in Tab. 4.2 zusammengefassten Werte als Konstanten verwendet. Außerdem wird angenommen, dass von der auf die Werkstückoberfläche treffenden Laserenergie (unabhängig von der Schichttemperatur) 40 % absorbiert werden (Diskussion Ende Kapitel 4.3). Die Angabe von zuverlässigen Temperaturfunktionen der Wärmeleitfähigkeit und der Wärmekapazität ist für unterschiedlich abgeschiedene Siliziumschichten schwierig. Die veränderten thermischen Werkstoffeigenschaften von Silizium, das über die Schmelztemperatur erwärmt wird, werden jedoch bei

¹⁹ $R(t)=0,382+4\cdot 10^{-5}\cdot T$, T in °C

den Rechnungen berücksichtigt. Wie die Tab. 4.3 zeigt, ergibt sich beim Übergang vom festen zum flüssigen Aggregatzustand eine Zunahme der Wärmeleitfähigkeit, und die Wärmekapazität nimmt beim amorphen Silizium ab.

	Einheit	Siliziumdioxid	Silizium		Polyimid (Kapton)	Metall Cr /Cu
			amorph	kristallin		
Dichte ρ ²⁰	g/cm ³	2,2 [42,51] Corning: 2,76 [48]	2,2 [48,54] 2,33 [48]	2,3 [55] 2,33 [48]	2,5 [48] 2,52 [56]	Cr: 7,1 [50] Cu: 8,94 [50]
Wärmekapazität c_p ²⁰	J/gK	0,65 [58] 0,71 [51] 0,88 [59]	0,99 [60] 1,1 [55]	0,89 [42] 0,95 [61] 1,0 [48]	0,95 [62] 1,0 [48]	Cr: (n.e.) Cu: 0,38 [63]
Wärmeleitfähigkeit K ²⁰	W/cmK	0,014 [58,48]	0,01 [55] 0,01 bis 0,02 [64]	0,21 [65] 0,22 [66] 0,318 [52]	0,5 bis 0,77 [52] 0,7 [66] 1,0 [48]	Cr: 0,9 [63] Cu: 3,95 [63]
Schmelztemperatur T_m	K	1995 [42,3]	1423 [67] 1450 ²¹	1685 [58] 1687 [48]	-	keine [57] Cr: 1890 [50] Cu: 1083 [50]
Siedetemperatur T_{Siede}	K	2530 [50]	2600 [67] 2630 [68]		keine [57]	Cr: 2480 [50] Cu: 2609 [50]
Schmelzenthalpie L_S	J/g	451 [3]	1300 ²² 1287 [48] 1282±70 [55]	1800 [55] 1810 [48]	-	Cr: (n.e.) Cu: 176 [50]
Temperaturleitfähigkeitskoeffizient χ	cm ² /s	9·10 ⁻³ (ber.) 0,1·10 ⁻³ [69]	4,1·10 ⁻³ (ber.) 6·10 ⁻³ [69]	0,1 (ber.)	0,29 (ber.)	7,8·10 ⁻⁴ (ber.) nach [57] Cu: 1,14 (ber.)
Wärmediffusionslänge δ ²³	µm	0,33 (ber.) 0,3 [69]	0,22 (ber.)	1,1 (ber.) 1 [69]	1,88 (ber.)	0,1 (ber.) nach [57] Cu: 3,7 (ber.)

Tab. 4.3: Thermische Materialeigenschaften aus der Literatur oder berechnet (ber.). Die Werte der mit (n.e.) gekennzeichneten Felder sind für diese Arbeit nicht erforderlich.

²⁰ Diese Angaben gelten bei Raumtemperatur (Ausnahme: flüssiges Silizium).

²¹ Mittelwert aus [51] und [54].

²² Gerundet aus [51] und [54].

²³ Die Wärmediffusionslänge wurde für die Zeit $t=\tau_p=30$ ns berechnet.

4.5 Berechnung von Temperaturverläufen

Für die Laserprozesse, die in dieser Arbeit entwickelt werden, muss die Laserenergie-dichte so gewählt werden, dass in der Siliziumschicht bestimmte Temperaturen eingehalten werden. Zur thermischen Aktivierung von Ionenimplantierten Bereichen (Kapitel 6.3) muss das Silizium nur erwärmt werden, wohingegen zur Reduzierung des Wasserstoffgehalts und zur Kristallisation (Kapitel 6.1 und 6.2) die Schicht bis in bestimmte Tiefen aufgeschmolzen werden muss.

Aufgrund des geringen aufgeheizten Schichtvolumens und der kurzen Laserpulsdauer ist der Aufheiz- und Abkühlzyklus innerhalb von wenigen hundert Nanosekunden abgeschlossen [3,52,70,71]. Die Temperatur im Silizium bei derart kurzen Zeiten zuverlässig zu messen ist schwierig. Darüber hinaus ist eine tiefenaufgelöste Temperaturmessung wegen den geringen Schichtdicken von einigen zehn Nanometern nur schwer realisierbar.

Deshalb werden in diesem Kapitel räumliche und zeitliche Temperaturverläufe von unterschiedlichen Schichtsystemen unter Berücksichtigung der optischen und thermischen Eigenschaften berechnet²⁴. Dabei werden die kristallografischen Eigenschaften der Siliziumschicht (amorph bzw. kristallin), die Laserenergie-dichte, die Deckschichtdicke (siehe Kapitel 4.3.2) und das Trägermaterial als Parameter variiert.

4.5.1 Modellbeschreibung

Die Rechnungen beziehen sich auf ein Schichtsystem bestehend aus einer Deckschicht, einer Schicht aus amorphem oder kristallinem Silizium und einem Substrat. Als Deckschicht und als Substrat wird Siliziumoxid angenommen.

Das Substrat ist sehr viel dicker als die Siliziumschicht. Die Dicke der Deckschicht ist von derselben Größenordnung wie die des Siliziums.

Das Schichtsystem wird mit einem 30 ns-Impuls eines Excimerlasers der Wellenlänge 308 nm bestrahlt, dessen zeitlicher Intensitätsverlauf als rechteckförmig angenommen

²⁴ Das verwendete Simulationsprogramm und das vorgestellte Modell sind von Dr. F. Falk, Mitarbeiter des Instituts für Physikalische Hochtechnologie e.V. in Jena entwickelt worden.

wird. Die Rechnungen werden für Energiedichten bis $H=600 \text{ mJ/cm}^2$ durchgeführt. Die Strahlung wird in allen drei Teilschichten mit unterschiedlichen Absorptionskoeffizienten absorbiert und fällt mit der Tiefe exponentiell ab. In den Rechnungen werden an den Grenzflächen Luft/amorphes bzw. kristallines Silizium, Luft/Deckschicht, Deckschicht/amorphes bzw. kristallines Silizium Reflexionen und die dadurch entstehenden Interferenzeffekte der Strahlung im Schichtsystem berücksichtigt (Abb. 4.3). Nicht berücksichtigt wurden in den Rechnungen die temperaturabhängigen Reflexionsverluste an den Grenzflächen Deckschicht/flüssiges Silizium und flüssiges/amorphes Silizium, sowie die dadurch entstehenden Interferenzeffekte.

In den Rechnungen wird die Wärmeleitungsgleichung numerisch nach dem Enthalpieverfahren gelöst. Es wird berücksichtigt, dass zum Schmelzen des amorphen bzw. kristallinen Siliziums latente Wärme mit verschiedenen großen Werten aufgebracht werden muss [72].

Die Rechnungen beruhen auf einem eindimensionalen Modell. Sie liefern zuverlässige Aussagen, wenn die Schichtdicke klein ist gegen den Laserstrahldurchmesser²⁵ und die Wärmediffusionslänge klein ist gegen den Laserstrahldurchmesser²⁶; siehe Diskussion von Gl. (4.10).

Es wird weiter vorausgesetzt, dass sich das Schichtsystem vor dem Laserpuls auf einheitlicher Temperatur befindet.

Es werden zwei Fälle betrachtet. Im ersten Fall wird an der Schichtoberseite thermische Isolation vorausgesetzt. Im zweiten Fall werden Abstrahlungsverluste zugelassen. Die Abstrahlungsverluste sind jedoch zu vernachlässigen, wie später in Kapitel 4.5.3 noch gezeigt wird. Ein Verdampfen von Material an der Oberfläche wird nicht in Betracht gezogen.

Für die Rechnungen wird die Deckschicht in 23 und die Siliziumschicht in 27 äquidistante Intervalle aufgeteilt. Bei den Rechnungen ohne Deckschicht wird die Siliziumschicht in 50 äquidistante Intervalle aufgeteilt. Das Substrat wird als unendlich dick angenommen, was solange erlaubt ist, wie die Substratrückseite noch keine Temperaturveränderungen erfährt. Bei Substratdicken um 1 mm ist diese Annahme bis $100 \mu\text{s}$ nach dem Laserimpuls gültig²⁷. Das Substrat wird in nichtäquidistante, sich mit der

²⁵ Diese Bedingung ist für die untersuchten Schichtsysteme und den verwendeten Laser stets erfüllt.

²⁶ Diese Bedingung ist für Zeiten kleiner als eine ms erfüllt.

²⁷ Mit der Formel 4.10 (Diffusionslänge) wird die Zeit t berechnet, in der eine Isotherme den Weg durch das 1 mm dicke Glassubstrat zurückgelegt.

Tiefe stetig vergrößernde Intervalle geteilt, wobei deren Anzahl so festgelegt wird, dass sie der Summe der Intervalle in der Deckschicht und der Siliziumschicht entspricht. Das erste an das Silizium angrenzende Intervall des Substrates ist dabei von gleicher Größe wie die äquidistanten Intervalle im Silizium und in der Deckschicht.

Auf diesem Gitter wird die Wärmeleitungsgleichung nach einem expliziten Differenzenverfahren numerisch gelöst. Die Zeitschritte sind dabei in der Größenordnung von 0,1 ps. Die in den Rechnungen verwendeten Laser- und Schichtparameter werden in Tab. 4.4 zusammengefasst.

Wellenlänge [nm]	308
Pulsdauer [ns]	30
Energiedichte H [mJ/cm ²]	0 bis 600
Silizium	amorph und kristallin, Dicke: 63nm
Trägermaterial	Quarz 1,1 mm, Polyimid oder Kupfer

Tab. 4.4: In den Rechnungen verwendete Laser- und Schichtparameter.

Um den Temperaturverlauf mit der Wärmeleitungsgleichung berechnen zu können, werden zur Vereinfachung für die Schmelzfront Gleichgewichtsbedingungen vorausgesetzt. Die Temperatur an der Schmelzfront ist stets die Schmelztemperatur T_{ma} des amorphen Siliziums, wie sie in quasistatischen Experimenten gemessen wird. Die Bewegung der Schmelzfront ist also allein dadurch bedingt, dass die erforderliche Schmelzwärme durch Wärmeleitung herantransportiert wird.

4.5.2 Räumliche und zeitliche Temperaturverläufe

Wenn Schichtsysteme bestehend aus Glassubstraten und Siliziumschichten mit der Energiedichte $H=210$ mJ/cm² erwärmt werden, dann ergeben sich die in der Abb. 4.4 dargestellten räumlichen Temperaturprofile. In den Diagrammen wird die Temperatur in einer 63 nm dicken Siliziumschicht in Abhängigkeit von der Schichttiefe zu unterschiedlichen Zeiten ($\Delta t=5$ ns) nach Beginn der Bestrahlung mit dem 30 ns dauernden Laserpuls aufgetragen. Diese Berechnungen werden für amorphe (Abb. 4.4 a) und kristalline (Abb. 4.4 b) Ausgangsmaterialien durchgeführt.

Wegen der geringen Absorptionslänge der Laserstrahlung im Silizium (Tab. 4.3) findet die Aufheizung von der Oberfläche her statt. In den ersten 5 ns nach Beginn der Bestrahlung nimmt dort die Temperatur bis auf Schmelztemperatur zu. Man stellt einen Temperaturgradienten in Richtung Substrat fest. Nach ca. 17 ns ist die Schicht voll-

ständig flüssig. Da Silizium im flüssigen Zustand ein besserer Wärmeleiter ist als im festen Zustand, kann sich Wärme oberhalb der Schmelztemperatur schneller verteilen. Deshalb wird für die Oberfläche nahezu dieselbe Temperatur berechnet wie für die Grenzfläche Silizium/Glassubstrat. Bis zum Ende der Energieeinwirkung durch den Laserstrahl wird die Schicht auf 2430 K erhitzt. Die Bereiche im Glassubstrat, welche um 150 nm tiefer als die Grenzfläche Silizium/Glassubstrat liegen, werden auf 920 K erwärmt. Beim Vergleich der amorphen mit der kristallinen Ausgangsschicht werden unterschiedliche Erwärmungen festgestellt. Die Diskussion hierzu findet am Ende des Kapitels statt.

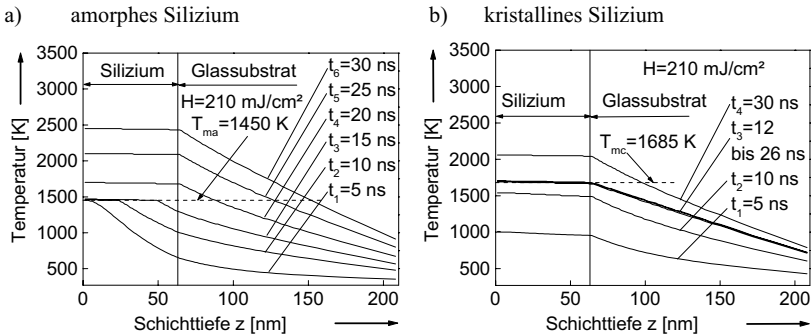


Abb. 4.4: Berechnete Temperatur in Schichtsystemen bestehend aus einem Glassubstrat und einer amorphen bzw. kristallinen Siliziumschicht in Abhängigkeit von der Schichttiefe zu unterschiedlichen Zeiten ($\Delta t = 5 \text{ ns}$).

Die Abb. 4.5 und Abb. 4.6 beschreiben den berechneten zeitlichen Verlauf der Temperatur in amorphem und kristallinem Silizium für Zeiten $0 < t < 200 \text{ ns}$, also bis ca. dem siebenfachen der Laserpulsdauer, für drei verschiedene Energiedichten. Die Diagramme zeigen den zeitlichen Temperaturverlauf an der Siliziumoberfläche (durchgezogene Kurve) und an der Grenzfläche Silizium/Glassubstrat (gestrichelte Kurve).

Wird amorphes Silizium mit Laserlicht beaufschlagt, dann kommt es, wie in Abb. 4.5 zu sehen ist, abhängig von der Energiedichte zur Erwärmung ($H = 36 \text{ mJ/cm}^2$), zum oberflächlichen Anschmelzen ($H = 75 \text{ mJ/cm}^2$) oder zum vollständigen Durchschmelzen ($H = 210 \text{ mJ/cm}^2$) der Schicht. Bei Bestrahlung mit hoher Energiedichte (210 mJ/cm^2) steigt die Temperatur an der Siliziumoberfläche mit Aufheizraten um 10^{11} K/s schnell

an, bis dort das Silizium zu schmelzen beginnt. Die Schmelztemperatur ($T_{ma}=1450$ K) wird in wenigen ns erreicht. Danach wächst die Temperatur an der Oberfläche nur noch langsam. Die eingestrahelte Leistung wird zum Durchschmelzen der Schicht verwendet. Nachdem die Schicht vollständig durchgeschmolzen worden ist, steigt die Temperatur der Schmelze schnell bis auf einen Wert von 2430 K an. Für die beiden anderen Energiedichten werden Schichtoberflächentemperaturen und Schichtgrenzflächentemperaturen von 1450/1110 K bzw. 900/700 K berechnet.

Nach dem Ende des Laserpulses sinkt die Temperatur im Silizium mit Abkühlraten, die zu Beginn in der Größenordnung von 10^{10} K/s liegen [73]. Die Schmelzphase ist für den untersuchten Energiedichtenbereich maximal 30 ns lang vorhanden. Beim Abkühlen unter T_{mc} kommt es nicht sofort zur Erstarrung des Siliziums. Es entsteht zunächst eine unterkühlte Schmelze²⁸. Dies wird bei den Rechnungen dadurch berücksichtigt, dass beim Unterschreiten von T_{mc} keine

Schmelzwärme frei wird (Erstarrung wird unterdrückt). Im Hinblick auf die Abschätzung der entstehenden Kristallstruktur in Kapitel 5.2.2 ist dies erforderlich, da dort die Abkühlraten der unterkühlten Schmelze bekannt sein müssen. Der gesamte Aufheiz- und Abkühlzyklus ist bei der Bestrahlung mit den drei Energiedichten nach etwas mehr als 150 ns abgeschlossen.

Vergleicht man die Erwärmung von amorphen und kristallinen Ausgangsschichten miteinander, dann wird folgendes festgestellt: Wegen der um ein Vielfaches höheren Wärmeleitung kann sich Wärme in kristallinem Silizium (Tab. 4.3) schneller verteilen. Im Vergleich zum amorphen Silizium wird hier schon während der Energieeinbringung durch den Laser mehr Wärme ins Substrat abgeleitet. Dieser Wärmeanteil trägt nicht zur Aufheizung der Siliziumschicht bei. Deshalb berechnet man für die drei Energiedichten niedrigere Temperaturwerte (2040, 1260 und 760 K). Da kristallines Silizium zusätzlich einen höheren Schmelzpunkt ($T_{mc}=1685$ K) besitzt, wird zum Auf-

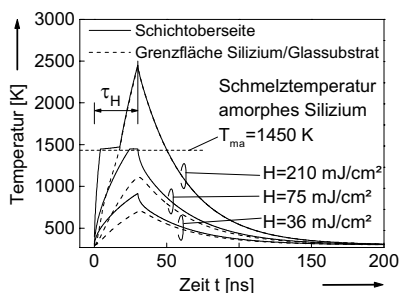


Abb. 4.5: Temperaturverlauf in amorphem Silizium auf Glas in Abhängigkeit von der Zeit.

²⁸ Ein Stoff, der unter die Temperatur seines Umwandlungspunktes abgekühlt wird, ohne den Aggregatzustand zu ändern, wird als unterkühlte Schmelze bezeichnet. Das Zustandekommen einer unterkühlten Schmelze wird im Kapitel 5.2 (Entstehung einer polykristallinen Schicht mit Körnern) beschrieben.

heizen auf Schmelztemperatur ungefähr die doppelte Zeit benötigt (a-Si: 5 ns, c-Si: 12 ns). Die Zeiten, die zwischen dem Schmelzen der Schichtoberfläche und dem Durchschmelzen vergehen, betragen für ursprünglich amorphe und ursprünglich kristalline Schichten ca. 14 ns. Damit berechnet sich eine Schmelzfrontgeschwindigkeit von 4,5 m/s.

Aus Abb. 4.5 wird deutlich, dass es bei genauer Kontrolle der Laserenergie mit dem Excimerlaser möglich ist, die in dieser Arbeit untersuchte dünne Siliziumschicht (63 nm) gezielt nur bis in bestimmte Schichttiefen zu erhitzen oder aufzuschmelzen; diese Tatsache wird in Kapitel 6.1 beim Prozessschritt Wasserstoffaustrieb ausgenutzt und später in Kapitel 6.2.1 für die Beschreibung eines Kristallisationsmodells verwendet.

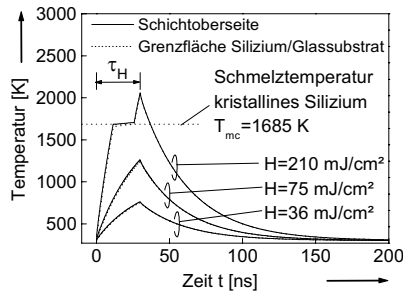


Abb. 4.6: Temperaturverlauf in kristallinem Silizium auf Glas in Abhängigkeit von der Zeit.

4.5.3 Abstrahlverluste

Die Rechnungen zu den zeitlichen Temperaturverläufen bei der Laserbestrahlung werden in diesem Kapitel durch explizite Berücksichtigung der Verluste durch Abstrahlung erweitert. Die Abstrahlungsverluste an der Oberfläche der Schicht werden gemäß dem Stefan-Boltzmann-Gesetz zu $P=\epsilon\sigma T^4$ in den Rechnungen mit einbezogen. Um den Einfluss der Abstrahlung zu untersuchen, wird der Fall größtmöglicher Abstrahlung (Emissivität $\epsilon=1$) mit dem Fall, bei dem keine Abstrahlung ($\epsilon=0$) angenommen wird, verglichen.

	Abstrahlung		
	minimal $\epsilon=0$	maximal $\epsilon=1$	ΔT [K]
T_1 [K]	2431,697	2431,616	0,081
T_2 [K]	2413,718	2413,639	0,079

Tab. 4.5: Temperatur bei minimaler und maximaler Abstrahlung. Temperatur T_1 an der Siliziumoberfläche und Temperatur T_2 an der Grenzfläche Silizium/Substrat ($H=210\text{ mJ/cm}^2$, amorphes Silizium, $d=63\text{ nm}$).

Da die zeitlichen Verläufe der Temperatur kaum zu unterscheiden sind, werden in Tab. 4.5 die berechneten Maximaltemperaturen bei Bestrahlung mit $H=210\text{ mJ/cm}^2$ nach

$t=30$ ns aufgelistet. Bei Rechnungen mit und ohne Berücksichtigung der Abstrahlung beträgt der Temperaturunterschied an der Oberfläche 0,081 K und an der Grenzfläche Silizium/Substrat 0,079 K. Somit kann festgestellt werden, dass der Einfluss der Abstrahlung für die vorliegenden Verhältnisse zu vernachlässigen ist.

4.5.4 Räumliche und zeitliche Temperaturverläufe bei Deckschichtssystemen

Aus fertigungstechnischen Gründen besteht unabhängig vom jeweiligen Transistoraufbau die Möglichkeit, vor der Laserbearbeitung auf das Silizium eine 55 oder 105 nm dicke Siliziumoxiddeckschicht abzuseiden. Diese Deckschicht ist für die verwendete Laserstrahlung nahezu transparent. Wie in Kapitel 4.3.2 gezeigt wurde, verändern Deckschichten den Absorptionsgrad des Laserlichtes an der Probe. Weiterhin ist zu beachten, dass die Schmelztemperatur der Siliziumoxiddeckschicht über der des Siliziums liegt (Tab. 4.3). Diese Tatsache macht es möglich, dass sich zum selben Zeitpunkt die Siliziumschicht im flüssigen und die Deckschicht im festen Zustand befinden kann (siehe Abb. 6.34).

Wie in der Abb. 4.4 wird in Abb. 4.7 ein berechnetes Temperaturprofil dargestellt allerdings mit dem Unterschied, dass sich nun auf dem Silizium noch eine 105 nm dicke Deckschicht befindet. Die Grenzfläche Deckschicht/Silizium erreicht nach ca. 15 ns die Schmelztemperatur (10 ns später als in Abb. 4.4). Bis zum kompletten Aufschmelzen der Siliziumschicht vergehen mehr als 25 ns (8 ns später). Nach Beendigung der Energieeinwirkung durch den Laserstrahl stellt man fest, dass in diesem Fall das Silizium nur auf 1620 K erhitzt wird, wobei die Deckschicht fast die gleiche Temperatur annimmt, wie die Siliziumschicht. Die Bereiche im Glassubstrat, welche um 150 nm tiefer liegen als die Grenzfläche Silizium/Glassubstrat werden auf 710 K erwärmt.

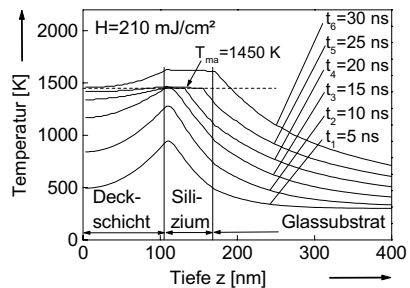


Abb. 4.7: Berechnete Temperatur in einem Schichtsystem bestehend aus einem Glassubstrat, einer amorphen Siliziumschicht und einer Deckschicht (105 nm) in Abhängigkeit von der Schichttiefe zu unterschiedlichen Zeiten ($\Delta t = 5 \text{ ns}$).

Werden Schichtsysteme mit verschiedenen dicken Deckschichten mit 210 mJ/cm^2 aufgeheizt, dann ergeben sich die in Abb. 4.8 berechneten zeitliche Temperaturverläufe. Die Rechnungen ergeben für Schichtsysteme ohne Deckschicht und amorpher Siliziumschicht eine Temperatur von 2430 K (siehe auch Abb. 4.5) an der Oberfläche. Innerhalb von 200 ns kühlt sich das Silizium auf Raumtemperatur ab. Schichtpakete mit dünnen Deckschichten zeigen ein anderes Verhalten: Es ergibt sich eine Siliziumtemperatur von 3350 K . Die Abkühlung erfolgt nach 200 ns nur auf einen Wert von 850 K . Bei Verwendung von dicken Deckschichten (105 nm) wird das Silizium am geringsten aufgeheizt (1620 K). Für den Zeitpunkt $t=200 \text{ ns}$ werden Temperaturen von 790 K berechnet.

Die Ursache für die geringere Aufheizung beim Fall mit dicker Deckschicht liegt nicht nur in dem geringeren Absorptionsgrad ($A_{\text{ohne}}=0,4$ und $A_{105 \text{ nm}}=0,38$). Da die Laserstrahlung die Siliziumoxiddeckschicht fast ungehindert durchdringt, findet die Erwärmung des Paketes nahe der Grenzfläche Deckschicht/Silizium statt. Im Vergleich zu Schichtsystemen ohne Deckschicht wird nun eine größere Materialmenge erhitzt, da Wärme von der Siliziumoberfläche auch in die Deckschicht strömt. Die Rechnungen für Schichtsysteme mit 105 nm dicker Deckschicht ergeben deshalb geringere Temperaturen. Diese Tatsache wird später in Abb. 6.1 dadurch experimentell bestätigt, dass die Schwellenergie zum Anschmelzen der Schicht (H_{min}) bei höheren Werten liegt. Die langsamere Abkühlung kann dadurch erklärt werden, dass die Deckschicht als Wärmespeicher wirkt. In Kapitel 4.5.3 wurde gezeigt, dass es keinen Wärmeabfluss durch Abstrahlung an der Grenzfläche Luft/Deckschicht gibt. Somit muss die gesamte Wärme der Deckschicht durch das Silizium ins Substrat fließen, wodurch das Silizium länger auf höheren Temperaturen gehalten wird.

Die höheren Temperaturen bei der Laserbearbeitung von Schichtsystemen mit dünnen Deckschichten (55 nm) können folgendermaßen erklärt werden: Hier überwiegt der Effekt des deutlich größeren Absorptionsgrades ($A_{55 \text{ nm}}=0,66$). Weil im Silizium 65% mehr Laserenergie absorbiert werden, wird die Siliziumschicht derart stärker aufge-

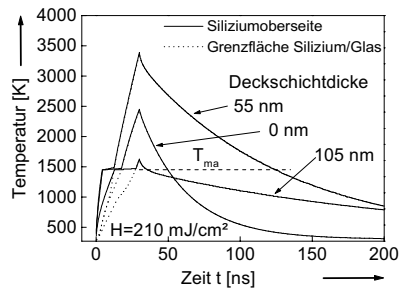


Abb. 4.8: Berechnete Temperatur in Schichtsystemen ohne und mit unterschiedlich dicken Deckschichten in Abhängigkeit von der Zeit.

heizt, dass die größere aufzuheizende Materialmenge vernachlässigt werden kann. Bei der Abkühlung macht sich aber auch hier die Wärmespeicherfunktion der Deckschicht bemerkbar, weshalb nach 200 ns das Silizium noch nicht Raumtemperatur erreicht hat. Wegen der deutlich stärkeren Aufheizung des Schichtsystems mit Einkoppelschicht (55 nm Deckschicht) findet man die Schwellenergie (H_{\min}) in Abb. 6.1 bei niedrigeren Werten als bei Schichtsystemen ohne oder mit 105 nm dicker Deckschicht.

4.6 Fazit zu Kapitel 4

Die wesentlichen Inhalte und Ergebnisse dieses Kapitels sind hier noch einmal kurz aufgeführt:

- Der Absorptions- und Reflexionsgrad der untersuchten Siliziumschichten ist unabhängig vom Abscheideverfahren und somit vom Wasserstoffgehalt der Schicht. Desweiteren konnte festgestellt werden, dass die Schicht sowohl im amorphen wie auch im kristallinen Zustand Strahlung mit der Wellenlänge des Lasers ($\lambda=308$ nm) gleich stark absorbiert bzw. reflektiert.
- In der Deckschicht wird so gut wie keine Laserleistung absorbiert. Der hohe Absorptionskoeffizient im Silizium führt dazu, dass die Laserenergie in den oberen 10 nm absorbiert wird. Deshalb liegt das Temperaturmaximum im Silizium stets an der Oberfläche bzw. bei Verwendung von Deckschichten an der Grenze zur Deckschicht.
- Die verschieden dicken Deckschichten führen zu unterschiedlichen Reflexionsgraden. Bei Schichtsystemen mit dünner Deckschicht (55 nm) wird im Vergleich zu Schichtsystemen ohne Deckschicht 65 % mehr Laserenergie eingekoppelt. Eine dicke Deckschicht (105 nm) führt dazu, dass 5 % weniger Laserenergie im Silizium absorbiert werden. Die damit verbundene unterschiedliche Aufheizung des Siliziums hat, wie später in Kapitel 6.1.1 gezeigt wird, auch Auswirkungen auf das Prozessfenster, in dem diese Schichtsysteme bearbeitet werden können.
- Der Schmelzpunkt von Silizium liegt unter dem von Siliziumoxid. Die Siedetemperaturen von Siliziumoxid und Silizium sind in der gleichen Größenordnung. Um Sieden zu vermeiden, sollte die Siliziumschicht nicht über 2630 K aufgeheizt werden.

- Mit dem Excimerlaser ist es möglich, eine dünne Siliziumschicht (63 nm) gezielt bis in bestimmte Schichttiefen aufzuschmelzen.
- Die Siliziumschicht wird mit dem Laser 30 ns lang aufgeheizt (mit Aufheizraten um 10^{11} K/s), anschließend kühlt sie sich mit Abkühlraten von 10^{10} K/s ab. Deshalb ist der gesamte Aufheiz- und Abkühlzyklus in 150 ns abgeschlossen.
- Die Abstrahlungsverluste können für die vorliegenden Verhältnisse vernachlässigt werden.

5 Temperaturverlauf als Basis zur Ermittlung der Prozessparameter

Derzeit erzielt man bei der Siliziumschichtabscheidung auf 550 mm x 650 mm-Substraten eine Dickenhomogenität von $\pm 7 \%$ [1]. Hohe Produktionsdurchsätze machen niedrige Laserprozesszeiten erforderlich. Für eine effektive Bearbeitung z.B. beim Laserschritt zur Schichtwasserstoffreduzierung (siehe Tab. 7.2) sollte deshalb die Schichtdicke so gering wie möglich gehalten werden. Andererseits muss die Siliziumschicht bei TFTs mindestens 50 nm dick sein [107]. Um diese Randbedingungen eines serientauglichen Laserprozesses zu berücksichtigen, wird in dieser Arbeit für alle Untersuchungen eine Siliziumschichtdicke von 63 nm gewählt.

In Kapitel 5.1 werden die Schwellenergien berechnet, die zum An- und Durchschmelzen sowie zum Sieden der Siliziumschicht führen²⁹. Bei den Rechnungen werden die kristallografischen Eigenschaften der Siliziumschicht (amorph bzw. kristallin), die Schichtdicke, die Laserenergie, das Trägermaterial und die Substrattemperatur als Parameter variiert. Zunächst wird die größtmögliche Siliziumschichtdicke berechnet, die mit der in Kapitel 3 beschriebenen Laserbearbeitungsanlage vollständig aufgeschmolzen werden kann. Anschließend werden die Temperaturen an der Siliziumoberfläche, an der Grenzfläche zum Trägermaterial und in 210 nm Tiefe³⁰ in Abhängigkeit von der Energiedichte berechnet. Danach wird die Schmelztiefe und die Grenzflächentemperatur dieser 63 nm dicken Siliziumschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte bestimmt, wenn sie sich auf verschiedenen Substratmaterialien befindet. Um den Schmelzvorgang näher zu analysieren, werden in diesem Kapitel auch Rechnungen für Schichtsysteme mit doppelter Siliziumstärke (132 nm) vorgestellt.

In Kapitel 5.2 wird, ausgehend von geschmolzenem Silizium, das Entstehen einer polykristallinen Schicht erklärt. Den Kristallisationsvorgang kann man mit den temperaturabhängigen Parametern Keimverzögerungszeit, -bildungsrate und -wachstumsgeschwindigkeit beschreiben. Diese werden in Kapitel 5.2.1 vorgestellt. Anhand von

²⁹ Die Rechnungen werden mit dem in Kapitel 4.5.1 vorgestellten Modell durchgeführt.

³⁰ Gemessen von der Siliziumoberfläche, d. h. bei der 63 nm dicken Schicht ungefähr 150 nm tief im Trägermaterial.

Skizzen wird in Kapitel 5.2.2 die Keimbildung und das Keimwachstum veranschaulicht und die zu erwartenden Korngrößen werden abgeschätzt.

5.1 Berechnung der Schwellenergien für Anschmelzen, Durchschmelzen und Sieden

Zur Ermittlung der maximal aufschmelzbaren Schichtdicke wird die Laserenergie konstant gehalten und die Schichtdicke als Parameter variiert. Die Aufheizung des Siliziums erfolgt mit 500 mJ/cm^2 .

Abb. 5.1 zeigt berechnete Temperaturen in Abhängigkeit von der Schichtdicke. Darin werden die Temperaturen an der Siliziumoberfläche und an der Grenzfläche Silizium/Substrat, jeweils für amorphe und kristalline Ausgangsschichten, dargestellt. Die horizontalen Linien kennzeichnen die Schmelztemperatur von amorphem und kristallinem Silizium.

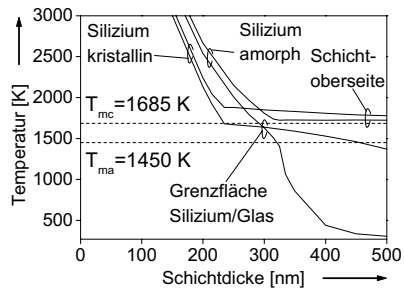


Abb. 5.1: Berechnete Schichttemperatur von amorphem und kristallinem Silizium auf Glas in Abhängigkeit von der Schichtdicke ($H=500 \text{ mJ/cm}^2$, $R=0,6$).

Man sieht, dass amorphes Silizium mit 500 mJ/cm^2 bis zu einer Schichtdicke von 320 nm an der Schichtoberfläche und an der Grenzfläche Silizium/Substrat über die

Schmelztemperatur aufgeheizt und somit vollständig durchgeschmolzen wird. Bei größeren Schichtdicken kommt es immer noch zum oberflächlichen Anschmelzen, wobei die Aufheizung an der Grenzfläche bei zunehmender Schichtdicke stark abnimmt. Bei 500 nm Dicke erfährt das Silizium an der Grenze zum Substrat kaum noch eine Temperaturerhöhung. Kristallines Silizium kann mit der verwendeten Laserenergie bis zu Schichtdicken von 235 nm vollständig durchgeschmolzen werden. Selbst bei Schichtdicken von 500 nm wird die Grenzfläche Silizium/Substrat im Vergleich zum amorphen Material deutlich stärker erwärmt (1350 K).

Für die Bestimmung der Schwellenergien, die zum An- und Durchschmelzen, sowie zum Sieden des Siliziums führen, wird in Abb. 5.2 die Erwärmung von amorphen und kristallinen Ausgangsschichten wiedergegeben. Darin werden die Temperaturen an der

Siliziumoberfläche, an der Grenzfläche Silizium/Substrat und in 210 nm Tiefe am Ende des Laserpulses ($t=30$ ns, d.h. max. Erwärmung) für unterschiedliche Energiedichten aufgetragen.

Sowohl amorphes als auch kristallines Silizium schmilzt erst an der Oberfläche (Abb. 5.2). Bei zunehmender Energiedichte bleibt die Oberfläche auf Schmelztemperatur ($T_{\text{ma}}=1450$ K), bis die Grenzfläche Silizium/Substrat auch T_{ma} erreicht. Eine weitere Steigerung der Energiedichte führt zu einer linearen Temperaturerhöhung bis auf Siedetemperatur ($T_{\text{siede}}=2630$ K). Bei kristallinen Ausgangsschichten ist zwischen der Ober- und der Unterseite kaum ein Temperaturunterschied. Die Schwellenergien für das An- und Durchschmelzen, sowie für das Sieden des Silizium stellt man beim amorphen Material bei kleineren Werten als beim kristallinen Material fest (wie in Abb. 5.3).

Wenn die Schicht völlig durchgeschmolzen wird, liegt die Maximaltemperatur am Ende der Bestrahlung in ursprünglich amorphen Schichten um 200 °C bis 300 °C höher als in kristallinen Ausgangsschichten. Die Ursache dafür ist die um das zwanzigfache höhere Wärmeleitfähigkeit des kristallinen Siliziums im Vergleich zum amorphen Silizium. Dadurch erhöht sich bei kristallinen Ausgangsschichten die Temperatur an der Grenzfläche zum Substrat schneller und es wird erheblich mehr Wärme in das Substrat abgeleitet.

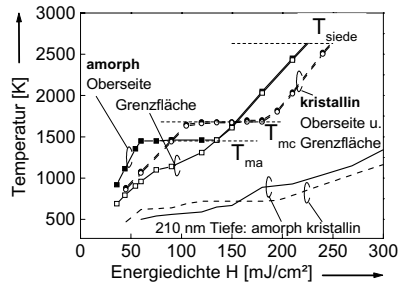


Abb. 5.2: Berechnete Temperatur an der Siliziumoberfläche, an der Grenzfläche Silizium/Substrat und in 210 nm Tiefe³⁰ in Abhängigkeit von der Energiedichte, für amorphe und kristalline Ausgangsschichten auf Glas.

Für die Aufheizung der Siliziumschicht auf Siedetemperatur ($T_{\text{siede}}=2630$ K) werden für amorphe und kristalline Ausgangsschichten Energiedichten von 225 mJ/cm² bzw. 250 mJ/cm² benötigt. Um sicherzustellen, dass sich die Temperatur nicht bis zum Siedepunkt des Siliziums erhöht und die Schicht geschädigt wird, ist eine genaue Dosierung der Energiedichte erforderlich.

Die Temperaturen im Glassubstrat, welche 150 nm unter der Grenzfläche Silizium/Substrat liegen, sind deutlich geringer als die Temperaturen der Siliziumschicht. Selbst bei Energiedichten, bei denen das Silizium auf Glassubstraten den Siedepunkt

erreicht ($T_{\text{Siede}}=2630 \text{ K}$), heizen sich die Bereiche im Glassubstrat nur auf Temperaturen um 1000 K auf. Daraus berechnet sich ein Temperaturgradient von 11 K/nm .

Die jeweilige Schwellenergiedichte, bei der das Silizium an der Oberfläche zu schmelzen beginnt (Schwelle 1), bei der das gesamte Silizium aufgeschmolzen wird (Schwelle 2) und die Energiedichte, ab welcher die Siliziumschicht auf Siedetemperatur aufgeheizt wird (Schwelle 3), werden in Tab. 5.1 für amorphe und kristalline Ausgangsschichten zusammengefasst. Um den Schmelzvorgang besser zu beschreiben, werden auch Rechnungen für Schichtsysteme mit doppelter Siliziumstärke (132 nm) diskutiert.

	Silizium					
	amorph			kristallin		
Schichtsystem	Schwelle 1 [mJ/cm ²]	Schwelle 2 [mJ/cm ²]	Schwelle 3 [mJ/cm ²]	Schwelle 1 [mJ/cm ²]	Schwelle 2 [mJ/cm ²]	Schwelle 3 [mJ/cm ²]
63 nm Si auf Glas	60	135	225	110	180	250
132 nm Si auf Glas	75	260	360	170	320	400

Tab. 5.1: Berechnete Anschmelz-, Durchschmelz- und Siedeschwellenergien bei der Erwärmung von amorphen bzw. kristallinen Siliziumausgangsschichten auf Glas für unterschiedliche Schichtdicken.

- Die Schwelle 1 (Anschmelzen) hängt bei amorphen Schichten fast nicht von der Dicke der Siliziumschicht ab. In kristallinen Schichten erhöht sich diese Schwelle mit der Schichtdicke. Das beruht darauf, dass infolge der hohen Wärmeleitfähigkeit des kristallinen Siliziums schon während der Aufheizung weit vor Erreichen des Schmelzpunkts Wärme ins Substrat abgeführt wird, während das schlecht leitende amorphe Silizium weniger Wärme ins Substrat weiterleitet. Dementsprechend erhöht sich das Verhältnis der Schwellen 1 für amorphes und kristallines Silizium. Bei einer Schichtdicke von 132 nm wäre zum Anschmelzen der kristallinen Schicht eine doppelt so hohe Energiedichte wie für amorphes Silizium erforderlich.
- Die Schwelle 2 (Durchschmelzen) hängt sowohl für amorphes als auch für kristallines Silizium stark von der Schichtdicke ab. Sie ist für beide betrachteten Schichtdicken bei kristallinem Silizium um ca. 25 bis 35 % höher als bei amorphem Silizium.

- Die Schwelle 3 (Sieden) hängt sowohl für amorphes als auch für kristallines Silizium stark von der Schichtdicke ab. Sie ist für beide betrachteten Schichtdicken bei kristallinem Silizium um ca. 10 % höher als bei amorphem Silizium.

Den Einfluss verschiedener Materialparameter auf die Schwellenergien für An- und Durchschmelzen von 63 nm dicken Siliziumschichten zeigt Abb. 5.3. Darin werden die Schichttiefen gezeigt, bis in welche sich die Siliziumschicht auf Schmelztemperatur aufheizt. Die Rechnungen werden für amorphe und kristalline Siliziumschichten auf den Trägermaterialien Glas und Kapton (schlechter Wärmeleiter), sowie auf Kupfer (guter Wärmeleiter) für unterschiedliche Energiedichten durchgeführt. Die Schwellenergien von amorphem Silizium werden zusätzlich bei einer Substrattemperatur T_{Sub} von 400 °C berechnet.

Die Rechnungen ergeben, dass amorphes Silizium bei 60 mJ/cm^2 zu schmelzen beginnt, wohingegen kristallines Silizium erst ab einer Energiedichte von 110 mJ/cm^2 anschmilzt. Wird diese Schwellenergie überschritten, ist die Schmelztiefe proportional zur Energiedichte (Abb. 5.3). Bei 135 mJ/cm^2 ist das amorphe und bei 180 mJ/cm^2 das kristalline Silizium vollständig durchgeschmolzen. Wird die Probe auf 400 °C vorgeheizt, dann verringern sich die Schwellenergien um ungefähr 30 mJ/cm^2 . Bei Polyimidsubstraten (Kapton) findet man die An- und Durchschmelzenergieschwellen bei 50 bzw. 110 mJ/cm^2 . Befindet sich die Schicht auf einem guten Wärmeleiter wie zum Beispiel Kupfer, dann ist es nicht möglich, die Schicht völlig aufzuschmelzen.

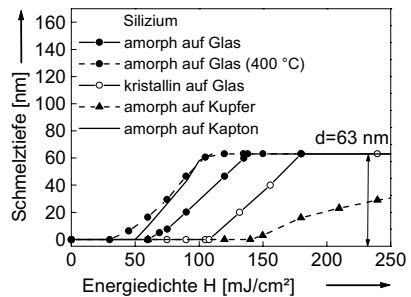


Abb. 5.3: Berechnete Schmelztiefe von 63 nm dicken Siliziumschichten in Abhängigkeit von der Energiedichte. Amorphes und kristallines Silizium auf Glas (bei $T_{\text{Sub}} = RT$ und 400 °C), sowie amorphes Silizium auf Kupfer und Kapton.

Die energiedichtenabhängigen Verläufe für die Grenzflächentemperatur bei Silizium auf Metall (Kupfer) und auf Polymeren (Kapton) zeigt die Abb. 5.4. Für Silizium auf Kapton findet man die Anschmelz-, Durchschmelz- und Siedeschwellen, verglichen mit Glas als Trägermaterial, bei geringerer Laserenergie. Zum Anschmelzen wird 20 % weniger Energie benötigt (50 mJ/cm^2), Durchschmelzen erfordert 19 % (110 mJ/cm^2) und Sieden 29 % (160 mJ/cm^2) weniger Energie (siehe Abb. 5.3). Wird die Siliziumschicht auf die Siedetemperatur ($T_{\text{Siede}} = 2630 \text{ K}$) aufgeheizt, beträgt die Temperatur 150

nm tief im Trägermaterial 550 K. Daraus ergibt sich ein Temperaturgradient von 14 K/nm. Der Grund für den größeren Temperaturgradienten im Vergleich zu Glas ist die deutlich schlechtere Wärmeleiteigenschaft von Polyimid (Tab. 4.3).

Bei Metall (Kupfer) als guter Wärmeleiter ist im untersuchten Energiedichtenbereich lediglich oberflächliches Anschmelzen möglich. Die Grenzfläche zum Substrat zeigt keine Temperaturerhöhung. Zum Anschmelzen der Schicht sind 75 % höhere Energiedichten erforderlich (140 mJ/cm²) wie bei Schichten auf Glasträgern. Die Genauigkeit dieser Rechnungen wird später in Kapitel 5.3 diskutiert.

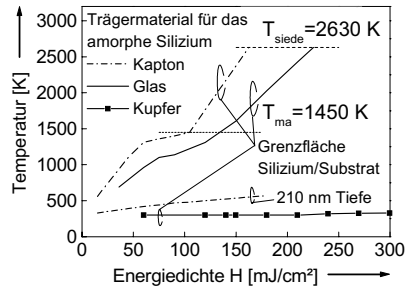


Abb. 5.4: Berechnete Temperatur an der Grenzfläche Silizium/Substrat in Abhängigkeit von der Energiedichte, für amorphe Ausgangsschichten auf Glas, Kapton und Kupfer.

5.2 Entstehung einer polykristallinen Schicht mit Körnern

Bei ausreichend hoher Laserenergie kann das Silizium über die Schmelztemperatur aufgeschmolzen werden. Beim Abkühlen bilden sich in der Schicht zunächst Keime, die dann mit bestimmten Geschwindigkeiten zu Körnern wachsen. Dieser Kristallisationsvorgang wird in diesem Kapitel mit den temperaturabhängigen Beziehungen (Abb. 5.5 bis Abb. 5.7) und den berechneten Abkühlraten (Tab. 5.2) des Siliziums erklärt.

In Kapitel 5.2.2 werden die temperaturabhängigen Beziehungen aus Kapitel 5.2.1 (Keimbildung und Keimwachstum) anhand von Skizzen beschrieben. Damit wird das Entstehen einer polykristallinen Schicht mit unterschiedlich großen Körnern veranschaulicht. Außerdem wird der Versuch unternommen, anhand dieser Überlegungen die in dieser Arbeit zu erwartenden Korngrößen abzuschätzen.

5.2.1 Kristallisationsvorgang

Wird die Siliziumschicht vollständig aufgeschmolzen, sind zunächst keine Keimzentren vorhanden, von denen ausgehend die Kristallisation erfolgen kann. Der Kristallisationsprozess läuft dann wie folgt ab³¹:

Durch schnelles Abkühlen der Schmelze unter die Schmelztemperatur von kristallinem Silizium ($T_{mc}=1685\text{ K}$) entsteht eine unterkühlte Schmelze³² [75,76,77,78]. Für die Keimbildung und das spätere Kornwachstum ist es erforderlich, dass sich durch Fluktuationen in der Schmelze zunächst kristalline Gruppen (Cluster) bilden. Oberhalb einer kritischen Größe wachsen diese unter Energiegewinn weiter [79]. Die Zeit, die erforderlich ist, bis diese kritische Größe erreicht wird, heißt Keimverzögerungszeit. Die Keimbildung setzt somit nicht sofort beim Unterschreiten von T_{mc} ein, sondern erst nachdem zusätzlich die sogenannte Keimverzögerungszeit t_k vergangen ist. Die theoretisch berechnete Verzögerungszeit für die Kristallkeimbildung in der unterkühlten Schmelze ist in Abb. 5.5 gegen die Temperatur aufgetragen [74]. Experimente von André [80] belegen, dass mit den Werten aus Abb. 5.5 gerechnet werden kann.

Mit Abb. 5.6 wird die Keimbildungsrate der kristallinen Phase in einer unter-

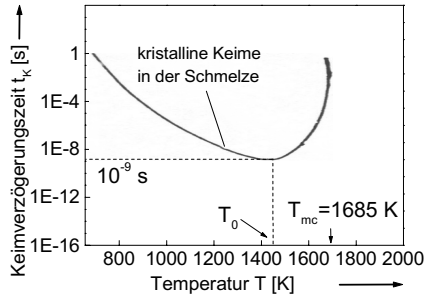


Abb. 5.5: Keimverzögerungszeit für die Bildung kristalliner Keime in einer Siliziumschmelze in Abhängigkeit von der Temperatur (nach [74]).

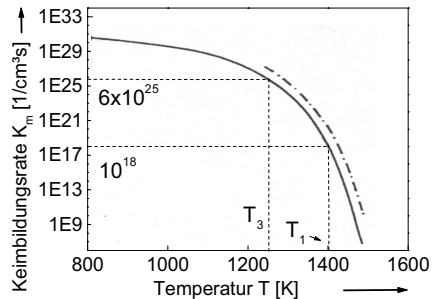


Abb. 5.6: Keimbildungsrate von kristallinem Silizium in einer unterkühlten Schmelze in Abhängigkeit von der Temperatur. Berechnet nach [81] (durchgezogene Kurve) und Messungen nach [82] (strichpunktiert).

³¹ Die Indizes von T in Abb. 5.5 bis Abb. 5.7 werden später in Kapitel 5.2.2 erläutert.

³² Ein Stoff, der unter die Temperatur seines Umwandlungspunktes abgekühlt wird, ohne den Aggregatzustand zu ändern, wird als unterkühlte Schmelze bezeichnet.

kühlen Schmelze, die eine Temperatur unter der Schmelztemperatur T_{mc} des kristallinen Siliziums aufweist, ermittelt. Die durchgezogene Kurve in Abb. 5.6 bezieht sich auf Rechnungen nach der klassischen Keimbildungstheorie [81]. In die Rechnungen gehen der Unterschied der freien Enthalpien der Phasen, der Selbstdiffusionskoeffizient und die Grenzflächenspannung zwischen Kristall und Schmelze ein, alle Größen in Abhängigkeit von der Temperatur. Dabei ist insbesondere die Grenzflächenspannung nur sehr ungenau bekannt. Experimentelle Werte der Keimbildungsrate sind strichpunktiert eingetragen [82].

Abb. 5.7 zeigt Berechnungen der Wachstumsgeschwindigkeit eines Kristallkeimes in einer Schmelze nach [81]. Ausgehend von der Schmelztemperatur T_{mc} des kristallinen Siliziums steigt die Wachstumsgeschwindigkeit der Kristallite mit sinkender Temperatur bzw. wachsender Unterkühlung zunächst aufgrund der steigenden treibenden Kraft für den Phasenübergang an. Der Kristall wächst bei ca. 1550 K oder gut 100 K Unterkühlung am schnellsten, und zwar mit einer Geschwindigkeit von maximal 18 m/s. Mit weiter sinkender Temperatur nimmt die

Wachstumsgeschwindigkeit wegen der reduzierten Beweglichkeit der Atome wieder ab. Experimente [83] belegen, dass ein Kristall in der Schmelze um mindestens 4 Größenordnungen schneller wachsen kann als in einer amorphen Matrix.

In Abb. 5.7 ist auch die Geschwindigkeit eingezeichnet, mit der sich eine Schmelzfront in eine amorphe Matrix in Abhängigkeit von der Temperatur bewegt. Ein Aufschmelzen und damit eine Bewegung der Schmelzfront kann nur stattfinden, wenn der Schmelzpunkt T_{ma} der amorphen Phase überschritten wird. Die Geschwindigkeit der Schmelzfront steigt mit wachsender Temperatur schnell an. In den Rechnungen von Kapitel 4.5 wird dieser Effekt nicht berücksichtigt, sondern es wird davon ausgegangen, dass sich die Schmelzfront stets an dem Ort befindet, an dem T_{ma} herrscht und sich beliebig schnell bewegen kann.

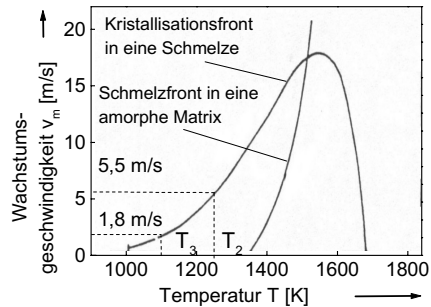


Abb. 5.7: Wachstumsgeschwindigkeit einer Kristallisationsfront in eine Schmelze und Wachstumsgeschwindigkeit einer Schmelzfront in eine amorphe Matrix in Abhängigkeit von der Temperatur (nach [81]).

5.2.2 Abschätzung der Korngrößen

Der Vorgang der Keimbildung und des Kornwachstums kann dadurch erklärt werden, dass beim Abkühlen des Siliziums laufend neue Keime mit unterschiedlichen Keimbildungsraten entstehen und Körner mit temperaturabhängigen Geschwindigkeiten wachsen. Dabei ist zu berücksichtigen, dass sich das Kornwachstum so lange fortsetzt, bis ein Korn ein Nachbarkorn berührt. Der Kristallisationsvorgang wird in Abb. 5.8 und Abb. 5.9 anhand von Skizzen verdeutlicht.

Allgemeine Vorgehensweise

Die Rechnungen ergeben, dass der gesamte Abkühlvorgang des Siliziums von der Schmelz- auf Raumtemperatur innerhalb von 200 ns abgeschlossen ist (Abb. 4.5). Da die Keime nach ihrer Entstehung noch eine gewisse Zeit benötigen, in der sie mit temperaturabhängigen Geschwindigkeiten (siehe Abb. 5.7) zu Kristallen wachsen können, muss die Keimbildung nach wenigen ns einsetzen. Ist die Keimverzögerungszeit größer als die Abkühldauer, entstehen keine Kristalle und die Schicht erstarrt amorph. Für die Bildung einer kristallinen Schicht muss die Keimverzögerungszeit auf jeden Fall in der Größenordnung von ns liegen.

Deshalb wird für die Abschätzung der entstehenden Korngrößen die kleinste Keimverzögerungszeit gewählt. Für dieses Minimum muss zunächst die Temperatur T_0 bestimmt werden (Abb. 5.5). Danach wird mit Rechnungen zur Schichttemperatur in Abhängigkeit von der Zeit (Abb. 4.5 und Tab. 5.2) die Abkühlrate bestimmt, mit der sich das Silizium bei der Temperatur T_0 abkühlt. Mit dieser Abkühlrate kann dann die Temperatur T_1 berechnet werden, auf die sich das Silizium nach der Keimverzögerungszeit abgekühlt hat und die Keimbildung einsetzt. Für diese Temperatur (T_1) wird die Keimbildungsrate nach [81] (Abb. 5.6) bestimmt.

Zur Darstellung der Kristallbildung wird der kristallografische Zustand des Siliziums beim Abkühlvorgang in gewissen Zeitabständen betrachtet. Hierfür hat sich ein Zeitab-

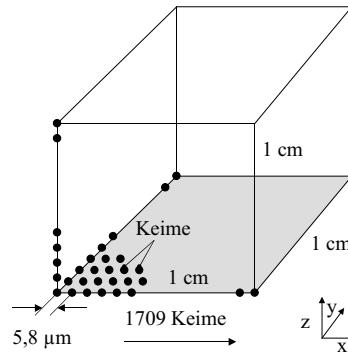


Abb. 5.8: Würfel mit 1 cm Kantenlänge der $5 \cdot 10^9$ Keime beinhaltet. Entlang der x-, y- und z-Achse befinden sich jeweils 1709 Keime. Der Abstand zwischen den Keimen beträgt $5,8 \mu\text{m}$.

stand von 5 ns als geeignet erwiesen. Nach dieser Zeit ist dann eine bestimmte Anzahl Keime entstanden. Wie bei der räumlichen Betrachtungsweise in Abb. 5.8 gezeigt wird, haben diese Keime einen gewissen Abstand voneinander. Ausgehend von dieser Situation wachsen sie solange mit der in Abb. 5.7 ermittelten Kornwachstumsgeschwindigkeit, bis sich die Kornränder berühren.

Spezielle Vorgehensweise:

Die Keimverzögerungszeit nimmt unterhalb T_{mc} stark ab und erreicht bei einer Siliziumtemperatur von 1440 K (oder 240 K Unterkühlung) das gesuchte Minimum. Nach Unterschreiten dieser Temperatur dauert es noch mindestens 1 ns (Keimverzögerungszeit t_k bei $T_0=1440$ K), bis sich im Silizium die ersten Keime bilden. Zwischen 1500 und 1400 K berechneten man aus Temperaturverläufen (Abb. 4.5) eine Abkühlrate von 36 K/ns. Das Silizium hat sich nach der Keimverzögerungszeit (1 ns) auf ca. $T_1=1400$ K abgekühlt. Bei dieser Temperatur entstehen die ersten Keime mit der in Abb. 5.6 gezeigten Keimbildungsrate.

Mit dem Verlauf in Abb. 5.6 findet man bei $T_1=1400$ K eine Keimbildungsrate von $10^{18} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$. Nach 5 ns ($t=t_2$) haben sich dann $5 \cdot 10^9$ Keime pro cm^3 gebildet. Dies entspricht ca. 1700 Keimen, entlang der Raumachsen eines Würfels mit der Kantenlänge 1 cm (Abb. 5.8). Die Anzahl der Keime pro cm erhält man mit der Gleichung (5.1)

$$a = \sqrt[3]{K_m \cdot t} \quad . \quad (5.1)$$

Damit berechnet man einen mittleren Abstand zwischen den Keimen von 5,8 μm .

Das Silizium hat sich in diesen 5 ns bei Abkühlraten von 30 K/ns (Tab. 5.2) um 150 K auf $T_2=1250$ K abgekühlt. Ab diesem Zeitpunkt wachsen die Keime zu Kristallen mit Wachstumsgeschwindigkeiten von $v_m(T_2)=5,5 \text{ m/s}$ (Abb. 5.7).

Bei der Abkühlung des Siliziums beginnen ständig neue Kristallisationsvorgänge. Die Keimverzögerungszeit nimmt abhängig von der Temperatur Werte größer 1 ns an, es entstehen Keime mit bestimmten Keimbildungsraten und das Kristallwachstum läuft mit den angegebenen Geschwindigkeiten ab. Im Folgenden wird deshalb ein zweiter Kristallisationsvorgang untersucht, der nach Abkühlung des Siliziums von T_1 um 100 K beginnt ($T_1^*=1350$ K). Für die Temperatur T_1^* hat die Keimverzögerungszeit einen Wert von 3 ns. Nach dieser Zeit hat sich das Silizium auf 1250 K abgekühlt (Tab. 5.2),

wobei die Keimbildungsrate $6 \cdot 10^{25} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ beträgt. Ausgehend von dieser Temperatur werden für beide Vorgänge Momentaufnahmen des Kristallisationszustandes in Zeitabständen von 5 ns gemacht (Abb. 5.9 b).

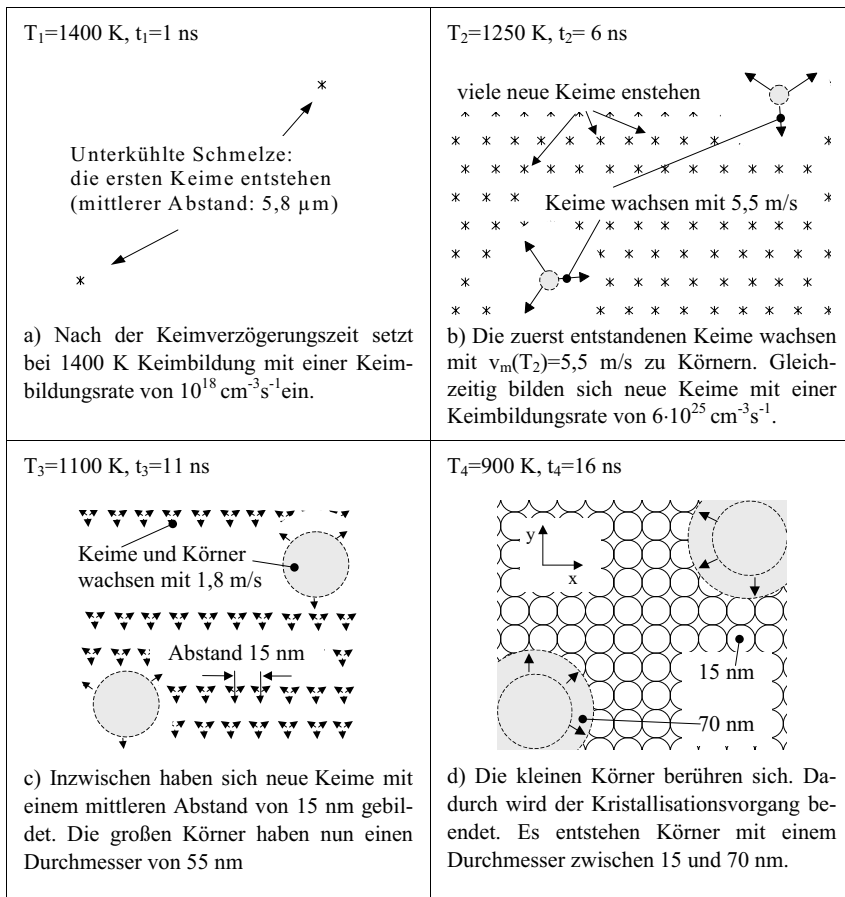


Abb. 5.9: Entstehung einer polykristallinen Schicht mit Körnern.

Nach diesen 5 ns haben sich dann $3 \cdot 10^{17}$ zusätzliche Keime pro cm^3 gebildet, deren mittlerer Abstand $0,015 \mu\text{m}$ beträgt. Die großen Körner, sind inzwischen auf einen Ra-

dus von $0,0275\ \mu\text{m}$ angewachsen ($0,9\ \%$ ihres Abstandes). Die Keime und die Körner wachsen mit $v_m(T_2)=1,8\ \text{m/s}$ (Abb. 5.9 c).

Die neu entstandenen kleinen Körner wären in weiteren $5\ \text{ns}$ um $0,009\ \mu\text{m}$ gewachsen. Da ihr mittlerer Abstand aber nur $0,015\ \mu\text{m}$ beträgt, können sie auch nur dieser Größe annehmen. Zwischen T_3 und T_4 berühren sich die kleinen Körner und beenden dadurch den Kristallisationsprozess. Auf diese Weise entsteht eine polykristalline Schichtstruktur mit Körnern deren Durchmesser auf Werte zwischen 15 und $70\ \text{nm}$ abgeschätzt werden (Abb. 5.9 d).

5.2.3 Einfluss verschiedener Prozessparameter auf die Korngröße

Im Folgenden soll die Auswirkungen einer amorphen und kristallinen Ausgangsschicht, der Energiedichte, der Schichtdicke und der Substrattemperatur auf die Korngrößen der entstehenden polykristallinen Schicht, für verschiedene Schichttiefen abgeschätzt werden. Dazu muss zunächst die Abkühldauer im interessierenden Temperaturbereich berechnet werden. In den Rechnungen wurde die Erstarrung unterdrückt, um die Abkühlrate der unterkühlten Schmelze bestimmen zu können³³. Aus zeitlichen Temperaturverläufen, wie sie in Kapitel 4.5.2 berechnet worden sind, ergeben sich die in Tab. 5.2 zusammengestellten Zeiten, die für die Abkühlung der unterkühlten Schmelze von $1400\ \text{K}$ auf $1200\ \text{K}$ benötigt werden. In diesem Temperaturbereich spielt sich die Keimbildung und das Wachstum der Kristallite hauptsächlich ab.

Man stellt fest, dass die berechneten Abkühlraten in der Größenordnung von $10^{10}\ \text{K/s}$ liegen. Die Abkühlzeiten bei dünnen Schichten sind unabhängig von der Energiedichte. Sie hängen bei gleicher Energiedichte und gleicher Schichtdicke auch nicht davon ab, ob die Schichten ursprünglich amorph oder kristallin waren. Bei nacheinander angewandten, teilweise überlappenden Bestrahlungsflecken (scannende Bearbeitung) trifft der spätere Bestrahlungsfleck zum Teil auf schon früher kristallisiertes Silizium, zum anderen Teil auf noch amorphes, bisher unbestrahltes Silizium. Wenn die Schmelzschwelle 2 (vollständiges Aufschmelzen) des kristallinen Siliziums überschritten wird, ist nach den dargestellten Ergebnissen damit zu rechnen, dass sich die Kristallitgrößen in beiden Bereichen nur unwesentlich unterscheiden. Die Abkühlzeit nimmt bei einer vorgeheizten Probe ($T_{\text{sub}}=693\ \text{K}$) etwas größere Werte an. Im Ver-

³³ Wird die Erstarrung unterdrückt, bedeutet dies für die Rechnungen, dass beim Abkühlen unter die Schmelztemperatur ($T_{\text{mc}}=1685\ \text{K}$) keine Schmelzwärme freigesetzt wird.

gleich hierzu hat die Schichtdicke großen Einfluss auf die Abkühlzeiten. Da die Abkühlrate bei dickeren (und auch bei vorgeheizten) Schichten geringer ist, bleiben sie länger in einem höheren Temperaturbereich. Bei hohen Temperaturen liegt eine relativ geringe Keimbildungsrate (Abb. 5.6) und eine große Wachstumsgeschwindigkeit (Abb. 5.7) vor. Dies führt tendenziell zu größeren Kristalliten und zu einer breiteren Verteilung der Kristallitgrößen.

Silizium	Schicht- dicke [nm]	Energie- dichte [mJ/cm ²]	Substrat- temperatur [K]	Abkühlzeit 1400 auf 1200 K [ns]	Abkühlrate 1400 auf 1200 K [K/s]
amorph	63	275	RT	6,5	$3,1 \cdot 10^{10}$
amorph	63	350	RT	6,5	$3,1 \cdot 10^{10}$
amorph	63	350	693	10,8	$1,9 \cdot 10^{10}$
amorph	63	500	RT	6,5	$3,1 \cdot 10^{10}$
amorph	132	458	RT	42,4	$0,47 \cdot 10^{10}$
amorph	132	625	RT	42,7	$0,47 \cdot 10^{10}$
kristallin	132	458	RT	42	$0,48 \cdot 10^{10}$
kristallin	132	625	RT	42,7	$0,47 \cdot 10^{10}$

Tab. 5.2: Berechnete Abkühldauer von 1400 K auf 1200 K und Abkühlrate für unterschiedliche Schichtdicken und -zustände, Substrattemperaturen und Energiedichten.

Wird mit Energiedichten gearbeitet, bei denen nicht die ganze Schicht aufgeschmolzen wird (Energiedichtenbereich zwischen Schwelle 1 und 2 in Tab. 5.1), dann verbleibt der nicht aufgeschmolzene untere Teil des Siliziums amorph. Die Ursache hierfür liegt in der Keimverzögerungszeit von amorphem Silizium. Die kleinsten Werte der Keimverzögerungszeit für die Bildung kristalliner Keime in einer amorphen Matrix (nicht dargestellt) liegen beim amorphen Silizium ebenfalls im ns-Bereich [74]. Da jedoch Aufheizraten von über 10^{11} K/s berechnet werden, wird der Schmelzpunkt des amorphen Siliziums so schnell erreicht, dass in der festen, amorphen Phase keine Keimbildung und somit auch keine Kristallisation stattfindet.

Da nach den Berechnungen die Temperatur in der Siliziumschmelze nur wenig von der Tiefe der Schicht abhängt, kann man davon ausgehen, dass die Korngrößen tiefenunabhängig sind, was sich in den Experimenten bestätigen wird (siehe Abb. 6.26).

5.3 Diskussion der Ergebnisse

Die berechneten Schwellenergiedichten für das Anschmelzen und vollständiges Aufschmelzen von 60 nm dicken Siliziumschichten sind bei Schichtsystemen ohne Deckschichten $H_{\min, \text{Rechnung}} = 60 \text{ MJ/cm}^2$ und $H_{d*, \text{Rechnung}} = 135 \text{ MJ/cm}^2$. Die experimentell ermittelten Schwellenergiedichten findet man bei $H_{\min, \text{Exp.}} = 187 \pm 65 \text{ MJ/cm}^2$ ³⁴ und bei $H_{d*, \text{Exp.}} = 470 \pm 50 \text{ MJ/cm}^2$ ³⁵.

Die experimentell bestimmten Werte für das Anschmelzen und vollständiges Aufschmelzen liegen beide Male somit ungefähr um den Faktor 3 über den berechneten Werten. Die zu hohen experimentellen Werte für H_{\min} können dadurch erklärt werden, dass H_{\min} in Kapitel 6.1.1 durch einen Farbumschlag der Schicht ermittelt wurde. Dieser zeigt nicht genau die Schwellenergiedichte für das Anschmelzen der dünnen Siliziumschicht an. Da die bei den Rechnungen verwendeten Werte für die thermischen Materialeigenschaften von dünnen Siliziumschichten aus der Literatur nur sehr ungenau bekannt sind, führt dies zusätzlich zu Ungenauigkeiten bei den berechneten Schwellenergiedichten. Sowohl die Rechnungen als auch die Untersuchungen ergeben, dass H_{d*} ungefähr um den Faktor 2,5 bei höheren Werten als H_{\min} liegt. Dies bedeutet, dass relativ gesehen die Rechnungen den Beobachtungen entsprechen.

5.4 Fazit zu Kapitel 5

Die wesentlichen Inhalte und Ergebnisse dieses Kapitels sind hier noch einmal kurz aufgeführt:

- Die Schwellenergien für das Anschmelzen, Durchschmelzen und Sieden sind berechnet worden.
- Die maximal aufschmelzbare Schichtdicke beträgt für amorphes Silizium 320 nm und für kristallines Silizium 235 nm.
- Wird die Probe auf 400 °C vorgeheizt, dann verringern sich die Schwellenergien um ungefähr 30 MJ/cm².

³⁴ Siehe Abb. 6.1: 125 MJ/cm²; Abb. 6.12, Abb. 7.2: 200 MJ/cm²; Abb. 6.15: 200 MJ/cm² und Abb. 6.28: 250 MJ/cm².

³⁵ Siehe Abb. 6.15: 420 MJ/cm²; Abb. 6.35: 450 MJ/cm²; Abb. 6.22: 480 MJ/cm²; Abb. 6.12: 520 MJ/cm².

- Wenn die Schicht völlig durchgeschmolzen wird, liegt die Maximaltemperatur am Ende der Bestrahlung in ursprünglich amorphen Schichten um 200 °C bis 300 °C höher als in kristallinen Ausgangsschichten.
- Befindet sich Silizium auf einem schlechten Wärmeleiter (z. B. Polyimid), berechnet man ein engeres Prozessfenster, welches sich gegenüber Glasträgern zu niedrigeren Energien verschiebt.
- Mit der Keimverzögerungszeit, der -bildungsrate, der -wachstumsgeschwindigkeit und der Abkühlrate des Siliziums kann das Entstehen einer polykristallinen Schicht erklärt werden.
- Die entstehenden Korndurchmesser werden bei einer 63 nm dicken Siliziumschicht auf Werte zwischen 15 und 70 nm abgeschätzt.
- Die Korngröße scheint unabhängig von der Temperatur zu sein, auf die das Silizium aufgeschmolzen wird. Bei vorgeheizten Proben und bei dickeren Schichten werden größere Körner erwartet.
- Wird mit Energiedichten gearbeitet, bei denen nicht die ganze Schicht aufgeschmolzen wird, dann verbleibt der nicht aufgeschmolzene untere Teil des Siliziums amorph.

6 Laserbasierte Prozessschritte

Zur Entwicklung der Laserprozesse werden in dieser Arbeit drei verschiedene Siliziumschichten mit dem Laser bearbeitet. Abhängig vom Abscheideverfahren und von der Vorbehandlung haben die untersuchten Schichten Wasserstoffgehalte zwischen 0 und 3,3 at.%. Zudem wird erwartet, dass auch das Vorhandensein von Deckschichten bei der Laserbehandlung zu unterschiedlichen Effekten führt. Um den Einfluss des Wasserstoffgehalts und der Deckschicht in Bezug auf die Laserbehandlung näher zu beleuchten, werden im Folgenden an den Schichten A, B und C die drei laserbasierten Prozessschritte Wasserstoffaustrieb (Kapitel 6.1), Kristallisation (Kapitel 6.2) und Aktivierung (Kapitel 6.3) ausführlich untersucht.

- Schicht A³⁶: a-Si:H (Wasserstoffgehalt: 3,3 at.%): Dieses Material ist wegen des hohen Wasserstoffgehalts zur Herstellung von TFTs mit amorpher Halbleiterschicht gut geeignet. An diesem Schichtmaterial wird versucht, lokal Wasserstoff auszutreiben (Kapitel 6.1), lokal zu kristallisieren (Kapitel 6.2.2.1 und 6.2.3.1) und lokal die Dotierstoffe zu aktivieren (Kapitel 6.3). Diese Methode kann, wie schon in Kapitel 2.1 beschrieben wurde, bei der Herstellung einer integrierten Treiberschaltung eingesetzt werden. Dabei sollen a-Si und poly-Si TFTs auf einem Substrat hergestellt werden.

- Schicht B^{36,37}: low H a-Si (Wasserstoffgehalt: 2,2 at.%): Dieses Material wird in zwei Zuständen untersucht. Im einen Fall wird dieses Silizium ohne Vorbehandlung kristallisiert (Kapitel 6.2.2.2 und 6.2.3.2), und im anderen Fall wird vor der Laserkristallisation wie bei [84,99] eine Ofentemperung (2h/450°C/Vakuum) zur Reduzierung des Schichtwasserstoffgehalts durchgeführt (Kapitel 6.2.2.3 und 6.2.3.3). Bei diesem Material wird erwartet, dass es aufgrund seines geringeren Wasserstoffgehalts auch ohne vorausgehenden Temperschritt für die Laserkristallisation geeignet ist. Die Ergebnisse zur Dotierstoffaktivierung mit dem Laser werden in Kapitel 6.3.2 vorgestellt.

³⁶ Die Substrattemperatur beträgt bei diesem Schichtabscheideverfahren (PECVD) 280 °C (siehe Kapitel 2.3).

³⁷ Diese vorbehandelte Schicht (450 °C/2h/Vakuum) wird auch in [103] untersucht.

- Schicht C: Dieses gedampfte Silizium³⁸ (Wasserstoffgehalt 0 at.%) hat gegenüber den beiden vorher beschriebenen Materialien den Vorteil, dass es bei Temperaturen um 300 °C abgeschieden werden kann und keinen Wasserstoff beinhaltet. Es gibt Kunststoffe, die diesen Temperaturen ausgesetzt werden können. Somit ist es möglich, darauf amorphes Silizium abzuschneiden und wie in Kapitel 6.2.2.4 gezeigt wird auch zu kristallisieren. Motivation bei der Wahl dieses Siliziums ist die Idee, elektronische Bauelemente auf Kunststoff, eventuell sogar auf flexiblen Foliensubstraten, herzustellen.

6.1 Wasserstoffaustrieb

Zur Erhöhung der Elektronenbeweglichkeit im Silizium ist die Umwandlung der amorphen in eine großkörnige Struktur erforderlich (Kapitel 2.3.1.2). Dazu muss das Silizium vollständig erschmolzen werden (siehe Kristallisationsmodell Kapitel 6.2.1) [15].

Wird wasserstoffhaltiges Silizium von Raumtemperatur auf 700 °C erwärmt, kann man charakteristische Temperaturbereiche feststellen, in denen verstärkt Wasserstoff aus dem Silizium austritt. Bei einer Substrattemperatur von 200 °C wird chemisch nicht gebundener Wasserstoff frei. Bei Temperaturen nahe 370 °C findet man einen Effusions-Peak, der unabhängig von der Schichtdicke ist. Durch die Anwesenheit einer Löcherstruktur befindet sich nahe 400 °C ein weiterer Effusions-Peak. Der Wasserstoffaustritt im Bereich von 600 bis 700 °C wird durch Kristallisation erklärt [27].

Aufgrund dieser Tatsache, dass es mehrere Temperaturbereiche mit verstärkter Wasserstoffeffusion gibt, wird in dieser Arbeit versucht, den Wasserstoffgehalt in mehreren Laserschritten zu reduzieren (siehe Abb. 6.2).

6.1.1 Schwellenergiedichten bei verschiedenen Schichtwasserstoffgehalten und Deckschichtdicken

In diesem Kapitel wird das Energiedichtenfenster beschrieben, das für Siliziumschichten (Schicht A, B und C) mit 3,3 bis 0 at.% Wasserstoffgehalt in Abhängigkeit

³⁸ Die IAD-Abscheidung der Siliziumsschicht auf Kaptonfolie wurde von Dr. S. Oelting bei der Fa. Antec, Kelheim/Taunus durchgeführt [21].

von der Pulszahl pro Ort, der Deckschichtdicke sowie der Substrattemperatur und dem Trägermaterial existiert. Die Laserbearbeitung der verschiedenen Schichtsysteme erfolgt bei Atmosphärendruck mit und ohne Substratvorschub.

Die untere Grenze des Bearbeitungsfensters, bei der das Silizium erstmals aufgeschmolzen wird, charakterisiert die Energiedichte H_{\min} . Sie ist gekennzeichnet durch einen Farbumschlag der Siliziumschicht von braun nach hellgrün. H_{\max} bezeichnet die Energiedichte, welche zur Schichtschädigung führt. Oberhalb von H_{\max} wird das hellgrüne Silizium milchig. Es weist dann eine raue Oberfläche auf, und es entsteht eine löchrige Struktur, die später in Abb. 6.24 gezeigt wird.

Wie in Abb. 6.1 zu sehen ist, hat neben dem Wasserstoffgehalt und der Anzahl der Bestrahlungen auch die Dicke des Deckoxides großen Einfluss auf die Weite des Energiedichtenfensters (H_{\min} bis H_{\max}). Je nach Dicke wirkt die Deckschicht als Antireflexionsschicht (Einkoppelschicht) oder als Reflexionsschicht, was in Kapitel 4.3.2 behandelt wurde. Dies führt zu einer unterschiedlichen Einkopplung von Energie bei den drei Schichtsystemen, wodurch sie bei gleicher Energiedichte unterschiedlich stark aufgeheizt werden. Diese stärkere Aufheizung führt bei dünnen Deckschichten zu geringen Werten von H_{\min} und H_{\max} .

Die Ergebnisse für die drei unterschiedlichen Schichten A, B und C sind im Folgenden einzeln beschrieben:

Schicht A weist aufgrund ihres hohen Wasserstoffgehalts ein eng begrenztes Prozessfenster ($H_{\min}=125$ bis $H_{\max}=225$ mJ/cm^2) auf. Dieses ist bei Proben ohne Deckschicht unabhängig von der Anzahl der Bestrahlungen. Werden Schichtsysteme mit Deckschicht bearbeitet, findet man noch schmalere Prozessfenster.

Bei der getemperten Schicht B ohne Deckschicht ist H_{\min} unabhängig von der Anzahl der Bestrahlungen. Man stellt ein weites Prozessfenster fest ($H_{\min}=175$ bis $H_{\max}=600$ mJ/cm^2). Befindet sich eine Deckschicht auf dem Silizium, nimmt H_{\max} mit zunehmender Pulszahl bis auf $H_{\max, 55 \text{ nm}}=200$ mJ/cm^2 bzw. $H_{\max, 105 \text{ nm}}=350$ mJ/cm^2 ab. Das Pro-

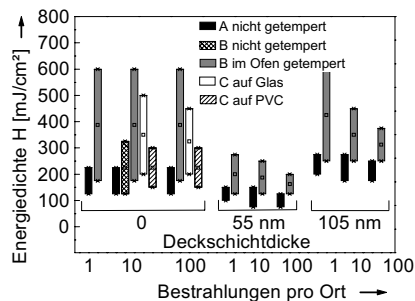


Abb. 6.1: Bearbeitungsfenster H_{\min} bis H_{\max} für die Schichten A, B und C in Abhängigkeit von der Anzahl der Bestrahlungen, der Deckschichtdicke und des Trägermaterials.

Prozessfenster bei Proben mit dicker Deckschicht ($H_{\min, 105 \text{ nm}}=250 \text{ mJ/cm}^2$) ist - wie bei fehlender Deckschicht - weiter als bei Proben mit dünner Deckschicht; der Grund liegt in der Wirkung der dünnen Schicht als Einkoppelschicht. Werden die Proben bei der Kristallisation mit der Substratheizung auf $340 \text{ }^\circ\text{C}$ vorgeheizt, findet man dasselbe Prozessfenster, wie bei den Untersuchungen, die bei Raumtemperatur durchgeführt worden sind. Deshalb werden die Ergebnisse von Versuchen, bei denen das Substrat vorgeheizt worden ist, in Abb. 6.1 nicht dargestellt. Aus dieser Materialcharge ist eine umfangreiche Untersuchungsreihe bezüglich der Kristallinität in Abhängigkeit von der Laserenergie und der Substrattemperatur entstanden, auf die in Kapitel 6.2.2 näher eingegangen wird.

Das Prozessfenster wird bei der Schicht C für Glas und Polyimidfolien als Trägermaterial bestimmt. Verwendet man als Trägermaterial Glas und bearbeitet dieses scannend mit 10 Bestrahlungen, beträgt $H_{\min}=200 \text{ mJ/cm}^2$ und $H_{\max}=500 \text{ mJ/cm}^2$, bei 100 Bestrahlungen nimmt H_{\max} auf 450 mJ/cm^2 ab. Das erneute Aufschmelzen von bereits kristallisiertem Silizium ist auch bei hohen Energiedichten nicht möglich. Befindet sich das Silizium auf einer Polyimidfolie, liegen die Werte für H_{\min} und H_{\max} 50 mJ/cm^2 unter den eben beschriebenen Schwellenergien. Schichtschädigung (H_{\max}) setzt bei 300 mJ/cm^2 ein, wobei es keine Rolle spielt, ob mit 10 oder 100 Bestrahlungen pro Ort bearbeitet wird. Auch hier ist erneutes Aufschmelzen nicht möglich. Da dieses Silizium auf Trägermaterialien, die keiner Temperung ausgesetzt werden dürfen, kristallisiert werden soll, werden die Schwellwerte nur bei Raumtemperatur ermittelt.

6.1.2 Verfahren zur Bestimmung geeigneter Laserparameter für die Schichtwasserstoffgehaltsreduzierung

Ohne eine Vorbehandlung kann die Siliziumschicht A nur bei niedriger Laserenergie bearbeitet werden. Im Folgenden wird eine Strategie zur Ermittlung geeigneter Laserparameter vorgestellt, mit der man den Wasserstoffgehalt in der Schicht A ausreichend reduzieren kann. Die Laserbearbeitung erfolgt in zwei Schritten, wobei die Energien so gewählt werden, dass im ersten Schritt der Schichtwasserstoffgehalt an der Oberfläche und im zweiten Schritt auch an der Grenzfläche Silizium/Substrat genügend verringert wird (Abb. 6.2). Mit der in diesem Kapitel vorgestellten Methode reduziert man den Wasserstoffgehalt im Silizium so weit, dass es im nachfolgenden Laserschritt bei höherer Energiedichte kristallisiert werden kann.

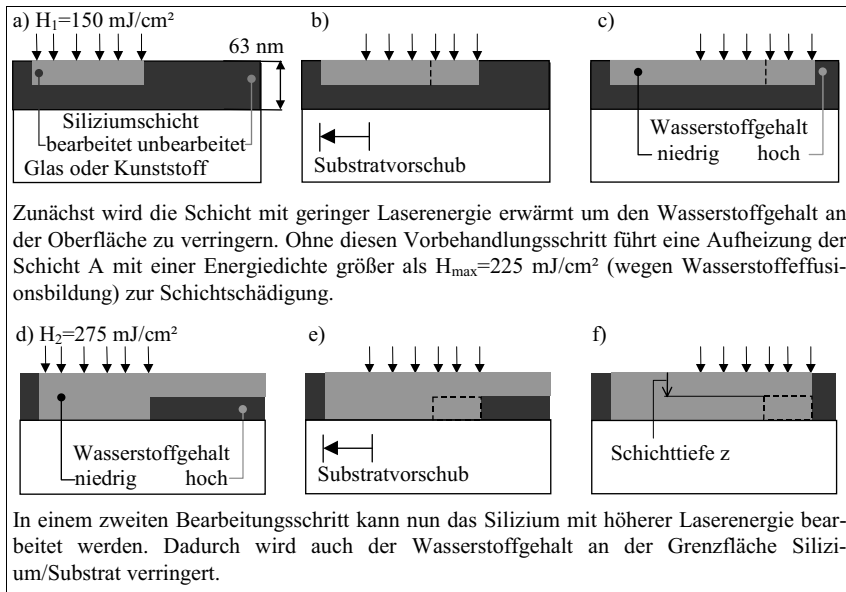


Abb. 6.2: Laserprozess zur Reduzierung des Wasserstoffgehaltes in Siliziumschichten (Querschnitt). Die Nutzung von Laserstrahlung ist durch die Pfeile \downarrow gekennzeichnet.

Zur großflächigen Reduzierung des Wasserstoffgehaltes in Siliziumschichten der Schicht A wird das Silizium mit kontinuierlichem Vorschub bearbeitet. Um die Wasserstoffeffusion aus der Siliziumschicht nicht zu behindern, wird die Bearbeitungskammer auf $p = 10^{-5}$ mbar evakuiert.

Zur Ermittlung einer geeigneten Parameterkombination für die Lasertemperatur wird ein Testsubstrat mit dem Laser in x- und y-Richtung bearbeitet. Sowohl bei der ersten wie auch bei der zweiten Bearbeitungssequenz wird zusätzlich zur Laserenergie auch die Anzahl der Bestrahlungen variiert. Bei der ersten Bearbeitungsreihe (Schritt

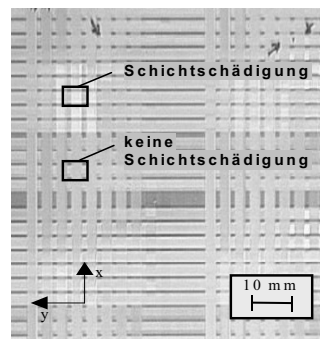


Abb. 6.3: Ermittlung geeigneter Parameter bei der Lasertemperatur (Aufsicht auf ein Testsubstrat).

1) wird die Probe mit 2, 10, 100 und 490 Bestrahlungen und Energiedichten zwischen 50 und 225 mJ/cm^2 (d.h. Steigerung der Energiedichte bis zu H_{max} , ohne Vorbehandlung)

scannend bearbeitet. Danach wird das Substrat um 90° um die z-Achse gedreht und auf dieselbe Weise, nur mit höheren Energiedichten (zwischen 225 und 350 mJ/cm^2), bearbeitet (Schritt 2). Aufgrund der Geometrie des Linienstrahles (120 mm x $0,5$ mm, Kapitel 3.2) überkreuzen sich die bearbeiteten Bereiche der beiden Schritte. Mit dieser Bearbeitungsstrategie erhält man auf dem in Abb. 6.3 gezeigten Substrat eine große Anzahl von Bereichen, die mit vielen unterschiedlichen Laserparameterkombinationen bearbeitet wurden. Anschließend werden durch Lichtmikroskopuntersuchungen diejenigen Laserparameterkombinationen ermittelt, in denen das Silizium nicht geschädigt wurde.

Mit welchen Parameterkombinationen ausreichender Wasserstoffaustrieb möglich ist, wird experimentell überprüft, indem die nicht geschädigten, polykristallinen³⁹ Bereiche des Testsubstrats in einem dritten Schritt mit noch

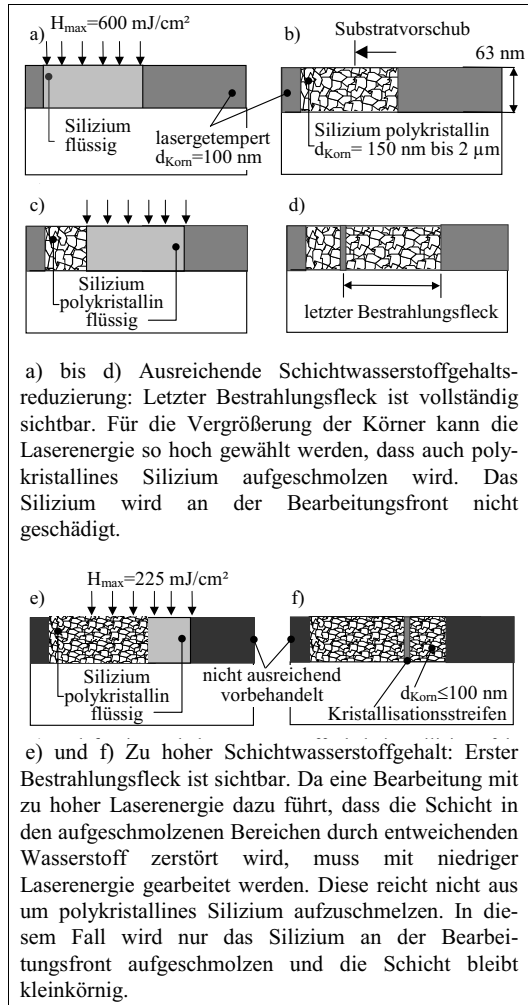


Abb. 6.4: Kriterium für ausreichende Wasserstoffreduzierung bei der Lasertemperung von Siliziumschichten (Seitenansicht). Die Nutzung von Laserstrahlung ist durch die Pfeile \downarrow gekennzeichnet.

³⁹ Die Tatsache, dass das Silizium nach dem Bearbeitungsschritte 1 noch amorph und nach dem Bearbeitungsschritte 2 polykristallin ist wird später in Kapitel 6.2.3.1 gezeigt.

höherer Energiedichte ($>350 \text{ mJ/cm}^2$) scannend bearbeitet werden. Durch eine weitere Lichtmikroskopuntersuchung wird anschließend kontrolliert, ob es zur Schichtschädigung (milchige Schichtstruktur) kommt und ob der letzte Bestrahlungsfleck vollständig sichtbar ist (siehe Abb. 6.4 d und Abb. 6.7). Wenn der letzte Bestrahlungsfleck vollständig sichtbar ist und außerdem keine Schichtschädigung festzustellen ist, bedeutet dies, die Energiedichte kann derart weit gesteigert werden, dass auch das polykristalline Silizium komplett erschmolzen wird. Dies ist nur möglich, wenn bei den beiden Vorbehandlungsschritten mit dem Laser auch in den tiefer gelegenen Schichtbereichen (Grenzfläche Silizium/Substrat) ausreichende Schichtwasserstoffgehaltsreduzierung stattgefunden hat.

Die Energiedichten-/Pulszahlkombinationen der Vorbehandlungsschritte 1 und 2, bei welchen zusätzlich mit einer dritten Bearbeitung bei hoher Laserenergie nachgewiesen wird, dass Wiedererschmelzen des Siliziums möglich ist, werden für diesen Prozessschritt zur Verringerung des Schichtwasserstoffgehalts ausgewählt.

6.1.3 Wasserstofftiefenprofile von ofen- und lasergetemperten Schichten

Zur Ermittlung der bei diesem Prozessschritt erforderlichen Anzahl von Bestrahlungen, werden in diesem Kapitel die Wasserstoffgehalte in den Schichten A und B tiefenaufgelöst untersucht⁴⁰. Die Proben sind dabei entweder nicht vorbehandelt oder der Wasserstoffgehalt wurde mit dem Temperofen bzw. dem Laser reduziert.

Leichte Probenbestandteile wie Wasserstoff können mit der Rückstreumethode (Elastic Recoil Detection Analysis: ERDA) detektiert werden. Bei dieser Untersuchung trifft ein Ionenstrahl unter einem

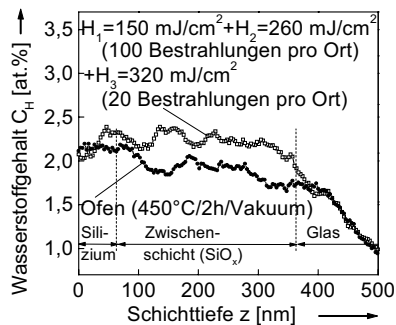


Abb. 6.5: ERDA-Wasserstoffgehaltsuntersuchung der Schicht B ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Schichttiefe. (H_{\max} nach der Lasertemperatur / Ofentemperatur: $340 / 600 \text{ mJ/cm}^2$).

⁴⁰ Die ERDA-Wasserstoffgehaltsuntersuchungen wurden von Dr. D. Plachke am Max-Planck-Institut für Metallforschung in Stuttgart durchgeführt.

Winkel auf die Siliziumschicht und schlägt dabei Teilchen aus der Probe heraus, die bei den Messungen mit einem hochauflösenden elektrostatischen Spektrometer detektiert werden. Mit diesem Verfahren ist es möglich, den absoluten Wasserstoffgehalt c_H mit einer Tiefenauflösung von wenigen Atomlagen zu bestimmen. Näheres zu dieser Analysemethode kann in [85] nachgelesen werden.

Anhand der Abb. 6.5 werden zunächst die Ergebnisse von Experimenten beschrieben, bei denen der Wasserstoff in Siliziumschichten mit weniger geeigneten Laserparametern ausgetrieben wurde.

In dem Diagramm wird der Wasserstoffgehalt in der Schicht B in Abhängigkeit von der Schichttiefe dargestellt. Im einen Fall wird der Wasserstoffgehalt im Temperofen ($450^\circ\text{C}/2\text{h}/\text{Vakuum}$) und im anderen Fall durch Laserbehandlung mit $H_1=150\text{ mJ}/\text{cm}^2$, $H_2=260\text{ mJ}/\text{cm}^2$ (jeweils 100 Bestrahlungen pro Ort) und $H_3=320\text{ mJ}/\text{cm}^2$ (20 Bestrahlungen pro Ort) reduziert. Man kann erkennen, dass durch Laserbehandlung der Wasserstoffgehalt im Silizium nahe der Schichtoberfläche stärker verringert werden kann als durch Ofentemperung. Wird mit zu wenig⁴¹ Bestrahlungen pro Ort gearbeitet, wie es hier der Fall ist, wird der Wasserstoffgehalt an der tiefer liegenden Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht und in der Zwischenschicht durch Ofentemperung stärker reduziert als mit dem Laser.

Die Abtragschwelle bei dieser ofengetemperten Schicht liegt, wie in Abb. 6.1 gezeigt worden ist, bei Energiedichten über $600\text{ mJ}/\text{cm}^2$. Beim Versuch, an der in Abb. 6.5 gezeigten, lasergetemperten Probe die Bedingung für ausreichenden Wasserstoffaustrieb zu überprüfen, wird Folgendes beobachtet: Bei Bestrahlung der Schicht im dritten Bearbeitungsschritt mit $320\text{ mJ}/\text{cm}^2$, ist es nicht möglich, die kristallinen Bereiche erneut aufzuschmelzen. Bestrahlt man die Probe im dritten Bearbeitungsschritt mit höheren Energiedichten, wird die Schicht geschädigt ($H_{\text{max}}=340\text{ mJ}/\text{cm}^2$). Diese unterschiedlichen Schwellenergiedichten (H_{max} , nach der Laser-

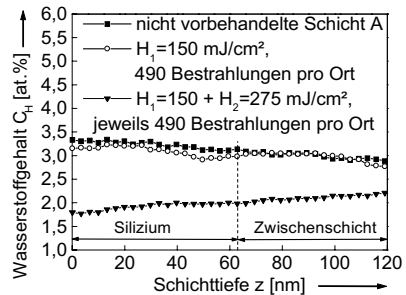


Abb. 6.6: ERDA-Wasserstoffgehaltsuntersuchung der Schicht A ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Schichttiefe (Siliziumschicht im unbehandelten Zustand und mit den in Kapitel 6.1.4 vorgestellten Laserparametern bearbeitet).

temperatur=600 mJ/cm² bzw. H_{max}, nach der Ofentemperatur=340 mJ/cm²) können dadurch erklärt werden, dass es an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht zur Bildung von Wasserstoffblasen kommt. Diese entstehen in den tiefer liegenden Schichtbereichen, wo kein ausreichender Wasserstoffaustrieb stattgefunden hat. Sie entweichen und führen somit schon bei niedrigeren Energiedichten zur Schädigung der Schicht. Die Ergebnisse zeigen eindeutig, dass zur effizienten Schichtwasserstoffgehaltsreduzierung (c_H<2 at.%) an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht mehr als 100 Laserbestrahlungen erforderlich sind oder eine mehrstündige Ofentemperatur durchgeführt werden muss.

Im Folgenden werden Untersuchungen von Proben gezeigt, an welchen der Wasserstoffgehalt effektiv verringert worden ist.

In Abb. 6.6 werden Wasserstofftieffenprofile der Schicht A dargestellt. Die vertikale Linie kennzeichnet darin die Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht. Die oberste Kurve beschreibt den Wasserstoffgehalt der 63 nm dicken Ausgangsschicht im unbearbeiteten Zustand. Darunter liegen die Verläufe von Proben, die mit den in Kapitel 6.1.4 beschriebenen Laserparametern bearbeitet worden sind. Die experimentell bestimmten Wasserstoffgehalte werden in Tab. 6.1 zusammengefasst.

Die ERDA-Analysen ergeben für die unbearbeitete Siliziumschicht A einen Wasserstoffgehalt an der Oberfläche und an der Grenzfläche zur Zwischenschicht von 3,3 at.% bzw. 3,1 at.%. Nach dem ersten Laserschritt wird dieser nur um

Material	Wasserstoffgehalt [at.%]	
	Oberfl.	Grenzfl.
Schicht A (unbehandelt)	3,3	3,1
nach 1. Schritt	3,2	2,9
nach 1.+2. Schritt	1,8	2
Glas/SiO _x (unbehandelt) ⁴⁰	1,5	
Glas (unbehandelt) ⁴⁰	0,4	

Tab. 6.1: Zusammenfassung der in Abb. 6.6 ermittelten Wasserstoffgehalte der Schicht A ohne Deckschicht nach verschiedenen Bearbeitungsschritten, der Zwischenschicht und des Trägermaterials.

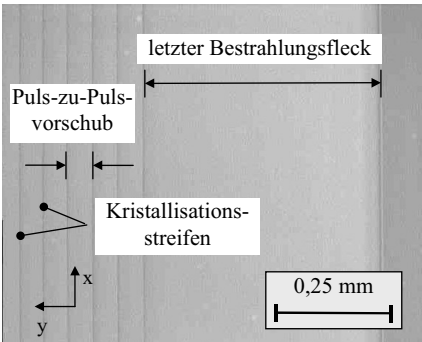


Abb. 6.7: Der letzte Bestrahlungsfleck zeichnet sich bei der lasergetemperten Schicht A vollständig ab (Lichtmikroskopaufnahme).

⁴¹ Mit den Erläuterungen zu Abb. 6.5 wird gezeigt, dass für eine ausreichende Schichtwasserstoffgehaltsreduzierung an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht mehr als 100 Bestrahlung erforderlich sind.

ungefähr 0,2 at.% verringert. Mit der zweiten Laserbearbeitung kann ein deutlicher Rückgang des Wasserstoffgehalts um 1,5 at.% auf Werte zwischen 1,8 bis 2 at.% erreicht werden.

Es ist somit festzustellen, dass mit geeigneten Laserparametern der Wasserstoffgehalt nicht nur an der Oberfläche, sondern auch an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht effektiv reduziert werden kann. Mit Abb. 6.7 wird zusätzlich experimentell bestätigt, dass das Kriterium des erneuten Aufschmelzens der Schicht erfüllt wird (Bedingung für ausreichenden Wasserstoffaustrieb, Abb. 6.4).

Da der Wasserstoffgehalt von Schichtsystemen mit Deckschichten im Temperofen reduziert werden kann, wird vermutet, dass dies auch mit dem Laser möglich ist. Hierzu sind jedoch keine Untersuchungen durchgeführt worden.

6.1.4 Laserparameter für Bottom Gate- und Top Gate-Schichtsysteme

Mit der in Kapitel 6.1.2 beschriebenen Strategie zur Ermittlung geeigneter Parameterkombinationen stellt man fest, dass nach einer Bearbeitung mit $H=150 \text{ mJ/cm}^2$ und $H=275 \text{ mJ/cm}^2$, mit jeweils 490 Bestrahlungen, im Schichtsystem für Top Gate TFTs (Glas/Silizium) der Wasserstoffgehalt ausreichend reduziert worden ist. Das in Abb. 6.4 d gezeigte Kriterium des erneuten Aufschmelzens der Schicht wird erfüllt.

Die Energiedichte, ab welcher erstmals ein Farbumschlag beobachtet wird (H_{\min} , nach dem Wasserstoffaustrieb), verschiebt sich dann von 125 auf 400 mJ/cm^2 . Die Schicht wird nun nicht mehr bei 225 mJ/cm^2 , sondern erst bei Energiedichten größer 600 mJ/cm^2 geschädigt. Das ursprüngliche Prozessfenster wird zu höheren Energiedichten verschoben und erweitert. Dies kann dadurch erklärt werden, dass die Schicht nach dem zweiten Wasserstoffaustrieb polykristallin ist. Dieses polykristalline Silizium kann bei Energiedichten zwischen 400 und 600 mJ/cm^2 erneut aufgeschmolzen werden. Es wird vermutet, dass im Anschluss an diesen Wasserstoffaustrieb das Kristallisationsmodell, das in Kapitel 6.2.1 beschrieben wird, Gültigkeit hat. Diese Modell ist für Siliziumschichten geeignet, welche bei hohen Substrattemperaturen abgeschieden werden und somit keinen Wasserstoff beinhalten.

Die Parameterkombinationen des Schichtsystems für Bottom Gate TFTs (Glas/Metall/Siliziumoxid/Silizium) sind ebenfalls nach der in Kapitel 6.1.2 beschriebenen Methode ermittelt worden. Werden die zwei Wasserstoffaustriebsschritte mit jeweils 490 Bestrahlungen und $H_1=175 \text{ mJ/cm}^2$, $H_2=300 \text{ mJ/cm}^2$ bzw. $H_1=225 \text{ mJ/cm}^2$, $H_2=325$

mJ/cm² durchgeführt, kann der Wasserstoffgehalt so stark reduziert werden, dass Wiederschmelzen möglich ist. Man muss mit etwas höheren Energiedichten arbeiten, wenn sich, wie hier, zusätzlich eine Metall- und eine Oxidschicht unter dem Silizium befindet (siehe Abb. 5.3).

6.2 Kristallisation

Wird das amorphe, thermodynamisch metastabile Silizium aufgeschmolzen, hat es das Bestreben, in einen stabileren Zustand, die polykristalline Atomanordnung, überzugehen. Nach dem Erstarren des Siliziums erhält man eine polykristalline Schicht, die sich dadurch kennzeichnet, dass kristalline Teilbereiche vorliegen, die durch Korngrenzen voneinander getrennt sind. In Kapitel 2.3.1.2 ist diese Korngrößenproblematik bereits diskutiert worden. Daraus ergebend wurde das Ziel gesetzt, in dieser Arbeit Prozessparameter zu ermitteln, mit denen Körner mit einem Durchmesser von ca. 200 nm erzeugt werden können (siehe auch Abb. 2.5).

Die Laserkristallisation von dünnen, amorphen Siliziumschichten ist ein energiedichtenabhängiger Umwandlungsprozess. Werden Siliziumschichten, die keinen Wasserstoff beinhalten und auf denen sich keine Deckschicht befindet, mit dem Laser kristallisiert, dann entstehen, je nach Laserenergie, unterschiedlich große Körner. Mit dem in Kapitel 6.2.1 vorgestellten Kristallisationsmodell wird versucht, dieses Phänomen zu erklären. Bei diesem Gedankenmodell und bei der Diskussion der experimentellen Ergebnisse sind besonders zwei Energiedichten von Interesse: H_d beschreibt die Energiedichte, bei der die Schicht komplett durchgeschmolzen wird (Abb. 6.8 e), bei H_{d*} wird die Schicht bis auf wenige feste Siliziumatomgruppen durchgeschmolzen (Abb. 6.8 c)

In den folgenden Kapiteln werden Kristallisationsversuche von Siliziumschichten mit unterschiedlichen Wasserstoffgehalten und verschiedenen dicken Deckschichten auf Glas- und Polyimidträgermaterialien vorgestellt. Die Ergebnisse hierzu werden ausführlich anhand der Kristallinität (Kapitel 6.2.2), der Korngrößen (Kapitel 6.2.3) und der Rauigkeit (Kapitel 6.2.4) quantifiziert.

6.2.1 Kristallisationsmodell

Die Laserkristallisation von amorphem Silizium (das aus Körnern mit einem Kornradius von wenigen Nanometern besteht) ist ein Prozess, der bei Atmosphärendruck ablaufen kann. Es ist ein schnell ablaufender, schmelzbedingter Kristallisationsprozess, der von den Vorteilen der räumlich und zeitlich begrenzten Wärmeeinflusszone profitiert [86]. Die flüssige Phase spielt bei diesem Prozess die Schlüsselrolle. Die hohe Geschwindigkeit der Schmelz- und Erstarrungsfront führt dazu, dass der gesamte Prozess in einem kurzen Zeitrahmen abläuft, der durch träge Festphasenumwandlung nicht erreicht werden kann [87]. Im Zusammenhang mit den Eigenschaften einer dünnen Siliziumschicht können durch die kurzlebige flüssige Phase in der sich schnell ändernden Umgebung verschiedene Umwandlungsszenarien ablaufen [88], auf welche im folgenden Abschnitt näher eingegangen wird.

Bei der Umwandlung von Siliziumschichten, die keinen Wasserstoff beinhalten und auf denen sich keine Deckschicht befindet, laufen in Abhängigkeit von der verwendeten Laserenergie die von Im und Sigmon [12,38] beschriebenen Phasen-Transformationsszenarien ab. Hierbei werden drei Energiedichtenbereiche unterschieden: beim Nieder- und Hochenergiedichtenbereich entstehen kleine Körner, der dazwischen liegende Energiedichtenbereich wird durch das Entstehen von großen Körnern charakterisiert:

- Bei geringer Laserenergie (Abb. 6.8 a) wird die Schicht nur teilweise aufgeschmolzen und es bleibt eine zusammenhängende Schicht von ungeschmolzenem Silizium an der Grenzfläche Silizium/Substrat übrig (Schmelztiefe < Siliziumdicke). Beim

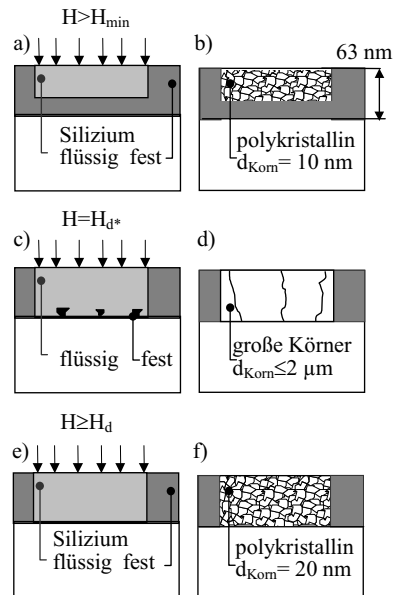


Abb. 6.8: Kristallisationsmodell, die Nutzung von Laserstrahlung ist durch die Pfeile \downarrow gekennzeichnet.

Abkühlen kommt es zur Kristallisation mit vertikalem Kornwachstum. Die vielen

nanokristallinen Körner an der Grenzfläche Silizium/Substrat wirken dabei als Kristallisationszentren, von denen ausgehend das Silizium feinkörnig erstarrt. Der Kornradius wächst mit zunehmender Laserenergie (Kornradius < Schichtdicke).

- Reicht die Laserenergie aus, um die Siliziumschicht vollständig aufzuschmelzen (Abb. 6.8 e), so kommt es beim Abkühlen zu einer starken Unterkühlung der Schmelze, gefolgt von Keimbildung und Kornwachstum (siehe Kapitel 5.2.1). Da in diesem Energiedichtenbereich alle Kristallisationszentren erschmolzen werden, kommt es zu einer spontanen Kristallisation. Bei geringen Substrattemperaturen ($T_{\text{sub}} < 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$) entsteht feinkörniges Silizium (Kornradius einige zehn nm), bei dünneren Schichten erfolgt Amorphisierung. Die Korngröße ist in diesem Bereich nahezu unabhängig von der Energiedichte. Bei Untersuchungen von Sigmon [12] bleibt die feinkörnige Mikrostruktur bis zu einer Laserenergiedichte von 135 % H_{d^*} erhalten. Eine weitere Erhöhung der Energiedichte führt zur Schichtschädigung.
- In einem engen Prozessfenster zwischen dem Nieder- und dem Hochenergiedichtenbereich entstehen die größten Körner (Abb. 6.8 c). Dieser Effekt wird bei der Peak-Energiedichte H_{d^*} beobachtet. Dies wird dadurch erklärt, dass die Siliziumschicht fast komplett aufgeschmolzen wird (Schmelztiefe \cong Siliziumdicke). Die nicht aufgeschmolzenen nanokristallinen Körner an der Grenzfläche Silizium/Trägermaterial wirken dann als Kristallisationszentren. Ausgehend von diesen (relativ wenigen) Keimen kommt es zu lateralem Flüssigphasenkorngwachstum, und es entstehen Körner im μm -Bereich. Dieses Phänomen wird in der Literatur als superlaterales Kornwachstum (Superlateral Graingrowth: SLG) bezeichnet.

Mit dem oben beschriebenen Kristallisationsmodell wird deutlich, wie energiedichtenempfindlich der Prozess der Laserkristallisation ist. Dassow [33], Kuriyama [34] und Matsumura [35] haben gezeigt, dass man mit großen Körnern gute Elektronenbeweglichkeit in Silizium erhält. Bei der Erzeugung von großen Körnern mit dem Excimerlaser mit der Peak-Energiedichte H_{d^*} muss berücksichtigt werden, dass sich H_{d^*} in einem sehr engen Prozessfenster befindet. Schon Energieschwankungen, die größer als $\pm 5 \%$ sind, führen zum Entstehen von kleineren Körnern. Eine großflächige Materialumwandlung mit H_{d^*} ist mit der hier verwendeten Laserbearbeitungsanlage kaum zu realisieren (siehe später in Kapitel 6.2.3.1). Die Gründe hierfür sind geringfügige Leistungsschwankungen des Lasers, sowie Inhomogenitäten im Strahlintensitätsprofil. Diese beiden Effekte sind an der verwendeten Bearbeitungsanlage untersucht worden (Kapitel 3.1 und 3.2). Wichtig ist auch, dass Inhomogenitäten der Schichtdicken ver-

mieden werden⁴². Ungenaue Schichtabscheideprozesse können zu Schwankungen der Deckschichtdicke führen. Diese haben großen Einfluss auf den Anteil der eingekoppelten Laserenergie (Kapitel 4.3.2) und somit auf die entstehenden Korngrößen.

6.2.2 Kristallinität

In diesem Kapitel wird die Kristallinität⁴³ in Silizium in Abhängigkeit von den Laser- und Schichtparametern untersucht. Da in dieser Arbeit überprüft werden soll, ob der Bottom Gate oder der Top Gate TFT-Aufbau mit laserkristallisiertem Silizium die besseren Transistoreigenschaften aufweist, werden Schichtsysteme ohne Deckschicht und mit 55 bzw. 105 nm dicken Deckschichten aus Siliziumoxid untersucht. Die Siliziumdicke wird bei 63 nm konstant gehalten. Die Schichtsysteme (Schicht A, B und C) werden mit Energiedichten zwischen 50 und 650 mJ/cm² mit kontinuierlichem Vorschub und 1, 10 und 100 Bestrahlungen pro Ort bearbeitet. Ferner wird an der Schicht B für jeden Laserparameter die Bearbeitung bei Raumtemperatur und mit vorgeheiztem Substrat ($T_{\text{Sub}}=340\text{ °C}$) durchgeführt. Aus der Schicht B sind Musterbauteile im Bottom Gate und Top Gate TFT-Aufbau hergestellt worden. Die Ergebnisse dazu werden in den Kapiteln 7.1 und 7.2 vorgestellt.

Zur Untersuchung der Struktureigenschaften der Schichten werden die Röntgenbeugungsanalyse (X-Ray Diffraction: XRD) und die Elektronenstrahlbeugung (Electron Defraction: ED) eingesetzt. Diese Beugungsverfahren beruhen auf der Wechselwirkung der Röntgen- und der Elektronenstrahlung mit der Schicht, ohne dass dabei ein direktes Bild erzeugt wird. Aufgrund des periodischen Aufbaus der Schicht baut sich aus den gestreuten Strahlen ein Wellenfeld auf, das nur bestimmte scharf definierte Ausbreitungsrichtungen zulässt, während in den anderen Richtungen wegen konstruktiver Interferenz der Teilwellen keine Fortpflanzung möglich ist.

Die Röntgenbeugungsanalyse⁴⁴ nach dem sogenannten Θ -2 Θ -Verfahren erlaubt die Bestimmung der Kristallinität von Siliziumschichten auf Glassubstraten. Bei diesem

⁴² Derzeit ist eine Siliziumschichtabscheidung auf 550 mm x 650 mm-Substraten mit Dickenhomogenität von $\pm 7\%$ möglich [1].

⁴³ Unter Kristallinität versteht man hier den Anteil der amorphen Korngrenzen am untersuchten Schichtvolumen. Je größer die Körner sind, desto geringer ist der Korngrenzenanteil und umso kristalliner ist die Schicht.

⁴⁴ Die XRD-Analysen von Silizium auf Glas- und Kunststoffsubstraten wurden von Dr. T. Köhler, Analytikabteilung FV/FLA der Robert Bosch GmbH, Zentralbereich Forschung und Vorausentwicklung, Stuttgart-Gerlingen durchgeführt. Diese Untersuchung erfolgte mit dem Diffraktometer (Fa. Siemens D5000) mit normaler Bragg-Brentano-Geometrie mit einem Kollimator von 2 mm als Aperturblende. Die Kristallinität der Siliziumschicht auf

Verfahren treten im Röntgenbeugungsspektrum (siehe z.B. Abb. 6.16) unter charakteristischen Winkeln Beugungsmaxima⁴⁵ (im Folgenden XRD-(111)-Peak genannt) auf, deren Lage und Halbwertsbreite Informationen über die Kornorientierung und Korngröße sowie Verspannungen in der Schicht enthalten. Die Höhe des XRD-(111)-Peaks ist ein Maß für die Kristallinität des Siliziums. Er weist bei großen Körnern eine größere Höhe auf, als bei kleinen Körnern. Ist der XRD-(111)-Peak schmal, ist dies ein Indiz für große Kristallite (>100 nm) und wenig Gitterfehler⁴⁶.

Eine weitere Möglichkeit die Struktureigenschaften von Stoffen zu untersuchen ist die Elektronenbeugung. Dabei wird die Probe von einem Elektronenstrahl durchstrahlt. Dieser Strahl zeigt dieselben Beugungseigenschaften wie ein Röntgenstrahl. Die Kristallinität wird bei der Untersuchung in einem runden Probenbereich mit 0,1 mm Durchmesser bestimmt (siehe Kapitel 6.2.3.2 und 6.2.3.1). Als Untersuchungsergebnis erhält man ein Elektronenbeugungsdiagramm. Bei einzelnen Kristalliten entstehen regelmäßige Punktmuster (Abb. 6.31). Polykristallines Material ergibt ein scharf ausgeprägtes Ringdiagramm (Abb. 6.18 b). Je feiner diese Ringe sind, desto mehr Kristallite haben zur Entstehung des Beugungsdiagramm beigetragen. Amorphe oder weniger kristalline Stoffe werden durch diffuse Strukturen charakterisiert (Abb. 6.18 a). Bei einer besonderen Methode, der Feinbereichselektronenbeugung, wird für die Untersuchung ein bestimmter Probenbereich ausgeblendet (verwendeter Blendendurchmesser: 150 nm). Dieses Verfahren wird in Kapitel 6.2.3.3 bei den Untersuchungen der Schichtsysteme im Querschnitt

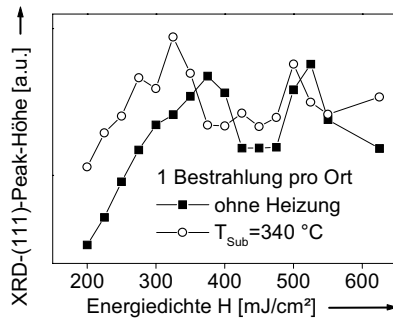


Abb. 6.9: XRD-(111)-Peak-Höhe der getemperten Schicht B ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte. Einzelbestrahlung, $T_{\text{Sub}} = \text{RT}$ und 340°C .

Polyimidfolie wird mit dem Diffraktometer (Fa. Bruker AXS D8advanced) bei streifendem Strahleinfall (1°) bestimmt.

⁴⁵ Das Beugungsmaxima, welches man durch Beugung der Röntgenstrahlung z. B. an den (111)-Ebenen des Siliziumkristallgitters feststellt, findet man bei $28,4^\circ$. Da dieses Beugungsmaxima das größte Messsignal ergibt, wird deshalb dieser XRD-(111)-Peak im Folgenden zur Charakterisierung der Kristallinität verwendet.

⁴⁶ Die hier relevanten Gitterfehler bei Feststoffen sind Gitterdefekte 3. Art (engl. Microstrains) wie z. B. Kleinwinkelkorngrenzen oder inhomogene Verspannungen. Dies sind Abweichungen vom idealen Diamantgitter über wenige Atome hinweg. Sie führen zu einer Verbreiterung des Röntgen-Peaks. Eine Verbreiterung des XRD-Peaks gegenüber der natürlichen bzw. der instrumentell gegebenen Breite tritt außerdem bei Kristalliten mit einer Größe unterhalb von 100 nm ein.

verwendet. Die Grundlagen der Elektronenbeugungsmethode samt Interpretationen der Beugungsbilder sind in [89] beschrieben.

Abb. 6.9 zeigt bei Schicht B die Auswirkungen eines vorgeheizten Substrates auf die Höhe des XRD-Peaks in Abhängigkeit von der Energiedichte. Darin wird die Röntgenbeugungsanalyse an Silizium durchgeführt, welches bei Raumtemperatur (RT) und bei einer Substrattemperatur (T_{Sub}) von 340 °C kristallisiert worden ist. Man stellt fest, dass die Verläufe bei Bearbeitung mit oder ohne geheiztem Substrat ähnlich sind. Dies bedeutet, dass man durch ein vorgeheiztes Substrat die Kristallinität kaum steigern kann. Allerdings wird bei einem vorgeheizten Substrat weniger Laserenergie benötigt, um die gleiche Kristallinität zu erhalten. In Abb. 6.9 beträgt der Unterschied bei geringen Energiedichten ungefähr 50 mJ/cm², bei höheren Energiedichten beträgt er 25 mJ/cm². Die Rechnungen, die zur Schmelztiefe in Abhängigkeit von der Energiedichte durchgeführt worden sind (Abb. 5.3), ergeben, dass eine auf 400 °C vorgeheizte Probe ungefähr 30 mJ/cm² weniger Energie benötigt, um die selbe Schmelztiefe zu erreichen. Dies ist experimentell durch die in Abb. 6.9 dargestellten eigenen Ergebnisse bestätigt. Die Abnahme der Werte bei mittleren Energiedichten wird durch vermehrt auftretende Wasserstoffeffusion verursacht. Die Fläche unter den XRD-Peaks (siehe z.B. Abb. 6.16) beschreibt den kristallinen Schichtanteil. Sie bleibt bei laserkristallisierten Siliziumschichten mit hohem und geringem Wasserstoffanteil konstant. Da entweichender Wasserstoff innerhalb der Körner Gitterfehler verursacht, welche zu einer Linienverbreiterung im Röntgenbeugungsspektrum führen, muss die Höhe des XRD-Peaks abnehmen. Diese geringere XRD-Peakhöhe wird bei Energiedichten zwischen 350 und 500 mJ/cm² festgestellt.

Die Vergrößerung der Körner bei höherer Laserenergie (Kapitel 6.2.1) kann also wegen der Bildung von Wasserstoffblasen durch alleinige Betrachtung der Peak-Höhe nicht nachgewiesen werden. Aus diesem Grund wird in den Kapiteln 6.2.2.2 bis 6.2.2.4 zur Bestimmung der Peak-Energiedichte H_{d}^* die Fläche unter dem XRD-(111)-Peak ermittelt (im Folgenden als XRD-Peak-Fläche⁴⁷ bezeichnet) und in Abhängigkeit von der Energiedichte untersucht. Die Beziehungen zur Auswertung von Verspannungen und Lageverschiebungen von XRD-Peaks finden sich z. B. im Lehrbuch von Cullity [90].

⁴⁷ Zur Bestimmung der XRD-Fläche wird an den (111)-Peak des XRD-Verlaufes (siehe Abb. 6.16) eine Kurve angenähert. Die XRD-Fläche wird durch Multiplikation der mittleren Peak-Höhe mit der Peak-Halbwertsbreite bestimmt. Sie berücksichtigt sowohl die Kristallinität, wie auch die inhomogenen Verspannungen in den Kristalliten.

Zeigen die XRD-(111)-Peak-Höhen und -flächen ähnliche Verläufe, deutet dies auf einen geringen Schichtwasserstoffgehalt hin, da keine Peak-Verbreiterung aufgrund von Verspannungen im Kristallgitter des Siliziums festgestellt werden. Experimentell wird diese Aussage dadurch untermauert, dass bei den Untersuchungsergebnissen der wasserstoffhaltigen Schicht B diese Korrelation im Vergleich zur lasergetemperten Schicht A nicht festgestellt wird (Abb. 6.10).

6.2.2.1 Lasergetemperte Schicht A

Nach dem Wasserstoffaustrieb mit den in Abb. 6.6 gezeigten Parametern wird die Kristallisation mit 10-facher Bestrahlung scannend durchgeführt. In Abb. 6.10 ist die Kristallinität in Abhängigkeit von der Energiedichte aufgetragen. Die XRD-(111)-Peak-Höhen und -flächen zeigen ähnliche Verläufe. Dies deutet auf einen ausreichenden Wasserstoffaustrieb hin, da bei der XRD-Analyse keine Peak-Verbreiterung aufgrund von Verspannungen im Kristallgitter des Siliziums festgestellt werden⁴⁸. Die Kristallinität nimmt bis 460 mJ/cm² nur wenig zu. Danach ist ein starker Anstieg festzustellen, wobei die höchste Kristallinität (H_{d*}) bei Bearbeitung mit Energiedichten zwischen 480 und 500 mJ/cm² zu erwarten ist. Bei Energiedichten größer als 500 mJ/cm² nimmt die Kristallinität wieder deutlich ab.

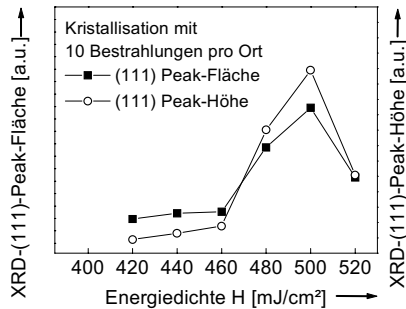


Abb. 6.10: XRD-Peak-Fläche und -Höhe der Schicht A ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte. Wasserstoffaustrieb mit dem Laser, Schritt 1: 150 mJ/cm², Schritt 2: 275 mJ/cm², $a_{sc1/2}=490$, anschließend Kristallisation mit $a_{sc}=10$.

Die drei Energiebereiche des Kristallisationsmodells von wasserstofffreiem Silizium (Kapitel 6.2.1) kann man in Abb. 6.10 deutlich erkennen. Kleine Kristallinität erhält man bis 460 mJ/cm². Bei 480 mJ/cm² \pm 5 % wird das Silizium nahezu vollständig aufgeschmolzen. Durch laterales Kornwachstum entstehen große Körner. Dies zeichnet sich bei der XRD-Analyse bei H_{d*} als deutlich größere Peak-Flächen bzw. -höhen ab. Bei Energiedichten über 520 mJ/cm² erhält man wiederum feinkörniges Silizium. Mit

⁴⁸ Bei der XRD-Analyse der wasserstoffhaltigen Schicht B konnte diese Korrelation nicht festgestellt werden.

der XRD-Analyse ist es somit möglich, bei lasergetemperten (wasserstoffarmen) Schichten eindeutig H_{d*} zu bestimmen.

Ergibt sich eine Korrelation zwischen der XRD-Peak-Höhe und XRD-Peak-Fläche (wie in Abb. 6.10) kann mit der Röntgenbeugungsanalyse bei der Fertigung von elektronischen Bauelementen auf Glas- und Folienträgersubstraten⁴⁹ die Prozessstabilität beim Laserwasserstoffaustrieb kontrolliert und eine gleichbleibende Kristallisation sichergestellt werden.

6.2.2.2 Ungetemperte Schicht B

In Abb. 6.11 ist die XRD-Untersuchung der Schicht B (ungetempert) ohne Deckschicht dargestellt. Die Probe ist mit 10 Bestrahlungen umgewandelt worden. Im einen Fall wird die Schicht im unbehandelten Zustand kristallisiert und im anderen Fall wurde vor der Kristallisation versucht, mit dem Laser (100 mJ/cm², $a_{sc}=10$) den Wasserstoffgehalt zu reduzieren. Man sieht, dass die XRD-Peak-Fläche ab 200 mJ/cm² bis 250 mJ/cm² (H_{d*}) zunimmt. Bei höheren Energiedichten stellt man eine Abnahme fest. Die Probe, welche mit dem Laser vorbehandelt worden ist, zeigt auch eine Zunahme der XRD-Peak-Fläche bis 250 mJ/cm². Da man zwischen 250 und 300 mJ/cm² gleichbleibende Kristallinität feststellt, kann H_{d*} nicht genauer bestimmt werden. Bei Energiedichten über 325 mJ/cm² werden beide Siliziumschichten geschädigt.

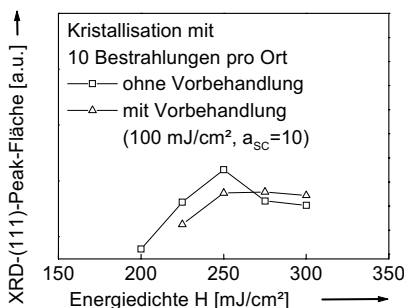


Abb. 6.11: XRD-Peak-Fläche der ungetempert Schicht B ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte, mit und ohne Vorbehandlung.

6.2.2.3 Ofengetemperte Schicht B mit und ohne Deckschichten

Die XRD-Untersuchung zur Ermittlung von H_{d*} anhand der 'Peak-Energiedichte' wird in den folgenden Diagrammen an Schichtsystemen der Schicht B (getempert) mit un-

⁴⁹ Polyimid weist eine gute thermische und chemische Beständigkeit auf [57]. Aufgrund der niedrigen Abscheidetemperaturen (280 °C) kann die Schicht A nicht nur auf Glas, sondern auch auf Polyimidfolie ($T_{max}>300$ °C, siehe Kapitel 6.2.2.4) erzeugt werden.

terschiedlich dicken Deckschichten durchgeführt. Bei den dargestellten Ergebnissen ist die Kristallisation bei Raumtemperatur durchgeführt worden. Aus den Schichtsystemen ohne und mit 55 nm dicker Deckschicht (Abb. 6.12 und Abb. 6.13) sind Top Gate und Bottom Gate TFTs hergestellt worden (Kapitel 7.1 und 7.2).

In Abb. 6.12 wird die Probe ohne Deckschicht untersucht. Dieses Schichtsystem ist zur Herstellung von Top Gate (Kapitel 7.1) oder Bottom Gate TFTs geeignet. Man stellt ein weites Prozessfenster (200 bis 600 mJ/cm²) fest. Die Kristallinität bleibt bis 450 mJ/cm² unverändert. Wird die Energiedichte weiter gesteigert, ist eine deutliche Zunahme der Kristallinität zu erkennen. Dieser Anstieg ist bei der Einzelbestrahlung am deutlichsten und bei 100 Bestrahlungen am schwächsten zu erkennen. Für eine und zehn Bestrahlungen pro Ort findet man H_{d*} bei 525 mJ/cm². Wird mit 100-facher Bestrahlung kristallisiert, dann wird das nicht so sehr ausgeprägte Maximum der XRD-Peak-Flächen (H_{d*}) bei etwas unter 500 mJ/cm² beobachtet. Bei Steigerung der Energiedichte nimmt die Kristallinität ab, bis die Schicht bei Werten um 600 mJ/cm² geschädigt wird.

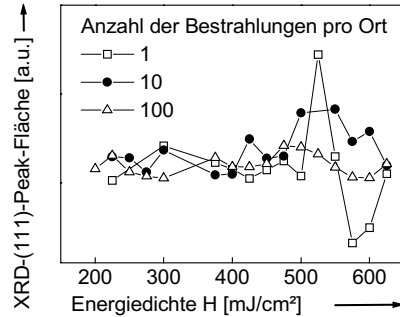


Abb. 6.12: XRD-Peak-Fläche der getemperten Schicht B ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte.

In Abb. 6.1 wurde gezeigt, dass dieses Schichtsystem nur in einem schmalen Energiedichtenfenster (125 bis 250 mJ/cm²) ohne Schichtschädigung bearbeitet werden kann. Abb. 6.13 zeigt für Proben, die mit einer und 100 Bestrahlungen bearbeiteten wurden, keine eindeutige Änderung der Kristallinität in Abhängigkeit von der Energiedichte. Wird die Probe 10-fach bestrahlt, dann beobachtet man zunächst eine Zunahme der Kristallinität mit einem Maximum (H_{d*}) bei 225 mJ/cm². Später in Kapitel

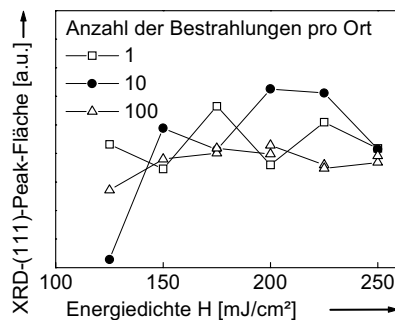


Abb. 6.13: XRD-Peak-Fläche der getemperten Schicht B mit 55 nm Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte.

7.3 wird beschrieben, dass diese 55 nm dicke Deckschicht bei der TFT-Herstellung auch zur Erhöhung der Prozesssicherheit beitragen kann.

Wenn sich auf dem Silizium eine 105 nm dicke Deckschicht befindet, kann dieser Schichtaufbau zur Herstellung von Bottom Gate und Top Gate TFTs verwendet werden. Wie in Abb. 6.14 zu sehen ist, erhält man für die Einzelbestrahlung ein deutliches Maximum bei der Kristallinität zwischen 300 und 350 mJ/cm^2 . Im weiteren Verlauf nimmt die Kristallinität ab, bis die Schicht bei 600 mJ/cm^2 geschädigt wird. Für die Proben, die mit 10 Bestrahlungen bearbeitet wurden, findet man H_{d^*} bei 350 mJ/cm^2 . Geschädigt wird die Schicht dann bei 450 mJ/cm^2 . Das Maximum bei 100 Bestrahlungen findet man bei 325 mJ/cm^2 , wobei die Schicht schon bei 375 mJ/cm^2 geschädigt wird.

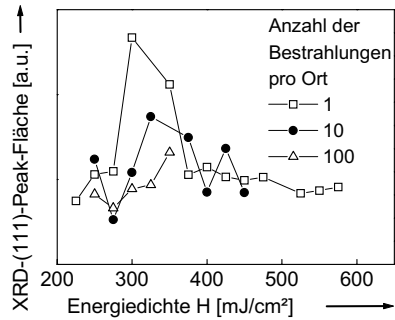


Abb. 6.14: XRD-Peak-Fläche der getemperten Schicht B mit 105 nm Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte.

6.2.2.4 Wasserstofffreie Schicht C

Das Silizium der Schicht C soll als Ausgangsmaterial zur Erzeugung von polykristallinem Silizium auf 125 μm dicken Polyimidfolien verwendet werden. Dazu müssen zunächst die Schichtabscheideparameter optimiert werden. Die Schichten, welche nach der Kristallisation die größten XRD-(111)-Peak-Höhen zeigen, werden für die Beschichtung der Polyimidfolien ausgewählt. Da die Röntgenbeugungsanalyse an Schichten auf ebenen Substraten zuverlässiger ist, als auf welligen Folien, wird zur Auswahl der Abscheideparameter zunächst das Silizium auf Glas abgeschieden und kristallisiert (Abb. 6.15). Anschließend werden die Poly-

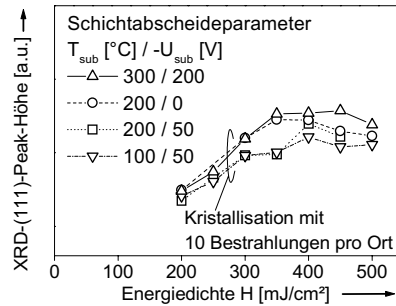


Abb. 6.15: XRD-Peak-Höhe von unterschiedlich abgeschiedenen IAD-Siliziumschichten ohne Deckschicht auf Glas in Abhängigkeit von der Energiedichte ($a_{sc}=10$).

midfolien unter Verwendung der ermittelten Abscheideparametern mit Silizium beschichtet und mit dem Laser kristallisiert.

Die Röntgenbeugungsanalyse in Abb. 6.15 zeigt die laserkristallisierte Schicht C auf Glas ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte. Darin werden vier verschiedene IAD-Schichten untersucht, bei denen die beiden Schichtabscheideparameter Substrattemperatur T_{Sub} und die Beschleunigungsspannung U_{Sub} variiert wurden. Die Laserbearbeitung erfolgte scannend, mit 10-facher Bestrahlung. Man sieht, dass die Schicht, welche mit $T_{\text{Sub}}=300\text{ °C}$ und $U_{\text{Sub}}=200\text{ V}$ abgeschieden wurde, nach der Laserbehandlung die beste Kristallinität aufweist.

Deshalb werden diese Parameter auch zur Schichtabscheidung von Silizium auf Polyimidfolie verwendet. Dieses Material kann in einem weiten Prozessfenster zwischen 200 und 500 mJ/cm^2 bearbeitet werden. Die Kristallinität nimmt zwischen 200 und 300 mJ/cm^2 zu. Die Energiedichte H_d^* , welche zu lateralem Kornwachstum führt, liegt zwischen 350 und 450 mJ/cm^2 . Ab 450 mJ/cm^2 nimmt die Kristallinität wieder ab. Energiedichten größer als 500 mJ/cm^2 schädigen die Schicht. Eine Schichtschädigung kann mit XRD-Analysen nicht erkannt werden. Der Grund dafür ist, dass auch bei einer geschädigten Schicht kristallines Silizium nachgewiesen wird.

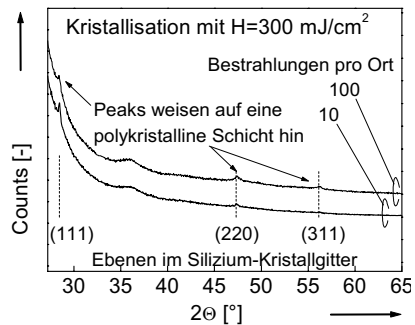


Abb. 6.16: XRD-Analyse (Θ - 2Θ -Spektrum) der laserkristallisierten Schicht C ohne Deckschicht auf einer 125 μm dicken Polyimidfolie ($H=300\text{ mJ/cm}^2$).

Mit Röntgenbeugungsanalysen (Θ - 2Θ -Spektren, Abb. 6.16) an laserkristallisiertem Silizium auf 125 μm dicken Polyimidfolien wird der Nachweis erbracht, dass es mit dem verwendeten Laser möglich ist, polykristallines Silizium auch auf dünnen Folien zu produzieren⁵⁰. Die Proben wurden dabei mit $H=300\text{ mJ/cm}^2$ und 10 bzw. 100 Bestrahlungen pro Ort scannend bearbeitet. Man kann mit dem Θ - 2Θ -Röntgenbeugungsspektrum anhand der drei Peaks, bei den für kristallines Silizium

⁵⁰ Zwischen dem Silizium und der Polyimidfolie befindet sich noch eine 7 μm dicke Siliziumoxidschicht (siehe Kapitel 2.2).

charakteristischen Winkeln⁵¹, für beide Laserparameter eindeutig polykristallines Silizium nachweisen. Das Schichtsystem Silizium/Siliziumoxid zeigt nach der Laserbearbeitung eine gute Schichthaftung auf der Polyimidfolie. Aufgrund der chemischen und thermischen Beständigkeit des Polyimidträgermaterials (Kapton) [57] sind damit die Voraussetzungen gegeben, um mittels photolithographischer Strukturierung des Schichtsystems elektronische Bauteile auch auf Polyimidfolien herzustellen.

6.2.3 Korngrößen

In diesem Kapitel werden die bei der Laserkristallisation entstehenden Kornstrukturen von Schichten mit unterschiedlichen Wasserstoffgehalten in Abhängigkeit von der Laserenergie untersucht. Dabei wird auch der Einfluss einer 105 nm dicken Deckschicht ermittelt, welche für die Laserstrahlung transparent ist und im selben Vakuum wie das Silizium abgeschieden wird.

Die Kornstrukturen werden mittels lichtmikroskopischen- und transmissionselektronenmikroskopischen (TEM) Aufnahmen in Auf- und Seitenansicht untersucht. Mit der Seitenansicht erhält man, neben der Kornstruktur, noch zusätzlich Informationen über das entstandene Oberflächenrelief.

Mit Hilfe einer ionenstrahlgestützten Präparationsmethode können Untersuchungen von Schichtquerschnitten durchgeführt werden. Die TEM-Untersuchungen⁵² werden mit einem Elektronenmikroskop von Hitachi und JEM, jeweils mit 200 kV Beschleunigungsspannung durchgeführt [91,92]. Die Visualisierung der Körner erfolgt dabei über den sogenannten Beugungskontrast. Nur diejenigen Körner, deren Gitterebenen sich in Bragg-Orientierung befinden, heben sich aus der Masse der Körner und den eventuell amorphen Resten als dunkle Bereiche ab. Aus der Größe der dunkel erscheinenden Bildbereiche kann man auf die Korngröße schließen. Über die Struktur der Bereiche, die keinen deutlichen Beugungskontrast aufweisen, kann mit diesen Aufnahmen keine Aussage gemacht werden.

⁵¹ Bei polykristallinem Silizium kommt es zur Interferenz des Röntgenstrahls an den (111), (220) und (331) Gitterebenen der einzelnen Körner. Im Θ -2 Θ -Röntgenbeugungsspektrum werden deshalb Maxima bei 28,4 °, 47,3 ° und 56,1 ° festgestellt.

⁵² Die TEM-Aufsicht-Untersuchungen sind am Institut für Physikalische Hochtechnologie e.V. in Jena durchgeführt worden (Kapitel 6.2.3.1 und 6.2.3.2) [91]. Die TEM-Seitenansicht-Untersuchungen entstanden am Fraunhofer Institut für Werkstoff- und Strahltechnik in Dresden (Kapitel 6.2.3.3) [92].

Zunächst wird gezeigt, dass die Kristallitgröße stark von der verwendeten Laserenergie abhängt. Nach der Kristallisation des Siliziums werden zur Visualisierung der Körner die amorphen Korngrenzen nach einer Methode von Secco d'Aragona [93] selektiv zu den kristallinen Körnern angeätzt. Körner, die größer als $0,4\text{ }\mu\text{m}$ sind, können danach mit dem Lichtmikroskop erkannt werden.

In Abb. 6.17 wird die Lichtmikroskopaufnahme einer korngrenzengeätzten (siehe vorheriger Abschnitt) Siliziumoberfläche dargestellt. Der Bildausschnitt zeigt einen Bereich, der mit der ca. $50\text{ }\mu\text{m}$ breiten Flanke des Laserstrahles (siehe Abb. 3.8) ohne Substratbewegung und einer Bestrahlung mit 480 mJ/cm^2 bearbeitet worden ist. Gemäß dem Kristallisationsmodell in Kapitel 6.2.1 entstehen in diesem Bereich (Strahlflanke) Körner mit unterschiedlicher Größe. Die Aufnahme zeigt am oberen Rand den unbearbeiteten, amorphen Bereich mit einer unstrukturierten Oberfläche. Vom oberen zum unteren Bildrand nimmt die Energiedichte von 0 auf 480 mJ/cm^2 zu. Man erkennt, dass auch die Größe der Körner in Richtung Bildunterseite zunimmt. Am unteren Rand sind Körner mit einer Ausdehnung bis $1,8\text{ }\mu\text{m}$ zu sehen.

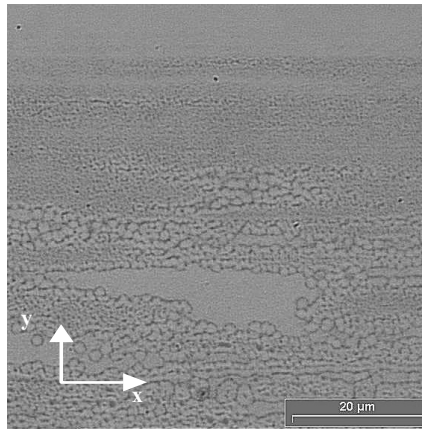


Abb. 6.17: Lichtmikroskopaufnahme der lasergetemperten Schicht A (nach Kapitel 6.1.4). Bei Einzelbestrahlung mit $H_d=480\text{ mJ/cm}^2$ entstehen an der Strahlflanke Körner mit einer Größe zwischen $0,4$ und $1,8\text{ }\mu\text{m}$ (Die zwei großen homogenen Bereiche sind Präparationsfehler, die durch Schichtablösung entstanden sind).

6.2.3.1 Lasergetemperte Schicht A

In diesem Abschnitt wird die lasergetemperte⁵³ Schicht A ohne Deckschicht mit unterschiedlichen Energiedichten bestrahlt. Mit diesen Ergebnissen wird die Gültigkeit des in Kapitel 6.2.1 beschriebenen Kristallisationsmodells überprüft. Es müssten die darin beschriebenen drei charakteristischen Energiedichtenbereiche anhand der Korngrößen-

⁵³ Zur Reduzierung des Wasserstoffgehalts wurde die Lasertemperatur mit $H_1=150\text{ mJ/cm}^2$ und $H_2=275\text{ mJ/cm}^2$, jeweils scannend mit 490 Bestrahlungen (Kapitel 6.1.4) durchgeführt.

analyse aufgefunden werden. In diesem Kapitel wird später die Peak-Energiedichte H_{d*} , welche man anhand der Korngrößen feststellt, auf 480 mJ/cm^2 ermittelt. Ferner wird die Schichtstruktur einer Probe untersucht, die großflächig mit 480 mJ/cm^2 und 10 Bestrahlungen scannend bearbeitet wurde.

Nach dem ersten Laserschritt zur Reduzierung des Wasserstoffgehalts zeigen Beugungsbilder (Abb. 6.18 a) keine Reflexe, was auf eine amorph gebliebene Schicht hindeutet. Nach dem zweiten Laserschritt findet man im Beugungsbild (Abb. 6.18 b) die für polykristallines Material typischen Ringe⁵⁴. TEM-Aufsichtsbilder⁵⁵ (Abb. 6.19) zeigen nach diesen beiden Laserschritten bereits Körner mit einem Durchmesser bis 100 nm.

Nach dem Wasserstoffaustrieb werden die Proben mit einer Bestrahlung bei Energiedichten von 440, 480 und 510 mJ/cm^2 kristallisiert. Die Korngrößen werden in Abb. 6.22 dargestellt.

- Bei einer Energiedichte von $H=440 \text{ mJ/cm}^2$, d.h. ungefähr 10 % unter der Peak-Energiedichte H_{d*} , findet man in der TEM-Aufnahme Kristallite mit 200 bis 300 nm Durchmesser (Abb. 6.21 a).
- Wird die Probe mit $H_{d*}=480 \text{ mJ/cm}^2$ bestrahlt, findet man in der TEM-Aufnahme in Abb. 6.21 b Kristallite mit einer Größe zwischen $0,2$ und $2 \mu\text{m}$ ⁵⁶. Die Lichtmikroskopaufnahme in Abb. 6.20 zeigt die Bearbeitung der Siliziumschicht mit $H_{d*}=480 \text{ mJ/cm}^2$ und einer Bestrahlung. Die Laserstrahlänge verläuft im Bild in x-Richtung, man kann die gesamte Strahlbreite in y-Richtung erkennen. In den unterschiedli-

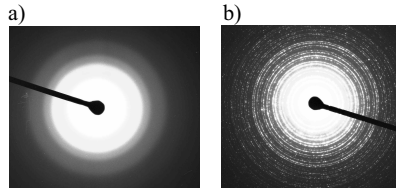


Abb. 6.18: Beugungsbilder der Schicht A nach den einzelnen Laserbearbeitungsschritten a) $H_1=150 \text{ mJ/cm}^2$, $a_{sc}=490$ bzw. b) $H_1=150 \text{ mJ/cm}^2$ und $H_2=275 \text{ mJ/cm}^2$, a_{sc1} und $2=490$.

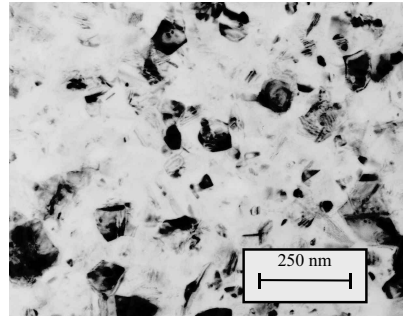


Abb. 6.19: TEM-Aufnahme der Schicht A nach der Lasertemperatur⁵³ ($d_{kom} \leq 100 \text{ nm}$).

⁵⁴ Die Ringstruktur weist darin auf eine zufällige Verteilung der Kornorientierung hin.

⁵⁵ Um die Kornstruktur hervorzuheben, sind die Graustufen dieser Bilder invertiert worden.

chen Helligkeiten widerspiegelt sich die Energieverteilung des Laserstrahls über die Strahlbreite (siehe Abb. 3.8). Die Energieinhomogenitäten führen zum Entstehen von unterschiedlichen großen Körnern. Man findet Bereiche, in denen bis $2\text{ }\mu\text{m}$ große Körner festzustellen sind (helle Bereiche in Abb. 6.20). Die dunklen Bereiche stellen Körner mit einem Durchmesser von 100 nm und kleiner dar. Obwohl die Energie im Mittelbereich des Laserstrahls (dunkle Bereiche) nur geringfügig größer ist, sind die Auswirkungen auf die entstehenden Korngrößen jedoch sehr groß.

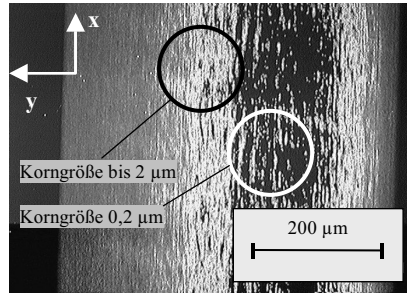
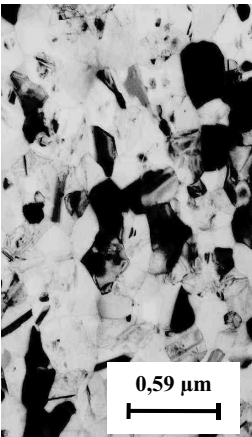
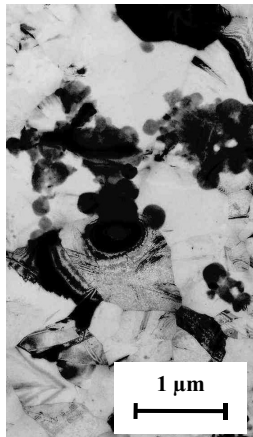


Abb. 6.20: Lichtmikroskopaufnahme der lasergetemperten⁵³ Schicht A ohne Deckschicht. Die inhomogene Energieverteilung über die Breite des Laserstrahls (siehe Abb. 3.8) führt bei 1-facher Bestrahlung mit $H_d=480\text{ mJ/cm}^2$ zur Bildung einer Schichtstruktur mit unterschiedlichen Korngrößen.

a) $H=440\text{ mJ/cm}^2$
Korngröße
 $0,2\text{ bis }0,3\text{ }\mu\text{m}$



b) $H=480\text{ mJ/cm}^2$
Korngröße
 $0,2\text{ bis }2\text{ }\mu\text{m}$



c) $H=510\text{ mJ/cm}^2$
Korngröße
 $0,1\text{ bis }0,5\text{ }\mu\text{m}$



Abb. 6.21: TEM-Untersuchungen der lasergetemperten⁵³ Schicht A in Aufsicht.

⁵⁶ Die strahlenförmigen Strukturen in den TEM-Bildern weisen auf eine hohe Defektdichte dieser großen Kristallite hin.

- Bei den Proben, die mit etwas mehr als 5 % über H_{d*} , mit $H=510 \text{ mJ/cm}^2$ bearbeitet wurden, entstehen Kristallitgrößen um 500 nm; in einigen Bereichen stellt man Körner mit einem Durchmesser unter 100 nm (Abb. 6.21 c) fest.

Zusätzlich zu den Korngrößen der Einzelbestrahlung wurden die Korngrößen ermittelt, die sich ergeben, wenn die Probe mit H_{d*} und 10 Bestrahlungen scannend bearbeitet wird (Abb. 6.23). Der Puls-zu-Pulsvershub beträgt bei 10-facher Bestrahlung 50 μm . Bei der Bearbeitung in Abb. 6.23 wurde das Substrat in y-Richtung bewegt. Die Strahllänge erstreckt sich im Bild in x-Richtung. Man findet Körner mit einem Durchmesser zwischen 0,5 und 2 μm . Die Korngrößen sind bei 10-facher Bestrahlung somit etwas homogener verteilt, da die ganz kleinen Körner verschwinden.

Normalerweise erwartet man eine ähnliche Streifenstruktur wie in Abb. 6.24 a, jedoch mit einem Streifenabstand von 50 μm . Dies ist nicht der Fall. Es ergibt sich eine Struktur mit unterschiedlich breiten Streifen, die keinen festen Abstand haben. Der Grund liegt in den Energieschwankungen der Bearbeitungsanlage. Die zwar geringen, aber dennoch vorhandenen Puls-zu-Puls-Schwankungen der Laserenergie (Abb. 3.4), ergeben zusammen mit den Energieinhomogenitäten im Laserstrahl (Abb. 3.8), eine Energievariation von $\pm 7,9 \%$. Eine Bearbeitung bei H_{d*} führt deshalb zu stark unterschiedlichen Korngrößen. Die entstehende Streifenstruktur hängt bei der Peak-Energiedichte H_{d*} nicht vom gewählten Puls-zu-Puls-Vershub, sondern von der tatsächlich durch den Laserstrahl transportierten Energie ab.

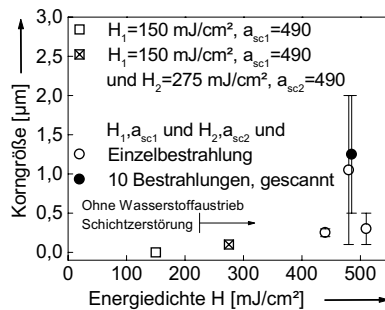


Abb. 6.22: Korngrößen der lasergetemperten⁵³ Schicht A ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte. Nach dem Wasserstoffaustrieb folgte eine Bearbeitung mit 1-facher und 10-facher (gescannter) Bestrahlung.

Um die großflächige Homogenität der elektrischen Eigenschaften der TFTs gewährleisten zu können, muss, wie später in Kapitel 7.1 und 7.2 gezeigt wird⁵⁷, versucht werden, eine Schicht mit homogener Korngrößenverteilung zu erzeugen.

⁵⁷ Dort wird gezeigt, dass die elektrischen Eigenschaften (die Feldeffektbeweglichkeiten) der TFTs mit den XRD-Peak-Flächen und den Korngrößen korrelieren.

Abb. 6.21 zeigt, dass das Kristallisationsmodell (Kapitel 6.2.1) Gültigkeit hat. Die darin beschriebenen drei charakteristischen Energiedichtenbereiche findet man, ausgehend von der Peak-Energiedichte H_{d*} , bei größeren und kleineren Energien. H_{d*} kann sowohl mit Korngrößenuntersuchungen (Secco-Ätzungen, siehe Abb. 6.17), als auch mit Untersuchungen zur Kristallinität ermittelt werden (Abb. 6.10). Die Korngrößenuntersuchungen in diesem Kapitel ergeben, dass H_{d*} auch mit TEM-Analysen aufgefunden werden kann (Abb. 6.21 und Abb. 6.22). H_{d*} zeigt sich

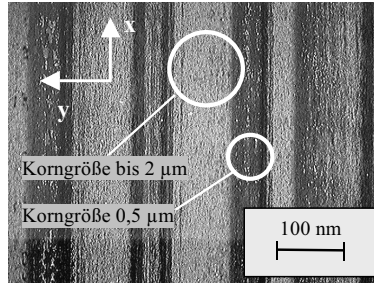


Abb. 6.23: Lichtmikroskopaufnahme der lasergetemperten⁵³ Schicht A ohne Deckschicht. Bei gescannter Bearbeitung mit $H_{d*}=480 \text{ mJ/cm}^2$ und einem Puls-zu-Pulsvorschub von 50 µm ($a_{sc}=10$) erhält man Korngrößen zwischen $0,5$ und 2 µm .

bei allen drei Analysemethoden zwischen 480 und 500 mJ/cm^2 , sein Wert befindet sich in einem engen Energiebereich von $\pm 10 \%$. Diese Energie mit einem Excimerlaser stabil einzuhalten, ist zur Zeit technologisch nicht möglich. Somit gelingt es auch bei der TFT-Herstellung nicht, diese Streifen, innerhalb der die Korngröße nur wenig variiert (Abb. 6.23), gezielt auf dem Substrat zu plazieren. Die Tatsache, dass dann TFTs entstehen würden, deren Transistorkanal aus Körnern mit Größen zwischen $0,2$ und 2 µm bestehen (siehe Abb. 2.5), spricht deshalb eindeutig gegen eine Bearbeitung mit der Peak-Energiedichte H_{d*} .

6.2.3.2 Ungetemperte Schicht B

Wie oben gezeigt worden ist, sind die resultierenden Korngrößen von der Energiedichte abhängig. Wird die ungetemperte Schicht B scannend bearbeitet, entstehen an der Bearbeitungsfront unterschiedlich große Kristallite. Diese zeichnen sich, wie in Abb. 6.24 zu sehen ist, als Kristallisationsstreifen im Silizium ab.

Die eingesetzten Elektronenbeugungsbilder⁵⁸ in Abb. 6.24 a zeigen ein scharf ausgeprägtes Ringdiagramm, das durch Interferenz des Elektronenstrahls an den Gitterebenen von polykristallinem Silizium entsteht. Sie belegen die durchgängige Kristallinität der Schicht. Die markierten Bereiche A, B, C werden im Folgenden näher untersucht.

⁵⁸ Siehe Einleitung Kapitel 6.2.2.

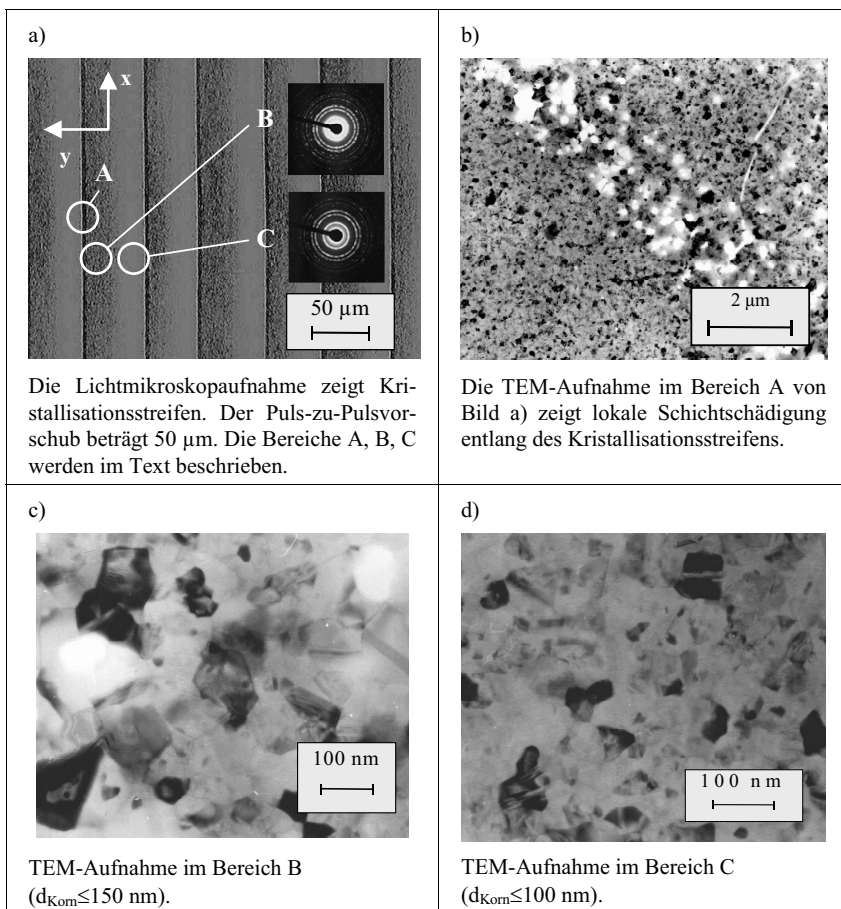


Abb. 6.24: Scannende Bearbeitung der ungetemperten Schicht B ohne Deckschicht ($H=300 \text{ mJ/cm}^2$, $a_{\text{SC}}=10$).

Man findet im gesamten Schichtbereich Körner mit einem Durchmesser von einigen 10 bis 150 nm. Im Bereich B von Abb. 6.24 a ist eine lichtmikroskopisch raue Oberfläche zu erkennen. Man findet dort mehr Kristallite, die größer als 100 nm sind (Abb. 6.24 c), wie im Bereich C (Abb. 6.24 d). Im Bereich B und C findet man im Untergrund der TEM-Aufnahme feine ringförmige Kontraste⁵⁹, die auf die Existenz von kleinen Hohl-

⁵⁹ In Abb. 6.24 jedoch nicht zu erkennen.

räumen hindeuten, falls es sich nicht um Präparationsartefakte handelt. Diese Hohlräume könnten durch eingeschlossene Wasserstoffblasen an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht entstanden sein.

Die TEM Aufnahme in Abb. 6.24 b zeigt den Kristallisationsstreifen. Er verläuft von der linken oberen zur rechten unteren Bildecke. Innerhalb des Streifens ist eine löchrige Struktur erkennbar, welche auf eine lokale Schichtschädigung hindeutet.

Das Zustandekommen dieser Kristallisationsstreifen (Abb. 6.24 b) kann mit Abb. 6.2 durch den hohen Wasserstoffgehalt der ungetemperten Schicht B erklärt werden. Der hohe Wasserstoffgehalt führt zu einer niedrigen Zerstörungsschwelle ($H_{\max}=325 \text{ mJ/cm}^2$, siehe Abb. 6.1). Bei scannender Bearbeitung kann die Energiedichte nur so hoch gewählt werden, dass das amorphe Silizium an der Bearbeitungsfront nicht geschädigt wird. An der Bearbeitungsfront entstehen dann bei jeder Bestrahlung Körner mit unterschiedlicher Größe, wie in Abb. 6.17 gezeigt wurde. Da die Laserenergie nicht

höher gewählt werden kann, wird dieser Bereich von den folgenden überlappenden Strahlbereichen nicht erneut aufgeschmolzen, sodass sich diese inhomogene Korngrößenverteilung in die Schicht einprägt. Um zu verhindern, dass solch ein Streifen durch einen Transistorkanal (siehe Abb. 7.1) verläuft, muss jedes Bauteil ohne Substratvoranschub, mit den in Kapitel 3.4.2 aufgezeigten Nachteilen, einzeln bearbeitet werden.

In Abb. 6.25 sind die erzeugten Korngrößen, zusammen mit Beugungsbildern⁵⁸, in Abhängigkeit von der Energiedichte ($a_{\text{sc}}=10$) dargestellt. Die Beugungsbilder weisen auf amorphes (150 mJ/cm^2) und polykristallines Silizium ($\geq 300 \text{ mJ/cm}^2$) hin. Man sieht, dass die Schicht bei 150 mJ/cm^2 amorph bleibt. Bei Bearbeitung mit 300 mJ/cm^2 entstehen, wie schon beschrieben, Körner mit einem Durchmesser von einigen 10 bis 150 nm und es findet lokale Schichtschädigung im Bereich der Kristallisationsstreifen statt (Abb. 6.24 b). Da die Korngrößen nicht bei den Energiedichten untersucht worden sind, bei denen in Abb. 6.11 die größten XRD-(111)-Peak-Flächen bestimmt worden

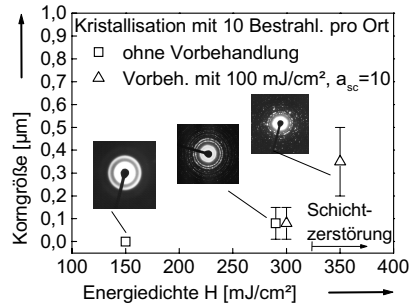


Abb. 6.25: Korngrößen und dazugehörige Beugungsbilder der ungetemperten Schicht B ohne Deckschicht (mit und ohne Vorbehandlung mit dem Laser) in Abhängigkeit von der Energiedichte ($a_{\text{sc}}=10$).

sind, wird vermutet, dass bei Kristallisation mit H_d^* (250 mJ/cm^2) Körner mit einem Durchmesser größer 150 nm entstehen.

Die Berechnungen zur Schichtaufheizung (Silizium auf Glas) ergeben für 100 mJ/cm^2 teilweises Aufschmelzen der Siliziumschicht (Abb. 5.3). Trotz dieser hohen Erwärmung wird die Schichtschädigung im Bereich der Kristallisationsstreifen auch mit dieser Vorbehandlung immer noch beobachtet, sie fällt jedoch etwas geringer aus. Auch die Schädigungsschwelle (H_{\max}) kann mit dem vorgeschalteten Laserschritt nur um 25 mJ/cm^2 angehoben werden. Dies spricht dafür, dass diese Laserparameter nicht geeignet sind, um den Wasserstoff ausreichend zu reduzieren. Die Ergebnisse in Abb. 6.5 belegen, dass der Wasserstoffgehalt bei einer zu gering gewählten Anzahl von Bestrahlungen nur in den oberflächennahen Bereichen verringert werden kann. Wie in Kapitel 0 gezeigt wurde, ist der Wasserstoffaustrieb aus dem Silizium effektiver, wenn die Schicht mit zwei Energieschritten und mit 490 Bestrahlungen bearbeitet wird.

Das Entstehen der Kristallite, die bei dieser ungetemperten Schicht B beobachtet werden, wird im Folgenden erklärt. Anhand von Beugungsbildern können in der Schicht keine amorphen Anteile festgestellt werden, was bedeutet, dass die Schicht eine durchgängige Kristallinität aufweist und somit vollständig aufgeschmolzen wurde. Die XRD-Untersuchungen in Abb. 6.11 ergaben, dass die untersuchte Probe, mit $H=300 \text{ mJ/cm}^2$ im Hochenergiedichtenbereich (Kapitel 6.2.1) mit abnehmender Kristallinität bearbeitet worden ist. Auch die Tatsache, dass die Schicht bei höherer Energiedichte geschädigt wird ($H_{\max}=325 \text{ mJ/cm}^2$), deutet auf den Hochenergiedichtenbereich hin. Die Schichtstruktur ist somit durch spontane Kristallisation (Kapitel 5.2) entstanden. Der Kristallisationsprozess war jedoch wahrscheinlich von austretendem Wasserstoff begleitet. Die entstandenen Körner mit einem Durchmesser zwischen 10 und 150 nm sind etwas größer, als in Kapitel 5.2.2 abgeschätzt wurde (zwischen 15 und 70 nm).

Wird diese Schicht zur Reduzierung des Wasserstoffgehaltes vor der Kristallisation mit 100 mJ/cm^2 und 10-facher Bestrahlung mit scannender Laserbearbeitung vorbehandelt, entstehen bei 300 mJ/cm^2 ähnlich große Körner, wie ohne Vorbehandlung. Die TEM-Analysen zeigen jedoch eine Reduzierung der Anzahl der Körner mit einem Durchmesser kleiner als 50 nm.

6.2.3.3 Ofengetemperte Schicht B

In diesem Abschnitt werden Schichtsysteme der getemperten Schicht B (450 °C/2h/Vakuum) mit und ohne Deckschichten untersucht. Darin soll ermittelt werden, welchen Einfluss eine 105 nm dicke Deckschicht, die Energiedichte und die Anzahl der Bestrahlungen auf die Korngrößen und die Oberflächenrauigkeiten haben. Die Schicht wird vor der Laserbehandlung getempert, um die Effekte, die hier untersucht werden, nicht durch entweichenden Wasserstoff und frühzeitige Schichtschädigung zu verfälschen. Die Laserbehandlung der Proben wird ohne Substratvorschub, bei Raumtemperatur und Atmosphärendruck durchgeführt. In diesem Kapitel wird die Bearbeitung mit homogener Intensitätsverteilung, d.h. im Mittelbereich der Strahls (Abb. 3.8), untersucht.

In Abb. 6.26 ist ein Schichtsystem ohne Deckschicht im Querschnitt zu sehen. Das Silizium wurde mit der unteren Schwellenergiedichte ($H_{\min}=250 \text{ mJ/cm}^2$) und 100 Bestrahlungen bearbeitet. Dabei bildet sich eine nanokristalline Struktur mit einem Korndurchmesser um 20 nm aus. Die entstandenen Körner sind somit deutlich kleiner als die Schichtdicke. Es werden keine Dickenschwankungen der Siliziumschicht festgestellt, und man erhält eine glatte Schichtoberseite. Die XRD-Untersuchungen in Abb. 6.12 wie auch die Tatsache, dass mit der unteren Schwellenergiedichte (H_{\min}) bearbeitet worden ist, zeigen, dass die Schicht im Niederenergiedichtenbereich (Kapitel 6.2.1) bearbeitet worden ist. Wie tief das Silizium aufgeschmolzen wurde, ist schwer zu beurteilen. In der Bildmitte findet man, an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht, einen größeren Bereich ohne dunkle Stellen, welche auf Körner hindeuten würden. In diesem Bereich könnte die Schicht amorph geblieben sein.

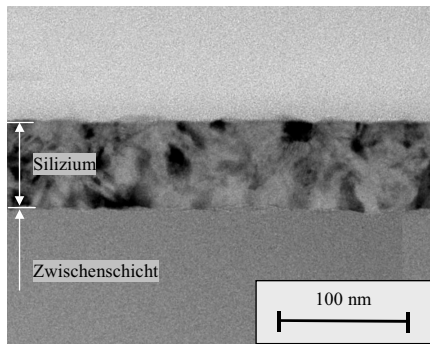


Abb. 6.26: TEM-Aufnahme im Querschnitt der getemperten Schicht B ohne Deckschicht. Bei 100-facher Bestrahlungen mit 250 mJ/cm^2 (H_{\min}) entsteht eine nanokristalline Struktur mit Korndurchmessern um 20 nm.

Wird die Probe mit höherer Energiedichte ($H=400 \text{ mJ/cm}^2$, 100 Bestrahlungen) bearbeitet, erhält man die in Abb. 6.27 und Abb. 6.28 gezeigte Schichtstruktur. Es entstehen Körner, die deutlich größer sind als die Schichtdicke. Diese zeigen eine laterale Ausdehnung von bis zu $1 \text{ }\mu\text{m}$ (Abb. 6.27). Die mikrokristalline Struktur weist ein welliges Oberflächenprofil auf. Im Bereich der Korngrenzen kommt es an der Schichtoberseite durch Materialanhäufung zu einer Reliefbildung.

Auch aus rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen gibt es Anzeichen dafür, dass entlang von Korngrenzen sogenannte Hillocks entstehen (Abb. 6.28). Die Bildung dieser Hillocks wird später in Kapitel 6.2.4 erklärt. Dort werden auch die erzeugten Hillock-Höhen in Abhängigkeit von der Energiedichte untersucht.

Das Entstehen der großen Körner wird dadurch erklärt, dass die Bearbeitung mit 400 mJ/cm^2 nur um 75 mJ/cm^2 unter der Peak-Energiedichte H_d^* erfolgte (siehe Abb. 6.12). Dies bedeutet, dass die Schicht nahezu vollständig aufgeschmolzen worden war und vereinzelt amorphe Siliziuminseln an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht übrig blieben. Ausgehend von diesen amorphen Bereichen, welche als Kristallisationszentren wirken, kommt es dann zu lateralem Kornwachstum, wodurch große Körner entstehen (siehe Kapitel 6.2.1).

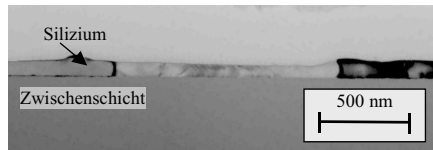


Abb. 6.27: TEM-Aufnahme im Querschnitt der getemperten Schicht B ohne Deckschicht. Bei 100-facher Bestrahlungen mit 400 mJ/cm^2 entstehen Körner mit einer lateralen Ausdehnung bis $1 \text{ }\mu\text{m}$.

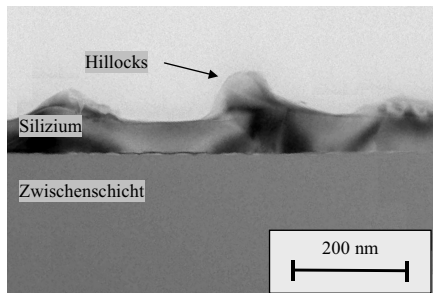


Abb. 6.28: TEM-Aufnahme im Querschnitt der getemperten Schicht B ohne Deckschicht. Bei 100-facher Bestrahlungen mit 400 mJ/cm^2 entstehen durch Materialanhäufung an den Korngrenzen Hillocks mit Abmessungen bis 200 nm .

Werden Schichtsysteme mit Deckschichten mit niedrigen Energiedichten bearbeitet, stellt man fest, dass sich H_{\min} gegenüber Proben ohne Deckschichten (Abb. 6.26) mit 300 mJ/cm^2 um ungefähr 50 mJ/cm^2 zu etwas höheren Energiedichten verschiebt. Der Grund für den höheren Energiebedarf zum Anschmelzen der Schicht bei Verwendung einer 105 nm dicken Deckschicht liegt in der geringeren Schichtaufheizung, welche in Kapitel 4.5.4 bereits berechnet worden ist. Das Silizium kristallisiert bei dieser Energiedichte und 100 Bestrahlungen, wie in Abb. 6.29 zu sehen ist, in einer nanokristallinen Struktur. Das Beugungsdiagramm links unten im Bild entsteht durch Feinbereichselektronenbeugung⁶⁰ von einem ausgeblendeten Bereich mit 150 nm Durchmesser. Die kreisförmigen hellen Reflexe zeigen die Existenz vieler Körner unterschiedlicher Orientierung. Durch Hochauflösungsaufnahmen wird anhand von Gitterebenenabbildung die Korngröße auf 10 nm ermittelt (Abb. 6.30).

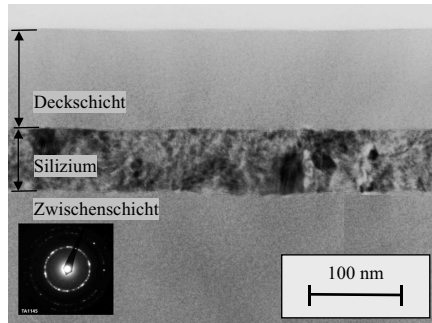


Abb. 6.29: TEM-Aufnahme im Querschnitt der getemperten Schicht B mit Deckschicht. Bei 100 -facher Bestrahlung mit 300 mJ/cm^2 (H_{\min}) entsteht eine nanokristalline Struktur mit Korndurchmessern um 10 nm .

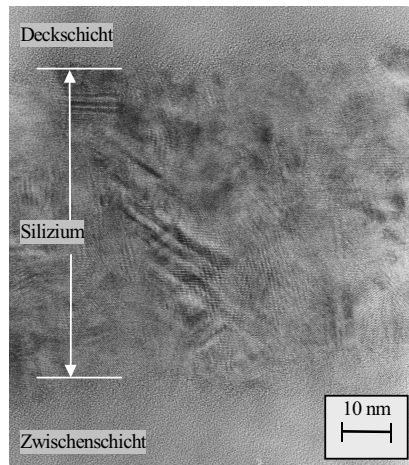


Abb. 6.30: Die parallelen Streifen in der TEM-Hochauflösungsaufnahme im Querschnitt zeigen die Gitterebenen von Silizium. Zusammenhängende Bereiche mit gleicher Orientierung weisen auf einzelne Kristallite hin (Korndurchmesser: 10 nm).

⁶⁰ Siehe Einleitung Kapitel 6.2.2.

Auch für Schichtsysteme mit Deckschichten findet man Energiedichten, bei denen Körner entstehen, die deutlich größer sind als die Dicke der Siliziumschicht. Im Beugungsdiagramm links unten im Bild sind Überlagerungen von regelmäßigen Punktmustern zu erkennen. Diese sind durch Beugung an einzelnen Kristalliten entstanden. Die mikrokristalline Struktur in Abb. 6.31 wurde mit $H=500 \text{ mJ/cm}^2$ und 100 Bestrahlungen erzeugt. Dabei entstehen Korngrößen um $0,2 \text{ }\mu\text{m}$. Auffallend ist, dass nach der Laserbehandlung sowohl die Schichtoberseite, als auch die Schichtunterseite relativ glatt geblieben ist. Die Bildung von Oberflächenwelligkeiten (Hillocks), wie sie in Abb. 6.28 zu sehen sind, wird durch die Deckschicht deutlich erschwert.

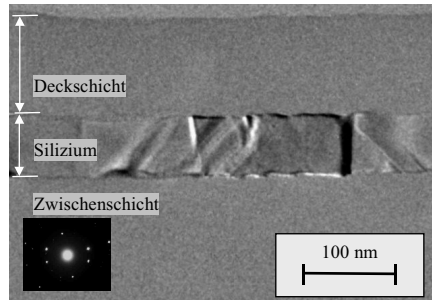


Abb. 6.31: TEM-Aufnahme im Querschnitt der getemperten Schicht B mit Deckschicht. Bei 100-facher Bestrahlung mit 500 mJ/cm^2 entsteht eine Struktur mit Korndurchmessern um $0,2 \text{ }\mu\text{m}$. Die Bildung der Hillocks wird durch die Deckschicht deutlich erschwert.

Bei einmaliger Bestrahlung mit hoher Energiedichte ($H=600 \text{ mJ/cm}^2$) erhält man, wie in Abb. 6.32 zu sehen ist, wiederum eine nanokristalline Struktur mit Korngrößen um 20 nm (Abb. 6.33). Diese Aussage wird durch das Beugungsdiagramm links unten im Bild erhärtet. Darin erkennt man dicht benachbarte Reflexe des nanokristallinen Siliziums. Zu erkennen ist außerdem die schwache Ausbildung eines Reliefs sowohl an der Deckschichtoberseite wie auch an der Deckschichtunterseite.

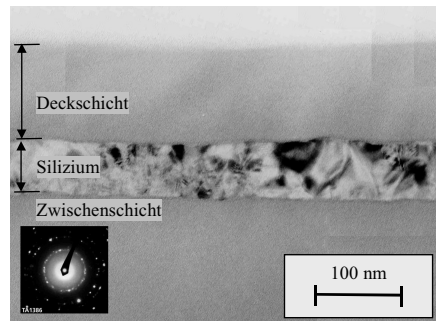


Abb. 6.32: TEM-Aufnahme im Querschnitt der getemperten Schicht B mit Deckschicht. Bei 1-facher Bestrahlung mit 600 mJ/cm^2 entstehen Korngrößen um 20 nm .

Da hier im Hochenergiedichtenbereich bearbeitet wurde (Abb. 6.14) kommt es zum vollständigen Aufschmelzen der Schicht. Beim Abkühlen entsteht eine Schichtstruktur mit Körnern, deren Durchmesser in Kapitel 5.2.2 auf Werte zwischen 15 und 70 nm abgeschätzt wurde. Die abgeschätzte Korngröße stimmt mit der tatsächlichen Korngröße von 20 nm gut überein. Sigmon berichtet ebenfalls von Körnern mit Durchmessern um 20 nm, die im Hochenergiedichtenbereich gebildet werden und durch homogene Keimbildung, ausgehend von einer unterkühlten Schmelze, entstehen [12,75].

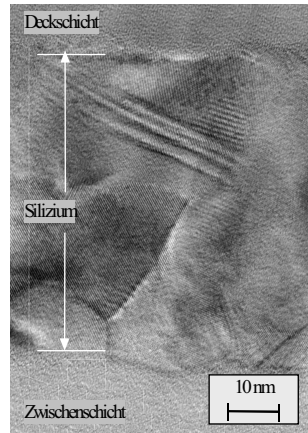


Abb. 6.33: Hochauflösungsaufnahmen im Querschnitt zeigen Körner mit einer Größe von 20 nm.

Wird dieses Schichtsystem mit $H=600 \text{ mJ/cm}^2$ 100-fach bestrahlt, kann durch Lichtmikroskopuntersuchungen an der Oberfläche das Entstehen eines Mikroreliefs festgestellt werden. Die Abb. 6.34 belegt, dass 100-fache Bestrahlung mit 600 mJ/cm^2 beim Silizium zwischen Deck- und Zwischenschicht zu einem erheblichen Massentransport führt. Dadurch kommt es in manchen Bereichen zu einer deutlichen Verdickung der Siliziumschicht, und in einigen Bereichen ist kaum mehr Silizium vorhanden. Die entstehenden Korngrößen variieren hier stark in Abhängigkeit von der Schichtdicke. Als

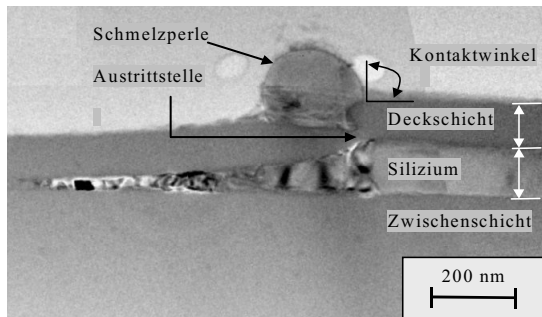


Abb. 6.34: TEM-Aufnahme im Querschnitt der getemperten Schicht B mit Deckschicht. 100-fache Bestrahlung mit 600 mJ/cm^2 führt zu Schmelz- und Transportvorgängen in der Siliziumschicht.

mögliche Ursache für diese Transportvorgänge können Schmelzbadbewegungen im Silizium (Maragoni Konvektion [94]) ausgeschlossen werden. Bei dem Schichtsystem

Zwischenschicht/Silizium/Deckschicht⁶¹ ist keine Maragonikonvektion möglich, da ein Kontakt zwischen einer festen Deckschicht und dem aufgeschmolzenen Silizium eine 'no-slip'-Bedingung darstellt [95]. Dies bedeutet, dass an den Grenzflächen Silizium/Deckschicht und Zwischenschicht/Silizium keine Schichtbewegung stattfindet.

Der beobachtete Massentransport wird durch eine Kombination von verschiedenen Effekten getrieben. Das Silizium wird beim Schichtsystem mit 105 nm dicker Siliziumdioxiddeckschicht bei Bestrahlung mit 600 mJ/cm² aufgeschmolzen. Dies belegen Temperaturberechnungen die mit dem in Kapitel 4.5.1 vorgestellten Modell durchgeführt wurden. Nach 1-facher Bestrahlung zeigt die Deckschicht eine ebene Oberfläche und das Silizium weist eine feinkörnige Struktur auf. Makroskopisch gesehen hat flüssiges Silizium aufgrund seiner Oberflächenspannung das Bestreben, sich zusammenzukugeln. Den für flüssiges Silizium auf Siliziumdioxidoberflächen charakteristischen Kontaktwinkel von 87 ° [96], findet man in Abb. 6.34 zwischen der Deckschicht und dem zu einer Schmelzperle erstarrten Silizium. Die Deckschicht war nur an der Grenzfläche Siliziumdioxid/Silizium geschmolzen⁶², sonst hätte sie sich ebenfalls wie die Siliziumschicht aufgrund von Oberflächenspannungen zusammengezogen. Da die Deckschicht nicht über die gesamte Schichtdicke geschmolzen war, wurde das Silizium somit wahrscheinlich nur etwas über die Schmelztemperatur des Deckschichtmaterials ($T_{m, SiO_2} = 1995 \text{ K}$) aufgeheizt. Durch das 100-fache Aufschmelzen finden im Silizium wiederholte Volumenänderungen statt. Diese führen an der Grenzfläche Siliziumdioxid/Silizium zu einer geringfügigen Vermischung der beiden Schichten. Dadurch erhöht sich die Oberflächenspannung im Silizium und es kommt zu den beobachteten Transportvorgängen. Die sich ergebenden Siliziumanhäufungen führen dazu, dass die darüber liegende Siliziumdioxidschicht gedehnt wurde. Die Deckschicht ist dann aufgrund zu hoher Spannungen aufgerissen, das flüssige Silizium trat aus und erstarrte zu der in Abb. 6.34 gezeigten Schmelzperle.

In Abb. 6.35 werden die in diesem Kapitel an der getemperten Schicht B ermittelten Korngrößen in Abhängigkeit von der Energiedichte zusammenfassend dargestellt und im Folgenden diskutiert:

⁶¹ Auf dem Glassubstrat befindet sich ein Schichtsystem bestehend aus einer Siliziumdioxidzwischenschicht, einer 60 nm dicken Siliziumschicht und einer 105 nm dicken Siliziumdioxiddeckschicht.

⁶² Da es zwischen der Deckschichtoberseite und der Deckschichtunterseite einen Temperaturunterschied von 200 K gibt (siehe Abb. 4.7), ist es möglich, dass die Deckschicht nur an der Grenzfläche Siliziumdioxid/Silizium aufgeschmolzen wird.

- Bei mehrmaliger Bestrahlung mit niedriger Energiedichte entsteht im Bereich von 200 bis 300 mJ/cm^2 nanokristallines Silizium mit Korngrößen zwischen 10 und 20 nm. Bei diesen Energiedichten bleibt die ursprüngliche Geometrie und Mikrotopologie der Siliziumschicht nahezu erhalten. Ausgehend vom amorphen Untergrund einer bei geringer Energiedichte nicht vollständig durchgeschmolzenen Siliziumschicht (siehe Abb. 6.26) beschreibt Boyce [26], dass Säulenwachstum der Kristallite stattfindet. Diese Beobachtung wurde in dieser Arbeit nicht gemacht.

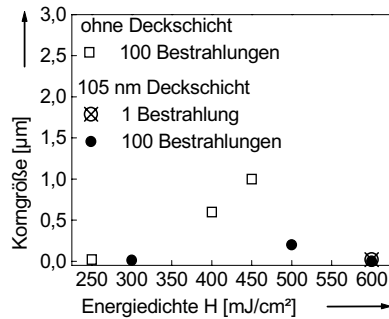


Abb. 6.35: Korngrößen in der getemperten Schicht B nach 1-facher und 100-facher Bestrahlung mit und ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte.

- Bei mehrmaliger Bestrahlung mit höheren Energiedichten im Bereich von 400 mJ/cm^2 bis 500 mJ/cm^2 erhält man eine mikrokristalline Schicht mit Korngrößen zwischen 0,2 μm und 1 μm . Die Korngrenzen verlaufen senkrecht zur Schichtoberfläche. Wird mit Energiedichten um H_{d*} kristallisiert, entstehen große Körner und es kommt zur Bildung von bis zu 200 nm hohen Hillocks an den Korngrenzen (siehe Abb. 6.28). Diese für das Schichtsystem ohne Deckschicht typische Ausbildung von Ausbuchtungen wird durch eine zusätzliche 105 nm dicke Deckschicht signifikant erschwert (siehe Abb. 6.31). Deshalb wird die Verwendung einer Deckschicht in Kapitel 7.3 zur Erhöhung der Prozesssicherheit bei der TFT-Herstellung empfohlen. Sera [24] berichtet hierzu, dass bei Schichtsystemen mit Deckschichten die Kristallite, ausgehend von beiden Grenzflächen, in der Mitte zusammenwachsen. Dieser Effekt wurde in dieser Arbeit nicht beobachtet.
- Einmalige Bestrahlung mit hoher Energiedichte im Bereich um 600 mJ/cm^2 führt ebenfalls zu einer nanokristallinen Schichtstruktur mit Korngrößen um 20 nm. Wird die Probe jedoch mehrfach bestrahlt, kommt es, zu massiven Schmelz- und Transportvorgängen in der Siliziumschicht, wobei sich drastische Dickenänderungen einstellen. Das Entstehen von Schmelzperlen kann durch das Aufbrechen der Deckschicht, mit anschließendem Austreten und Erstarren von geschmolzenem Silizium, erklärt werden.

Um zur Aufschmelztiefe von Silizium in Abhängigkeit von der Energiedichte und um zur großflächigen Homogenität der Korngrößen, speziell bei Schichtsystemen mit Deckschichten, Aussagen machen zu können, müsste eine größere Anzahl von TEM-Aufnahmen in Auf- und Seitenansicht angefertigt und untersucht werden. In keinem Fall wurden Hinweise auf die Existenz von Poren oder Rissen im Silizium und der Deckschicht gefunden. Dies deutet einerseits darauf hin, dass der Wasserstoff durch zweistündige Temperung bei 450 °C vollständig ausgetrieben wird. Andererseits bedeutet dies, dass mit einer reproduzierbaren Beschichtungstechnologie gearbeitet wird. Bemerkenswert ist darüber hinaus, dass man auch bei Proben, die mit hohen Energiedichten (600 mJ/cm²) bearbeitet wurden, eine glatte, ebene Grenzfläche zwischen dem polykristallinen Silizium und der Zwischenschicht feststellt.

6.2.4 Rauigkeit (Schicht A, B, C)

Wird das Silizium mit dem Laser bearbeitet, entsteht bei Schichtsystemen ohne Deckschichten ein Oberflächenrelief. In Kapitel 6.2.3 wurde gezeigt, dass die Ursache für dieses Relief Erhöhungen an den Korngrenzen sind [11]. Diese Hillocks können einige 100 nm hoch werden. Bei der Herstellung von TFTs im Bottom Gate oder Top Gate-Aufbau müssen weitere max. 105 nm dicke Schichten auf den Halbleiter abgeschieden werden (Abb. 2.2 und Abb. 2.3). Sind die Hillocks an der Siliziumoberfläche zu hoch, könnten sie die nachfolgende Schicht durchstoßen und evtl. zum Ausfall des TFTs führen. Deshalb ist es zur Beurteilung der Prozesssicherheit (siehe Kapitel 7.3) erforderlich zu wissen, wie sich die Höhen der Hillocks in Abhängigkeit von der Energiedichte und des Wasserstoffgehalts verhalten.

Abb. 6.31 zeigt keine Ausbildung von Hillocks bei Schichtsystemen mit 105 nm dicken Deckschichten. Die Bildung von Hillocks (Abb. 6.28) bei Schichtsystemen ohne Deckschichten kann wie folgt erklärt werden: Bei der Laserbehandlung wird das Silizium aufgeschmolzen. Flüssiges Silizium besitzt eine größere Dichte als festes Silizium (Tab. 4.3). Da die Kornränder zuletzt erstarren, wird dort das Silizium zusammengeschoben, aufgetürmt und erstarrt anschließend zu Hillocks. Die Tatsache, dass Silizium mit einer größeren Dichte zu einem weniger dichten Gefüge erstarrt, führt nicht zu Schmelzrissen sondern, zu Verspannungen innerhalb der Körner. Die Streifenstruktur in dem großen Korn in der TEM-Aufnahme von Abb. 6.21 b deutet auf diese Verspannungen hin.

Die Höhe dieser Erhebungen wird mit einem Messgerät zur Bestimmung der Rauigkeit ermittelt. Der Tastnadelradius von $5\text{ }\mu\text{m}$ des verwendeten Mikroprofilometers (Fa. Tencor) ist im Vergleich zu den in Kapitel 6.2.3 ermittelten Korngrößen (bis max. 300 nm) groß, wodurch mit der Tastnadel die maximalen Erhebungen der Kornränder gemessen wird. Die Höhe der Hillocks wird ermittelt, indem man mit dem Messkopf vom unbearbeiteten, amorphen Silizium in die kristallisierten Bereiche scannt. Der dabei bestimmte Höhenunterschied ergibt die Höhe der Hillocks.

In Abb. 6.36 wird die Höhe der Hillocks, in Abhängigkeit von der Energiedichte, an der ungetemperten, offen- und lasergetemperten Schicht B sowie an der Schicht C bestimmt. Diese Schichten wurden ausgewählt, um auch den Einfluss des Wasserstoffs auf die entstehende Hillock-Höhe zu untersuchen. Der unbestrahlte Schichtbereich ist glatt, mit Höhenunterschieden von maximal 2 nm ⁶³. Man stellt fest, dass die Hillock-Höhe mit steigender Energiedichte bis 300 mJ/cm^2 , ungefähr linear bis auf 300 nm zunimmt. Die vor der Kristallisation

durchgeführte Lasertemperung hat kaum Einfluss auf das entstehende Oberflächenrelief. Dies ist nicht verwunderlich, denn man sieht, dass selbst die wasserstofffreie Schicht C Erhebungen bis 250 nm zeigt. Bei der getemperten Schicht B kann die Hillock-Höhe auf 200 nm ermittelt werden (Abb. 6.28). Obwohl für die offengetemperte Schicht B nur ein Wert vorliegt, kann gefolgert werden, dass die entstehende Hillock-Höhe unabhängig vom Wasserstoffgehalt der Schichten ist.

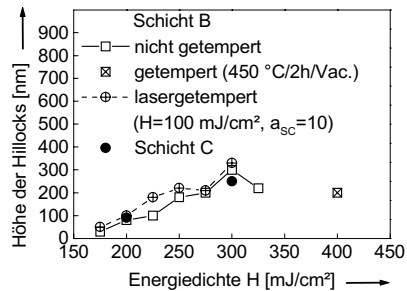


Abb. 6.36: Höhe der Hillocks an den Kornrändern bei Schichtsystemen ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte. Schicht B (getempert und ungetempert) und Schicht C.

⁶³ Dieser Wert wurde durch AFM-Analysen am Institut für Werkstoffwissenschaften der Universität Erlangen-Nürnberg ermittelt (Atomic Force Microscopy: AFM).

6.3 Dotierstoffaktivierung

Für eine gute Funktion des Transistors muss der elektrische Widerstand zwischen dem Halbleiter (Silizium) und den Source- und Drain-Metallanschlussleitungen der TFTs möglichst gering sein. Zu diesem Zweck werden in diese Bereiche (Abb. 2.2 und Abb. 2.3) 5-wertige Dotierstoffatome (wie z. B. Phosphor) implantiert, die gegenüber dem 4-wertigen Siliziumgitter ein Elektron Überschuss haben, das frei beweglich ist und somit eine hohe Leitfähigkeit und einen ohm'schen Kontakt zwischen dem Silizium und den Metallanschlüssen bewirkt (Abb. 2.4 d und Abb. 2.6 c).

Um die implantierten Phosphoratome im Silizium elektrisch leitfähig zu machen, müssen sie von unregelmäßigen Zwischengitterplätzen auf reguläre Gitterplätze befördert werden. Dazu ist ein thermischer Ausheilschritt, die sogenannte Aktivierung erforderlich. Dieser Prozessschritt erfolgt bisher in einem Temperofen. In dieser Arbeit wird die Aktivierung mit dem Laser bei Raumtemperatur und Atmosphärendruck durchgeführt.

Vor der Implantation muss auf das Silizium eine Deckschicht abgeschieden werden. Diese Schicht wird als Bremsschicht⁶⁴ benötigt. Die Implantationstiefe des Phosphors in das Silizium soll so gewählt werden, dass sich an der Grenzfläche Deckschicht/Silizium, wo später die Metallanschlüsse für Source und Drain aufgebracht werden, die maximale Dotierstoffkonzentration befindet. Die Implantationstiefe wird durch die Beschleunigungsenergie E_{Besch} am Implanter⁶⁵ eingestellt. E_{Besch} beträgt bei 55 nm und 105 nm dicken Deckschichten 50 keV bzw. 75 keV. Die Implantationsdosis, d. h. die Anzahl der Ionen pro Schichtvolumen, ist in beiden Fällen gleich und beträgt 10^{15} Ionen/cm³⁶⁶.

Bei der Ermittlung der Laseraktivierungsparameter kann das Energiefenster durch einen Farbumschlag der Schicht visuell eingegrenzt werden. Nach der Lasertemperung und -kristallisation liegt eine polykristalline Schichtstruktur vor. Diese weist eine hellgrüne Färbung auf. Durch den folgenden Ionenbeschuss bei der Phosphorimplantation

⁶⁴ Da die Phosphorionen eine zu hohe kinetische Energie besitzen müssen sie in dieser Deckschicht abgebremst werden, um nicht bis in das Glassubstrat einzudringen.

⁶⁵ Anlage zur Ionenimplantation.

⁶⁶ Die Implantation der Siliziumschichten mit Phosphorionen wurde von Dipl.-Ing. S. Maresch am Labor für Bildschirmtechnik und von Dr. W. Appel am Institut für Mikroelektronik der Universität Stuttgart durchgeführt.

wird das Silizium zu einem Großteil amorphisiert⁶⁷. Dadurch erhält es wieder seine ursprüngliche Braunfärbung. Die darauffolgende Laserbehandlung ergibt bei geringer Energie keinen Farbumschlag. Eine zu hoch gewählte Energie führt zur Schädigung der Schicht. Sie wird milchig und es entsteht eine raue Oberfläche. Bei Bearbeitung mit mittlerer Laserenergie kommt es durch Rekristallisation⁶⁷ wieder zu einem Farbumschlag nach Hellgrün. Als Auswahlkriterium für geeignete Laseraktivierungsparameter gilt die Bedingung, dass die laservorbehandelten (hellgrünen), dann implantierten (braunen) und anschließend lasergetemperten Schichtbereiche (Farbumschlag), verglichen mit den Bereichen, welche nur laservorbehandelt wurden (hellgrün), möglichst keinen Farbunterschied mehr aufweisen dürfen.

6.3.1 Bestimmung des Flächenwiderstandes (Schicht A)

In diesem Kapitel wird die lasergetemperte Schicht A für die Herstellung von integrierten a-Si und poly-Si Top Gate TFTs untersucht. Nach dem Wasserstoff-austrieb und der Kristallisation mit dem Laser⁶⁸ wird die 105 nm dicke Deckschicht abgeschieden⁶⁹, gefolgt von der Ionenimplantation und der Laseraktivierung.

Durch Widerstandsmessungen und durch Bestimmung des spezifischen Widerstandes wird anschließend der Grad der Aktivierung quantifiziert. Vor den Messungen muss jedoch zunächst die Deckschicht entfernt werden. Dies geschieht in einem Ätzschritt mit Flußsäure (HF). Bei der Widerstandsmessung werden zwei Messspitzen auf die Schicht aufgesetzt, welche einen

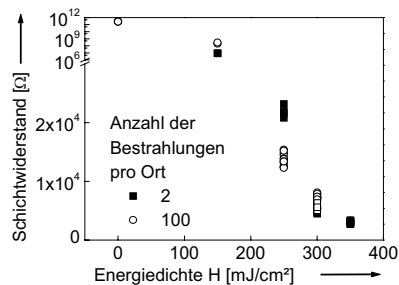


Abb. 6.37: Schichtwiderstand der Schicht A nach der Laseraktivierung in Abhängigkeit von der Energiedichte. Prozessfolge: Lasertemperatur und -kristallisation⁶⁸, 105 nm Deckschicht abscheiden, Implantation und Laseraktivierung mit $a_{\text{sc}}=2$ und 100.

⁶⁷ Dies wurde durch Raman-Streuungsmessungen, die Dipl.-Phys. R. Dassow am Institut für Physikalische Elektronik der Universität Stuttgart durchführte, bestätigt.

⁶⁸ Zur Reduzierung des Wasserstoffgehalts wurde die Lasertemperatur mit $H_1=150 \text{ mJ}/\text{cm}^2$ und $H_2=275 \text{ mJ}/\text{cm}^2$, jeweils scannend mit 490 Bestrahlungen pro Ort (Kapitel 6.1.4) durchgeführt. Die Laserkristallisation erfolgte mit $460 \text{ mJ}/\text{cm}^2$ scannend mit 10 Bestrahlungen pro Ort.

festen Abstand von 1 mm haben. Der Widerstand zwischen den beiden Messspitzen wird mit einem Multimeter gemessen. Diese Methode hat den Vorteil, dass sie einfach durchzuführen ist.

Der Abb. 6.37 ist zu entnehmen, dass der Schichtwiderstand bei zunehmender Energiedichte deutlich abnimmt. Bei 250 mJ/cm^2 ist der Widerstand, der mit 100 Bestrahlungen bearbeiteten Bereiche geringer, wie wenn nur mit 2 Bestrahlungen bearbeitet wird. Dieser Unterschied verringert sich mit zunehmender Energiedichte, bis er bei 350 mJ/cm^2 nicht mehr festzustellen ist. Bei Energiedichten über 350 mJ/cm^2 wird die Schicht geschädigt. Die effektivste Aktivierung von ionenimplantierten Bereichen erfolgt mit 350 mJ/cm^2 . Dadurch erzeugt man einen Schichtwiderstand von $3 \text{ k}\Omega$, wobei die Pulszahl bei dieser Energiedichte keine Rolle spielt.

Mit Abb. 6.39 und Abb. 6.40 wird gezeigt, dass die Phosphorkonzentration abhängig von der Schichttiefe ist. Werden die Messspitzen auf die Schicht aufgesetzt, kann es sein, dass die dünne (63 nm) Schicht durchstoßen wird. Da nicht bekannt ist, bis in welche Schichttiefen die Messspitzen vordringen, kann der spezifische Schichtwiderstand nicht mit der Messspitzenmethode bestimmt werden. Zur Bestimmung von verlässlichen Werten wird der spezifische Widerstand am selben Schichtsystem wie in Abb. 6.37 nach einer von van der Pauw [97] vorgeschlagenen Methode ermittelt⁶⁹. Um zu gewährleisten, dass der Widerstand an der Schichtoberfläche bestimmt wird, werden nach Entfernen der Siliziumoxidschicht metallische Messkontakte mit einer definierten Geometrie auf die Siliziumoberfläche aufgedampft.

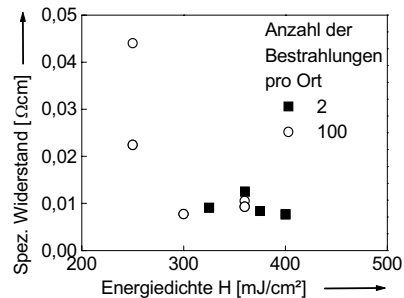


Abb. 6.38: Spezifischer Schichtwiderstand ρ_s der Schicht A nach der Laseraktivierung in Abhängigkeit von der Energiedichte. Prozessfolge wie bei Abb. 6.37.

Auch Abb. 6.38 zeigt die Abnahme des spezifischen Widerstands mit zunehmender Energiedichte. Bei der Aktivierung mit Energiedichten zwischen 300 und 400 mJ/cm^2

⁶⁹ Nach diesem Schritt müsste eigentlich die Abscheidung einer Metallschicht (Steuerelektrode) zur Maskierung für die Ionenimplantation erfolgen. Da diese Untersuchung großflächig durchgeführt werden sollte, wurde auf diesen Schritt verzichtet.

⁷⁰ Die Messungen zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes ρ_s wurden von Dipl.-Phys. R. Dassow am Institut für Physikalische Elektronik an der Universität Stuttgart durchgeführt.

erhält man die kleinsten spezifischen Widerstände, wobei es keine Rolle spielt, ob mit 2 oder 100 Bestrahlungen gearbeitet wird.

Beim Vergleich des Schichtwiderstandes (Abb. 6.37) und des spezifischen Widerstandes (Abb. 6.38) in Abhängigkeit von der Energiedichte stellt man Folgendes fest: Für Energiedichten größer als 300 mJ/cm² zeigen beide Verfahren (Messspitzenmethode und Messung nach van der Pauw) niedrige Widerstandswerte. Auch die Tatsache, dass der sich ergebende Widerstand bei Bearbeitung mit 350 mJ/cm² unabhängig von der Anzahl der Bestrahlungen ist, wird in beiden Fällen beobachtet.

Mit der Beziehung $R_{\square} = \rho_s / d$ kann der für die TFT-Herstellung relevante Flächenwiderstand berechnet werden. Dieser sollte unter 10 k Ω /□ liegen [98]. Mit dem spezifischen Widerstand $\rho_s = 0,01 \Omega\text{cm}$, den man nach Abb. 6.38 zwischen 300 und 400 mJ/cm² erreichen kann, errechnet sich der Flächenwiderstand R_{\square} der Schicht zu 1,6 k Ω /□. Dies bedeutet, dass mit dem Laser eine ausreichende Aktivierung von Phosphor-implantierten Siliziumbereichen möglich ist [99].

6.3.2 Tiefenprofile der Dotierstoffkonzentration (Schicht B)

Zunächst wird an dem Schichtsystem Deckschicht/Silizium/Zwischenschicht die Phosphorkonzentration vor der Laserbehandlung und nach einer Behandlung mit größtmöglicher Energiedichte (ohne Schichtschädigung) untersucht. Dazu wird die tiefenaufgelöste Phosphorkonzentration in der Schicht mittels Sekundärionen-Massenspektroskopie [68] (Secondary Ion Mass Spectroscopy: SIMS) bestimmt⁷¹.

Abweichend von der Prozessfolge zur Herstellung von Bottom Gate TFTs (Abb. 2.6), wird hier die amorph belassene, ofengetemperte Siliziumschicht B mit Phosphoratomen implantiert. Dies hat den Vorteil, dass die Kristallisation und Aktivierung des Siliziums gleichzeitig in einem Laserschritt erfolgen kann. Das Phosphorkonzentration-

⁷¹ Dabei wird die zu untersuchende Oberfläche einer Primärstrahlung (z.B. Ionen oder Elektronen) ausgesetzt. Der Schichtoberflächenbeschuss mit energiereichen Primärionen führt u.a. zu deren Zerstäubung. Dabei werden Sekundärteilchen aus überwiegend neutralen Atomen oder auch Molekülen emittiert. Die Sekundärionen sind aufgrund ihrer elektrischen Ladung direkt der Analyse mit einem Massenspektrometer zugänglich, in dem sie bezüglich ihres Masse / Ladungsverhältnisses getrennt und anschließend mit einem Detektor nachgewiesen werden. Der dem Verfahren inhärente Abtrag des Materials ermöglicht eine tiefenabhängige Darstellung der Elementkonzentrationen. Der Nachweis des Dopanden P erfolgt als negatives Sekundärion, angeregt durch Cs-Primärionen.

onstiefenprofil der ofengetemperten Schicht B mit 55 nm Deckschicht wird in Abb. 6.39 vor und nach der Laserbehandlung dargestellt⁷².

Die höchste P-Konzentration befindet sich beim unbehandelten Silizium 10 nm unter der Siliziumoberfläche. Nach der Bearbeitung mit 225 mJ/cm^2 findet man eine Verschiebung der maximalen P-Konzentration um weitere 5 nm in die Tiefe. An der Grenzfläche Deckschicht/Silizium nimmt die P-Konzentration durch die Laserbehandlung von $1,2 \cdot 10^{20}$ auf $1 \cdot 10^{20}$ Phosphoratom/cm³ ab, während sie innerhalb der Deckschicht gleich bleibt. Im Silizium selbst wird eine P-Konzentrationsabnahme von $1,8 \cdot 10^{20}$ (vor der Laserbehandlung) auf $1,2 \cdot 10^{20}$ Phosphoratom/cm³ festgestellt.

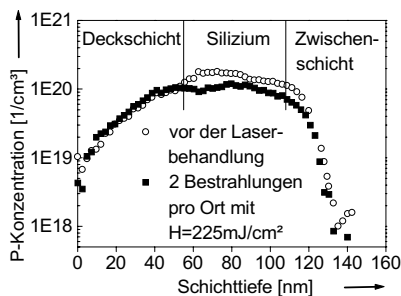


Abb. 6.39: Phosphorkonzentration der ofengetemperten Schicht B vor und nach der Laserbehandlung in Abhängigkeit von der Schichttiefe. Prozessfolge für Bottom Gate TFTs: nach der Implantation des amorphen Siliziums folgt die Kristallisation und Aktivierung gleichzeitig in einem Laserschritt.

In Abb. 6.13 ist gezeigt worden, dass die Bearbeitung mit 225 mJ/cm^2 gute Kristallinität erzeugt. Diese Energiedichte entspricht einer Bearbeitung von Schichtsystemen ohne Deckschichten mit 370 mJ/cm^2 ⁷³. In Abb. 6.38 wird gezeigt, dass die Aufheizung mit 370 mJ/cm^2 zu gut aktiviertem Silizium führt. Bei der Herstellung von Bottom Gate TFTs ist es somit möglich, die Kristallisation und die Aktivierung in einem Schritt durchzuführen. Die Schicht sollte dabei mit 225 mJ/cm^2 und 2 Bestrahlungen bearbeitet werden.

In diesem Abschnitt wird die Prozessfolge zur Herstellung von Top Gate TFTs in Anlehnung an Abb. 2.4 untersucht. Dabei wird das Schichtsystem mit geringer und größtmöglicher Energiedichte (ohne Schichtschädigung) laseraktiviert. Nach der Ofentemperung wird die Schicht mit 350 mJ/cm^2 und 10 Bestrahlungen kristallisiert. Anschließend wird die 105 nm dicke Deckschicht abgeschieden, gefolgt von der Phos-

⁷² Die SIMS-Untersuchungen wurden von Dr. G. Bilger, Mitarbeiter am Institut für Physikalische Elektronik der Universität Stuttgart durchgeführt.

⁷³ Bei Schichtsystemen mit 55 nm dicken Deckschichten (Einkoppelschicht) wird die 1,65-fache Energie eingekoppelt, als bei Schichtsystemen ohne Deckschichten (Kapitel 4.3.2).

phorimplantation. In Abb. 6.40 werden die gemessenen Tiefenprofile der P-Konzentration nach der Laseraktivierung mit 300 und 500 mJ/cm² dargestellt.

Die größte P-Konzentration befindet sich nach der Bearbeitung mit den beiden Energiedichten, wie gewünscht, an der Grenzfläche Deckschicht/Silizium. Da man für Energiedichten unter 300 mJ/cm² kaum eine Veränderung (Farbumschlag) der Siliziumschicht feststellt, wird davon ausgegangen, dass sich das P-Konzentrationsprofil direkt nach der Implantation nur wenig von dem mit 300 mJ/cm² bearbeiteten unterscheidet. Mimura [100] berichtet, dass bei der Laseraktivierung von Schichtsystemen mit Deckschicht der absolute P-Gehalt nach der Dotierstoffaktivierung mit dem Lasers konstant bleibt. Diese Messungen ergeben, dass die P-Konzentration an der Grenzfläche Silizium/Deckschicht nach der Laserbehandlung beide Male $5,2 \cdot 10^{19}$ Phosphoratome/cm³ beträgt (H=300 und 500 mJ/cm²). In der Deckschicht und in den tiefer liegenden Siliziumbereichen stellt man hingegen eine Zunahme der P-Konzentration als Funktion der Laserenergie fest. An der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht ermittelt man eine deutliche Erhöhung der P-Konzentration von $3,7 \cdot 10^{18}$ (300 mJ/cm²) auf $3,1 \cdot 10^{19}$ Phosphoratome/cm³ (500 mJ/cm²). Bei weiterer Steigerung der Energie wird die Schicht geschädigt.

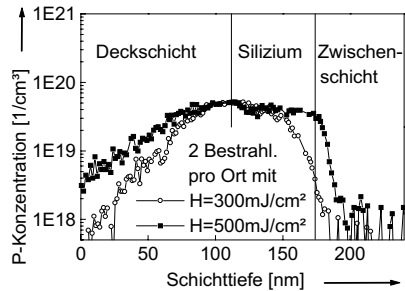


Abb. 6.40: Phosphorkonzentration der offengetemperten Schicht B in Abhängigkeit von der Schichttiefe. Prozessfolge für Top Gate TFTs: Kristallisation mit 350 mJ/cm² ($a_{sc}=10$), 105 nm Deckschicht abscheiden⁶⁹, Implantation und Laseraktivierung mit 300 bzw. 500 mJ/cm² ($a_{sc}=2$).

Wichtig ist diese Tatsache, dass bei hohen Energiedichten die Phosphorkonzentration an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht stark erhöht werden kann, wenn aus dem Schichtsystem z.B. ein Bottom Gate TFT hergestellt wird. Um eine gute Funktionsfähigkeit dieses Transistors zu erzielen, muss vermieden werden, dass links und rechts des Halbleiterkanals ein Bereich entsteht, der nicht durch die Steuerelektrode beeinflusst werden kann (Abb. 2.2). Dies ist der Fall, wenn an dieser Grenzfläche eine sehr geringe Phosphorkonzentration vorhanden ist. Deshalb muss beim Bottom Gate TFT die Phosphorkonzentration über die gesamte Schichtdicke möglichst hoch sein.

6.4 Fazit zu Kapitel 6

Die wesentlichen Inhalte und Ergebnisse dieses Kapitels sind hier noch einmal kurz aufgeführt:

- In dieser Arbeit wird die Laserbehandlung an drei verschiedenen Siliziumschichten mit unterschiedlichen Wasserstoffgehalten untersucht. Zusätzlich wird der Einfluss von 55 nm bzw. 105 nm dicken Deckschichten aus Siliziumoxid ermittelt.

Wasserstoffauftrieb

- Neben dem Herstellungsverfahren und den genauen Herstellungsparametern der Siliziumschicht, dem Wasserstoffgehalt und der Anzahl der Bestrahlungen hat auch die Dicke der Deckschicht und das Trägermaterial großen Einfluss auf die Weite des Prozessfensters H_{\min} bis H_{\max} (Abb. 6.1).
- Die Schicht A, welche von den drei untersuchten Siliziumschichten den höchsten Wasserstoffgehalt aufweist, wird zur Herstellung einer integrierten Treiberschaltung (Abb. 2.1) benötigt. Sie weist aufgrund ihres hohen Wasserstoffgehalts zunächst ein zu eng begrenztes Prozessfenster auf. In Kapitel 6.1.2 wurde eine Strategie vorgestellt, mit der geeignete Parameterkombinationen ermittelt werden können, um den Wasserstoffgehalt ausreichend zu reduzieren, danach wird die Kristallisation mit dem Laser möglich.
- Es zeigt sich, dass hinreichender Wasserstoffauftrieb, sowohl beim Schichtsystem für Top Gate TFTs (Glas/Silizium) als auch beim Schichtsystem für Bottom Gate TFTs (Glas/Metall/Oxid/Silizium), nur mit 490 Bestrahlungen möglich ist (Abb. 6.5 und Abb. 6.6).
- Die Energiedichte kann nach dem Wasserstoffauftriebsschritt so hoch gewählt werden, dass der Überlappbereich erneut aufgeschmolzen wird (Abb. 6.4 d). Dadurch verschwinden die Kristallisationsstreifen nahezu.

Kristallisation

- Wird vor der Laserkristallisation der Schichtwasserstoffgehalt im Temperofen oder mit dem Laser reduziert, kann das Kristallisationsmodell (Kapitel 6.2.1, mit den drei Energiebereichen I: Kornradius < Schichtdicke, II: Körner im μm -Bereich, III: Kornradius einige zehn nm) experimentell auch bei Schichtsystemen mit Deckschichten bestätigt werden (Abb. 6.22 und Abb. 6.35).

- Mittels Röntgenbeugungsanalyse stellt man besonders bei der lasergetemperten Schicht A Energiedichtenbereiche fest, bei denen hohe Kristallinität (wenige amorphe Korngrenzen, große Körner) beobachtet wird (Abb. 6.10).
- Wird die Probe auf 400 °C vorgeheizt, stellt man einen ähnlichen energiedichten-abhängigen Kristallinitätsverlauf fest, wie bei nicht vorgeheizten Proben. Die Verläufe verschieben sich bei $T_{\text{sub}}=400$ °C um 50 mJ/cm² zu kleineren Energiedichten (Abb. 6.9). Die Rechnungen in Kapitel 5.1 (Abb. 5.3) bestätigen dies.
- Die Röntgenbeugungsanalyse an der wasserstofffreien, laserkristallisierten Siliziumschicht C auf Glas (für polykristallines Silizium auf Polyimid) weist einen relativ weiten Energiedichtenbereich von 150 mJ/cm² mit ähnlichen Werten für die Kristallinität auf (Abb. 6.15). Deshalb wird vermutet, dass in diesem Bereich die Energiedichtenabhängigkeit der Korngrößen nicht so stark ausgeprägt vorhanden ist, wie bei den anderen Schichten.
- Mit dem Excimerlaser ist es möglich, polykristallines Silizium auf 125 µm dicken Polyimidfoliensubstraten zu erzeugen (Abb. 6.16).
- Die Kornstruktur der polykristallinen Schicht kann mittels speziellen Ätzverfahren (Abb. 6.17), sowie mit TEM-Untersuchungen in Aufsicht und im Querschnitt visualisiert werden.
- Scannende Laserbearbeitung führt bei Siliziumschichten mit hohem Wasserstoffgehalt zu Kristallisationsstreifen (Abb. 6.24). Wird ohne geeignete Vorbehandlung zur Reduzierung des Wasserstoffgehalts (mittels Laser oder im Temperofen) das Silizium bearbeitet, kommt es im Bereich der Kristallisationsstreifen zur Schichtschädigung (Abb. 6.24 b).
- Wird die Schichtstruktur im Querschnitt untersucht, stellt man Materialanhäufungen (sogenannte Hillocks) an den Korngrenzen fest (Abb. 6.28). Die Höhe dieser Hillocks ist unabhängig vom Wasserstoffgehalt der Schicht (Abb. 6.36). Bei Schichtsystemen mit Deckschichten wird das Entstehen von Hillocks unterdrückt (Abb. 6.31).
- Wiederholte Bestrahlung bei hoher Energiedichte führt bei Schichtsystemen mit Deckschichten zu Schmelz- und Transportvorgängen in der Siliziumschicht (Abb. 6.34). Es wird vermutet, dass das Silizium bei Bestrahlung mit 600 mJ/cm² über die Schmelztemperatur des Deckschichtmaterials ($T_{\text{m, SiO}_2}=1995$ K) aufgeheizt wird. Bei 100-facher Bestrahlung kommt es zu einer geringfügigen Vermischung der beiden Schichten. Dadurch erhöht sich die Oberflächenspannung im Silizium und

es kommt zu den beobachteten Transportvorgängen. Die durchgeführten Rechnungen erhärten diese Vermutung (Abb. 5.2).

- Laterales Kornwachstum (Kapitel 6.2.1) findet man bei der lasergetemperten Schicht A bei 480 mJ/cm^2 in einem engen Energiedichtenbereich von $\pm 10 \%$ (Abb. 6.21).
- Scannende Bearbeitung mit 10-facher Bestrahlung führt bei der Peak-Energiedichte H_d^* zu einer homogenen Korngrößenverteilung (Abb. 6.22).
- Die Ergebnisse zeigen eindeutig, dass die Schicht A hervorragend geeignet ist, um eine integrierte Treiberschaltung auf Polyimidfolie (Kapitel 2.1) herzustellen. Die Laserparameter für die Reduzierung des Schichtwasserstoffgehaltes können mit der in Kapitel 6.1.2 beschriebenen Methode ermittelt werden. Röntgenbeugungsanalysen und TEM-Untersuchungen eignen sich für die Bestimmung der Laserparameter zur Erzeugung der gewünschten Korngrößen. Diese Analysemethoden können auch zur Prozesskontrolle bei der Bauteilproduktion eingesetzt werden (Abb. 6.10 und Abb. 6.21).

Dotierstoffaktivierung

- Selbst bei der Bearbeitung mit maximal möglicher Laserenergie (ohne Schichtschädigung) verändert sich die Phosphorkonzentration an der Grenzfläche Deckschicht/Silizium kaum (Abb. 6.39 und Abb. 6.40). Bei 55 nm dicken Deckschichten verringert sich die Phosphorkonzentration gleichmäßig über die gesamte Schichttiefe (Abb. 6.39). Bei 105 nm dicken Deckschichten erzielt man an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht mit hohen Laserenergien eine deutliche Phosphorkonzentrationszunahme (Abb. 6.40).
- Ausreichende Aktivierung von ionenimplantierten Schichtbereichen ist mit dem Excimerlaser mit 350 mJ/cm^2 möglich, wobei für diesen Prozessschritt zwei Bestrahlungen ausreichen (Abb. 6.37 und Abb. 6.38). Zur Ermittlung dieser Energiedichte muss nicht die aufwendige Methode nach van der Pauw angewendet werden, sondern es ist ausreichend, den Schichtwiderstand mit einem Multimeter und zwei Messspitzen mit festem Abstand zu messen.
- Man erhält durch die Laseraktivierung einen für die TFT-Herstellung ausreichend niedrigen Flächenwiderstand der Schicht von $R_{\square} = 1,6 \text{ k}\Omega/\square$.

7 Musterbauteile auf Glassubstraten mit laserkristallisiertem Halbleiterkanal

Für die Herstellung eines Dünnschichttransistors, wie er in Abb. 7.1 zu sehen ist, sind mehrere Sputter-, CVD-, Implantations- und photolithographische Prozessschritte erforderlich (Kapitel 2.3).

In Kapitel 7.1 und 7.2 werden Musterbauteile im Bottom Gate und Top Gate TFT-Aufbau vorgestellt (Kapitel 2.3.2 und 2.3.1). Diese sind aus den in Kapitel 6.2 diskutierten Schichtsystemen mit bzw. ohne Deckschichten entstanden. Mit den photolithographischen Schattenmasken (Kapitel 2.3) und speziellen Strukturierungsverfahren konnten TFT-Serien mit polykristalliner Halbleiterschicht hergestellt werden⁷⁴.

Zur Beurteilung der verbesserten elektrischen Eigenschaften der laserkristallisierten Halbleiterschicht dient die TFT-Feldeffektbeweglichkeit μ_F . Diese Größe wird nach der von Mörsch [101] beschriebenen Methode aus Transistorkennlinien von Musterbauteilen berechnet.

Um die Auswirkungen der durch Laserbehandlung erzeugten Kristallinität und der Korngrößen auf die TFT-Eigenschaften vergleichend zu untersuchen, werden die

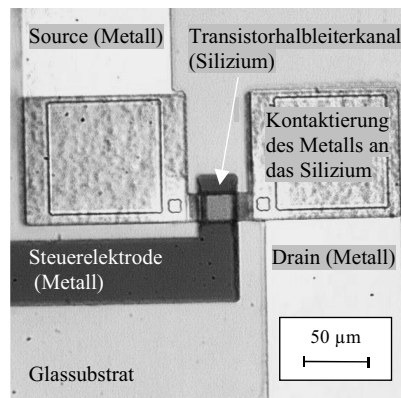


Abb. 7.1: Lichtmikroskopaufnahme eines Bottom Gate TFTs auf Glas (Aufsicht). Man sieht den laserkristallisierten Siliziumhalbleiterkanal, die Steuerelektrode, sowie die Source- und Drain-Anschlüsse und deren Kontaktierungen an das phosphorimplantierte und laseraktivierte Silizium (siehe Abb. 2.2).

⁷⁴ Diese TFTs sind von Dipl.-Ing. S. Maresch, wissenschaftlicher Mitarbeiter am Labor für Bildschirmtechnik der Universität Stuttgart, im Rahmen seiner Dissertation hergestellt worden. Auch die Messung und Auswertung von Kennlinien zur Berechnung der TFT-Feldeffektbeweglichkeit μ_F wurden von ihm durchgeführt.

XRD-Peak-Flächen (Kapitel 6.2.2), die Korngrößen (Kapitel 6.2.3) und die von Marresch ermittelten TFT-Feldeffektbeweglichkeiten zusammen dargestellt.

In Kapitel 7.3 werden die Laserparameter zusammengefasst, welche zur Herstellung einer integrierten Treiberschaltung geeignet sind (a-Si- und poly-Si-TFTs, Kapitel 2.1). Zur Erhöhung der Prozesssicherheit bei der TFT-Herstellung wird die Abscheidung einer Siliziumoxiddeckschicht vor der Laserkristallisation diskutiert. Im Anschluss daran wird die Prozessdauer für die Laserschritte zur Herstellung einer integrierten Treiberschaltung abgeschätzt (Kapitel 7.3.3). Danach folgt eine Beurteilung der in dieser Arbeit angewendeten Analyseverfahren zur Ermittlung von geeigneten Laserparametern (Kapitel 7.4).

7.1 Top Gate TFTs

Die Herstellung der Top Gate TFTs erfolgte in Anlehnung an die in Abb. 2.4 dargestellten Prozessschritte. Abweichend davon wurde der Wasserstoffgehalt in der Schicht durch zweistündige Ofentemperatur bei 450 °C unter Vakuum verringert. Die Laserkristallisation der Schicht B (ohne Deckschicht) erfolgt anschließend scannend mit 10-facher Bestrahlung. Erst danach wurde der Steuerisolator abgeschieden. Die Aktivierung der ionenimplantierten Bereiche wurde ebenfalls scannend mit 300 mJ/cm² und 10-facher Bestrahlung durchgeführt (Abb. 6.38)⁷⁵.

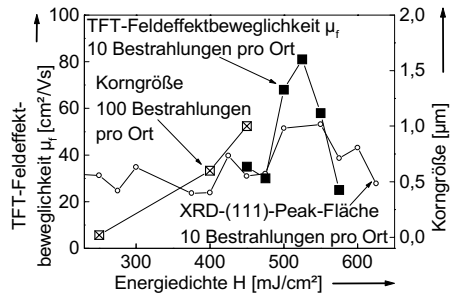


Abb. 7.2: Feldeffektbeweglichkeit μ_F von Top Gate TFTs, Korngröße und XRD-Peak-Fläche der ofengetemperten Schicht B ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte ($a_{sc}=10$ bzw. 100).

In Abb. 7.2 werden die TFT-Feldeffektbeweglichkeit von Top Gate TFTs, die Korngröße und die XRD-Peak-Fläche in Abhängigkeit von der Energiedichte dargestellt.

⁷⁵ In Abb. 6.38 wurde gezeigt, dass für den Prozessschritt zur Aktivierung von ionenimplantierten Bereichen bei 350 mJ/cm² eine 2-fache Bestrahlung ausreichend ist.

Die XRD-Peak-Fläche und die Feldeffektbeweglichkeit zeigen für 10 Bestrahlungen einen ähnlichen Verlauf. Beide Größen haben bei 525 mJ/cm² ein Maximum. Zwischen 425 und 600 mJ/cm² zeigt die Röntgenbeugungsanalyse hervorragende Kristallinität an. Die Energiedichten, mit denen man gut funktionierende Top Gate TFTs herstellen kann, befinden sich also zwischen 450 und 575 mJ/cm².

Bei der Untersuchung der Korngrößen stellt man nach 100-facher Bestrahlung mit 250 mJ/cm² fest, dass man eine nanokristalline Struktur mit Korndurchmessern um 20 nm erzeugt. Mit 400 und 450 mJ/cm² erhält man Körner mit einem Durchmesser von 0,6 bzw. 1 µm. Im Energiebereich, in dem geringe XRD-Peak-Flächen gemessen werden, entsteht eine nanokristalline Schicht. Registriert man zunehmende XRD-Peak-Flächen, wird auch das Entstehen größerer Körner beobachtet. Da die Korngrößen für Energiedichten etwas unter dem XRD-Peak für 100-fache Bestrahlung bestimmt worden sind, wird erwartet, dass bei Energiedichten um 500 mJ/cm² noch größere Körner entstehen.

Die Feldeffektbeweglichkeit μ_F von TFTs, bei denen die Halbleiterschicht aus amorphem Silizium besteht, beträgt ungefähr 0,7 cm²/Vs [102,107]. TFTs, die mit laserkristallisierter Halbleiterschicht aufgebaut wurden (Abb. 7.2), zeigen deutlich höhere Beweglichkeiten. Die Feldeffektbeweglichkeiten der TFTs im Top Gate-Aufbau nehmen von 30 cm²/Vs bei 450 mJ/cm² auf 81 cm²/Vs bei 525 mJ/cm² zu. Bei 575 mJ/cm² nimmt die Beweglichkeit wieder auf 25 cm²/Vs ab. Ausgehend von der Energiedichte, die zur maximalen Feldeffektbeweglichkeit führt, ergibt eine Variation der Energiedichte von ± 10 % eine über 50 % geringere Feldeffektbeweglichkeit. Bei hohen Energiedichten nehmen sowohl die Feldeffektbeweglichkeiten und die ermittelten XRD-Peak-Flächen, als auch die Korngrößen ab⁷⁶.

7.2 Bottom Gate TFTs

Die Herstellung der Bottom Gate TFTs erfolgte in Anlehnung an die in Abb. 2.6 dargestellten Prozessschritte. Abweichend davon erfolgte zunächst die Abscheidung der 55 nm dicken Deckschicht. Anschließend wurde der Wasserstoffgehalt der Schicht (wie beim Top Gate TFT in Kapitel 7.1) durch zweistündige Ofentemperung bei 450 °C unter Vakuum verringert. Die Laserkristallisation der Schicht B wurde scannend

⁷⁶ In Abb. 6.32 wurde an einem Schichtsystem mit Deckschicht gezeigt, dass sich bei Laserbehandlung mit 1-facher Bestrahlung bei 600 mJ/cm² eine nanokristalline Schichtstruktur mit Korngrößen um 20 nm ausbildet.

mit 10-facher Bestrahlung durchgeführt. Die Aktivierung der ionenimplantierten Bereiche erfolgte ebenfalls scannend mit 205 mJ/cm² und 100-facher Bestrahlung.

In Abb. 7.3 werden die XRD-Peak-Fläche und die TFT-Feldeffektbeweglichkeit von Bottom Gate TFTs in Abhängigkeit von der Energiedichte dargestellt. Zwischen 150 und 250 mJ/cm² zeigt die Röntgenbeugungsanalyse gute Kristallinität. Funktionierende Bottom Gate TFTs konnten aus Schichten hergestellt werden, die mit Energiedichten zwischen 180 und 240 mJ/cm² bearbeitet wurden. In dem Energiebereich, in welchem die XRD-Analyse zunehmende Kristallinität anzeigt (175

mJ/cm²), konnten TFTs mit Beweglichkeiten von $\mu = 10$ cm²/Vs hergestellt werden. Bei Steigerung der Energiedichte auf 225 mJ/cm² nimmt die Beweglichkeit auf $\mu = 38$ cm²/Vs zu. Bei 240 mJ/cm² entstehen nur noch Bauteile mit geringen Beweglichkeiten. Die größte XRD-Peak-Fläche erhält man für die Kristallisation mit 10-facher Bestrahlung zwischen 200 und 225 mJ/cm². Diese Energiedichte führt auch zu den besten Bottom Gate TFT-Feldeffektbeweglichkeiten dieser Arbeit. Eine weitere Steigerung der Energie um 10 % reduziert die Beweglichkeit um 90 %, eine 10 % geringere Energie verringert die Feldeffektbeweglichkeit um 10 %.

Die in Abb. 7.3 gezeigten Ergebnisse der Röntgenbeugungsanalyse wurden an einem Schichtsystem ohne Metallschicht ermittelt. Beim Bottom Gate TFT befindet sich jedoch, wie in Abb. 2.2 zu sehen ist, noch die Steuerelektrode aus Metall unter dem Silizium und dem Steuerisolator. Da die XRD-Peak-Flächen und die Feldeffektbeweglichkeit ähnliche Verläufe zeigen und bei den gleichen Energiedichten die größten Werte (Abb. 7.3) festzustellen sind, wird gefolgert, dass es bei der XRD-Analyse zur Ermittlung der Peak-Energiedichte H_{d*} keine Rolle spielt, ob sich bei der Laserbehandlung eine Metallschicht unter dem Silizium und dem Steuerisolator befindet oder nicht.

Vergleicht man die Feldeffektbeweglichkeiten der Top Gate TFTs (Abb. 7.2) mit denen der Bottom Gate TFTs (Abb. 7.3) dann stellt man fest, dass mit dem Top Gate-

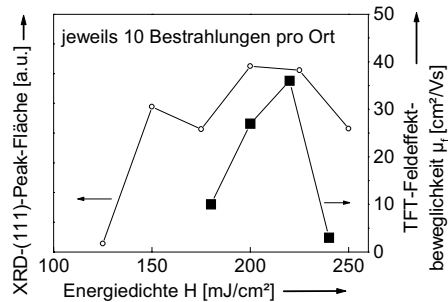


Abb. 7.3: Feldeffektbeweglichkeit μ_F von Bottom Gate TFTs und XRD-Peak-Fläche der ofengetemperten Schicht B mit 55 nm Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte ($a_{sc}=10$).

Aufbau die besseren Musterbauteile hergestellt werden können, als mit dem Bottom Gate-Aufbau. Wird die Siliziumschicht mit einem XeCl-Excimerlaser kristallisiert, dessen Pulsdauer 210 ns beträgt, dann weisen die Top Gate TFTs ebenfalls eine höhere Beweglichkeit auf [103]. Dies kann durch die Temperaturbelastung der Grenzfläche Silizium/Steuerisolator erklärt werden. Vergleicht man die beiden Prozessfolgen in Abb. 2.4 und Abb. 2.6 miteinander, so sieht man, dass der Steuerisolator beim Top Gate TFT abgeschieden wird, nachdem das Silizium kristallisiert wurde, wohingegen sich beim Bottom Gate TFT-Aufbau der Steuerisolator unter der Siliziumschicht befindet. Die hohe Temperatur, die beim Schmelzvorgang auftritt (siehe Abb. 5.2), kann zu einer Beschädigung dieser Grenzfläche und somit zu schlechteren Transistoreigenschaften führen. Nach Lüder [104] ist die Top Gate Struktur günstiger als die Bottom Gate Version, weil die Bestrahlung bei der untersten Schicht erfolgen kann, wo die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten vieler TFT-Schichten eines Top Gate TFTs (Abb. 2.3) noch keine Rolle spielen. Eine weitere Erklärung folgt aus dem Aufschmelzen der Siliziumschicht von der Lasereintrittseite, sodass beim Top Gate TFT an der Grenzfläche Steuerisolator/Silizium auf jeden Fall polykristallines Silizium entsteht. Dies ist beim Bottom Gate TFT nicht immer der Fall. Wenn z. B. das Silizium nicht vollständig aufgeschmolzen wird, bleiben einzelne Schichtbereiche an der Grenzfläche Steuerisolator/Silizium amorph. Dies führt wegen der niedrigeren Elektronenbeweglichkeit in amorphem Silizium, gemittelt über den gesamten TFT, zu einer geringeren Beweglichkeit.

7.3 Integrierte Treiberschaltung

In diesem Kapitel werden die geeigneten Laserparameter zur Herstellung von Bottom Gate TFTs aus der lasergetemperten Schicht A ermittelt. Für die Herstellung einer integrierten Treiberschaltung (siehe Kapitel 2.1) ist dieses Transistorkonzept aus prozesstechnischen Gründen vorteilhafter⁷⁷. Diese Transistorart wird auch von Sera [7] und Matsumura [105] für integrierte Bauteile empfohlen.

Die für die Treibertransistoren ausreichende Feldeffektbeweglichkeit von ca. 10 cm²/Vs [106] wird mit dem Bottom Gate TFT-Aufbau erreicht. Man erhält diese Be-

⁷⁷ Für die gute Funktion der TFTs mit amorpher Halbleiterschicht (Bildpunkt-TFTs) ist ein Überlapp zwischen den Metallkontakten und der Steuerelektrode erforderlich. Dieser Überlapp kann beim Bottom Gate TFT relativ einfach durch Rückseitenbelichtung (wobei die Steuerelektrode als Schattenmaske dient) erzeugt werden.

weglichkeit im Energiebereich, in dem mit der Röntgenbeugungsanalyse zunehmende Kristallinität gemessen wird (Abb. 7.3).

Zur Realisierung einer integrierten Treiberschaltung mit Bottom Gate TFTs ist eine ähnliche Vorgehensweise, wie in Abb. 2.6 vorgestellt worden ist, möglich. Zunächst wird als Halbleiterschicht Silizium mit hohem Wasserstoffgehalt abgeschieden (a-Si:H-Schicht bzw. Schicht A). Die Abscheideparameter der Siliziumschicht A mit hohem Wasserstoffgehalt haben sich zur Herstellung von a-Si TFTs bewährt [107]. Es ist jedoch ohne geeignete Vorbehandlung nicht möglich, dieses Silizium mit dem Laser umzuwandeln. In den Randbereichen der Glasplatte, wo die schnellen Treibertransistoren entstehen sollen, wird deshalb lokal der Wasserstoffgehalt im Silizium mit dem Laser reduziert, sodass das Silizium dort lokal kristallisiert werden kann. Die Bereiche, in denen die Bildpunkt-TFTs hergestellt werden, bleiben unbearbeitet. Sie sind deshalb noch amorph, haben einen hohen Wasserstoffgehalt und bieten gute Voraussetzungen für die Herstellung von a-Si TFTs. Im Folgenden werden die Laserparameter diskutiert, welche zur TFT-Herstellung geeignet sind.

7.3.1 Geeignete Laserparameter für homogene elektrische Eigenschaften

Bei der untersuchten Schicht A wurde zunächst der Wasserstoffgehalt im Silizium mit den in Kapitel 6.1.4 ermittelten Laserparametern reduziert. Anschließend folgt die Kristallisation zum Vergleich mit einer und mit 10 Bestrahlungen.

Abb. 7.4 zeigt die Korngrößen und die XRD-Peak-Flächen in Abhängigkeit von der Energiedichte. Die Röntgenbeugungsanalysen zeigen mit zunehmender Energiedichte einen eindeutigen Anstieg der XRD-Peak-Fläche. Der Energiebereich zwischen 460 und 520 mJ/cm² zeigt eindeutig erhöhte Kristallinität mit einem Maximum bei 500 mJ/cm². Bei höherer Energiedichte stellt man deutlich abnehmende Kristallinität fest.

Einen ähnlichen Verlauf zeigen die erzeugten Korngrößen. Das Entstehen großer Körner findet im Energiedichtenbereich zwischen 440 und 520 mJ/cm² statt. Man erhält bei 480 mJ/cm² Körner mit einem Durchmesser zwischen 0,2 und 2 µm. Wird eine scannende Bearbeitung mit 10-facher Bestrahlung durchgeführt, verbessert sich die Korngrößenhomogenität, da die kleinen Körner verschwinden.

Der XRD-Verlauf von Top Gate TFT-Schichtsystemen (ohne Metallschicht) korreliert mit den Feldeffektbeweglichkeiten von Bottom Gate TFTs (mit Metallschicht) (Abb. 7.3). Somit ist zu erwarten, dass man die größten Feldeffektbeweglichkeiten bei Bottom Gate TFTs, die aus Schicht A hergestellt werden, bei der Kristallisation mit Energiedichten um 480 mJ/cm^2 erhält.

Ein wichtiges Kriterium zur Beurteilung der TFTs ist die großflächige Homogenität der elektrischen Ei-

genschaften. Die Energiedichte, mit der die angestrebten Korngrößen von ungefähr 200 nm hergestellt werden (siehe Diskussion in Kapitel 2.3.1.2), findet man in Abb. 7.4 mit der an die Korngrößenwerte angepassten Kurve, bei 430 mJ/cm^2 und bei 520 mJ/cm^2 (um zu vermeiden, dass unter Serienproduktionsbedingungen eine zu starke Materialaufheizung (Tab. 5.1) die Schicht schädigt (Abb. 6.34), sollte die geringere Energiedichte verwendet werden). Bei der Auswahl der geeigneten Laserenergie muss einkalkuliert werden, dass der Bearbeitungsprozess nicht mit gleichbleibender Energie stattfindet. Die anlagenspezifischen Energieschwankungen von $\pm 7,9 \%$ am Werkstück (Kapitel 3.1 und 3.2), führen bei 430 mJ/cm^2 (200 nm -Körner) zu einer breiten Korngrößenverteilung. Es entsteht eine Schichtstruktur mit Korndurchmessern zwischen 140 und 700 nm . Wegen der Korrelation zwischen der Korngröße und den TFT-Feldeffektbeweglichkeiten (Kapitel 7.1 und 7.2), führt diese Korngrößeninhomogenität zu einer unerwünschten Streuung der Transistoreigenschaften.

Um ein Schichtmaterial zu erzeugen, das eine großflächige Homogenität der elektrischen Eigenschaften aufweist, muss nach der Wasserstoffreduzierung (mit den in Kapitel 6.1 ermittelten Laserparametern) der Kristallisationsprozess mit 390 mJ/cm^2 und 10-facher Bestrahlung durchgeführt werden. Mit diesen Laserparametern erzeugt man die angestrebte Schichtstruktur mit Korndurchmessern von $190 \pm 10 \text{ nm}$ (Abb. 7.4). Da keine nennenswerten Korngrößeninhomogenitäten zu erwarten sind, werden die mit

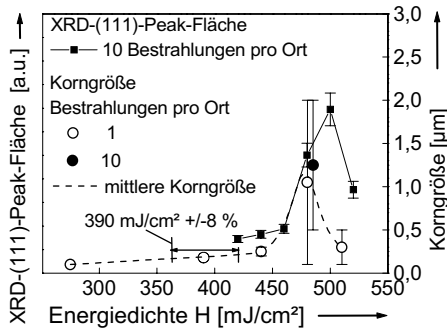


Abb. 7.4: XRD-Peak-Fläche und Korngröße der lasergetemperten Schicht A ohne Deckschicht in Abhängigkeit von der Energiedichte (Wasserstoffreduzierung mit dem Laser nach Kapitel 6.1.4).

diesem Silizium hergestellten TFTs eine gleichmäßige und ausreichend hohe Feldefektbeweglichkeit zeigen.

Die Laserparameter der drei laserbasierten Prozessschritte zur Herstellung einer integrierten Treiberschaltung mit Bottom Gate TFTs auf Glasplatten werden in Tab. 7.1 zusammengefasst.

Prozessschritt	Energiedichte [mJ/cm ²]	Anzahl der Bestrahlungen pro Ort
Wasserstoffaustrieb 1	175	490
Wasserstoffaustrieb 2	300	490
Kristallisation	390	10
Aktivierung	350	2

Tab. 7.1: Geeignete Laserparameter zur Herstellung einer integrierten Treiberschaltung mit Bottom Gate TFTs auf Glassubstraten.

7.3.2 Maßnahmen zur Erhöhung der Produktionsausbeute

Für die Treiberschaltung zur Ansteuerung der Bildpunkt-TFTs (Kapitel 2.1) werden pro Bildschirmzeile 8 Transistoren benötigt [99,106]. Besteht der Bildschirm z. B. aus 240 Zeilen (QVGA), müssen alle der fast 2000 TFTs voll funktionsfähig sein, da ansonsten die gesamte obere Glasplatte (Abb. 2.1) des Bildschirms unbrauchbar wird. Um einen Ausfall der TFTs zu verhindern, müssen deshalb jegliche Störeinflüsse unterdrückt werden.

Nach der Laserbehandlung von Schichtsystemen ohne Deckschicht wurden Materialanhäufungen mit bis zu 300 nm Höhe beobachtet (Abb. 6.28). Da die TFTs aus 60 bis 120 nm dicken Schichten aufgebaut werden, können diese von den Hillocks durchstoßen werden und einen Ausfall der Transistoren oder eine Beeinträchtigung deren Funktion verursachen. Um dies zu vermeiden, besteht die Möglichkeit, vor der Kristallisation eine für die Laserstrahlung transparente Deckschicht abzuscheiden. Dadurch kann die Entstehung von Hillocks an den Korngrenzen verhindert werden (siehe Abb. 6.31). Da bei den TFTs in jedem Fall als Bremsschicht für die Ionenimplantation eine Deckschicht benötigt wird, wird im Folgenden untersucht, welche Schichtdicke gewählt werden soll.

Die Energie- und Intensitätsschwankungen (Abb. 3.4 und Abb. 3.8) der verwendeten Bearbeitungsstation ($\pm 7,9\%$) sollten das Bearbeitungsergebnis so wenig wie möglich

beeinflussen. Deshalb muss ein Schichtsystem verwendet werden, bei dem für die Laserbearbeitung ein möglichst großes Prozessfenster zur Verfügung steht.

Beim Schichtsystem mit 55 nm Deckschicht hat sich gezeigt, dass Transistoren bei $210 \pm 30 \text{ mJ/cm}^2$ hergestellt werden können (Abb. 7.3). Die Kristallisation des Schichtsystems ohne Deckschicht sollte mit $525 \pm 50 \text{ mJ/cm}^2$ erfolgen (Abb. 7.2). Um ähnlich große Körner zu erzeugen, muss jedoch bei Schichtsystemen mit 105 nm dicker Deckschicht 25 bis 40 % mehr Laserenergie aufgebracht werden (Abb. 6.26, Abb. 6.29 und Abb. 6.1). Dieses Schichtsystem müsste man deshalb mit $660 \pm 60 \text{ mJ/cm}^2$ bzw. $735 \pm 70 \text{ mJ/cm}^2$ bearbeiten. Somit erhält man bei dicken Deckschichten (105 nm) mit $\pm 10 \%$ ein kleineres Prozessfenster als bei Schichtsystemen mit 55 nm dünnen Deckschichten ($\pm 15 \%$). Auch die Röntgenbeugungsanalysen zeigen für das Schichtsystem mit 55 nm dicker Deckschicht ($\pm 25 \%$) im Vergleich zu Schichtsystemen mit 105 nm dicker Deckschicht ($\pm 20 \%$) für 10-fache Bestrahlung einen relativ größeren Energiebereich, in dem erhöhte Kristallinität festzustellen ist (Abb. 6.13 und Abb. 6.14).

Folglich sollte vor der Kristallisation eine 55 nm dicke Deckschicht abgeschieden werden. Da die Nachfrage nach stets größeren Bildschirmen besteht, braucht man immer größere Strahllängen für die Schichtumwandlung. Bei gleichbleibender Energiedichte werden dann stärkere Laser benötigt. Deshalb ist die Tatsache, dass diese Einkoppelschicht auch zur Erhöhung der Prozesssicherheit führen kann, von Vorteil. Da für die Bearbeitung von Schichtsystemen mit Einkoppelschichten geringere Laserenergie-dichten benötigt werden, ist mit demselben Laser und gleich bleibender Strahlbreite eine Skalierung der Strahllänge möglich⁷⁸.

7.3.3 Ermittlung der Taktzeit für die Laserbearbeitung

In diesem Abschnitt wird die Gesamtdauer der Laserprozesse zur Herstellung einer integrierten Zeilentreiberschaltung am Rand eines 5-Zoll-Bildschirms mit 240 Zeilen (QVGA) abgeschätzt. Mit welcher Kanalbreite die Transistoren für die Treiberschaltung ausgelegt werden müssen, ist abhängig von der Beweglichkeit des Siliziums. Wird von einer Beweglichkeit zwischen 30 und 50 cm^2/Vs ausgegangen, benötigt man nach [106] eine kristalline Fläche von ca. $80 \times 0,4 \text{ mm}^2$. Es wird jedoch erwartet, dass

⁷⁸ Es gibt inzwischen Excimerlaser mit einer hohen Strahlenergie von bis zu 15 J (Fa. Sopra, Frankreich). Da deren maximale Pulsfolgefrequenz jedoch 0,2 Hz beträgt, sind diese Laser für den Wasserstoffaustrieb (wo viele Bestrahlungen erforderlich sind) nicht geeignet.

mit den in Tab. 7.1 vorgeschlagenen Prozessparametern etwas geringere Beweglichkeiten erzielt werden. Die Transistoren müssen dann etwas breiter ausgelegt werden⁷⁹. Im Folgenden wird deshalb von einer umzuwandelnden Fläche von 80x2 mm² ausgegangen. Da der Laserstrahl am Werkstück 125 mm lang ist, kann diese Fläche mit einem eindimensionalen Bearbeitungs-Scan umgewandelt werden. Bei der Abschätzung der Prozessdauer wird von einer Laserstrahlbreite von 0,5 mm und einer Pulsfolgefrequenz von 150 Hz ausgegangen. Die Bearbeitung erfolgt mit kontinuierlichem Vorschub (Kapitel 3.4.2).

In Tab. 7.2 werden die einzelnen Prozessschritte aufgelistet und die dafür benötigte Dauer angegeben. Aus dieser Abschätzung ergibt sich eine gesamte Prozessdauer von 15 Minuten. Man sieht, dass die Prozessdauer für die Kristallisation und die Aktivierung deutlich unter der für den Wasserstoffaustrieb liegt.

	Prozessschritt	Dauer [s]
1	Substrat einschleusen, Justiermarken anfahren und Substrat ausrichten	150
2	Evakuieren der Prozesskammer auf 10 ⁻⁵ mbar	300
3	Wasserstoffaustrieb 1 ($a_{SC}=490$)	13,1
4	Wasserstoffaustrieb 2 ($a_{SC}=490$)	13,1
5	Kristallisation ($a_{SC}=10$)	0,3
6	Substrat ausschleusen ⁸⁰	120
7	Substrat einschleusen, Justiermarken anfahren und Substrat ausrichten	150
8	Aktivierung ($a_{SC}=2$)	0,1
9	Substrat ausschleusen	120
Gesamtdauer der Laserbearbeitung		866,6

Tab. 7.2: Ermittlung der Prozessdauer für die Umwandlung einer Siliziumfläche von 80x2 mm² zur Herstellung einer integrierten Zeilentreiberschaltung auf Glassubstraten.

Wenn zum Einsparen von Prozesszeit kein Wasserstoffaustrieb mit dem Laser oder in einem Temperofen durchgeführt werden soll, gibt es die im Folgenden beschriebenen zwei Möglichkeiten: Entweder werden die Abscheideparameter der Siliziumschicht dahingehend optimiert, dass weniger Wasserstoff in die Schicht eingebaut wird und die Laserkristallisation ohne vorhergehenden Wasserstoffaustriebsschritt durchgeführt werden kann, oder man verwendet als Ausgangsmaterial die Schicht B⁸¹. Allerdings ist

⁷⁹ Ansonsten wird wegen der kürzeren Selektionszeiten der Farbkontrast des Bildschirms schlechter [106].

⁸⁰ Da die Dotierstoffimplantation in einer separaten Anlage durchgeführt wird, muss das Substrat für diesen Prozess aus der Bearbeitungskammer genommen werden.

⁸¹ Unter der Annahme, dass diese Schicht auch für a-Si TFTs geeignet ist (d. h. TFTs mit geringem I_{off} hergestellt werden können).

es bei der Schicht B notwendig, die Laserbearbeitung ohne Substratvorschub durchzuführen (Abb. 6.24 b). Bei der Kristallisation mit 300 mJ/cm^2 entstehen Körner mit einem Durchmesser unter 200 nm (Abb. 6.25). Bei einer Bearbeitung mit der Peak-Energiedichte $H_d=250 \text{ mJ/cm}^2$ (Abb. 6.11) werden noch etwas größere Körner erwartet. Somit sollten poly-Si TFTs mit ausreichend hoher Feldeffektbeweglichkeit hergestellt werden können. Die Prozesskammer müsste nicht evakuiert und das Silizium nicht mit vielen Bestrahlungen bearbeitet werden. Dadurch verringerte sich die Prozesszeit auf 10 Minuten.

Problematisch ist jedoch, dass die TFTs bei der Treiberschaltung nicht in einem festen Raster angeordnet sind. Dadurch ist es nicht zu vermeiden, dass Kristallisationsstreifen (Abb. 6.24 b) - in denen Schichtschädigung stattfindet - durch die TFTs verlaufen und somit unter Umständen zu deren Ausfall führen. Abhilfe könnte hier eine neue, an den Laserstrahl angepasste Anordnung der TFTs in der Treiberschaltung schaffen. Dabei müssen die TFTs so platziert werden, dass bei der Bearbeitung die Flanke des Laserstrahls - wo die Kristallisationsstreifen (Schichtschädigung) beobachtet werden - zwischen die TFTs gelegt werden kann.

7.4 Beurteilung der Analyseverfahren

Mit Abb. 7.2 und Abb. 7.3 konnte gezeigt werden, dass die XRD-Peak-Flächen von ofengetemperten Schichten mit den Feldeffektbeweglichkeiten, die aus den Kennlinien von laserkristallisierten Musterbauteilen berechnet werden, im Rahmen der Messgenauigkeiten korrelieren⁸². Abb. 7.4 zeigt ihre Korrelation zwischen den XRD-Peak-Flächen der lasergetemperten, laserkristallisierten Schicht A und den Korngrößen. Somit wird gefolgert, dass die Korngrößenverläufe und die XRD-Peak-Flächen auch die Feldeffektbeweglichkeiten von TFTs beschreiben.

Folglich gibt es verschiedene Möglichkeiten, das Prozessfenster zur Herstellung von guten TFTs zu bestimmen. In Tab. 7.3 werden die in dieser Arbeit verwendeten Analyseverfahren zusammengefasst und beurteilt.

⁸² Durch die Ofentemperatur kann der Wasserstoff nicht vollständig ausgetrieben werden. Der verbleibende Wasserstoff verursacht innerhalb der Körner Gitterfehler, welche zu einer Linienverbreiterung im Röntgenbeugungsspektrum führen und die XRD-Analyse ungenauer machen (siehe einleitende Bemerkungen in Kapitel 6.2.2 und zum Vergleich Abb. 6.10).

Bei der Kristallisation der lasergetemperten Schicht A entstehen Körner mit einem Durchmesser größer als $0,4\ \mu\text{m}$, deshalb können die Korngrenzen nach der Secco-Ätzung mit dem Lichtmikroskop visualisiert werden (siehe Abb. 6.17). Mit diesem Verfahren kann einfach und schnell die Energiedichte (H_d^*) ermittelt werden, bei der die größten Körner entstehen. Da hierbei eine Ätzlösung verwendet wird, die krebserregend wirkt, starke Verätzungen hervorrufen kann und darüber hinaus problematisch bei der Entsorgung ist, muss abgewogen werden, ob nicht andere Verfahren vorzuziehen sind.

Zu bestimmende Größe	Verfahren	Vorteile	Nachteile
Korngröße	Secco-Ätzung	einfach, schnell anzuwenden	weniger zuverlässig, Visualisierung von Körnern $> 0,4\ \mu\text{m}$ lichtmikroskopisch möglich, krebserregende Ätzlösung, Entsorgungsproblem
	TEM (Aufsicht)	zuverlässig, Korngrößenhomogenität	aufwendig, teuer
	TEM (Querschnitt)	zuverlässig, Tiefeninformation, Oberflächenrelief	aufwendig, teuer, zur Bestimmung der Homogenität sind mehrere Aufnahmen erforderlich
Kristallinität	XRD	zuverlässig, besonders bei lasergetemperten Schichten	weniger zuverlässig bei wasserstoffhaltigen Schichten
Feldeffektbeweglichkeit μ_F aus TFT-Kennlinien	Musterbauteile	zuverlässig, Homogenität der elektrischen Eigenschaften, gesamter Fertigungsprozess kann beurteilt werden	aufwendig

Tab. 7.3: Verwendete Analyseverfahren zur Bestimmung geeigneter Laserparameter für den Kristallisationsschritt.

Die Transmissions-Elektronenmikroskopie (TEM) (Kapitel 6.2.3) ist eine zuverlässige Methode, mit der auch kleinere Körner ($<10\ \text{nm}$) visualisiert werden können. Die Aufsichtsaufnahmen (Kapitel 6.2.3.2 und 6.2.3.1) geben Auskunft über die entstandene Korngrößenverteilung. Werden Informationen über das entstandene Oberflächenrelief oder über tiefer liegende Schichtbereiche benötigt, muss die TEM-Analyse in Seitenansicht (Kapitel 6.2.3.3) angewendet werden. Der hohe Präparationsaufwand macht diese beiden Methoden jedoch aufwendig und teuer.

Die Röntgenbeugungsanalyse erweist sich gerade bei Schichten, deren Wasserstoffgehalt mit dem Laser reduziert worden ist, als zuverlässige Analysemethode zur Bestimmung der Peak-Energiedichten H_d^* (Abb. 7.4). Die XRD-Analyse erlaubt zusätzlich quantitative Aussagen über den energiedichtenabhängigen Korngrößen- und Feldefektbeweglichkeitsverlauf bei der Laserkristallisation.

Um z. B. den Einfluss der Kristallisationsstreifen (Abb. 6.24) auf die großflächige Homogenität der Transistoreigenschaften oder den gesamten Fertigungsprozess beurteilen zu können, müssen die Laserschritte auch anhand von Musterbauteilen überprüft werden.

7.5 Fazit zu Kapitel 7

Die wesentlichen Inhalte und Ergebnisse dieses Kapitels sind hier noch einmal kurz aufgeführt:

- Aus den laserkristallisierten Schichten konnten Musterbauteile im Top Gate und Bottom Gate TFT-Aufbau hergestellt werden.
- Gegenüber amorphem Silizium mit einer Feldeffektbeweglichkeit von $\mu_F=0,7 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ konnten größte Feldeffektbeweglichkeit beim Top Gate TFTs von $81 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ und beim Bottom Gate TFTs von $38 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ermittelt werden.
- Der Grund für die geringere Beweglichkeit beim Bottom Gate TFT liegt in der Tatsache, dass die Grenzfläche Silizium/Steuerisolator durch die Laserbehandlung einer hohen Temperaturbelastung ausgesetzt wird, und dass die optimale Kristallbildung an der Laserstrahleintrittsseite stattfindet. Unvollständiges Aufschmelzen des Siliziums wirkt sich bei Bottom Gate TFTs stärker aus, da die Grenzfläche Silizium/Steuerisolator eventuell amorph bleibt.
- Für die Herstellung einer integrierten Treiberschaltung sind die erzielten Feldeffektbeweglichkeiten ausreichend.
- Die Feldeffektbeweglichkeit von Musterbauteilen korreliert bei beiden Transistorarten mit den Ergebnissen aus der Röntgenbeugungsanalyse (Kapitel 6.2).
- Bei der lasergetemperten a-Si:H-Schicht (Schicht A) ergibt sich eine Korrelation zwischen der XRD-Peak-Fläche und der Korngröße. H_d^* kann durch Röntgenbeugungs- und Korngrößenanalysen zuverlässig ermittelt werden (Abb. 7.2).

- In Tab. 7.1 werden die Laserparameter zur Herstellung von TFTs in einer integrierten Treiberschaltung für die drei Prozessschritte Wasserstoffaustrieb, Kristallisation und Aktivierung angegeben.
- Durch die Abscheidung einer 55 nm dicken Deckschicht aus Siliziumoxid vor der Laserkristallisation wird das Entstehen von Hillocks verhindert. Dadurch kann die Prozesssicherheit erhöht werden und bei der Schichtumwandlung wird weniger Laserenergie benötigt.
- Die in dieser Arbeit verwendeten Analyseverfahren zur Bestimmung geeigneter Laserparameter für die Kristallisation werden hinsichtlich ihrer Vor- und Nachteile beurteilt.
- Für die Herstellung einer integrierten Zeilentreiberschaltung wird die Gesamtdauer für die Laserprozesse bei Siliziumschichten, bei denen der Wasserstoff mit dem Laser ausgetrieben werden muss, auf 15 Minuten abgeschätzt. Ist kein Wasserstoffaustrieb erforderlich, verkürzt sich die Prozessdauer auf 10 Minuten.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurden amorphe, wasserstoffhaltige Siliziumschichten mit dem Excimerlaser bearbeitet. Ziel war die Entwicklung eines laserbasierten Verfahrens zur Verbesserung der Elektronenbeweglichkeit von 60 nm dicken Schichten auf nicht temperaturbeständigen Glasplatten. Mit diesem Verfahren ist es möglich, Dünnschichttransistoren mit ausreichend hoher Schaltgeschwindigkeit zu bauen, um die Treiberschaltung von Flachbildschirmen direkt auf der Glasplatte herzustellen.

Zur Steigerung der Elektronenbeweglichkeit wurde die Siliziumschicht mit dem Laser aufgeschmolzen und dadurch in einen polykristallinen Zustand umgewandelt. Um die großflächige Homogenität der TFT-Eigenschaften zu gewährleisten, wurde eine Schicht erzeugt, deren Kristallite deutlich kleiner sind als die Transistorfläche. Bei der Herstellung der Treiberschaltung können die drei thermisch basierten Prozessschritte Wasserstoffaustrieb, Kristallisation und Aktivierung mit dem Laser durchgeführt werden. Die geeigneten Laserparameter für die einzelnen Prozesse werden in dieser Arbeit anhand von Wasserstoffanalysen, Untersuchungen der Kristallinität und durch Bestimmung der elektrischen Eigenschaften vom Autor ermittelt.

Es werden unterschiedliche Siliziumschichten und Schichtsysteme mit transparenten Deckschichten bearbeitet. Für die Berechnungen der Schichtaufheizung wurden daran optische und thermische Materialeigenschaften ermittelt. Unabhängig vom Abscheideverfahren, vom Wasserstoffgehalt und vom Schichtzustand (amorph oder kristallin) wurde an den Proben derselbe Absorptions- und Reflexionsgrad gemessen ($A=0,4$, $R=0,6$). Strahlung mit der Wellenlänge des Lasers wird nicht transmittiert. Eine 55 nm dicke Deckschicht wirkt aufgrund von Interferenzeffekten als Einkoppelschicht. Im Vergleich zu Schichtsystemen ohne oder mit 105 nm dicker Deckschicht wird bei Schichtsystemen mit Einkoppelschicht 1,65 bzw. 1,57 mal mehr Laserenergie ins Silizium eingekoppelt.

Wird mit Energiedichten gearbeitet, bei denen nicht die ganze Siliziumschicht aufgeschmolzen wird, bleiben die nicht aufgeschmolzenen Schichtanteile amorph. Bei vollständigem Aufschmelzen des Siliziums werden mit der berechneten Abkühlrate zusammen mit der temperaturabhängigen Keimbildungsrate und der Keimwachstumsge-

schwindigkeit die zu erwartenden Korngrößen auf Werte zwischen 15 und 70 nm abgeschätzt.

Für die Entwicklung der laserbasierten Prozesse Wasserstoffaustrieb, Kristallisation und Aktivierung wurden unterschiedliche Siliziumschichten mit dem Laser bearbeitet. Die Wasserstoffgehalte dieser Schichten sind mit Werten zwischen 0 und 3,3 at.% ermittelt worden. An einer Schicht wurde zusätzlich die Auswirkung einer Vorbehandlung im Temperofen sowie der Einfluss von zwei verschiedenen dicken Deckschichten⁸³ auf das Prozessergebnis untersucht. Außerdem wurde als Trägermaterial neben Glas eine Polyimidfolie als Trägermaterial für die speziell hierfür optimierte Siliziumschicht verwendet. Bei der experimentellen Bestimmung des zur Bearbeitung dieser Schichtsysteme möglichen Energiebereichs stellt man die Beeinflussung durch Schichtabscheideverfahren und -parameter, Wasserstoffgehalt, Anzahl der Bestrahlungen, Dicke der Deckschicht und Trägermaterial fest.

Für Siliziumschichten auf Glas- und Polyimidträgermaterial wurden die Schwellenergien für das Anschmelzen, Durchschmelzen und Sieden berechnet und mit experimentellen Ergebnissen verglichen. Die experimentell bestimmten Schwellenergien liegen um den Faktor 3 über den berechneten Werten. Befindet sich die Siliziumschicht auf einem Werkstoff mit geringer Wärmeleitfähigkeit wie z. B. Polyimid, berechnen sich etwas geringere Schwellenergien, und man stellt ein engeres Prozessfenster zwischen Anschmelzen und Sieden als bei Glassubstraten fest. Diese Tatsache wurde mit Untersuchungen an einer wasserstofffreien Siliziumschicht auf Polyimidfolie nachgewiesen. Sowohl die Rechnungen als auch die Untersuchungen ergeben vollständiges Durchschmelzen im Vergleich zum Anschmelzen bei 2,5 mal höheren Energiedichten. Die Rechnungen entsprechen somit relativ gesehen den gemachten Beobachtungen.

Die a-Si:H-Schicht hat sich bereits bei der Herstellung von Flachbildschirmen bei den Bildpunkttransistoren (TFTs mit amorphem Halbleiterkanal) bewährt. Dieses Silizium ist jedoch ohne Vorbehandlung für die Laserkristallisation nicht geeignet, da der austretende Wasserstoff zur Schädigung der Schicht führt. Deshalb musste ein Verfahren zum **Wasserstoffaustreiben** entwickelt werden, mit dem zunächst der Wasserstoffgehalt im Silizium verringert wird. Tiefenaufgelöste Wasserstoffanalysen belegten, dass nach zwei Wasserstoffaustriebsschritten mit dem Laser der Wasserstoff im Silizium nahezu vollständig ausgetrieben werden kann. Nach dieser Vorbehandlung ist es mög-

⁸³ Die verwendeten transparenten Deckschichten sind 55 nm (Einkoppelschicht) und 105 nm (Reflexionsschicht) dick.

lich, die Schicht mit dem Laser komplett aufzuschmelzen und somit durchzukristallisieren.

Bei der **Laserkristallisation** der 63 nm dünnen Siliziumschichten wurde eine starke Energiedichtenabhängigkeit für die entstehenden Korngrößen beobachtet. Um den Einfluss der Substratheizung auf die Kristallinität zu untersuchen, sind die Glasplatten mit Silizium für die Bearbeitung vorgeheizt worden. Röntgenbeugungsanalysen ergeben zwischen den vorgeheizten ($T_{\text{Sub}}=340\text{ }^{\circ}\text{C}$) und den nicht vorgeheizten ($T_{\text{Sub}}=\text{RT}$) Schichtsystemen ein ähnliches energiedichtenabhängiges Verhalten. Die bei dieser Untersuchungsmethode ermittelten Werte beschreiben das Verhältnis zwischen dem kristallinen Material (Körner) und den amorphen Schichtanteilen (Korngrenzen). Damit wurde experimentell bestätigt, dass die Substratheizung den Kristallisationsvorgang nur insofern beeinflusst, dass zur Erzeugung der gleichen Kristallinität bei vorgeheizten Proben 10 % weniger Laserenergie erforderlich ist.

Beim ofengetemperten Silizium mit geringem Wasserstoffgehalt gibt es drei Energiebereiche, die charakteristische Korngrößen ergeben. Geringe und hohe Laserenergie erzeugt Körner mit einem Durchmesser kleiner als die Schichtdicke. Dazwischen entstehen in einem engbegrenzten Energiebereich Körner mit einer lateralen Ausdehnung bis zu $1\text{ }\mu\text{m}$ ($525\text{ mJ/cm}^2 \pm 10\%$). Dieses Phänomen wird bei Schichtsystemen mit und ohne Deckschichten beobachtet. Bei Schichtsystemen mit Einkoppelschicht wird weniger Laserenergie benötigt, und der Toleranzbereich erweitert sich ($210\text{ mJ/cm}^2 \pm 15\%$). Dieselben Energiebereiche konnten auch durch Röntgenbeugungsanalysen festgestellt werden.

Werden die lasergetemperten a-Si:H-Siliziumschichten kristallisiert, beobachtet man ebenfalls drei Energiebereiche die charakteristische Korngrößen ergeben. Bei geringer und hoher Energie entstehen kleine Körner, während es einen schmalen Energiedichtenbereich ($480\text{ mJ/cm}^2 \pm 10\%$) gibt, in dem bei 1-facher Bestrahlung Körner mit einem Durchmesser zwischen $0,2$ und $2\text{ }\mu\text{m}$ entstehen. Durch mehrfaches Bestrahlen mit dieser Energiedichte erzeugt man eine homogenere Korngrößenverteilung. Auch hier konnten die charakteristischen Energiebereiche mit Röntgenbeugungsanalysen bestimmt werden.

Nach der Laserbehandlung zeigen Schichtsysteme ohne Deckschicht Materialanhäufungen an den Korngrenzen (Hillocks). Die Höhe dieser Ausbuchtungen ist unabhängig vom Schichtabscheideverfahren und vom Wasserstoffgehalt der Schicht. Wird vor dem Kristallisationsschritt eine Deckschicht auf das Silizium abgeschieden, kann das Entstehen dieser Hillocks vollständig unterdrückt werden.

Für die Entwicklung des **Aktivierungsschritts** von ionenimplantierten Schichtbereichen wurde amorphes und kristallines Ausgangsmaterial mit Phosphoratomen dotiert und anschließend mit dem Laser getempert. Tiefenaufgelöste Phosphorkonzentrationsuntersuchungen zeigen die maximale Dotierstoffkonzentration nahe der Grenzfläche Deckschicht/Silizium. Dies bedeutet, dass die Implantationsparameter gut gewählt wurden. An dieser Grenzfläche ändert sich, unabhängig von der Struktur der Ausgangsschicht (amorph oder kristallin), nach der Lasertemperatur die Phosphorkonzentration nicht.

Um eine gute Funktionsfähigkeit bei Bottom Gate TFTs zu erhalten, muss das Silizium auch an der Grenzfläche Silizium/Zwischenschicht eine hohe Dotierstoffkonzentration aufweisen. Werden diese TFTs aus ofengetemperten, laserkristallisierten und anschließend implantierten Schichtsystemen mit dicker Deckschicht (105 nm) hergestellt, muss, um eine deutliche Phosphorkonzentrationszunahme an dieser Grenzfläche zu erreichen, der Aktivierungsschritt mit hoher Laserenergie durchgeführt werden. Weil durch den Implantationsvorgang kristallines Silizium zu einem Großteil amorphisiert wird, ist zu erwarten, dass nach der Laserbehandlung mit diesen hohen Energien (wie bei der Laserkristallisation von nicht implantiertem, amorphem Ausgangsmaterial), eine Schichtstruktur mit bis zu 200 nm großen Körnern entsteht. Im Gegensatz hierzu zeigen ofengetemperte, amorphe und anschließend implantierte Schichtsysteme mit dünner Deckschicht (55 nm) ein anderes Verhalten. Nach der Implantation ist die Phosphorkonzentration über die gesamte Schichtdicke nahezu gleich. Daran ändert auch nach der Laseraktivierung nichts. Die Phosphorkonzentration nimmt aber im Silizium leicht ab.

Anhand von lasergetemperten, laserkristallisierten, implantierten und anschließend laseraktivierten Schichtsystemen mit 105 nm dicker Deckschicht wurde gezeigt, dass ausreichende Aktivierung mit zwei Bestrahlungen pro Ort und 350 mJ/cm^2 möglich ist. Zur Ermittlung geeigneter Laserparameter genügt es, den entstandenen Schichtwiderstand mit einem Multimeter und zwei Messspitzen mit festem Abstand zu messen. Mit dieser Laseraktivierungsmethode wird an der Siliziumschicht ein für die TFT-Herstellung geeigneter Flächenwiderstand von $R_{\square}=1,6 \text{ k}\Omega/\square$ erzeugt.

Aus den laserkristallisierten Schichten sind Top Gate und Bottom Gate TFTs hergestellt worden. Beim Bottom Gate Transistor wurden TFT-Feldeffektbeweglichkeiten bis $38 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ermittelt (zum Vergleich $\mu_{\text{amorph}}=0,7 \text{ cm}^2/\text{Vs}$). Die besten Top Gate TFTs zeigen Beweglichkeiten bis $81 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. Die Ursache für die geringere Beweglichkeit

beim Bottom Gate TFT liegt in der Tatsache begründet, dass die Grenzfläche Silizium/Steuerisolator durch die Laserbehandlung einer hohen Temperaturbelastung ausgesetzt wird, wodurch dieser für die Funktion des Transistors empfindliche Bereich leicht geschädigt werden kann. Zusätzlich können eventuell nicht aufgeschmolzene amorphe Schichtanteile oder Spannungen im Schichtsystem die TFT-Funktion beeinträchtigen.

Es wurde festgestellt, dass die energieabhängige Feldeffektbeweglichkeit von Bottom Gate und Top Gate TFTs mit der Kristallinität (aus Röntgenbeugungsanalysen) korreliert. Damit kann der Energiebereich, in dem Transistoren die höchste TFT-Feldeffektbeweglichkeit zeigen, durch Röntgenbeugungs- und Korngrößenanalysen zuverlässig bestimmt werden. Um über die großflächige Homogenität der elektrischen Schichteigenschaften verlässliche Aussagen machen zu können, müssen TFT-Serien hergestellt und die Transistoreigenschaften untersucht werden.

Musterbauteile aus ofengetemperten Schichtsystemen zeigen ausreichend hohe TFT-Schaltgeschwindigkeiten. Mit ihnen konnte die Brauchbarkeit der entwickelten Verfahren Kristallisation und Aktivierung nachgewiesen werden.

Bei keinem der entwickelten Laserprozesse muss die Probe vorgeheizt werden. Da jede Heizung für die Halbleiterschicht eine mögliche Kontaminationsquelle darstellt, sichert diese Tatsache eine hohe Produktionsausbeute bei der Bildschirmfertigung. Außerdem kann dadurch die Prozesstemperatur und die Taktzeit niedrig gehalten werden.

Da die Dünnschichttransistoren aus Schichten mit einer Dicke zwischen 60 und 120 nm aufgebaut werden und Materialanhäufungen an den Korngrenzen in derselben Größenordnung beobachtet werden, können diese Hillocks unter Umständen zum Ausfall der Transistoren führen. Um die Prozesssicherheit bei der Herstellung der integrierten Treiberschaltung zu erhöhen, sollte vor der Laserkristallisation eine 55 nm dicke Deckschicht aus Siliziumoxid abgeschieden werden. Dadurch wird das Entstehen von Hillocks verhindert. Weil diese Schicht als Einkoppelschicht wirkt, kann zusätzlich Laserenergie eingespart werden.

Die Gesamtdauer für die Prozessierung eines 5-Zoll-Bildschirms mit der verwendeten Laserbearbeitungsanlage wird auf 15 Minuten geschätzt. Dabei wird für die Substrat-handhabung und das Evakuieren der Bearbeitungskammer die meiste Zeit benötigt. Die eigentlichen Laserprozesse dauern insgesamt etwa 30 Sekunden. Werden die Abscheideparameter der Siliziumschicht dahingehend optimiert, dass weniger Wasserstoff in die Schicht eingebaut wird und dennoch gute a-Si TFTs hergestellt werden können, ist die Laserkristallisation ohne Wasserstoffaustriebsschritt möglich. Dadurch kann 98

% der Laserprozesszeit eingespart werden, weil das Silizium nicht zunächst mit 500-facher Bestrahlung vorbehandelt werden muss.

Durch die Integration des Laserprozesses in eine moderne Mehrkammerprozessanlage, wie sie in der Halbleiterindustrie üblich ist, können zusätzlich die Zeiten für das Evakuieren der Prozesskammer und der Substrathandhabung verkürzt und der Durchsatz der gesamten Anlage erhöht werden. Bei diesen Anlagen wird das Substrat durch einen sich in der Vorvakuumkammer befindenden Handhabungsroboter in die eigentliche Prozesskammer eingeschleust. Durch die Schleusenfunktion der Vorkammer (Load-lock-Funktion) muss das Vakuum zwischen den Prozessschritten nicht mehr unterbrochen werden. Die Zeiten für die Evakuierung und Substrathandhabung verkürzen sich dann auf ca. 30 Sekunden. Dadurch können bei der laserbasierten Umwandlung von Siliziumschichten die bei der Bildschirmproduktion üblichen Taktzeiten von ca. 60 Sekunden eingehalten werden. Die sich durch die Modifikation der Laserbearbeitungsanlage ergebenden zusätzlichen Investitionskosten sind wegen der damit erzielbaren Steigerung der Fertigungsgeschwindigkeit gerechtfertigt. Ist der Nachweis für die Wirtschaftlichkeit und die Zuverlässigkeit dieses Verfahrens bei der Produktion großer Stückzahlen erbracht, steht dessen Einsatz in der Serienfertigung nichts mehr im Wege.

Neben den Flüssigkristallbildschirmen⁸⁴ gibt es Bildschirmarten, bei denen jeder Bildpunkt aus einer kleinen Leuchtdiode⁸⁵ besteht. Da hier jeder Bildpunkt eine eigene Lichtquelle darstellt, wird kein transparentes Glaträgermaterial benötigt, das die Beleuchtung der Bildpunkte von der Rückseite her ermöglicht. Deshalb können mit diesen Leuchtdioden Bildschirme hergestellt werden, deren Trägersubstrat z. B. aus einer flexiblen Kunststoffolie besteht. Für die Helligkeitseinstellung der Bildpunkt-Leuchtdioden braucht man auch eine Treiberschaltung mit schnellen Transistoren. Soll diese Treiberschaltung auf der Kunststoffolie hergestellt werden (siehe Abb. 2.1), benötigt man auch hier Silizium mit einer hohen Elektronenbeweglichkeit. Da Kunststoffe bei Temperaturen über 300 °C geschädigt werden, sind die gängigen Herstellungsverfahren für polykristallines Silizium nicht verwendbar⁸⁶. In dieser Arbeit wurde gezeigt, dass der verwendete Excimerlaser geeignet ist, polykristallines Silizium auf einer

⁸⁴ Bei den Flüssigkristallbildschirmen erfolgt die Beleuchtung der Bildpunkte durch das Glassubstrat hindurch (siehe Abb. 2.1).

⁸⁵ Diese Leuchtdioden werden aus organischen Materialien aufgebaut (Organic Light Emitting Diode: OLED).

⁸⁶ Herkömmliche Herstellungsverfahren sind z. B. die Festphasenkristallisation im Temperofen (8 h bei 600 °C) oder die Schichtabscheidung bei Substrattemperaturen um 550 °C.

Polyimidfolie zu erzeugen. Dies lässt erwarten, dass auch bei flexiblen Bildschirmen die Treiberschaltung direkt auf dem Bildschirmsubstrat hergestellt werden kann.

Die Möglichkeit, mit Hilfe eines Excimerlasers elektrische Schaltungen auch auf flexiblen Trägermaterialien herzustellen, bietet der Lasertechnik weitere interessante Perspektiven für zukünftige Entwicklungen.

Literaturverzeichnis

- [1] LÜDER E.: *Tendenzen in Forschung und Produktion bei Flüssigkristall-Bildschirmen*, In: Fernseh- und Kinotechnik, 52. Jahrgang, Ausgabe 3, Hüthig Verlag, S. 126 (1998)
- [2] SAMESHIMA, T.; USUI, S.; SEKIYA, M.: *XeCl excimer laser annealing used in the fabrication of poly-Si TFT's*, IEEE Electron Device Letters, Vol. EDL-7, No. 5, S. 276 May (1986)
- [3] KURIYAMA, H.; KİYAMA, S.; NOGUCHI, S.; KUWAHARA, T.; ISHIDA, S.; NOHDA, T.; SANO, K.; IWATA, H.; KAWATA, H.; OSUMI, M.; TSUDA, S.; NAKANO, S.; KUWANO, Y.: *Enlargement of poly-Si film grain size by excimer laser annealing and its application to high-performance poly-Si thin film transistor*, Japanese Journal of Applied Physics Vol.30, No. 12B, S. 3700, December (1991)
- [4] SHIMIZU, K.; SUGIURA, O.; MATSUMURA, M.: *High-mobility poly-Si thin-film transistors fabricated by novel excimer laser crystallization method*, IEEE Transactions on electron devices Vol. 40 No. 1, S. 112 January (1993)
- [5] SAMESHIMA, T.; USUI, S.: *XeCl excimer laser annealing used to fabricate poly-Si TFTs*, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 71, S. 435 (1986)
- [6] WINER, K.; BACHRACH, R.Z.; JOHNSON, R.I.; READY, S.E.; ANDERSON, G.B.; BOYCE, J.B.: *Fast-pulse excimer-laser-induced processes in a-Si:H*, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 164, S. 183 (1990)
- [7] SERA, K.; OKUMURA, F.; UCHIDA, H.; ITOH, S.; KANEKO, S.; HOTTA, K.: *High-performance TFT's fabricated by XeCl excimer laser annealing of hydrogenated amorphous-silicon film*, IEEE Trans. Electron. Dev. Vol. 36 No. 12, S. 2868 December (1989)
- [8] H. KURIYAMA, S. KİYAMA, S. NOGUCHI, T. KUWAHARA, S. ISHIDA, T. NOHODA, K. SANO, H. IWATA, S. TSUDA, AND S. NAKANO: *High mobility poly-Si TFT by a new excimer laser annealing method for large area electronics*, IEEE IEDM, S. 563 (1991)
- [9] SHIMIZU, K.; HOROYA, H.; SUGIURA, H.; MATSUMURA, M.: *High-mobility bottom-gate thin-film transistors with laser-crystallized and hydrogen-radical-annealed polysilicon films*, Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 30 No. 12B, S. 3704 (1991)
- [10] BROTHERTON, S.D.; MCCULLOCH, D.J.; CLEGG, J.B., GOWERS, J.P.: *Excimerlaser-annealed poly-Si thin-film transistors*, IEEE Trans. Elect. Dev. Vol. 40 No. 2, S. 407 February (1993)

-
- [11] BOYCE, J.B.; MEI, P.; FULKES, T.; HO, J.: *Laser processing of polysilicon thin-film transistors: Grain growth and device fabrication*, phys. stat. sol. (a) Vol. 166 No. 2, S. 729 (1998)
- [12] GIUST, G.K.; SIGMON, T.S.: *High-performance thin-film transistors fabricated using excimer laser processing and grain engineering*, IEEE Transaction on Electron Devices, Vol. 45 No. 4, S. 925 April (1998)
- [13] KIM, C.D.; ISHIHARA, R.; MATSUMURA, M.: *Excimer-laser annealing technology for hydrogenated amorphous-silicon devices*, J. Appl. Phys. Vol. 34, S. 5971 (1995)
- [14] SHIMIZU, K.; SUGIURA, O.; MATSUMURA, M.: *On-chip bottom-gate polysilicon and amorphous silicon thin-film transistors using excimer laser annealing*, J. Appl. Phys. Vol. 29 No. 10, S. L1775 (1990)
- [15] MEI, P.; BOYCE, J.B.; HACK, M.; LUJAN, R.A.; JOHNSON, R.I.; ANDERSON, G.B.; FORK, D.K.; READY, S.E.: *Laser dehydrogenation/crystallization of plasma-enhanced chemical vapor deposited amorphous silicon for hybrid thin film transistors*, Appl. Phys. Lett. 64 (9), S. 1132 28 February (1994)
- [16] LÜDER, E.: *Fundamentals of passive and active addressed liquid crystal displays*, Short course, SID '96, San Diego, S.1 (1996)
- [17] SCHADT, M.; HELFRICH, W.: *Voltage-dependent optical activity of a nematic liquid crystal*, Appl. Phys. Lett. Vol. 18, S. 127-128 (1971)
- [18] SCHLEUPEN, K.; AYMAR, P.; GLÜCK, J.; LÜDER, E.; KALLFASS, T.; DOBLER, M.: *A color AMLCD with fully integrated drivers using a low temperature CdSe TFT process*. SID 95 Proc., Orlando, S. 27-30 (1995)
- [19] CZICHOS, H.: *Grundlagen der Ingenieurwissenschaften*, Springer Verlag Berlin, S. G148-149 (1996)
- [20] BÜTTGENBACH, S.: *Mikromechanik*, Teubner Studienbücher Angewandte Physik, Teubner Stuttgart, (1991)
- [21] OELTING, S.; MARTINI, D.; BONNET, D.: *Crystalline thin film silicon solar cells by ion-assisted deposition*, Proc. 12th E.C. Photovoltaic Solar Energy Conf., S. 1815-1818 (1994)
- [22] BERGMANN, R., Institut für Physikalische Elektronik, Universität Stuttgart: *Persönliche Mitteilung*, März (1997)
- [23] HARRER, T., Labor für Bildschirmtechnik, Universität Stuttgart: *Persönliche Mitteilung*, März (1997)

-
- [24] SERA, K.; TANABE, H.; OKUMURA, H.; YUDA, K.; OKUMURA, F.: *Uniformity improvement of excimer laser crystallized poly-Si thin film transistors*, AM-LCD'96/IDW'96, S. 85-88 (1996)
- [25] ZHANG, H.; KUSUMOTO, N.; INUSHIMA, T.; YAMAZAKI, S.: *KrF excimer laser annealed TFT with very high field-effect-mobility of $329 \text{ cm}^2/\text{Vs}$* , IEEE Electron Device Letters Vol. 13 No. 5, S. 297 May (1992)
- [26] MEI, P.; BOYCE, J.B.; HACK, M.; LUJAN, R.; READY, S.E.; FORK, D.K.; JOHNSON, R.I.; ANDERSON, G.B.: *Grain growth in laser dehydrogenated and crystallized polycrystalline silicon for thin film transistors*, J. Appl. Phys. 76 (5), S. 3194 1 September (1994)
- [27] BEYER, W.: *Hydrogen evolution from a-Si:H and a-Si alloys*, In: Properties of amorphous Silicon, EMIS Datareview Series No. 1, S. 30 (1989)
- [28] I.W. WU: *High definition display and technology trends in TFT LCD's*, J. Soc. Info. Display, vol 2, no 1, S. 1-14 (1994)
- [29] MATSUMURA, M.; OH, C.-H.: *Advanced excimer-laser annealing process for quasi single-crystal silicon thin-film devices*, Thin Solid Films 337, S. 123-128 (1999)
- [30] SERIKAWA, T., SHIRAI, S.: *Low-temperature fabrication of high-mobility poly-Si TFT's for large area LCD's*, IEEE Trans. Electron Devices, Vol 36, S. 1923-1933 Sept. (1989)
- [31] SPOSILI, R.S.; IM, J.S.: *Sequential lateral solidification of thin silicon films on SiO_2* , Appl. Phys. Lett. 69 (19), S. 2864 4th November (1996)
- [32] BERGMANN, R. B.; KÖHLER, J.; DASSOW, R.; ZACZEK, C.; WERNER, J.H.: *Nucleation and growth of crystalline silicon films on glass for solar cells*, phys. stat. sol. (a) Vol. 166 No. 2, S. 587 (1998)
- [33] DASSOW, R.; KÖHLER, J.; GRAUVOGL, M.; BERGMANN, R.B.; WERNER, J.H.: *Thin-film transistors with high field effect mobilities using laser crystallization of amorphous silicon*, Solid State Phenom. 67-68, S. 193 (1999)
- [34] KURIYAMA, H.; NOHDA, T.; AYA, Y.; KUWAHARA, T.; WAKISAKA, K. KIYAMA, S.; TSUDA, S.: *Comprehensive study of lateral grain growth in poly-Si films by Excimer laser annealing and its application to thin film transistors*, Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 33 Part 1 No. 10, S. 5657 October (1994)
- [35] MATSUMURA, M.: *Application of excimer-laser annealing to amorphous, poly-crystall and single crystall silicon thin-film transistors*, phys. stat. sol. (a) Vol. 166 No. 2, S. 715 (1998)

-
- [36] BERGMANN, R. B.: *Kristallisation von Silizium auf Glas: Schlüsseltechnologie für die Photovoltaik*, Habilitationsschrift, Max-Planck-Institut für Festkörperforschung, Stuttgart, Oktober (1997)
- [37] ISHIHARA, R.; MATSUMURA, M.: *Excimer-laser-produced single-crystal silicon thin-film transistors*, J. Appl. Phys. Vol. 36 No. 10, S. 6167 (1997)
- [38] IM, J.S.; SPOSILI, R.S.: *Crystalline Si films for integrated active-matrix liquid-crystal displays*, MRS Bulletin, S. 39-48 March (1996)
- [39] STOFFEL, A.: *Vorlesungsskript Mikroelektronik*, Laboratorium der Fachhochschule Furtwangen, S. 5-16 März (1994)
- [40] HÜGEL, H.: *Strahlwerkzeug Laser: Eine Einführung*, Teubner Studienbücher Maschinenbau, Teubner Stuttgart (1992)
- [41] DAUSINGER, F.: *Physikalische Grundlagen der Strahl-Stoff-Wechselwirkung*, Handbuchreihe: Laser in der Materialbearbeitung - Band 12, VDI-Technologiezentrum Physikalische Technologien, S. 5, (2000)
- [42] ASHBY, C.I.H.; TSAO J.Y.: *Photophysics and thermophysics of light absorption and energy transport in solids*, Laser Microfabrication, Thin Film Processes and Lithography, D.J. Ehrlich, J.Y. Tsao (Ed.), Academic Press, Inc. Boston, (1989)
- [43] ARNOLD, J.M.: *Abtragen metallischer und keramischer Werkstoffe mit Excimerlasern*. Universität Stuttgart, Dissertation. Stuttgart: Teubner, 1994 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [44] CAO, M.; TALWAR, S.; KRAMER, K.J.; SIGMON, T.W.; SARASWAT, K.C.: *A high-performance polysilicon thin-film transistor using XeCl excimer laser crystallization of pre-patterned amorphous Si films*, IEEE Transactions on Electron Devices Vol. 43 No. 4, S. 561-567, April (1996)
- [45] HECHT, E.: *Optik*, Addison-Wesley GmbH, Deutschland ISBN 3-925118-86-1, (1989)
- [46] PALIK, E.D.: *Handbook of optical constants of solids*, Academic Press, Orlando, (1985)
- [47] ASPNES, D.E.; STUDNA, A.A.: *Dielectric functions and optical parameters of Si, Ge, GaAs, GaSb, InP and InSb from 1,5 to 6,0 eV*, Phys. Rev. B Vol. 27 No. 2, S. 985 (1983)
- [48] SUMMONTE, C.; BIANCONI, M.; GOVONI, D.: *Excimer laser amorphous silicon film crystallization: A study of time resolved reflectivity measurements*, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol 297, S. 539 (1993)
- [49] LIAROKAPIS, E.; RAPTIS, Y.S.: *Temperature rise induced by a cw laser beam revised*, J. Appl. Phys. Vol. 57 Issue 12, S. 5123 (1985)

-
- [50] HODGMAN, C.D.: *Handbook of chemistry and physics*, Chemical Rubber Publishing Co., Cleveland, Ohio, (1957)
- [51] UNAMUNO, S. DE; FOGARASSY, E.: *A thermal description of the melting of c- and a-Silicon under pulsed excimer lasers*, Applied Surface Science 36, North-Holland, Amsterdam, S. 1-11 (1989)
- [52] FOGARASSY, E.; PATTYN, H.; ELLIQ, M.; SALOUI, A.; PREVOT, B.; STUCK, R.; UNAMUNO, S. DE; MATHÉ, E.L.: *Pulsed laser crystallization and doping for the fabrication of high-quality poly-Si TFTs*, Applied Surface Science 69, North-Holland, S. 231-241 (1993)
- [53] JELLISON, G. E., JR.; MODINE, F. A.: *Parameterization of the optical functions of amorphous materials in the interband region*, Appl. Phys. Lett. 69 (3), 15 July (1996)
- [54] CALCAGNILE, L.: *Laser induced phase transitions in Si and Ge implanted Si substrates*, phys. stat. sol. (a) 151, S. 23 (1995)
- [55] BROTHERTON, S.D.: *Topical Review, Polycrystalline silicon thin film transistors*, Semicond. Sci. Technol. 10 Printed in the UK, S. 721-738 (1995)
- [56] TOULEMONDE, M.; HEDDACHE, R.; UNAMUNO, S. AND SIFFERT, P.: *Un modèle thermodynamique pour le recuit par laser pulsé*, Strasbourg, Rapport CRN-CPR 83-18 (1983).
- [57] Fa. Dupont: *Produktinformation Polyimid Kapton (8/95) 231302B*, Printed in U.S.A., [Replaces: H-38492], Reorder No.: H-38492-1
- [58] DÄHN, G.: *Simulation der Temperaturverteilung bei der Elektronenstrahl- und Laserrekristallisation von SOI-Strukturen*, Dissertation, Technische Universität Hamburg-Harburg, (1991)
- [59] CHOI, D.-H.; SHIMIZU, K.; SUGIURA, O.; MATSUMURA, M.: *Drastic enlargement of grain size of excimer-laser-crystallized polysilicon films*, Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 31, S. 4545-4549 (1992)
- [60] ISHIHARA, R.; MATSUMURA, M.: *A novel double-pulse excimer-laser crystallization method of silicon thin-films*, Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 34, S. 3976-3981 (1995)
- [61] LANDOLT-BOERNSTEIN: *Zahlenwerte und Funktionen aus Naturwissenschaften und Technik*, Neue Serie, Gruppe III, Springer Berlin, Heidelberg, New York, Band 17c, S. 18 (1984)
- [62] SINGH, R.K.; GILBERT, D.R.; VIATELLA, J.: *A novel method to predict laser-induced, non-linear thermal effects in semiconductors*, Mater. Sci. Eng. B 40, S. 89 (1996)
- [63] CZICHOS, H.: *Grundlagen der Ingenieurwissenschaften*, Springer Verlag Berlin, S. D54 (1996)

-
- [64] FOULON, F.; FOGARASSY, E.; SLAOU, A.; FUCH, C.; UNAMUNO, S.; SIFFERT, S.: *Melting threshold of crystalline and amorphized Si irradiated with a pulsed ArF (193 nm) excimer laser*, Appl. Phys. A 45, 361-364, (1998).
- [65] IM, J.S.: *Materialdatenbank*, Institut for Materials Science and Metallurgical Engineering, Columbia University, New York
- [66] LANDOLT-BOERNSTEIN: *Zahlenwerte und Funktionen aus Naturwissenschaften und Technik*, Neue Serie, Gruppe III, Springer Berlin, Heidelberg, New York, Band 17c, S. 19 (1984)
- [67] ABMUS, F.: *Vorlesungsskript Mikrotechnik I*, Institut für Zeitmess-, Fein- und Mikrotechnik, Universität Stuttgart, S. 32, 75, 92 (1992)
- [68] LÖFFLER-PETERS, A.: *Untersuchungen zur strukturierten Abscheidung von Siliziumverbindungen mit Hilfe des Laser-CVD-Verfahrens*, Dissertation Technische Universität Hamburg-Harburg, VDI Fortschrittsberichte Reihe 10 Nr. 231, VDI-Verlag Düsseldorf, (1992)
- [69] SAMESHIMA, T.; USUI, S.: *Pulsed laser-induced melting followed by quenching of silicon films*, J. Appl. Phys. Vol. 74 Issue 11, S. 6592 December (1993)
- [70] KIM, H.J.; IM, J.S.; THOMPSON, M.: *Excimer laser induced crystallization of thin amorphous Si films on SiO₂: Implications of crystallized microstructures for phase transformation mechanisms*, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 283, S. 703 (1993)
- [71] SHIMIZU, K.; IMAI, S.; SUGIURA, O.; MATSUMURA, M.: *Transient temperature profiles in silicon films during pulsed laser annealing*, Japanese Journal of Applied Physics Vol. 30 No. 11A, S. 2664-2672 November (1991)
- [72] VOLLER, V.; CROSS, M.: *An explicit numerical method to track a moving phase change front*, Int. J. Heat Mass Transfer Vol. 26 No. 1, S. 147-150 (1983)
- [73] SHNEIDMAN, V.A.: *Interplay of latent heat and time-dependent nucleation effects following pulsed-laser melting of a thin silicon film*, J. Appl. Phys. 80 (2), S. 803-811 15 July (1996)
- [74] ALEKSANDROV, L.N.: *Laser epitaxy of materials for electronics*, Prog. Crystal Growth and Charact. 9, S. 227-262 (1984)
- [75] GIUST, G.K.; SIGMON, T.W.: *Microstructural characterization of solid-phase crystallized amorphous silicon films recrystallized using an excimer laser*, Appl. Phys. Lett., Vol. 70 No. 6, S. 767 10 February (1997)
- [76] FORK, D.K.; ANDERSON, G.B.; BOYCE, J.B.; JOHNSON, R.I.; MEI, P.: *Capillary waves in pulsed excimer laser crystallized amorphous silicon*, Appl. Phys. Lett. 68 (15), S. 2138 8 April (1996)

-
- [77] SONG, H.J.; IM, J.S.: *Single-crystal Si islands on SiO₂ obtained via excimer-laser irradiation of a patterned Si film*, Appl. Phys. Lett. 68 (22), S. 3165-3167 27 May (1996)
- [78] FOGARASSY, E.; UNAMUNO, S. DE; LEGAGNEUX, P.; PALAIS, F.; PRIBAT, D.; GODARD, B.; STEHLÉ, M.: *Surface melt dynamics and super lateral growth regime in long pulse duration excimer laser crystallization of amorphous Si films*, Thin Solid Films 333, S. 1-5 (1998)
- [79] LANDAU, L.D.; LIFSCHITZ, E.M.: *Lehrbuch der Theoretischen Physik*, Bd. X: Physikalische Kinetik, Kapitel XII: Kinetik von Phasenübergängen, ISBN 3817113358 (1990)
- [80] ANDRÄ, G.: *Experimentelle Untersuchungen zum Prozeß der lateralen Flüssigphasenepitaxie in amorphen Silizium-Schichten*, Dissertation, Universität Jena, (1987)
- [81] GEILER, H.-D.; GLASER, E.; GÖTZ, G.; WAGNER, M.: *Explosive crystallization in silicon*, Appl. Phys. Lett. 59, S. 3091 (1986)
- [82] WOOD, R.F.; LOWDENS, D.H.; NARAYAN, J.: *Bulk nucleation and amorphous phase formation in highly undercooled molten silicon*, Appl. Phys. Lett. 44, S. 770 (1984)
- [83] KÖSTER, U.: *Crystallization of amorphous silicon films*, phys. stat. sol. (a) 48, S. 313 (1978)
- [84] SAMESHIMA, T.; HARA, M.; USUI, S.: *XeCl excimer laser annealing used to fabricate poly-Si TFT's*, J. Appl. Phys. Vol. 28 No. 10, S. 1789 October (1989)
- [85] KRUSE, O.: *Hochauflösender Nachweis von Wasserstoff und Deuterium in Festkörpern mit der Methode der Detektion elastischer Rückstoßteilchen*, Dissertation, Max Plank Institut für Metallforschung, Institut für Physik, Stuttgart (1995)
- [86] POATE, J.M.; APPLETON, B. R.: *Laser annealing of semiconductors*, Academic Press, New York, (1982)
- [87] OLSON, G.L.; ROTH, J.A.: *Kinetics of solid face crystallization in amorphous silicon*, Materials Science Reports (Amsterdam, North-Holland, 1988)
- [88] PEREPEZKO, J.H.: *Solidification of highly supercooled liquid metals and alloys*, J. Non-Cryst. Solids 156-158, North-Holland, S. 463 (1993)
- [89] WILLIAMS, D.B.; CARTER, C.B.: *Transmission Electron Microscopy*, A Textbook for Materials Science, Plenum Press, New York and London, (ISBN 0-306-45247-2) (1996)
- [90] CULLITY, B.D.: *Element of X-ray diffraction*, Addison-Wesley, London, S. 259-272 (1956)
- [91] ANDRÄ, G., FALK, F.: *Studie zur Laserkristallisation amorpher Siliziumschichten*, Untersuchung für die Robert Bosch GmbH, Zentralbereich Forschung und Vorausbewertung, Mi-

krosystemtechnik, Lasertechnik und Dünne Schichten (FV/FLD), Stuttgart-Gerlingen, IPHT Jena (1997)

[92] LUFT, A.; KASPAR, J.: *Charakterisierung dünner laserkristallisierter Silizium-Schichten*, Untersuchung für die Robert Bosch GmbH, Zentralbereich Forschung und Vorausbwicklung, Mikrosystemtechnik, Lasertechnik und Dünne Schichten (FV/FLD), Stuttgart-Gerlingen, Bericht IWS-99/32/Bosch01, IWS Dresden (1999)

[93] SECCO D'ARAGONA, F.: *Dislocation etch for (100) planes in silicon*, J. Electrochem. Soc. 119, S. 948 (1972)

[94] EHLEN, G.; SCHWEIZER, A.; LUDWIG, A.; SAHM, P.R.: *Macroscopic modelling of Marangoni flow and solute redistribution during laser welding of steel*, 8th Int. Conf. on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Process, San Diego, S.289 (1998)

[95] PROF. DR. CRÖLL, A.: Institut für NE-Metallurgie und Reinstoffe, Technische Universität Bergakademie Freiberg: *Persönliche Mitteilung*, Oktober (2000)

[96] WALD, F.V.: *Crystall growth of silicon ribbons*, Silicon, Band V, Springer Berlin, Heidelberg, New York, S. 147-198 (1981)

[97] PAUW, L.J. VAN DER: *A method of measuring specific resistivity and Hall effect of discs of arbitrary shape*, Philips Res. Repts Vol 13, S. 1-9, February (1958)

[98] KALLFAB, T., Mitarbeiter am Institut für Netzwerk- und Systemtheorie, Universität Stuttgart: *Persönliche Mitteilung während einer Projektsitzung*, (1998)

[99] DIETSCH, M.; MARESC, S.; MOCHMANN, G.; CZECHANOWSKI, A.; BRILL, J.; HARRER, T.; MÖRSCH, G.; KNOLL, P.: *Thin film transistors with low temperature excimer-laser crystallized Silicon for use in simple circuits and shift registers*, Conference Proceedings Microtec 2000, 25.-27 Sept. (2000)

[100] MIMURA, A.; NAGAI, M.; MIKAMI, Y.; KUWABARA, K.; MORI, Y.; NAGAE, Y.; KANEKO, E.: *Doping mechanism in low energy ion doping and laser activation*, ASIA Display, S. 329 (1995)

[101] MÖRSCH, G.: *Herstellung von Ta₂O₅-Dielektrika mit 400 V-Spannungsfestigkeit und deren Anwendung in Dünnschichttransistoren*, Dissertation, Universität Stuttgart, Institut für Netzwerk- und Systemtheorie, (1988)

[102] KIM, C.-D.; MATSUMURA, M.: *Excimer-laser crystallized poly-Si TFT's with transparent gate*, IEEE Transactions on electron devices Vol. 43 No. 4, S. 576 April (1996)

[103] HARRER, T.; MARESC, S.; MERKLE, T.; LÜDER, E.: *Single area excimer-laser crystallization for the fabrication of bottom gate and top gate TFTs*, Eurodisplay Berlin, S. 57 (1999)

-
- [104] LÜDER, E.: *Flüssigkristall-Bildschirme - Tendenzen in Forschung und Produktion*, Euroforum Stuttgart, Display 97, S. 1, 28. Mai (1997)
- [105] SHIMIZU, K.; NAKAMURA, K.; HIGASHIMOTO, M.; SUGIURA, O.; MATSUMURA, M.: *High performance poly-Si thin-film transistors with excimer-laser annealed silicon-nitride gate*, Jpn J. Appl. Phys. Lett. Vol. 32 Part 1 No. 1B, S. 452 January (1993)
- [106] CZECHANOWSKI, A., Institut für Netzwerk- und Systemtheorie, Universität Stuttgart: *Persönliche Mitteilung*, Januar (2000)
- [107] GLÜCK, J.: *Mit a-Si:H-Dünnschichttransistoren angesteuerte flache Flüssigkristall-Bildschirme für Direktsicht und Projektion*. Dissertation, Institut für Netzwerk- und Systemtheorie, Universität Stuttgart (1999)

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit bei der Robert Bosch GmbH Stuttgart im Zentralbereich Forschung und Vorausbildung in der Abteilung Mikrosystemtechnik, Lasertechnik und Dünne Schichten (FV/FLD).

Eine ganze Reihe von Personen haben zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Ihnen allen möchte ich an dieser Stelle recht herzlich danken.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Hügel, der diese Arbeit als Hauptberichter durch zahlreiche wissenschaftliche Diskussionen und mit sehr viel Engagement betreut hat. Herrn Prof. i.R. Dr.-Ing. E. Lüder danke ich für die freundliche Übernahme des Mitberichts.

Für die Förderung dieser Arbeit im Rahmen des Verbundprojektes Präzisionsbearbeitung von Glas und dünnen Schichten sei dem BMBF (Förderkennzeichen: 13N7051/9) ausdrücklich gedankt.

Meinem Betreuer bei Bosch Dr.-Ing. Gilbert Mörsch danke ich für die stetige Förderung meiner Arbeit und für die ergiebigen Gespräche bezüglich vieler wissenschaftlicher Fragestellungen. Dr. Gottfried Flik bin ich zum Dank verpflichtet, weil er mir nützliche Wasserstoffgehaltsuntersuchungen ermöglichte. Dr. Thomas Köhler danke ich für die umfangreichen XRD-Analysen der Siliziumschichten. Dipl.-Ing. Klaus Küttner danke ich für die praktischen Hilfestellungen bei meinen Ätzprozessen. Für die Diskussionen und die überaus gute Zusammenarbeit bei der Installation und Wartung der Laserbearbeitungsanlage danke ich meinem Doktorandenkollegen Dipl.-Phys. Markus Dietsche. Allen anderen nicht namentlich genannten Kollegen danke ich für die angenehme Arbeitsatmosphäre.

Am Labor für Bildschirmtechnik der Universität Stuttgart bedanke ich mich bei Dipl.-Ing. Stefan Maresch für die vielen fruchtbaren Gespräche und für die Herstellung der Dünnschichttransistoren. Für die Unterstützung beim Layout der TFT-Lithographiemasken danke ich Dipl.-Ing. Thomas Harrer.

Am Institut für Physikalische Elektronik der Universität Stuttgart danke ich Dr. rer. nat. habil. Ralf Bergmann für die Ratschläge beim Layout der Lithographiemasken für Messstrukturen. Dipl.-Phys. Nils Jensen danke ich für die spektroskopischen Messun-

gen, Dipl.-Phys. Ralf Dassow für die Leitfähigkeitmessungen und Dr.-Ing. Gerhard Bilger für die SIMS-Untersuchungen.

Am Institut für Physikalische Hochtechnologie in Jena danke ich besonders Dr. Gudrun Andrä für die Materialuntersuchungen und Dr. Fritz Falk für die Bereitstellung des Simulationsprogrammes.

Dr. Silke Christiansen vom Institut für Werkstoffwissenschaften der Universität Erlangen danke ich für die AFM- und TEM-Analysen, sowie für die Unterstützung bei Probenpräparationen. Dr. Arnold Luft und Dipl.-Ing. Jörg Kasper vom Fraunhofer Institut für Werkstoff- und Strahltechnik in Dresden danke ich für die aufschlussreichen TEM-Analysen von ionenstrahlpolierten Schliffproben. Am Max-Planck-Institut in Büsnau danke ich Dr. Dieter Plachke für die ERDA-Wasserstoffgehaltsuntersuchungen und am Institut für Mikroelektronik der Universität Stuttgart Dr. Wolfgang Appel für die Dotierstoffimplantationen.

Bei Dr. Stefan Oelting von der Fa. Antec bedanke ich mich für die Beschichtung meiner Kunststofffolien mit Silizium. Für die erfolgreiche Zusammenarbeit bei der Konzeption der meinen Prozessanforderungen gerecht werdenden hochkomplexen Laserbearbeitungsanlage danke ich Dipl.-Ing. (FH) Gerhard Wolbold vom gleichnamigen Ingenieurbüro aus Magstadt.

Dank gebührt auch meinem Freund Dipl.-Ing. Sebastian Kaden für die vielen kostbaren Anregungen bei unseren Gesprächen.

Schließlich danke ich meinen Eltern von ganzem Herzen für die glücklichen Familienverhältnisse in denen aufwachsen durfte, sowie für die finanzielle Unterstützung während meines Studiums.

Meiner Freundin Sonja Sauter bin ich ganz besonders dankbar dafür, dass sie mir in dieser Zeit stets mit viel Geduld und Ihrer Liebe zur Seite gestanden hat.

Schopfheim, im Juli 2001

Gunter Mochmann

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart

Forschungsberichte des IFSW von 1992 bis 1999 erschienen im Teubner Verlag, Stuttgart

Zoske, Uwe

Modell zur rechnerischen Simulation von
Laserresonatoren und Strahlführungssystemen
1992, 186 Seiten, ISBN 3-519-06205-4

Gorritz, Michael

Adaptive Optik und Sensorik im
Strahlführungssystem von
Laserbearbeitungsanlagen
1992, vergriffen, ISBN 3-519-06206-2

Mohr, Ursula

Geschwindigkeitsbestimmende
Strahleigenschaften und Einkoppelmechanismen
beim CO₂-Laserschneiden von Metallen
1993, 130 Seiten, ISBN 3-519-06207-0

Rudlaff, Thomas

Arbeiten zur Optimierung des
Umwandlungshärtens mit Laserstrahlen
1993, 152 Seiten, ISBN 3-519-06208-9

Borik, Stefan

Einfluß optischer Komponenten auf die
Strahlqualität von Hochleistungslasern
1993, 200 Seiten, ISBN 3-519-06209-7

Paul, Rüdiger

Optimierung von HF-Gasentladungen für schnell
längsgeströimte CO₂-Lasern
1994, 149 Seiten, ISBN 3-519-06210-0

Wahl, Roland

Robotergeführtes Laserstrahlschweißen mit
Steuerung der Polarisationsrichtung
1994, 150 Seiten, ISBN 3-519-06211-9

Frederking, Klaus-Dieter

Laserlöten kleiner Kupferbauteile mit geregelter
Lotdrahtzufuhr
1994, 139 Seiten, ISBN 3-519-06212-7

Grünewald, Karin M.

Modellierung der Energietransferprozesse in
längsgeströimten CO₂-Lasern
1994, 158 Seiten, ISBN 3-519-06213-5

Shen, Jialin

Optimierung von Verfahren der
Laseroberflächenbehandlung mit gleichzeitiger
Pulverzufuhr
1994, 160 Seiten, ISBN 3-519-06214-3

Arnold, Johannes M.

Abtragen metallischer und keramischer
Werkstoffe mit Excimerlasern
1994, 192 Seiten, ISBN 3-519-06215-1

Holzwarth, Achim

Ausbreitung und Dämpfung von Stoßwellen in
Excimerlasern
1994, 153 Seiten, ISBN 3-519-06216-X

Dausinger, Friedrich

Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und
Prozeffektivität
1995, 143 Seiten, ISBN 3-519-06217-8

Meiners, Eckhard

Abtragende Bearbeitung von Keramiken und
Metallen mit gepulstem Nd:YAG-Laser als
zweistufiger Prozeß
1995, 120 Seiten, ISBN 3-519-06222-4

Beck, Markus

Modellierung des Lasertiefschweißens
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06218-6

Breining, Klaus

Auslegung und Vermessung von
Gasentladungsstrecken für CO₂-
Hochleistungslaser
1996, 131 Seiten, ISBN 3-519-06219-4

Griebsch, Jürgen

Grundlagenuntersuchungen zur
Qualitätssicherung beim gepulsten
Lasertiefschweißen
1996, 133 Seiten, ISBN 3-519-06220-8

Krepulat, Walter

Aerodynamische Fenster für industrielle
Hochleistungslaser
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06221-6

Xiao, Min

Vergleichende Untersuchungen zum Schneiden
dünner Bleche mit CO₂- und Nd:YAG-Lasern
1996, 118 Seiten, ISBN 3-519-06223-2

Glumann, Christiane

Verbesserte Prozeßsicherheit und Qualität durch
Strahlkombination beim Laserschweißen
1996, 143 Seiten, ISBN 3-519-06224-0

Gross, Herbert

Propagation höhermodiger Laserstrahlung und
deren Wechselwirkung mit optischen Systemen
1996, 191 Seiten, ISBN 3-519-06225-9

Rapp, Jürgen

Laserschweißsignung von Aluminiumwerkstoffen
für Anwendungen im Leichtbau
1996, 202 Seiten, ISBN 3-519-06226-7

Wittig, Klaus

Theoretische Methoden und experimentelle Verfahren zur Charakterisierung von Hochleistungslaserstrahlung
1996, 198 Seiten, ISBN 3-519-06227-5

Grünenwald, Bernd

Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO₂-Hochleistungslaser
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06229-1

Lee, Jae-Hoon

Laserverfahren zur strukturierten Metallisierung
1996, 154 Seiten, ISBN 3-519-06232-1

Albinus, Uwe N. W.

Metallisches Beschichten mittels PLD-Verfahren
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06233-X

Wiedmaier, Matthias

Konstruktive und verfahrenstechnische Entwicklungen zur Komplettbearbeitung in Drehzentren mit integrierten Laserverfahren
1997, 129 Seiten, ISBN 3-519-06228-3

Bloehs, Wolfgang

Laserstrahlhärten mit angepaßten Strahlformungssystemen
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06230-5

Bea, Martin

Adaptive Optik für die Materialbearbeitung mit CO₂-Laserstrahlung
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06231-3

Stöhr, Michael

Beeinflussung der Lichtemission bei mikrokanalgekühlten Laserdioden
1997, 147 Seiten, ISBN 3-519-06234-8

Plaß, Wilfried

Zerstörschwellen und Degradation von CO₂-Laseroptiken
1998, 158 Seiten, ISBN 3-519-06235-6

Schaller, Markus K. R.

Lasergestützte Abscheidung dünner Edelmetallschichten zum Heißgaskorrosionsschutz für Molybdän
1998, 163 Seiten, ISBN 3-519-06236-4

Hack, Rüdiger

System- und verfahrenstechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO₂-Lasern im Leistungsbereich bis 5 kW
1998, 165 Seiten, ISBN 3-519-06237-2

Krupka, Rene

Photothermische Charakterisierung optischer Komponenten für Hochleistungslaser
1998, 139 Seiten, ISBN 3-519-06238-0

Pfeiffer, Wolfgang

Fluiddynamische und elektrophysikalisch optimierte Entladungsstrecken für CO₂-Hochleistungslaser
1998, 152 Seiten, ISBN 3-519-06239-9

Volz, Robert

Optimiertes Beschichten von Gußeisen-, Aluminium- und Kupfergrundwerkstoffen mit Lasern
1998, 133 Seiten, ISBN 3-519-06240-2

Bartelt-Berger, Lars

Lasersystem aus kohärent gekoppelten Grundmode-Diodenlasern
1999, 135 Seiten, ISBN 3-519-06241-0

Müller-Hummel, Peter

Entwicklung einer Inprozeßtemperaturmeßvorrichtung zur Optimierung der laserunterstützten Zerspansung
1999, 139 Seiten, ISBN 3-519-06242-9

Rohde, Hansjörg

Qualitätsbestimmende Prozeßparameter beim Einzelpulsbohren mit einem Nd:YAG-Slablaser
1999, 171 Seiten, ISBN 3-519-06243-7

Huonker, Martin

Strahlführung in CO₂-Hochleistungslasersystemen zur Materialbearbeitung
1999, 121 Seiten, ISBN 3-519-06244-5

Callies, Gert

Modellierung von qualitäts- und effektivitätsbestimmenden Mechanismen beim Laserabtragen
1999, 119 Seiten, ISBN 3-519-06245-3

Schubert, Michael E.

Leistungsskalierbares Lasersystem aus fasergekoppelten Singlemode-Diodenlasern
1999, 105 Seiten, ISBN 3-519-06246-1

Kern, Markus

Gas- und magnetofluidynamische Maßnahmen zur Beeinflussung der Nahtqualität beim Laserstrahlschweißen
1999, 132 Seiten, ISBN 3-519-06247-X

Raiber, Armin

Grundlagen und Prozeßtechnik für das Lasermikrobohren technischer Keramiken
1999, 135 Seiten, ISBN 3-519-06248-8

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart

Forschungsberichte des IFSW ab 2000 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

Schittenhelm, Henrik

Diagnostik des laserinduzierten Plasmas
beim Abtragen und Schweißen
2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-712-1

Stewen, Christian

Scheibenlaser mit Kilowatt-Dauerstrichleistung
2000, 145 Seiten, ISBN 3-89675-763-6

Schmitz, Christian

Gaselektronische Analysemethoden zur
Optimierung von Lasergasentladungen
2000, 107 Seiten, ISBN 3-89675-773-3

Karszewski, Martin

Scheibenlaser höchster Strahlqualität
2000, 132 Seiten, ISBN 3-89675-785-7

Chang, Chin-Lung

Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim
Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik
2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-825-X

Haag, Matthias

Systemtechnische Optimierungen der
Strahlqualität von Hochleistungsdiodenlasern
2000, 166 Seiten, ISBN 3-89675-840-3

Bahn Müller, Jochen

Charakterisierung gepulster Laserstrahlung zur
Qualitätssteigerung beim Laserbohren
2000, 138 Seiten, ISBN 3-89675-851-9

Schellhorn, Martin Carl Johannes

CO-Hochleistungslaser : Charakteristika und
Einsatzmöglichkeiten beim Schweißen
2000, 142 Seiten, ISBN 3-89675-849-7

Angstenberger, Birgit

Fliehkraftunterstütztes Laserbeschichten
2000, 153 Seiten, ISBN 3-89675-861-6

Bachhofer, Andreas

Schneiden und Schweißen von Aluminium-
werkstoffen mit Festkörperlasern für den
Karosseriebau
2001, 194 Seiten, ISBN 3-89675-881-0