

**Membran- und Struktur-Ätzprozesse für  
großflächige Projektionsmasken  
in der Nanolithografie**

Von der Fakultät  
für Maschinenbau der Universität Stuttgart  
zur Erlangung der Würde eines  
Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von  
**Dipl.-Phys. Florian Letzkus**  
aus Tübingen

Hauptberichter:	Prof. Dr. B. Höfflinger
Mitberichter:	Prof. Dr. H. Sandmaier
Tag der Einreichung:	26. September 2002
Tag der mündlichen Prüfung:	21. Mai 2003

Institut für Mikroelektronik Stuttgart

2003



## KURZFASSUNG

In der vorliegenden Dissertation wurden neuartige Membran- und Struktur-Ätzprozesse für Lochmasken (Stencilmasken) und Si- bzw. Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membranmasken mit strukturiertem Al-Metallabsorber entwickelt. Prozesse von grundsätzlicher Bedeutung für die Herstellung von mikromechanischen Bauteilen und Membranmasken sind erarbeitet worden.

Si-Stencilmasken für die Ionen-Projektions-Lithografie (IPL) und Ionen-Projektions-Direkt-Strukturierung (IPDS) von Magnetspeicherschichten wurden in einem 150mm Wafer-Flow-Prozess gefertigt. Ein völlig neuer Ansatz lag dabei in der Verwendung von SOI Wafern als Ausgangsmaterial für die Maskenherstellung. Mit Hilfe der Elektronenstrahlithografie wurde die Lackmaske strukturiert; anschließend die Strukturen mit einem Trockenätzprozess in die SOI Schicht übertragen. Dieser Trockenätzprozess wurde mit einer SF<sub>6</sub>/C<sub>4</sub>F<sub>8</sub> Gas Chopping Ätz Technik (GCÄT) bis auf die vergrabene Oxidschicht durchgeführt. Sub 200nm Loch- und Linienstrukturen konnten in eine 3µm SOI Schicht maßhaltig und mit einem definierten Öffnungswinkel übertragen werden. Die Möglichkeit einer weiteren Verkleinerung der lateralen Si-Strukturdimensionen in den sub 100nm Bereich über Auffüllprozesse wurde experimentell erprobt und die Anwendung für das ESE (Electrostatic Step Exposure)-Maskenkonzept diskutiert. Mit der GCÄT wurden zudem Si-Ätzprozesse für mikromechanische Anwendungen und Stencilmasken von 10µm-100µm Ätztiefe und komplette Waferdurchätzungen entwickelt. In einen 150nm dicken Al-Absorber konnten auf 150-200nm dicken Si- und Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membranen Minimalstrukturen von 150nm realisiert werden. Alle Struktur-Ätzprozesse wurden hinsichtlich Maßhaltigkeit, Profil und Selektivität zur Maskierschicht geprüft und charakterisiert.

Für die Si-Membranätzung wurden verschiedene Nassätzprozesse in KOH- und TMAH-Lösungen und Kombinationen aus Trocken- und Nassätzschritten entwickelt. Die verschiedenen Membran-Ätzprozesse wurden systematisch untersucht und mit den bisher vorhandenen Theorien verglichen. Durch eine spezielle Prozessführung bei der Membran-Trockenätzung konnte die Ätzhomogenität um den Faktor 3 verbessert werden. Bei der Nassätzung konnte mit chemischen Zusätzen in TMAH-Lösungen die Ausbeute, Ätzrate und Selektivität zu Dielektrika bzw. Metallschichten erheblich gesteigert werden. Großflächige und strukturierte Si-Membranen mit einem kreisförmigen Durchmesser von 126mm, einer Membrandicke von 1,8µm-3µm und einem Öffnungsgrad von >60% konnten hergestellt werden. 100-200nm dicke Si- und Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membranmasken konnten, sowohl mit als auch ohne Al-Absorberstruktur mit Membrangrößen bis zu 125mm<sup>2</sup> realisiert werden.

## ABSTRACT

The focal point of this thesis is the development and characterization of new Si membrane and trench etch processes to fabricate stencil masks and Si or Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> membrane masks with structured Al absorption layers. New fabrication processes of fundamental importance for the manufacture of micro-mechanical devices and membrane masks have been demonstrated.

Si stencil masks for Ion Projection Lithography (IPL) in CMOS technology and Ion Projection Direct Structuring (IPDS) of magnetic media layers for storage technology have been fabricated in a 150mm wafer process. A new approach in this work was the use of SOI (Silicon on Insulator) wafers as the base material for the mask. The SOI wafers were patterned by electron beam direct writing of the pattern into a resist layer, and a Si dry etch process was used to transfer this pattern into the SOI wafer. The dry etch process used to etch the Si down to the buried oxide layer was the SF<sub>6</sub>/C<sub>4</sub>F<sub>8</sub> Gas Chopping Etch Technique (GCET). Sub-200nm hole structures and line structures, both with controlled opening angles, have been realized in a 3μm thick SOI layer. The possibility of further reducing the lateral Si feature sizes into the sub-100nm region by using a partial filling process has been experimentally proven and the application of this technique to implement the ESE (Electrostatic Step Exposure) mask concept has been discussed. GCET was also used to develop Si dry etch processes suitable for micro-mechanical applications, including processes with etch depths of 10μm and 100μm, and a process that can etch completely through a silicon wafer. Minimum lateral feature sizes of 150nm have been realized in a 150nm thick Al absorption layer on top of 150-200nm thick Si or Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> membrane layers. All the Si and Al etch processes have been characterized with respect to the minimum feature size attainable, etch profile, and etch rate selectivity to the mask layers utilized.

For Si membrane etching, different wet chemical etch processes using KOH and TMAH solutions, and combined wet and dry etch processes have been developed. The different membrane etch processes have been investigated systematically and compared with existing theoretical models. As a result of a special process flow for the membrane dry etch, the etch uniformity was improved by a factor of 3. The use of chemical additives in the TMAH wet etch solution resulted in a considerable improvement in the yield, etch rate, and selectivity to different dielectric and metal layers. Large-area structured Si membranes with a circular diameter of 126mm, a membrane thickness of 1.8μm-3.0μm, and an open area of >60% have been realized. 100-200nm thick Si and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> membrane masks, with and without Al absorption layers, and with membrane areas up to 125mm<sup>2</sup> have been fabricated.



---

<b>INHALTSVERZEICHNIS</b> .....	<b>6</b>
<b>1 EINLEITUNG</b> .....	<b>9</b>
1.1 Die Ionen-Projektions-Lithografie .....	15
1.2 Die Stencilmaske .....	20
<b>2 DER SOI WAFER-FLOW-PROZESS</b> .....	<b>23</b>
2.1 Das Grundprinzip .....	23
2.2 Der SOI Wafer-Flow-Fertigungsprozess für Stencilmasken .....	26
<b>3 DIE STRUKTURÄTZUNG</b> .....	<b>29</b>
3.1 Grundbegriffe und Theorie der Plasmaätzung .....	29
3.1.1 Plasmareaktoren .....	31
3.1.2 Die anisotrope Si-Plasmaätzung .....	34
3.1.3 Grundlagen der Gas Chopping Ätztechnik .....	37
3.2 Die ICP Plasmaätzanlage .....	40
3.3 Strukturätzung im SOI Stencilmaskenprozess .....	41
3.3.1 Die Resistmaske .....	42
3.3.2 Die Trenchätzprozessentwicklung .....	49
3.3.3 Untersuchungen zur strukturabhängigen Ätzrate bei Si-Trockenätzprozessen .....	55
3.4 CD SEM Charakterisierung der Trenchätzprozesse .....	60
3.4.1 CD Lack- und Ätzmaß .....	60
3.4.2 CD Messergebnisse an PDT IPL Stencilmasken .....	63

---

<b>4 DIE MEMBRANÄTZUNG .....</b>	<b>69</b>
4.1 Einführung und Theorie der nasschemischen Si-Ätzung .....	69
4.2 Nassätzprozesse für die Membranherstellung .....	73
4.2.1 Ätzzellen und Nassätzbank .....	73
4.2.2 KOH-/TMAH-Zweischrittprozess .....	77
4.2.3 TMAH-Mehrscheibenprozess .....	86
4.3 Trockenätzprozesse für die Membranherstellung .....	93
4.3.1 Präparationstechnik .....	95
4.3.2 Charakterisierung und Entwicklung von Hochrate Trockenätzprozessen .....	96
4.3.3 Belegungsgrad und Si-Uniformity Ring .....	104
4.3.4 Temporäre Resistmaske und Kombinationsprozesse .....	108
4.3.5 Der Doppel SOI Wafer-Flow-Prozess .....	114
<b>5 DIE ELECTROSTATIC STEP EXPOSURE-MASKE .....</b>	<b>120</b>
5.1 Idee und Fertigungskonzept .....	120
5.1.1 Abscheide- und Auffüllprozesse .....	123
5.1.2 CVD Abscheideprozess .....	123
5.1.3 Aluminium Sputterschicht .....	125
5.1.4 Aluminium als Ionen-Schutzschicht .....	129
5.1.5 Ionen-Belichtungsergebnisse .....	132
<b>6 PROZESSVARIANTEN UND AUSFÜHRUNGSBEISPIELE .....</b>	<b>134</b>
6.1 Membranmasken mit Absorberstrukturen .....	134
6.1.1 Si-Membranmasken mit Al-Absorber .....	134
6.1.2 Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> -Membranmasken mit Al-Absorber .....	141
6.1.3 Spannungsbetrachtungen der Si- und Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> -Membranträgerschicht .....	146
6.2 Stencilmasken mit eng tolerierten Außenabmessungen .....	148
6.2.1 Motivation und Problemstellung .....	148
6.2.2 Fertigungsprozess .....	149

---

6.3 Die Referenzplatte .....	156
6.3.1 Grundlagen des Pattern-Lock-Systems .....	156
6.3.2 Herstellungsprozess des Referenzplatten-Wafers .....	158
6.3.3 Charakterisierung des Referenzplatten-Wafers .....	162
6.4 Formatblenden.....	165
6.4.1 Schreibprinzip .....	166
6.4.2 Herstellungsprozess .....	168
6.5 Die Ionen-Projektions-Strukturierung von magnetischen Datenschichten .....	171
6.5.1 Spezifische Anforderungen an die Stencilmaske.....	173
6.5.2 Belegungsgrad und Stabilitätsuntersuchungen .....	174
6.5.3 Lithografie von „Any Angle Maskentrukturen“ .....	179
6.5.4 Bestrahlungsergebnisse auf magnetischen Datenträgern.....	182
<b>7 ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK .....</b>	<b>187</b>
<b>ANHANG .....</b>	<b>I</b>
<b>LITERATURVERZEICHNIS .....</b>	<b>II</b>

## 1 EINLEITUNG

Die fortschreitende Miniaturisierung von Logik- und Speicherbauelementen in der Silizium Halbleiterindustrie erfordert neue Herstellungsmethoden und Konzepte. Dabei steht besonders die Lithografie als strukturdefinierendes Verfahren vor einem dramatischen Umbruch. Die Abbildung 1 gibt das Moorsche Gesetz [1] wieder, das den Zusammenhang zwischen der erforderlichen Auflösung (minimale Strukturabmessung) und dem Einführungszeitpunkt in die industrielle Fertigung beschreibt. Für die Anzahl der MOS (Metal Oxide Semiconductor) Transistoren pro Chip bedeutet dies jeweils eine Verzehnfachung in fünf Jahren und fast eine Verhundertfachung in einem Zeitraum von zehn Jahren.

Dieses empirische Gesetz hat in den letzten Jahrzehnten in der optischen Lithografie seine Gültigkeit bewiesen und die Weiterentwicklung der Masken- und Gerätetechnologie maßgeblich bestimmt.

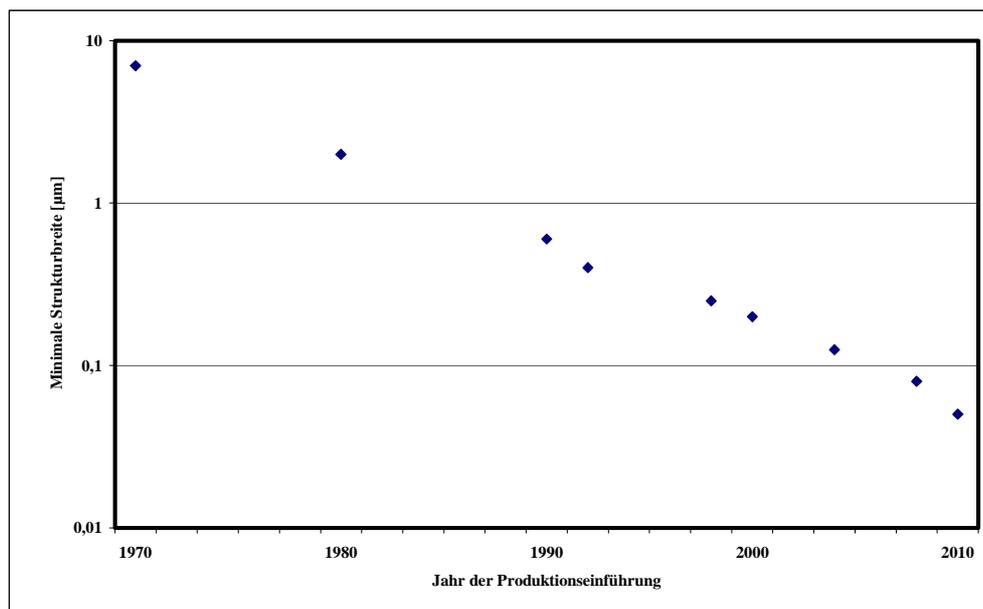


Abb. 1 Das Moorsche Gesetz

Weltweit werden in der Produktion von integrierten Schaltkreisen optische Belichtungsgeräte (vorwiegend Waferstepper) eingesetzt. Bei Steppern werden in einem Belichtungsschritt Strukturen einer Maske durchstrahlt und mit Hilfe einer 5fachen Verkleinerungsoptik auf einen belackten Si-Wafer abgebildet. Nach dieser 1. Belichtung wird der Wafer über einen x-y Tisch (Waferstage) an die nächste Chipposition gefahren und der Belichtungsvorgang erneut ausgeführt.

Mit einer fortschreitenden Verkleinerung der eingesetzten Stepper Lichtwellenlänge von 436nm (g-line, Hg Lampe) auf zur Zeit 193nm (Deep UV, ArF-Excimer Laser), der Einführung von Enhancement Maskentechniken, wie der optischen Proximity Korrektur [2] und Phase Shift Masken [3] lassen sich inzwischen Strukturbreiten von  $0,15\mu\text{m}$  -  $0,13\mu\text{m}$  erreichen, wie sie für die Herstellung von 256MB DRAM Speicherchips benötigt werden. Ab dem Jahr 2007 muss nach dem Moorschen Gesetz für die Produktion eine Lithografiertechnologie verfügbar sein, die es erlaubt, Strukturdimensionen kleiner 100nm herzustellen. Ob sich die optische Projektions Lithografie für die Herstellung solcher Strukturen durchsetzen wird, ist aber aufgrund von physikalischen und vor allem ökonomischen Gegebenheiten sehr fraglich. Daher ist die Entwicklung von neuen Lithografie-konzepten erforderlich. Für die sub 100nm Lithografie kommen neue Lithografieverfahren in Betracht, die auch als NGL (Next Generation Lithography) Verfahren bezeichnet werden:

- (i) Röntgenstrahl-Proximity-Lithografie [4]
- (ii) Elektronenstrahl-Projektions-Lithografie (PREVAIL, SCALPEL) [5]
- (iii) Extreme UV-Lithografie (EUV) [6]
- (iv) Ionen-Projektions-Lithografie (IPL) [7]

Alle diese NGL Verfahren verlangen einen neuen Maskentypus. Die in der optischen Lithografie verwendeten Quarzglasmasken mit einer strukturierten Cr-Absorberschicht müssen durch neue Materialien und Herstellungsprozesse ersetzt werden. Die Abbildung 2 zeigt vier verschiedene Maskentypen, die für die NGL Verfahren zum Einsatz kommen und nachfolgend kurz beschrieben werden.

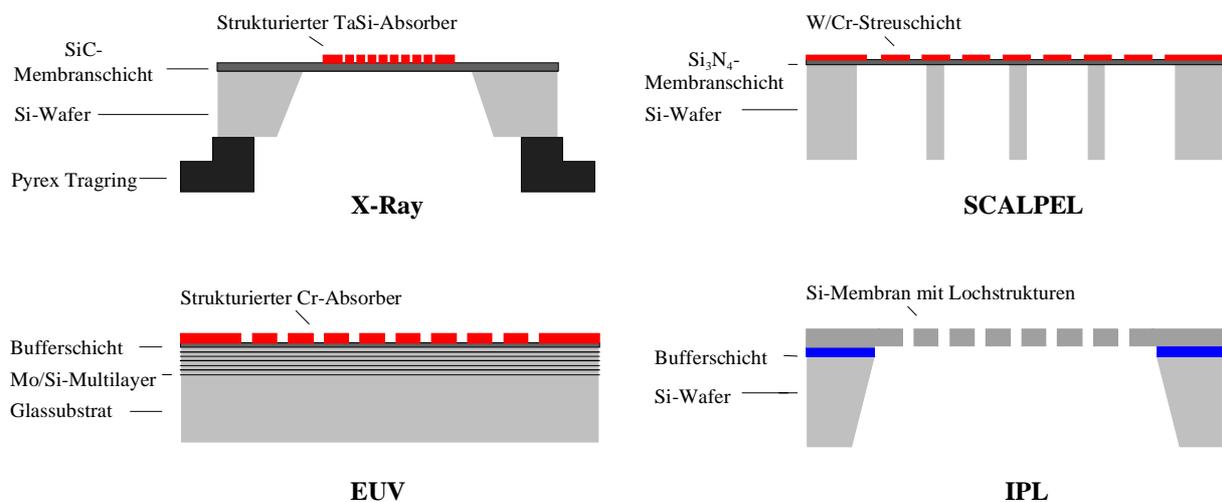


Abb. 2 Die vier NGL Maskentypen

Der Maskentyp für die Röntgenstrahl-Proximity-Lithografie besteht typischerweise aus einer 2µm dünnen SiC-Membran, die als Träger für den strukturierten Metallabsorber dient. Als Absorbermaterial wird eine 500nm dünne TaSi-Schicht auf die Membran abgeschieden und anschließend strukturiert. Die Membranflächen haben eine Größe von 35mm x 35mm. Aus Stabilitäts- und Transportgründen wird der fertige Membranwafer auf einen Pyrex Tragring gebondet. Die Röntgenstrahl-Proximity-Lithografie stellt als 1:1 Verfahren hohe Anforderungen an die Maske, da die Spezifikationen bezüglich Minimalstruktur und Fehlerbudget deutlich höher sind als bei den drei anderen 4x-Lithografieverfahren.

Bei der 4x-Elektronenstrahl-Projektions-Lithografie kommen sowohl Lochmasken, (vgl. Kapitel 1.2) als auch Streu-Membranmasken, wie in Abbildung 2 skizziert, zum Einsatz. Diese Streu-Membranmasken bestehen aus einer etwa 150nm dünnen Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membranschicht und einer 25nm dünnen strukturierten Streuschicht aus W oder Ta. Sowohl die Membran- als auch die Streuschicht sind so dünn, dass Elektronen hindurchgelangen. Die Kontrasterzeugung erfolgt dadurch, dass die Elektronen an der Streuschicht stärker gestreut werden, als an der Membranschicht. Mittels einer Aperturblende im abbildenden Linsensystem werden die stark gestreuten Elektronen abgefangen, während die schwach gestreuten Elektronen in die Waferebene gelangen und dort das Bild erzeugen. Die Membranflächen der SCALPEL und PREVAIL Masken sind 1mm<sup>2</sup> groß und durch 0.2mm breite Stege voneinander getrennt. Durch eine spezielle Schreibstrategie, bei der sich Maske und Wafer gegeneinander bewegen (Step & Scan), werden die Strukturen auf den einzelnen Membranflächen aneinanderbelichtet, so dass das gewünschte Gesamtbild entsteht.

Bei der EUV-Lithografie werden im Gegensatz zu allen anderen NGL Verfahren keine fragilen Membran- oder Stencilmasken verwendet, sondern massive Reflexionsmasken. Diese bestehen aus einem 6,25mm dicken Quarzglassubstrat, auf dessen Oberfläche abwechselnd 3nm dünne Mo- und Si-Schichten durch einen Sputterprozess aufgebracht werden. Die insgesamt 40-60 Doppelschichten sind von ihrer Dicke und dementsprechend von ihren Reflexionseigenschaften genau auf die verwendete EUV Wellenlänge von 13,4nm abgestimmt. Die Reflexionsschichten sind von einer 20-30nm dünnen Buffer-Schicht aus SiO<sub>2</sub> bedeckt, die als Schutz- und Stoppschicht für den Absorberätzprozess dient. Als Absorbermaterialien kommen dünne Cr- oder Ta-Schichten zum Einsatz.

In der 4x-Ionen-Projektions-Lithografie werden dünne, aus Silizium hergestellte Membran-Lochmasken, sogenannte Stencilmasken, verwendet, die aus 150mm oder 200mm Si-Wafern gefertigt

werden. Sie haben eine Membrandicke zwischen 2-3 $\mu\text{m}$  und bei Verwendung von 150mm Wafern einen Membrandurchmesser von 126mm. Die Membran wird von ihrem natürlichen Waferring gehalten und aufgespannt. Der Herstellungsprozess von Si-Stencilmasken lässt sich unabhängig von der Fertigung in einem Wafer-Flow- oder Membran-Flow-Prozess (vgl. Kapitel 2.1) in zwei Hauptprozessschritte unterteilen, nämlich einer Si-Trenchätzung, bei der ein Maskenpattern in die Membranschicht übertragen wird und einer Membranätzung, bei der ein massiver Si-Wafer bis auf einen mehrere  $\mu\text{m}$  dünnen und mehrere  $\text{cm}^2$  großen Membranbereich gedünnt wird. Herstellung und Prozesse für diesen Maskentyp wurden in dieser Dissertation entwickelt; sie werden in den Kapiteln 3 und 4 ausführlich beschrieben.

Ein besonderes Kennzeichen der Stencilmasken ist, dass bestimmte Strukturgeometrien, beispielsweise Box in Box Geometrien, nicht in einer Maske realisiert werden können (Donut Problem). Solche Strukturen müssen in zwei zueinander komplementäre Designs zerlegt werden (A/B Maskensplitt) und dementsprechend mit zwei Masken belichtet werden. Im Vergleich zu den anderen Maskenkonzepten verteuert die zusätzliche Maske den Lithografieschritt und ist daher ein großer Nachteil der Stencilmaskentechnologie. Eine Möglichkeit, diesen Maskensplitt zu vermeiden, stellt die sogenannte ESE (Electrostatic Step Exposure)-Maske [8] dar, bei der die unterschiedlichen Geometrien der Maskenstrukturen in ein Lochmuster zerlegt werden. Die technologischen Möglichkeiten für die Herstellung dieses speziellen Maskentyps werden in Kapitel 5 diskutiert und beschrieben.

Sowohl für die optischen- als auch die NGL Maskentypen sind die Fertigungstoleranzen bezüglich Lagegenauigkeit und CD (Critical Dimension, vgl. Kapitel 3.4) maßgebliche Parameter, die das Technologieniveau der Maske und der gefertigten Produkte bestimmen. Dabei sind die Strukturdefinition mit Lithografieverfahren (Elektronenstrahlschreibern, Laserschreibern) und die Strukturübertragung mit Nass- oder Trockenätzprozessen bei der Maskenherstellung die entscheidenden Prozesse. Beide Prozesse müssen als abhängige Einheit angesehen werden, die nur in einer genauen Abstimmung aufeinander die erforderlichen Maskenspezifikationen erreichen können. Für die in dieser Arbeit entwickelten Strukturätzprozesse waren vor allem die erreichbare Minimalstruktur und die CD Spezifikationen Zielgrößen der Prozessentwicklung. Tabelle 1 zeigt die Masken und Wafer Spezifikationen für heutige und zukünftige Chipgenerationen. Diese Werte sind aus der ITRS (International Roadmap for Semiconductors) [9] entnommen, die weltweit sowohl für Equipment- als auch Chiphersteller einen bindenden Standard darstellt. Nach dieser Roadmap werden ab dem Jahr 2005 NGL Verfahren neben den klassischen optischen Techniken zum Einsatz kommen. Diese

werden vor allem im „Mix and Match“ Betrieb für besonders kritische Lithografieebenen, wie sie beispielsweise die Poly Gate Ebene eines Transistordesigns darstellt, eingesetzt [10].

<b>Produktionseinführung</b>	<b>1999</b>	<b>2002</b>	<b>2005</b>	<b>2008</b>	<b>2011</b>
<b>Technologiegeneration</b>	<b>180nm</b>	<b>130nm</b>	<b>100nm</b>	<b>70nm</b>	<b>50nm</b>
<b>Minimalstrukturen in der Waferebene</b>					
Lines & Spaces [nm]	180	130	100	70	50
Isolierte Linie [nm]	140	90	65	45	30
Kontaktloch [nm]	200	150	115	80	55
<b>Masken Spezifikationen</b>					
Lithografiertechnologie	Optisch	Optisch	Opt./NGL	Opt./NGL	NGL
Verkleinerungsfaktor	4x	4x	≥4x	≥4x	≥4x
Minimalstruktur [nm]	560	360	260	180	120
Lagegenauigkeit [nm]	39	27	21	15	12
CD Uniformity [3σ, nm]					
Lines & Spaces	24	13	10, 20 <sup>#</sup> /16	14 <sup>#</sup> /11	5
Isolierte Linie	16	10	7, 14 <sup>#</sup> /10	10 <sup>#</sup> /7	8
Kontaktloch	24	14	11/18	8 <sup>#</sup> /12	9
Linearität [nm]	28	20	14	10	7
CD Mean to Target [nm]	14	10	8	6	5

Tabelle 1 Wafer- und Maskenspezifikationen (Ausschnitt aus ITRS 1999)

Am Institut für Mikroelektronik wurden im Rahmen des MEDEA (Micro Electronic Devices for European Applications)-Projektes T611 „Future Lithography-Ion Projection Lithography“ verschiedene Herstellungsprozesse für Stencilmasken entwickelt und charakterisiert [11].

Ein völlig neuer Ansatz lag dabei in der Verwendung von 150mm SOI (Silicon On Insulator) Wafern für die Maskenherstellung. Diese wurden in einer CMOS Fertigungslinie mit einem sogenannten SOI Wafer-Flow-Prozess, auf den in Kapitel 2.2 näher eingegangen wird, prozessiert. Standard CMOS Prozesse wie auch neuartige Struktur- und Membranätzprozesse wurden in einer spezifischen Abfolge für die Maskenherstellung miteinander verknüpft.

# Werte in ITRS beziehen sich auf Phase Shift Masken

---

In der vorliegenden Dissertation wurden neue Prozesse für die Struktur-/Membranätzung und Realisierung von ESE-Masken in der Stencilmaskenherstellung entwickelt. Auf Basis dieser Prozesse wurden verschiedene Typen von Membranmasken, Stencilmasken und mikromechanischen Bauteilen, welche in Kapitel 6 ausführlich beschrieben werden, hergestellt und charakterisiert.

### 1.1 Die Ionen-Projektions-Lithografie

Das Konzept der Ionen-Projektions-Lithografie (IPL) wurde schon in den 70er Jahren von Stengl et al. [12] entwickelt. Die Funktionsweise ist ähnlich wie bei einem optischen Stepper. Maskenstrukturen werden mit Hilfe einer elektrostatischen Linsenoptik in die Bildebene auf einen mit Photoresist belackten Wafer abgebildet. Die eingesetzten Ionenspezies sind  $H^+$ - oder  $He^+$ -Ionen. Der Verkleinerungsfaktor liegt je nach Geräteausführung bisher bei 4x oder 8,7x [13, 14].

Beugungsbegrenzt hängt das Auflösungsvermögen  $d_{\min}$  und die Schärfentiefe  $F$  bei einer Abbildung von der verwendeten Licht- bzw. Teilchen-Wellenlänge  $\lambda$  und der Numerischen Apertur  $NA$  ab. Nach dem Rayleigh Kriterium werden zwei Bildpunkte noch getrennt wahrgenommen, wenn das Beugungmaximum des einen in das erste Beugungsminimum des benachbarten Bildpunktes fällt. Es gilt also für das Auflösungsvermögen  $d_{\min}$  und die Schärfentiefe  $F$ :

$$d_{\min} = k_1 \frac{\lambda}{NA} \quad [\text{Gl. 1}]$$

$$F \approx \frac{\lambda}{(NA)^2} \quad [\text{Gl. 2}]$$

Der  $k_1$  Faktor in Gl. 1 hat Werte im Bereich von  $0,3 \leq k_1 \leq 0,8$ . Er ist ein Qualitätsmerkmal, der das lithographische Prozessfenster beschreibt, und ist u.a. abhängig von den verwendeten Photolacken und Maskentypen.

Im Vergleich zur optischen Lithografie und den anderen NGL Technologien, verwendet die IPL die kleinste Wellenlänge (vgl. Abb. 3). Dies ermöglicht den Einsatz einer Reduktionsoptik mit einer sehr kleinen Numerischen Apertur  $NA$ . Mit einer ionenoptisch gegebenen  $NA = 10^{-5}$ , einem Faktor  $k_1 = 0,5$  und einer Ionenwellenlänge  $\lambda_{100\text{keV He}^+\text{-Ionen}} = 5 \times 10^{-5} \text{ nm}$  ergibt sich nach den Gleichungen 1 und 2 ein theoretisches Auflösungsvermögen  $d_{\min} = 2,5 \text{ nm}$  und eine Fokustiefe  $F \approx 500 \mu\text{m}$ . Die beugungsbegrenzte Auflösung liegt somit weit unterhalb des angestrebten Technologieniveaus von 50nm. Bei einer Abbildung durch ein Projektionssystem treten jedoch weitere Abbildungsfehler auf, welche die Auflösung begrenzen. In der Projektionslithografie mit geladenen Teilchen sind folgende Fehlerbeiträge auflösungsbegrenzend:

- (i) Farbfehler  $\delta_{\text{Chromatisch}}$
- (ii) Geometrische Aberationen  $\delta_{\text{Geometrisch}}$
- (iii) Stochastischer Fehler  $\delta_{\text{Stochastisch}}$

Diese verschiedenen Abbildungsfehler führen zu einem Gesamtfehler  $\delta_{\text{Gesamt}}$ , der in erster Näherung durch die Quadratwurzel aus der Summe der quadratischen Einzelfehler beschrieben wird:

$$\delta_{\text{Gesamt}} = \sqrt{\delta_{\text{Chromatisch}}^2 + \delta_{\text{Geometrisch}}^2 + \delta_{\text{Stochastisch}}^2} \quad [\text{Gl. 3}]$$

Die chromatische Aberation  $\delta_{\text{Chromatisch}}$  hat ihren Ursprung in der unterschiedlichen Beugung von verschiedenen Wellenlängen an einer Linse. In der Photonen Optik wird diese Eigenschaft als Dispersion  $n=n(\lambda)$  bezeichnet. In der Ionenlithografie entstehen diese verschiedenen Wellenlängen durch eine Energieverteilung  $E+\Delta E$  der Teilchen, die maßgeblich von der verwendeten Ionenquelle abhängt. Die Energieunschärfe  $\Delta E$  liegt bei der im IPL  $\alpha$ -Tool (vgl. Abb. 4) verwendeten Multicusp-Ionenquelle bei 1eV [14].

Die Geometrische Aberation  $\delta_{\text{Geometrisch}}$  entsteht durch Linsenfehler. Diese Linsenfehler werden u.a. im Fertigungsprozess durch geometrische Abweichungen der Elektroden von der idealen Kreisform erzeugt oder hervorgerufen durch Spannungsschwankungen der Netzgeräte für die einzelnen Elektrodenpotentiale. Die Linsenaberrationen haben eine Bildfeldkrümmung zur Folge, die dazu führt, dass ein ebenes Objekt, also eine Stencilmaske, nicht planar in die Bildebene abgebildet wird.

Den größten Fehlerbeitrag zum Gesamtabbildungsfehler  $\delta_{\text{Gesamt}}$  liefert aber der stochastische Fehler  $\delta_{\text{Stochastisch}}$  (vgl. Tabelle 2). Die Coulomb Wechselwirkung der geladenen Teilchen führt zu einer lateralen Aufweitung der Ionenbahnen und einem Anstieg der Energieunschärfe  $\Delta E$ . Für den stochastischen Fehler ist ein Modelle entwickelt worden [15], bei dem sich zeigt, dass im Cross Over der Ionenstrom  $I_{\text{Cross Over}}$ , die Ionenenergie  $E_{\text{Cross Over}}$  und der Durchmesser  $d_{\text{Cross Over}}$  entscheidende Einflussgrößen für  $\delta_{\text{Stochastisch}}$  sind. Eine genaue Betrachtung des Gesamtfehlers  $\delta_{\text{Gesamt}}$  ist für das 12,5mm x 12,5mm Bildfeld des IPL  $\alpha$ -Tools bei de Jager et al. [16] und Kruit et al. [17] zu finden.

Neben diesen Abbildungsfehlern wirkt die Vorwärtsstreuung der Primärionen bzw. -elektronen und die Rücksstreuung dieser Primärteilchen bzw. ausgelöster Sekundärelektronen im Photoresist zusätzlich auflösungsbegrenzend in der Ionen- bzw. Elektronenlithografie. Beide Streueffekte sind bei der Verwendung von Ionen stark reduziert. Ionen zeigen im Gegensatz zu Elektronen eine viel geringere Vorwärtsstreuung im Resist, d.h. die Primärionenenergie wird sehr lokalisiert in den Photoresist eingebracht. Abbildung 3 zeigt Monte Carlo Simulationberechnungen für das Streuverhalten von 60keV  $H^+$ -Ionen [18] und 20keV Elektronen im Schichtsystem PMMA/Si [19], welche diesen Sachverhalt verdeutlichen.

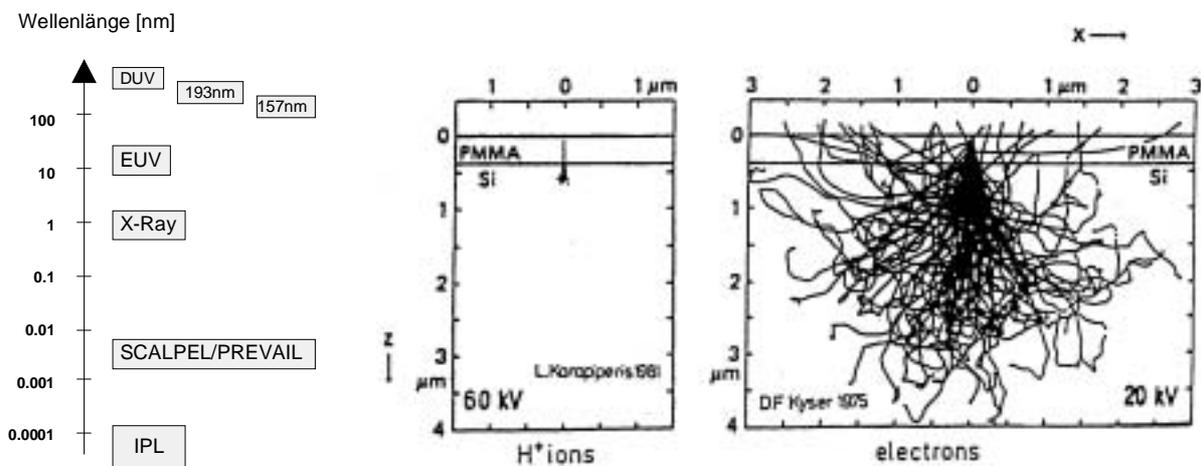


Abb. 3 Wellenlänge verschiedener Lithografiertechnologien und Vergleich der Eindringtiefen von  $H^+$ -Ionen und  $e^-$  in das Schichtsystem PMMA/Si

Die Rückstreuung der Primärteilchen spielt bei der Verwendung von Ionen im Gegensatz zur Elektronen keine Rolle d.h. die Strukturaufweitung durch diesen sogenannten Proximity Effekt [20] ist nicht vorhanden. Zudem ist die Energieabgabe der Ionen im Resist an Sekundärelektronen im Bereich von wenigen eV, was einer Reichweite der Sekundärelektronen von wenigen Nanometern entspricht [21].

Durch die stärkere lokale Wechselwirkung der Ionen im Resist ist die erforderliche Belichtungs-dosis etwa um eine Größenordnung kleiner als bei Elektronen. Die Ionen-Projektions-Lithografie kann also mit kleineren Stromdichten arbeiten, was zu einer Verringerung der stochastischen Wechselwirkung der geladenen Teilchen im Cross Over führt und damit zu einer Verminderung des Abbildungsfehlers. Minimalstrukturen mit der IPL im Bereich von 50nm sind von Brünger et al. [22] schon gezeigt worden.

Als Teil des IPL MEDEA Projektes wurde von der österreichischen Firma Ionen Mikrofabrikations Systeme GmbH ein IPL „Process Development  $\alpha$ -Tool“ aufgebaut (PDT). Mit diesem soll das hohe theoretische Potential der Ionenlithografie in der Praxis gezeigt und die Prozessfähigkeit für die industrielle Fertigung in der Mikroelektronik demonstriert werden. Die Abbildung 4 zeigt ein Bild und eine Querschnittszeichnung durch das Gerät mit den Hauptbaugruppen. Die Gesamtgröße des PDT beträgt 3m x 7m x 3m (Breite x Länge x Höhe).

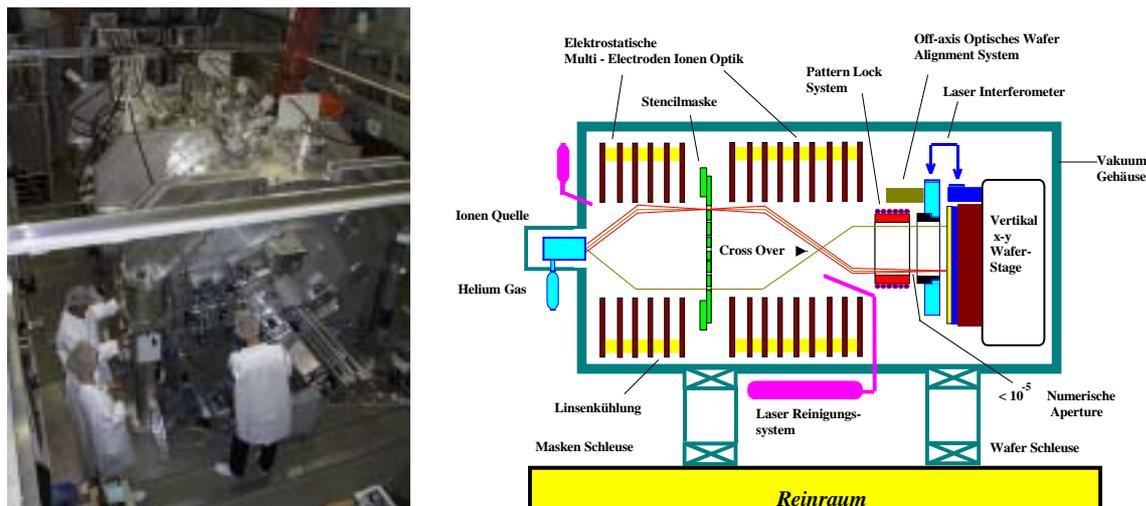


Abb. 4 Aufsicht und Prinzipskizze durch das IPL  $\alpha$ -Tool

Die optische Achse dieses  $\alpha$ -Tools verläuft, im Gegensatz zu optischen Steppern und anderen NGL Belichtungsgeräten, horizontal. Die Gründe hierfür sind:

- (i) Eine reduzierte Partikelkontamination der vertikal aufgehängten Stencilmaske beim Einschleusen und im Betrieb.
- (ii) Ein verringertes Durchhängen der Stencilmaske.
- (iii) Die Größe des  $\alpha$ -Tool erlaubt keinen vertikalen Aufbau in normal dimensionierten Reinräumen.

Die aus einer Ionenquelle emittierten  $\text{He}^+$ -Ionen werden durch eine Beleuchtungsoptik mit elektrostatischen Linsen parallelisiert und durchstrahlen die Stencilmaske mit einer Energie von 10keV auf einem Kreisdurchmesser von 115mm, obwohl das aktive Maskenfeld mit den Chipstrukturen nur in einem quadratischen Bereich von 50mm x 50mm lokalisiert ist. Die Ursache hierfür ist das Pattern- Lock-System [14], welches spezielle Justier- und Messmarken, die auf einem

Kreisdurchmesser von 110mm in der Maske liegen, benötigt. Das Pattern-Lock-System, welches zwischen Masken- und Waferebene integriert ist, ermöglicht unter Verwendung der o.g. Justiermarken eine Beeinflussung und Regelung des Ionenbildes in situ während der Belichtung. Dieses System, welches in Kapitel 6.3 ausführlich beschrieben wird, kann nur bei Lithografieverfahren mit geladenen Teilchen eingesetzt werden, was ein wesentlicher Vorteil gegenüber den optischen Verfahren darstellt. Durch ein nachgeschaltetes Linsensystem werden die Ionen beschleunigt und die Maskenstrukturen vierfach verkleinert in die Waferebene projiziert. Das Bildfeld beträgt somit  $12.5 \times 12.5 \text{mm}^2$  und ist damit deutlich größer als die  $0.25 \times 0.25 \text{mm}^2$  bei der Elektronenstrahl Projektions Lithografie. Zur Belichtung mehrerer Chipebenen ist für das erforderliche Overlay eine Off-Axis Wafer Justiereinheit und ein Laser Interferometer integriert. Die Verschiebung der Chippositionen auf dem belackten Si-Wafer wird über eine vertikal aufgebaute x-y Waferstage realisiert [23].

Die zentralen Parameter des IPL  $\alpha$ -Tools sind in Tabelle 2 zusammengestellt [14]. Dabei bezieht sich der angegebene Fehler  $\delta_{\text{stochastisch}}$  auf einen Strahlstrom von  $1,0 \pm 0,25 \mu\text{A}$ .

Parameter	IPL $\alpha$ -Tool
Ionen	He <sup>+</sup>
Ionen Energie in der Maskenebene [keV]	10
Ionen Energie im Cross Over [keV]	275
Ionen Energie in der Waferebene [keV]	75
Verkleinerungsfaktor	4x
Aktives Maskenfeld [mm <sup>2</sup> ]	50 x 50
Belichtungsfeld [mm <sup>2</sup> ]	12.5 x 12.5
Energieunschärfe $\Delta E$ der Ionenquelle [eV]	1
$\delta_{\text{Geometrisch}}$ [nm]	20
$\delta_{\text{Chromatisch}}$ [nm]	30
$\delta_{\text{Stochastisch}}$ [nm]	60
Strahlstrom [ $\mu\text{A}$ ]	1,0 $\pm$ 0,25 (100nm Lithografiertechnologie) 0,62 $\pm$ 0,17 (70nm Lithografiertechnologie) 0,38 $\pm$ 0,11 (50nm Lithografiertechnologie)
Schärfentiefe F [ $\mu\text{m}$ ]	1

Tabelle 2 Parameter und Spezifikationen des IPL  $\alpha$ -Tools



größer zu realisieren. Dies wird mit anisotropen Si-Trockenätzprozessen (vgl. Kapitel 3.3.2) erreicht.

Als Membranmaterial wird monokristallines Si in Waferform verwendet, das im Vergleich zu anderen Maskenmaterialien folgende Vorteile aufweist:

- (i) Si hat als einkristallines Material eine sehr geringe Defektdichte,
- (ii) Si ist das Element, welches hinsichtlich Materialkonstanten und Eigenschaften weltweit am besten erforscht ist,
- (iii) Si ist in Waferform bei mehreren Herstellern kommerziell erhältlich,
- (iv) Si-Materialeigenschaften, wie Stress  $\sigma$  und Widerstand  $\rho$  können leicht beeinflusst werden.

Da Si-Wafer als Ausgangsmaterial für die Maskenherstellung verwendet werden, können Waferprozesse und Waferequipment auch bei der Fertigung angewendet werden.

Die Lochstrukturen in der Membran und die Spezifikationen für die Lage- und CD-Treue stellen hohe Anforderungen an die Stresseinstellung und Stressmessung. Eine gewisse Zugspannung muss in der Membran eingestellt sein, damit sie nicht durchhängt. Diese Spannung sorgt einerseits für eine straffe und ebene Membranoberfläche, verursacht aber auf der anderen Seite Verzerrungen und Lagefehler der Maskenöffnungen, die bei genauer Kenntnis der Spannungszustände und des Öffnungsgrades in der Stencilmaske durch eine Vorverzeichnung der Strukturdaten bei der Lithografie korrigiert werden müssen. Eine genaue Einstellung und Messung der Spannung ist also für die Membranmaskentechnologie zwingend notwendig. Technologisch kann der Stress in der Si-Membran durch Ionen-Implantation gezielt verändert und eingestellt werden. Die Implantation und der Einbau von B- oder P-Ionen in das Si-Kristallgitter erzeugt aufgrund der kleineren Atomdurchmesser der Dotanten eine Zugspannung. Im Gegensatz dazu führt die Implantation von größeren Atomen wie beispielsweise As zu einer Druckspannung. Der Zielwert für die Zugspannung liegt zwischen 3-5Mpa [24].

Strukturverzeichnungen treten aber nicht nur im Herstellungsprozess auf, sondern auch beim Einsatz der Maske unter Ionenbelichtung. Dabei muss die thermische Erwärmung der Maske verhindert und die Implantation von He<sup>+</sup>-Ionen durch eine Schutzschicht kompensiert werden. Für He<sup>+</sup>-Ionen wird dies durch eine amorphe C-Schicht erprobt.

Bei einer Ionenenergie von 10keV in der Maskenebene und einer bestrahlten Gesamtmaskenfläche von  $\sim 100\text{cm}^2$ , resultiert für das 100nm Lithografieniveau eine Ionen-Stromdichte von  $0,01\mu\text{A}/\text{cm}^2$ . Dies ergibt eine Leistung von  $0,1\text{mW}/\text{cm}^2$  auf der Membranmaske. Da die thermische Leitfähigkeit einer Stencilmaske zu gering ist, muss diese Leistung über gekühlte Linsenelektroden durch Strahlungskühlung der Maske ausgeglichen werden. Ein entscheidender Faktor ist hierbei die thermische Emissivität, die von der Dicke und Leitfähigkeit der Si-Membran und der C-Schutzschicht abhängt. Experimentelle Untersuchungen zur Emissivität und zum thermischen Stressverhalten von C-Si-Membranen wurden von Riordon et al. [25] und Kim et al. [26] durchgeführt. Sie haben gezeigt, dass der Membranstress einer Ionen bestrahlten Membran durch einen gekühlten Zylinder auf gleichem Stressniveau wie eine unbestrahlte Maske bei Raumtemperatur ( $25^\circ\text{C}$ ), gehalten werden kann. Der Zylinder musste dabei etwa auf eine Temperatur von  $15^\circ\text{C}$  gekühlt werden.

Langzeituntersuchungen zum Stressverhalten von mit C beschichteter Si-Membranen unter  $\text{He}^+$ -Ionenbelichtung haben ergeben, dass die C-Schicht eine Formierung durchläuft [27]. Der Gesamtstress von Si-Membran und C-Schicht verringert sich von etwa  $+20\text{MPa}$  innerhalb einer Bestrahlungsdosis von  $60\text{mC}/\text{cm}^2$  auf etwa  $+5\text{Mpa}$ . Danach bleibt der Stress auf  $+1\text{Mpa}$  stabil bis zum Ende des Bestrahlungsexperimentes bei einer Dosis von  $1,1\text{C}/\text{cm}^2$ . Der C-Schichtstress wird also kompressiv bis zu einer Bestrahlungsdosis von etwa  $60\text{mC}/\text{cm}^2$  (Formierung) und bleibt dann in einem dynamischen Gleichgewicht stabil.

Ein Vorteil besteht bei allen Membranmasken in der Möglichkeit, die Strukturverzeichnungen in situ durch lokale Erwärmung der Maske zu korrigieren [28]. Dies ist nur möglich, weil die Wärmekapazität der Masken aufgrund der geringen Membrandicke sehr klein ist und dadurch eine lokale Erwärmung zu einer schnellen Ausdehnung der Membran führt. Zusätzlich besteht bei allen Membranmasken die Möglichkeit, Kontaminationen zu entfernen [29] und Defekte in den Membran-, Schutz-, oder Absorberschichten mittels FIB (Focus Ion Beam) [30] oder Elektronenstrahlverfahren [31] zu reparieren. Völlig defektfreie Schichten müssen daher nicht schon im Herstellungsprozess erzeugt werden.

## 2 DER SOI WAFER-FLOW-PROZESS

### 2.1 Das Grundprinzip

Für die Herstellung von Membranmasken sind in den letzten zehn Jahren verschiedene Membranmaterialien und Herstellungskonzepte entwickelt worden. Eine Zusammenfassung der verwendeten Verfahren und Membranmaterialien ist bei Behringer [32] gegeben. Generell lassen sich zwei verschiedene Herstellungsvarianten unterscheiden:

- (i) Membran-Flow-Prozess (MFP)
- (ii) Wafer-Flow-Prozess (WFP)

Beim Membran-Flow-Herstellungsprozess wird als erster Schritt die dünne Membran als eine Art Masken Substrat hergestellt und alle weiteren Strukturierungsschritte müssen auf diesem fragilen Träger ausgeführt werden [33]. Dies erfordert Spezialmaschinen und Fertigungsequipment, welches die Prozessierung dieser empfindlichen Substrate erlaubt. Im Gegensatz dazu wird bei einem Wafer-Flow-Herstellungsprozess die Strukturierung und Strukturätzung der Membranschicht auf dem massiven Wafersubstrat durchgeführt. Die Membranätzung steht ganz am Ende des Herstellungsprozesses. Dies ermöglicht bis zu diesem Schritt die Anwendung von Fertigungsprozessen und Equipment der Si-Technologie. Die Abbildung 6 zeigt den prinzipiellen Aufbau eines Silizium-Wafer-Flow- und Membran-Flow-Prozesses mit den beiden Hauptätzschritten, der Si-Strukturätzung und der Si-Membranätzung.

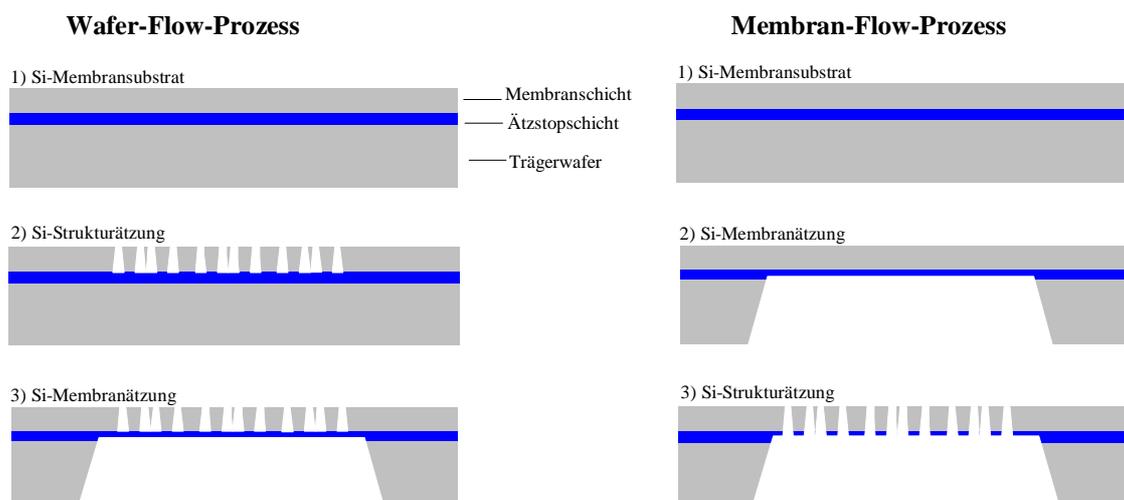


Abb. 6 Wafer-Flow- /Membran-Flow-Prozess für ein Si-Membransubstrat

Eine zentrale Bedeutung bei der Si-Membranmaskenherstellung, unabhängig von der Fertigung in einem WFP oder MFP, hat die Ätzstopschicht. Für die Herstellung von Ätzstopschichten in Si sind verschiedene Verfahren angewendet worden, die alle auf der Generierung einer hohen Konzentration von Dotierstoffen beruhen, die für einen elektrochemischen Ätzstop bei der nasschemischen Membranätzung benötigt werden. Die wichtigsten Verfahren sind:

- (i) Spin on Doping
- (ii) Epitaxie
- (iii) Ionen-Implantation

Bei diesen drei Fertigungsprozessen werden in unterschiedlicher Weise große Mengen an Bor-Atomen in die spätere Membranschicht eingebaut. Der Grund hierfür ist die Eigenschaft, dass bei der Si-Membranätzung in flüssig alkalischen Ätzmedien die Ätzrate bei Bor-Dotierkonzentrationen in der Größenordnung von  $1E+20$  Atome/cm<sup>3</sup> drastisch sinkt und dadurch ein Ätzstop eintritt [34]. Eine Sonderstellung nimmt die Herstellung von pn-Übergängen in Si-Membransubstraten ein, bei denen über Ionen-Implantation gezielt Bor- und Phosphor-Ionen eingebracht werden. Diese pn-Übergänge können, wenn sie in Sperrrichtung gepolt sind, als Ätzstop wirken [35]. Dabei werden drei wichtige Membraneigenschaften abhängig voneinander festgelegt, nämlich die Membrandicke, der Membranstress und die Leitfähigkeit [36].

Ein völlig anderer Ansatz für die Si-Membranmaskenherstellung ist die Idee, SOI Wafer als Ausgangssubstrate zu verwenden. Dieser Wafertyp, der vor allem in der Mikroelektronik bei der Herstellung von Low Power Devices [37] eine immer größere Rolle spielt, hat sich als geeignetes Ausgangssubstrat für die Si-Membranmaskenherstellung erwiesen. Der Schichtaufbau der SOI Wafer für die Membranmaskenherstellung besteht aus einer Si-Membranschicht, einer SiO<sub>2</sub>-Schicht, die für die Membranmaskenherstellung als Ätzstopschicht dient, und einem etwa 675µm dicken Trägerwafer (vgl. Abb. 7). Für die IPL Stencilmaskenherstellung werden derzeit die in Abbildung 7 angegebenen Schichtdicken verwendet.



Abb. 7 SOI Wafer; Ausgangssubstrat für die Herstellung von Stencilmasken

Die wesentlichen Vorteile der SOI Wafer im Vergleich zu den Si-Membransubstraten mit einem Dotierungsprofil sind:

- (i) Eine klare Trennung der Si-Membranschicht von der  $\text{SiO}_2$ -Ätzstoppschicht. Dies bedeutet, dass die Dotierung der Membran und damit die Stresseinstellung unabhängig von der Ätzstopanforderung durchgeführt werden kann.
- (ii) Die  $\text{SiO}_2$ -Schicht ist ein definierter Ätzstop sowohl für die Si-Struktur- als auch für die Si-Membranätzung.
- (iii) Die  $\text{SiO}_2$ -Ätzstoppschicht ist ein qualitativ hoher Ätzstop (geringe Defektdichte).
- (iv) Si-Membranätzprozesse mit Trockenätzverfahren (vgl. Kapitel 4) sind nur bei einem Substrat mit  $\text{SiO}_2$ -Ätzstoppschicht möglich, da bei Trockenätzprozessen hochbortdotierte Schichten nicht als Ätzstop wirken.

Auf Basis der SOI Wafer Ausgangssubstrate wurde ein Stencilmasken Herstellungsprozess entwickelt, der kurz in Kapitel 2.2 beschrieben wird. Eine ausführliche Beschreibung ist in der Arbeit von Butschke [24] zu finden.

## 2.2 Der SOI Wafer-Flow-Fertigungsprozess für Stencilmasken

Als Si-Membransubstrate wurden SOI Wafer aus verschiedenen Herstellungsprozessen mit unterschiedlichen Dicken der SOI- und der SiO<sub>2</sub>-Schicht verwendet. Kriterien für die Dicke beider Schichten waren die Ausbeute und Machbarkeit im Fertigungsprozess der Stencilmasken.

Die Si-Membranschicht (vgl. Abb. 7) musste einerseits eine ausreichende Dicke und Stabilität aufweisen, damit eine großflächige Membranätzung und ein sicheres Handling möglich war und andererseits möglichst dünn sein, damit das Aspektverhältnis (vgl. Kapitel 3.3 ) bei der Trenchätzung klein blieb. Die Dicke der SiO<sub>2</sub>-Schicht musste für die Struktur- und Membranätzung ausreichend sein, damit ein Ätzstop eintrat, durfte aber aus Spannungsgründen nicht zu groß gewählt werden. Thermische SiO<sub>2</sub>-Schichten erzeugen starke Druckspannungen, die mit wachsender Dicke die Bruchgefahr für die Membranschicht vergrößerten. Diese Spannungen wurden vor allem in der Endphase der Membranätzung wirksam und konnten zum Reißen der Si-Membran führen. Eine genaue Beschreibung der Ausgangsmaterialien mit ihren unterschiedlichen Stresseigenschaften ist unter [24] gegeben. Die Abbildung 8 zeigt den gesamten Herstellungsprozess mit den wichtigsten Einzelprozessschritten.

Schwerpunkte dieser Dissertation sind die Prozessentwicklung für die Strukturätzung (Einzelschritte 3 und 4 in Abb. 8) und für die Membranätzung (Einzelschritte 8 und 9 in Abb. 8). Die für alle Einzelschritte im SOI WFP verwendeten Anlagen sind in Anhang aufgeführt.

Als Ausgangssubstrat für die Maskenfertigung wurde ein [100] orientierter 150mm p-Typ SOI Wafer mit einer 3µm SOI- und einer 200nm dünnen SiO<sub>2</sub>-Schicht verwendet (Schritt 1). Für die Spannungseinstellung wurden B-Ionen mit einer Energie von 150keV und einer Dosis von 1,5E15 Ionen/cm<sup>2</sup> in die SOI-Schicht implantiert. Durch einen nachfolgenden Ausheilschritt, der mit spezifischen Temperaturrampen in verschiedenen Gasumgebungsatmosphären in einem SiC-Hochtemperaturrohr durchgeführt wurde, ergab sich ein weitgehend konstantes B-Dotierprofil in der 3µm SOI-Schicht (Schritt 2). Dies war notwendig, um die gewünschte Zugspannung im Bereich von 3-5Mpa [38, 39] in der finalen Membran ohne Strukturen zu erzeugen.

Die Lithografie der Stencilstrukturen wurde mit der Elektronenstrahl-Technologie durchgeführt (Schritt 3). Zwei verschiedene Elektronenstrahlschreiber standen für die Maskenstrukturierung zur Verfügung. Ein 30keV Schreiber von der Fa. Hitachi (HL700) und ein 50keV Schreiber von der Fa. Leica (SB-350). Beide Schreiber waren Formstrahlschreiber, die nach dem sogenannten „Variable

Shaped Beam“ Schreibprinzip arbeiteten. Bei diesen wird im elektronenoptischen Abbildungssystem über spezielle Aperturblenden der Elektronenstrahl in orthogonale und im Fall der SB-350 auch in 45° Strukturen geformt. Eine genauere Beschreibung dieser Technik wird in Kapitel 6.4 im Rahmen der Herstellung entsprechender Aperturblenden gegeben.

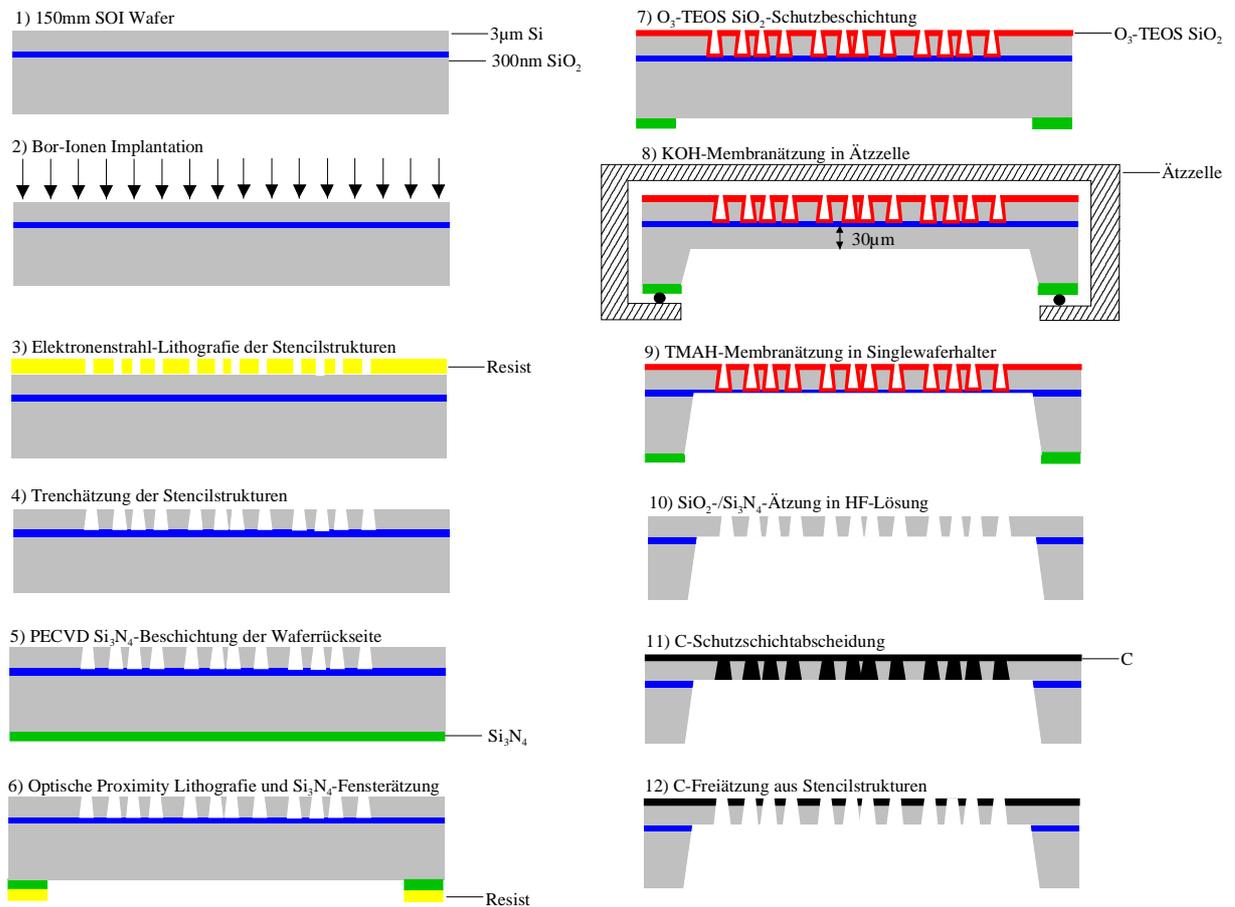


Abb. 8 Der SOI Wafer-Flow-Prozess

Die Trenchätzung (Schritt 4) der späteren Maskenöffnungen in der SOI-Schicht wurde mit der RIE (Reactive Ion Etching) Gas Chopping Technik durchgeführt, die in Kapitel 3 ausführlich dargestellt wird.

In Schritt 5 und 6 wurde zuerst eine 900nm dicke PECVD Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Schicht auf die Waferrückseite aufgebracht und anschließend die Rückseite auf einen Kreisdurchmesser von 127,5mm aufbelichtet. Diese Belichtung erfolgte justiert auf spezielle Marken, die sich auf der Wafervorderseite in der SOI-Schicht befanden. Die Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Schicht wurde mit einem Ar/O<sub>2</sub>/CHF<sub>3</sub> RIE Prozess geätzt. Das Rückseitenfenster definiert den späteren, etwa 126mm großen kreisförmigen Membrandurchmesser.

Auf die Wafervorderseite wurde nun mit einem  $O_3$  aktivierten CVD (Chemical Vapor Deposition) Prozess eine 700nm dünne Schutzschicht Tetraethylorthosilikat (TEOS)  $SiO_2$  aufgebracht (Schritt 7). Dieser oxidähnliche Film hatte als CVD Schicht eine sehr homogene Struktur- und Kantenbedeckung und schützte die Wafervorderseite während der Membranätzung in Schritt 9.

In Schritt 8 begann der erste Teil der Si-Membranätzung. Der SOI Wafer wurde dabei in eine spezielle Ätzzelle eingebaut und rückseitig in einer 30%igen Kaliumhydroxidlösung (KOH) geätzt. Dieser Prozess hatte eine Dauer von etwa 16h 15min und dünnte den kompletten Membranwafer in seinem Fensterbereich auf eine vorläufige Dicke von etwa  $30\mu m$  (Schritt 8). Danach wurde der Wafer aus der Ätzzelle ausgebaut, in einen Einzelwaferhalter gelegt und in einer 2%igen Tetramethylammoniumhydroxidlösung (TMAH;  $(CH_3)_3NOH$ ) bis auf die  $SiO_2$ -Schicht geätzt. Eine ausführliche Beschreibung der Membranätzprozesse in KOH und TMAH, einschließlich der Begründung für diese Prozessführung, enthält Kapitel 4.2.

Die verbliebenen  $SiO_2$ -,  $Si_3N_4$ - und TEOS  $SiO_2$ -Dielektrikaschichten wurden in einer 50%igen Flusssäurelösung (HF) geätzt und damit rückstandsfrei entfernt (Schritt 10). Nach einer C-Schutzbeschichtung und Freizätzung der Stencilstrukturen von der Waferrückseite mit einem  $O_2$  RIE Prozess [27] in Schritt 11 und 12 war die Stencilmaske fertiggestellt.

## 3 DIE STRUKTURÄTZUNG

## 3.1 Grundbegriffe und Theorie der Plasmaätzung

Die steigenden Anforderungen in der CMOS- und in der MEMS (Micro Electrical and Mechanical Systems)-Technologie hinsichtlich Ätzraten, Strukturdimensionen und vor allem der Anisotropie machen den Einsatz von Plasma-Ätzverfahren notwendig. Für das weitere Verständnis sollen in diesem Kapitel einige grundlegende Zusammenhänge und Modellvorstellungen für die Entstehung, Erzeugung und die Ätzung eines Festkörpers in einem Plasma dargestellt werden.

Als Plasmen werden ganz allgemein Gase bezeichnet, die teilweise ionisiert sind. Hauptbestandteile eines Plasmas sind Ionen, Elektronen, Radikale und neutrale Teilchen. Alle technischen Plasmen, welche in der Fertigung eingesetzt werden, sind sogenannte Nichtgleichgewichtsplasmen. Diese zeichnen sich dadurch aus, dass die mittlere Energie ihrer Einzelbestandteile unterschiedlich ist, wie eine einfache Modellrechnung zeigen soll.

Ein geladenes Teilchen mit der Masse  $m$  und der Ladung  $q$  erfährt im Plasma unter dem Einfluss eines elektrischen Feldes der Feldstärke  $E$  eine Beschleunigung  $a$ . Für die kinetische Energie  $W_{\text{kin}}$  ergibt sich daraus:

$$v = at = \frac{qE}{m} t \quad [\text{Gl. 4}]$$

$$W_{\text{kin}} = \frac{1}{2} mv^2 = \frac{1}{2} \frac{E^2 q^2}{m} t^2 \quad [\text{Gl. 5}]$$

Da  $m_e \ll m_{\text{Ion}} \sim m_{\text{Neutralteilchen}}$  ist, wird sehr viel mehr Energie aus dem elektrischen Feld auf die Elektronen als auf die Ionen übertragen. Dies führt dazu, dass das Plasma sich nicht im thermodynamischen Gleichgewicht befindet. Typische Elektronentemperaturen liegen in Bereichen von 23200-116000°K (2-10eV) während Ionen- und Neutralteilchentemperaturen im Bereich von 300-600°K (0,026-0.052eV) liegen [40]. Trotz dieser sehr hohen Temperaturwerte bleibt die Plasmatemperatur im Bereich der Umgebungstemperatur. Dies beruht darauf, dass bei einer Gasteilchendichte von  $10^{16}$  Teilchen/cm<sup>3</sup> die Elektronendichten in technischen Plasmen im Bereich von  $10^9$  bis  $10^{12}$  e<sup>-</sup>/cm<sup>3</sup> liegen. Wichtig zu erwähnen ist, dass die Plasmadichte nur aufrecht erhalten werden kann, wenn der durch Rekombinationprozesse entstehende Verlust an Ionen und Elektronen

wieder ausgeglichen wird. Die hierfür benötigte Energie wird in Form von elektromagnetischer Strahlung in das Plasma übertragen und muss permanent zur Verfügung stehen.

Erfolgt die Energiezufuhr in das Plasma durch ein externes Hochfrequenzfeld (RF), so bewegen sich die positiv geladenen Ionen und die negativ geladenen Elektronen unabhängig voneinander. Durch die Massenträgheit können bei höheren Frequenzen die Ionen im Gegensatz zu den Elektronen dem elektrischen Feld nicht mehr folgen und es kommt zu einer Ladungstrennung. Elektronen werden von den Wänden eingefangen und im Plasma bleibt eine positive Raumladung zurück. Das Plasma ist somit bezüglich einer geerdeten Elektrode auf positivem Potential  $V_p$ . Besitzt nun die Hochfrequenzelektrode eine kleinere Fläche als die Gegenelektrode und ist gleichstrommäßig durch einen Kondensator von der RF Quelle abgekoppelt, so lädt diese sich mit Elektronen negativer auf. Die Abbildung 9 zeigt die Potentialverhältnisse in einer Hochfrequenzgasentladung für diesen Fall. Die Bereiche A zwischen dem Plasma und beiden Elektroden haben eine geringe Elektronendichte und dementsprechend einen hohen Widerstand, so dass die gesamte Spannung dort abfällt.

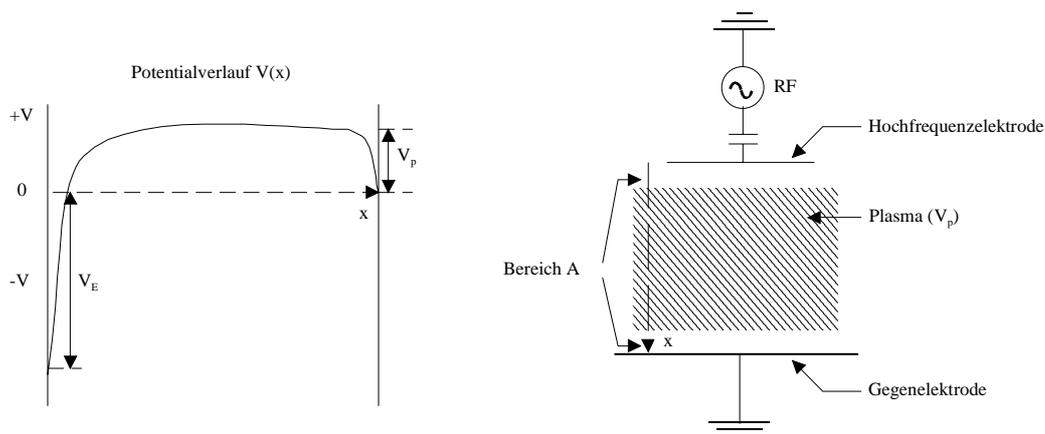


Abb. 9 Potentialverhältnisse in RF Plasma

Beim Ätzen mit Ionen haben diese Potentialverhältnisse im Plasma eine entscheidende Bedeutung für die Ätzrate, die Selektivität und die Anisotropie. Für den Fall, dass die Hochfrequenzspannung an eine Substratelektrode mit Si-Wafer angeschlossen wird, ist die maximale kinetische Energie, mit der Ionen auf eine Substratoberfläche treffen können, durch den Ätzbias  $V_{\text{Bias}}$  gegeben. Diese Spannung ist die Potentialdifferenz zwischen der Wafer Hochfrequenzelektrode und dem Plasma, nach Abbildung 9 gegeben durch:

$$V_{\text{Bias}} = V_p - V_E \quad [\text{Gl. 6}]$$

Die Bias-Spannung wird maßgeblich durch die Ionenquelle, die Elektrodengeometrie und das Flächenverhältnis von Waferelektrode zu Gegenelektrode bestimmt.

### 3.1.1 Plasmareaktoren

Für die Einteilung von Plasmareaktoren lassen sich je nach Einsatzgebiet besondere Kriterien aufstellen. Dabei unterscheiden sich die verschiedenen Typen in der Hauptsache hinsichtlich des Plasmagenerierungsmechanismus, des Druckbereichs und der erzielten Plasmadichten. Die meisten in der Halbleiterfertigung eingesetzten Reaktortypen sind Parallelplattenreaktoren. Diese bestehen aus zwei Kondensatorplatten, an die jeweils eine Hochfrequenzwechselfspannung angelegt wird. Je nach Einsatz lassen sich drei verschiedene Betriebsmodi unterscheiden, die in Abbildung 10 schematisch skizziert sind. Die drei Betriebsmodi sollen kurz erläutert werden, dabei muss je nach Betriebsmodus die jeweilige Elektrodenfläche in Abbildung 10 angepasst werden:

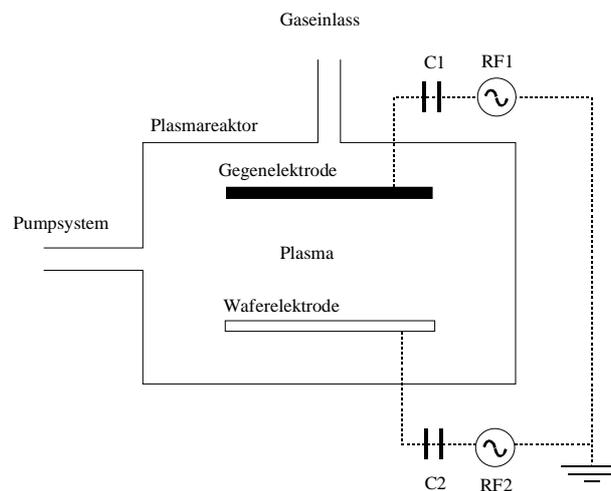


Abb. 10 Parallelplattenreaktor mit den drei verschiedenen Betriebszuständen

(i)  $RF1 \neq 0$ ;  $RF2 = 0$

Dieser Zustand wird als Plasmaätzen bezeichnet. Die Hochfrequenzwechselfspannung wird an die geometrisch kleinere Gegenelektrode gekoppelt, während die Waferelektrode zusammen mit dem Rezipienten auf Erdpotential liegt (vgl. Abb. 9). Durch die größere Beweglichkeit der Elektronen im Vergleich zu den positiv geladenen Ionen bewirkt diese Kopplung eine größere Spannung zwischen der Gegenelektrode und dem Plasma als zwischen Plasma und Waferelektrode. Die auf das Substrat auftreffenden Ionen haben daher eine geringe physikalische Komponente, d.h. eine kleine gerichtete Ätzkomponente und das Ätzen wird im

wesentlichen durch im Plasma erzeugte Radikale bestimmt. Dieser Effekt wird noch durch den hohen Druckbereich (100mT-1T) unterstützt, der zu einer sehr kleinen mittleren freien Weglänge der Ionen führt (vgl. Gl. 7).

(ii) RF1=0; RF2≠0

Diese Kopplung beschreibt das reaktive Ionenätzen (RIE). Kennzeichnend für dieses Verfahren ist, dass eine physikalische Komponente für den Ätzvorgang auf dem Substrat notwendig ist, was durch die Kopplung der Hochfrequenzwechselfeldspannung an die Waferelektrode erreicht wird. Die Waferelektrode lädt sich durch eine in diesem Fall kleinere Elektrodengeometrie negativer auf als die Gegenelektrode, was eine größere Spannung zwischen Plasma und Waferelektrode bewirkt. Der Druckbereich liegt zwischen 10-100mT und damit deutlich niedriger als beim Plasmaätzen.

(iii) RF1≠0; RF2≠0

Dieser Zustand ist eine Kombination aus RIE und plasmaunterstütztem Ätzen und wird auch als Triodenbetrieb bezeichnet. Diese Kopplung bewirkt eine Trennung der reinen Plasmaerzeugung vom Aufbau einer physikalischen Ätzkomponente. Über die Spannung an der Gegenelektrode wird die Gasentladung des Plasmas aufrechterhalten, während über die Spannung an der Waferelektrode der Ätzbias eingestellt wird. Vorteil dieser Anordnung ist die unabhängige Einstellung der Ionenenergie und damit der physikalischen Ätzkomponente im Plasma.

Weitere Reaktortypen, die eine Trennung zwischen der Plasmaerzeugung und dem Aufbau eines Biaspotentials ermöglichen, sind Plasmareaktoren mit ICP- (Inductive Coupled Plasma) [42], ECR- (Electron Cyclotron Resonance) [43] und MERIE- (Magnetic Enhancement Reactive Ion Etching) Anregungsquellen. Der große Vorteil dieser Quellen liegt in der Möglichkeit, trotz geringen Drucks  $p$  (1-50mT) in der Ätzkammer sehr hohe Plasmadichten erzeugen zu können. Für die mittlere freie Weglänge  $l$  der Ionen gilt [40]:

$$l[\text{cm}] = 5/p[\text{mT}] \quad [\text{Gl. 7}]$$

Bei einem Druck von 1mT kommt es für ein einzelnes Ion also nur etwa alle 5cm zu einer Wechselwirkung. Dies bedeutet einen nahezu senkrechten Einfall auf die Substratoberfläche und eine dementsprechend hohe anisotrope Ätzkomponente. Zudem resultiert aus der hohen Plasmadichte ein

großer Ionenstrom, der hohe Ätzzraten ermöglicht. Die in dieser Dissertation beschriebenen Si-Ätzprozesse wurden an einer Plasmaätzanlage, die mit einer ICP-Quelle ausgerüstet war, durchgeführt. Eine genaue Beschreibung dieser Quelle ist bei Ashraf et al. [44] gegeben.

Für die erzielten Ätzzraten und Ätzuniformität sind nicht nur plasmatechnische Eigenschaften wichtig, sondern auch vakuumtechnische Parameter. Zu diesen zählen der eingelassene Gasfluss  $Q$ , das Kammervolumen  $V$ , der Druck  $p$  und die Pumpleistung  $S$ . Es gilt folgender Zusammenhang:

$$V \frac{dp}{dt} = Q - Sp \quad [\text{Gl. 8}]$$

Diese inhomogene Differentialgleichung erster Ordnung vereinfacht sich, falls der Ätzprozess in einem Gleichgewichtszustand, d. h.  $p = \text{const.}$ , arbeitet; dann reduziert sich Gleichung 8 zu:

$$Q = Sp \quad [\text{Gl. 9}]$$

Alle in dieser Arbeit vorgestellten Prozesse arbeiten in diesem Gleichgewichtszustand. Technisch wird dies dadurch erreicht, dass bei Variation des Gasflusses  $Q$  die Pumpleistung  $S$  so variiert wird, dass zu jedem Zeitpunkt ein konstanter Druck  $p$  im Rezipienten herrscht. Für die Aufenthaltszeit  $t$  eines Gasmoleküls in der Reaktorkammer gilt:

$$t = \frac{V}{S} \quad [\text{Gl. 10}]$$

mit Gleichung [9] folgt daraus:

$$t = pV \frac{1}{Q} \quad [\text{Gl. 11}]$$

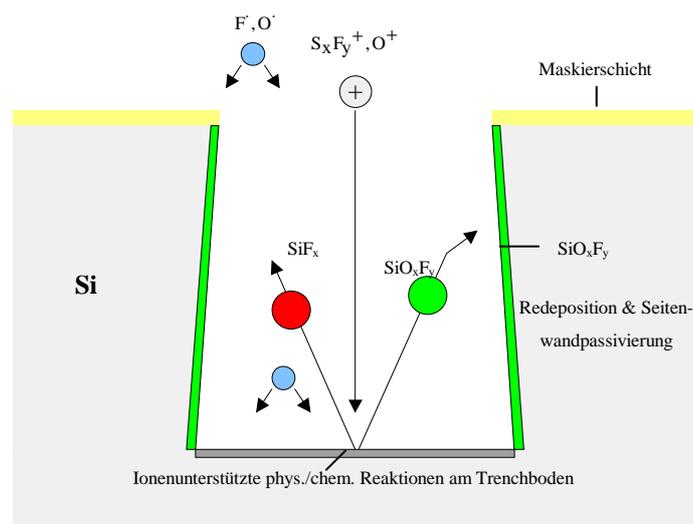
Die Aufenthaltszeit  $t$  als Funktion des reziproken Gasflusses stellt also eine Ursprungsgerade mit der Steigung  $pV$  dar. Die Größe  $t$  ist ein entscheidender Parameter für die Ätzuniformität  $U$  bei Hochratemembranätzprozessen (vgl. Kapitel 4.3) bei denen eine möglichst kleine Aufenthaltszeit vorteilhaft ist und vor allem abhängig von den technischen Leistungsmerkmalen der verwendeten Vakuumpumpe, den Mass Flow Controllern und der gesamten Kammergeometrie.

## 3.1.2 Die anisotrope Si-Plasmaätzung

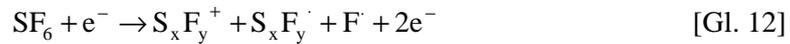
Für die anisotrope Si-Plasmaätzung sind aus der Literatur verschiedene Gase und Gaskombinationen wie  $\text{SF}_6/\text{O}_2$  (Schwefelhexafluorid/Sauerstoff) [45],  $\text{HBr}/\text{Cl}_2$  (Wasserstoffbromid/Chlor) [46],  $\text{Cl}_2/\text{BCl}_3$  (Chlor/Bortrichlorid) [47] bekannt. Dabei spielen vor allem die fluorhaltigen Plasmen zunehmend eine besondere Rolle, da Fluorradikale Silizium spontan und ohne Ionenunterstützung ätzen und dementsprechend hohe Si-Ätzzraten ermöglichen. Die Si-F Reaktionswahrscheinlichkeit  $\eta_{\text{Si-F}}$  in fluorhaltigen Plasmen ist deutlich höher als bei chlor- oder bromhaltigen Plasmen. Bei einer Energie der Fluorradikale von 0.05eV liegt die Reaktionswahrscheinlichkeit  $\eta_{\text{Si-F}}$  bei etwa 10%, während die Si-Cl Reaktionswahrscheinlichkeit  $\eta_{\text{Si-Cl}}$  im Bereich von  $10^{-5}$  % liegt [48].

Die nicht notwendige Ionenunterstützung bei der Si-Ätzung in fluorhaltigen Plasmen hat zur Folge, dass die Ätzung keine ausgezeichnete Richtungskomponente mehr aufweist und daher völlig isotrop abläuft. Dies steht im Gegensatz zu chlor- oder bromhaltigen Plasmen. Diese Plasmen benötigen eine Ionenunterstützung, welche aber nur am Trenchboden und nicht an den Trenchseitenwänden wirksam ist und damit für die Anisotropie des Ätzprozesses sorgt.

Prozesstechnisch bestehen jedoch Wege, auch in fluorhaltigen Plasmen anisotrope Si-Ätzprofile zu erreichen. Eine Möglichkeit ist die Passivierung der Strukturseitenwände während des Si-Ätzprozesses durch die Verwendung von  $\text{O}_2$ . Der Si-Ätzmechanismus und das Erreichen eines anisotropen Profils soll anhand der  $\text{SF}_6/\text{O}_2$  Gaskombination dargestellt werden (vgl. Abb. 11).

Abb. 11 Si-Ätzmechanismus mit  $\text{SF}_6/\text{O}_2$

Voraussetzung für die Si-Ätzung ist die Erzeugung von freien  $S_xF_y^+$ -,  $O^+$ -Ionen und  $S_xF_y^{\cdot}$ -,  $F^{\cdot}$ - und  $O^{\cdot}$ -Radikalen durch Elektronenstossionisation im Plasma:



Anschließend reagieren Sauerstoffradikale  $O^{\cdot}$  mit Si-Atomen auf der Oberfläche (Of) und bilden eine oxidähnliche Oberflächen-Passivierungsschicht (Ofs), die in den weiteren Reaktionsschritten zum Aufbau der Seitenwandpassivierung benötigt wird:



Vor einer Si-Ätzung durch Fluorradikale  $F^{\cdot}$  muss nun diese Passivierungsschicht im Plasma durch ionenunterstütztes Ätzen entfernt werden. Die Ionenunterstützung verstärkt hierbei die Adsorption und Reaktion der beteiligten Partner:



Die Desorption dieser beiden Adsorbatschichten am Trenchboden wird nun durch zusätzliche ionenunterstützte chemische und physikalische Reaktionen unterstützt. Durch Sputterprozesse der  $SiO_xF_{y(Ads)}$ -Adsorbatschicht am Trenchboden kommt es zu Anlagerungen an den Trenchseitenwänden und zur Bildung einer  $SiO_xF_y$ -Seitenwandpassivierung (vgl. Abb. 11). Durch diese Reaktionen ist der Si-Trenchboden frei von einer Passivierungsschicht und die Si-Ätzung mit Fluorradikale  $F^{\cdot}$  kann beginnen.



Die Passivierung, Entfernung und Si-Ätzung, in den Gleichungen 14-17 beschrieben, erfolgen

simultan im Plasma. Daher erfordern die verschiedenen und komplexen Reaktionen eine genaue Abstimmung aufeinander. Überwiegt die Passivierungskomponente im Reaktionsschema, kommt es zu einer Reduzierung der Si-Ätzrate oder sogar zu einem Ätzstop. Ist die Passivierungskomponente zu klein, so erhöht sich die laterale Ätzrate und dementsprechend verringert sich die Ätzanisotropie. Die Abbildung 12 zeigt einen 1,25µm breiten Graben, der mit einem SF<sub>6</sub>/O<sub>2</sub>/Cl<sub>2</sub>-Simultanätzprozess ca. 3,5µm tief geätzt wurde. Die Selektivität zu der verwendeten SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>-Maskierschicht betrug 13:1.

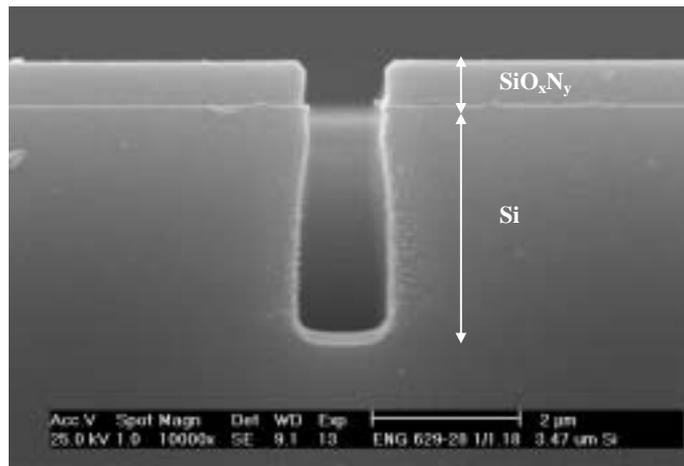


Abb. 12 1,25µm breiter und 3,5µm tiefer Graben

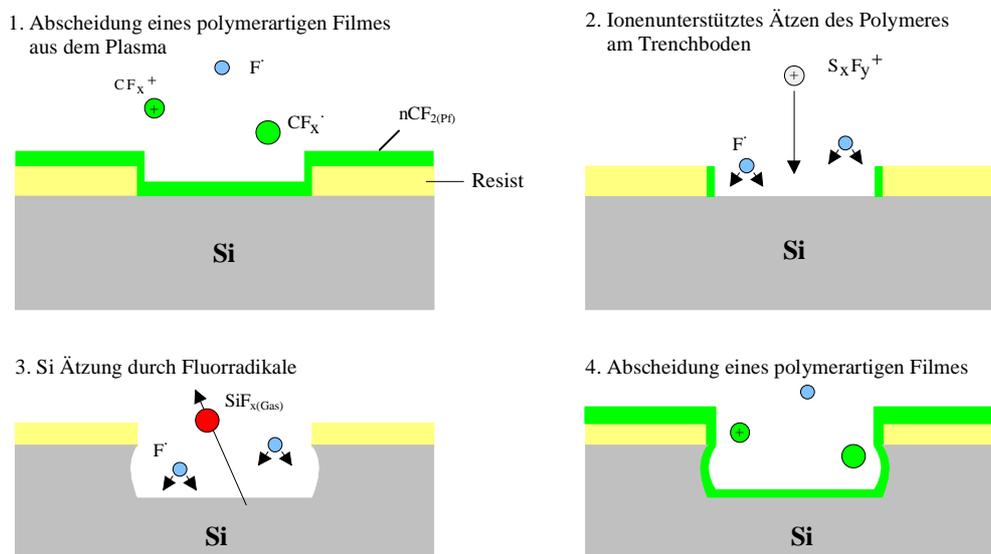
Das erzielte Si-Ätzprofil entspricht dem in Abbildung 11 skizzierten Mechanismus zum Aufbau eines weitgehend anisotropen Profils mit Hilfe einer Seitenwandpassivierung bei einem Simultanätzprozess.

Insgesamt benötigen die Si-Ätzprozesse, bei denen simultan eine Ätzung und Seitenwandpassivierung abläuft, eine starke physikalische Komponente (Ionenunterstützung im Energiebereich von mehreren 100eV), um eine vollständige Entfernung der Passivierungsschicht am Boden zu gewährleisten. Daraus ergibt sich erstens die Notwendigkeit der Verwendung einer Hartmaske (SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>-, SiO<sub>2</sub>-, Al-, Cr-Schichten), um ausreichende Ätzselektivitäten zu erreichen, und zweitens eine Limitierung der herstellbaren Ätz Aspektverhältnisse.

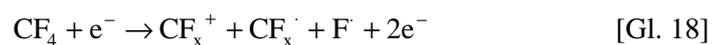
Eine Möglichkeit, diese Nachteile zu umgehen, ist der Einsatz der Gas Chopping Si-Ätztechnik, die in Kapitel 3.1.4 beschrieben wird.

## 3.1.3 Grundlagen der Gas Chopping Ätztechnik

Eine spezielle Variante der anisotropen Si-Plasmaätzung stellt die sogenannte Gas Chopping Ätztechnik dar [49]. Bei diesem Verfahren werden in zeitlich getrennten Intervallen alternierende Ätz- und Passivierungsschritte durchgeführt. Die zeitliche Trennung unterscheidet sich fundamental von dem in Kapitel 3.1.2 beschriebenen simultanen Ätzprozess mit  $\text{SF}_6$  und  $\text{O}_2$ . Bei [50] ist ein vereinfachtes Modell vorgestellt, das die Grundlagen der Reaktionskinetik für die beiden Precursorgase  $\text{SF}_6$  und  $\text{CF}_4$  (Tetrafluormethan) erläutert. Dabei ist das  $\text{SF}_6$  die dominierende Gaskomponente beim Ätzzyklus und  $\text{CF}_4$  die dominierende Gaskomponente beim Passivierungszyklus. Als Precursorgase für den Passivierungszyklus werden auch schwerere Moleküle wie  $\text{C}_2\text{F}_6$  (Hexafluorethan) und  $\text{C}_4\text{F}_8$  (Octafluorocyclobutan) verwendet [51]. In Abbildung 13 ist der Ablauf eines Passivierungs- und Ätzzyklusses dargestellt.

Abb. 13 Gas Chopping Ätztechnik mit  $\text{SF}_6$  und  $\text{CF}_4$ 

Der Prozess startet mit dem Passivierungsschritt (Schritt 1 in Abb. 13), bei dem  $\text{CF}_x^+$ -Ionen und  $\text{F}^-$ ,  $\text{CF}_x^-$ -Radikale durch Elektronenstossionisation im Plasma erzeugt werden:



Wichtig ist nun, dass  $\text{CF}_x^-$ -Radikale nicht direkt mit der Si-Oberfläche reagieren und keine flüchtigen Ätzreaktionsprodukte entstehen, sondern dass es zur Bildung und Ablagerung eines

polymerartigen Passivierungsfilmes auf dem Substrat kommt. Ein extremes Beispiel zur Veranschaulichung dieses Passivierungsfilmes (Pf) ist in der SEM Abbildung 14 gegeben. Auf geätzte,  $0,25\mu\text{m}$  breite und  $3\text{-}3,5\mu\text{m}$  tiefe Si-Strukturen wurde 2 Minuten lang ein Passivierungsfilm abgeschieden. Als Referenz ist in Abbildung 15 die gleiche Si-Struktur ohne Passivierungsfilm zu sehen. Man erkennt im Vergleich beider SEM Bilder deutlich den Effekt des lateralen Zuwachsens der Strukturen durch das Polymer. Die Zeitdauer für den Passivierungsschritt liegt bei den meisten Prozessen im Bereich zwischen 5-15 Sekunden.

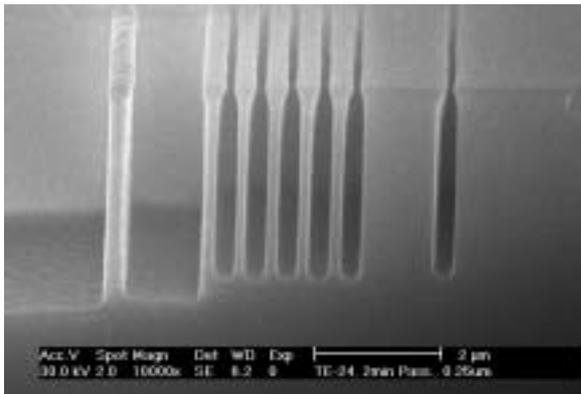


Abb. 14 Passivierungsfilm auf Si-Strukturen

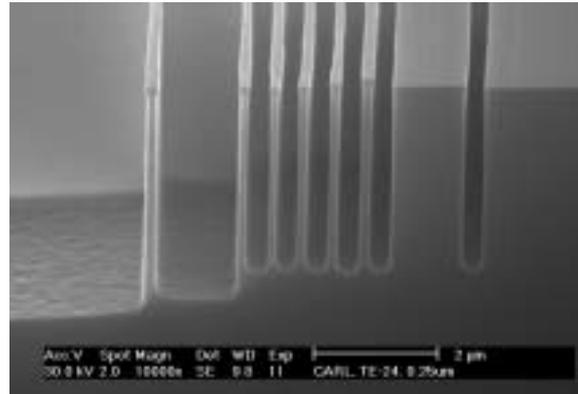
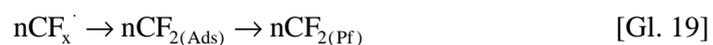
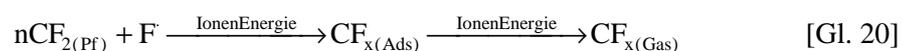


Abb. 15 Si-Referenzstrukturen

Die Reaktion und Bildung des Passivierungsfilmes läuft nach folgendem Schema:



Ein wesentlicher Unterschied zu der Passivierungsschicht in Gleichung 14 und dem polymerartigen Film aus Gleichung 19 besteht darin, dass der Polymerfilm keine Reaktionsschicht aus Substrat- und Plasmabestandteilen ist, d.h. es genügt eine sehr kleine physikalische Komponente beim Ätzyklus, um diesen zu entfernen. Der Passivierungszyklus ist nach diesem Schritt abgeschlossen, die Ätzkammer wird abgepumpt und  $\text{SF}_6$ -Gas für den Ätzyklus in den Rezipienten eingelassen.  $\text{SF}_6$  dissoziiert nach Gleichung 12. Durch ionenunterstütztes Ätzen (Schritt 2 in Abb. 13), wird nun der polymerartige Film insbesondere am Trenchboden entfernt:



Danach können am Trenchboden Fluorradikale die freiliegende Si-Oberfläche angreifen (Schritt 3

in Abb. 13) und ätzen (vgl. Gleichung 16 und 17). Die Rauigkeit der Si-Seitenwand hängt dabei wesentlich von zwei Parametern ab. Einerseits von der zeitlichen Dauer des Ätzschrittes und andererseits von der isotropen/anisotropen Komponente im Ätzzyklus. Die anisotrope Komponente kann beispielsweise durch Zugabe von  $\text{Ar}^+$ -Ionen, oder durch Erhöhung der Elektrodenleistung während des Ätzzykluses erhöht werden. Damit ist eine nahezu glatte Si-Seitenwand, ohne Ätzrippen möglich [52]. Nachteilig wirkt sich diese Erhöhung der physikalischen Komponente allerdings auf die Selektivität zur verwendeten Maskierschicht aus. Eine andere Möglichkeit, glatte Si-Seitenwände nach Gas Chopping Ätzprozessen zu erzielen, die vor allem bei MEMS Anwendungen durchgeführt wird, ist die thermische Oxidation von trenchgeätzten Si-Wafern. Durch diesen Oxidationsschritt werden die „Si-Spitzen“ (vgl. Abb. 27) in der Seitenwand komplett oxidiert und können dann in einem anschließenden nasschemischen Ätzschritt in HF Lösung entfernt werden [53].

Zusammengefasst sind die wesentlichen Vorteile der Gas Chopping Ätztechnik im Vergleich zu herkömmlichen Ätzprozessen:

- (i) Resist Maskierschichten können aufgrund der geringen physikalischen Komponente im Ätzzyklus verwendet werden und Si : Resist Selektivitäten im Bereich 200 : 1 können erreicht werden.
- (ii) Der Ätzprozess ist bei Raumtemperatur mit Si-Ätzraten bis zu  $10\mu\text{m}/\text{min}$  [54] durchführbar.
- (iii) Die Einstellung und Kontrolle eines gewünschten Ätzprofiles ist aufgrund der Trennung von Ätz- und Passivierungszyklus vereinfacht.
- (iv) Anisotrope Si-Ätzprofile mit einem Aspektverhältnis  $> 30:1$  können hergestellt werden [50].

## 3.2 Die ICP Plasmaätzanlage

Alle in dieser Arbeit vorgestellten Si-Strukturätzprozesse wurden an einer ICP Cluster Tool RIE Anlage der Firma STS (Surface Technology Systems) durchgeführt.



Abb. 16 STS ICP Cluster Tool Anlage

Abbildung 16 zeigt einen Teil der Ätzanlage mit Hauptbauteilen und Agregaten. Die Anlage ist von ihren Baugruppen für die Gas Chopping Ätz Technik, die in 3.1.4 ausführlich beschrieben worden ist, ausgelegt. Verwendete Prozessgase sind  $\text{SF}_6$ ,  $\text{C}_4\text{F}_8$ , Ar,  $\text{O}_2$ . Die wichtigsten Komponenten der Anlage sind:

- (i) 40l Volumen Keramik Reaktorkammer, die durch eine Pumpenkombination aus einer Leybold Maglev 900 M Turbopumpe und einer Roots Pumpe mit vorgeflanschem Trockenläufer gepumpt wird.
- (ii) Elektrostatischer Waferchuck mit He-Rückseitenkühlung.
- (iii) ICP Quelle, die bei 13,56MHz von einem ENI ACG Generator mit einer Leistung von 0-1000W betrieben werden kann.
- (iv) Waferelektrode, die bei 13,56MHz von einem zweiten ENI ACG Generator mit einer Leistung von 0-300W betrieben werden kann.
- (v) Automatisches Brooks Waferhandlingsystem für 150mm Wafer mit Kassettenladestation.

## 3.3 Strukturätzung im SOI Stencilmaskenprozess

Für die Strukturierung der  $3\mu\text{m}$  dünnen SOI-Schicht, der späteren Stencilmaske, wurde ein Trenchätzprozess entwickelt, der sich in drei verschiedene und unabhängige Einzelschritte gliederte und ein retrogrades Trenchprofil garantierte. Das spezielle Profil resultierte aus einer ionenoptischen Forderung und ist in Abbildung 17 als Ausschnittsvergrößerung einer Maske skizziert.

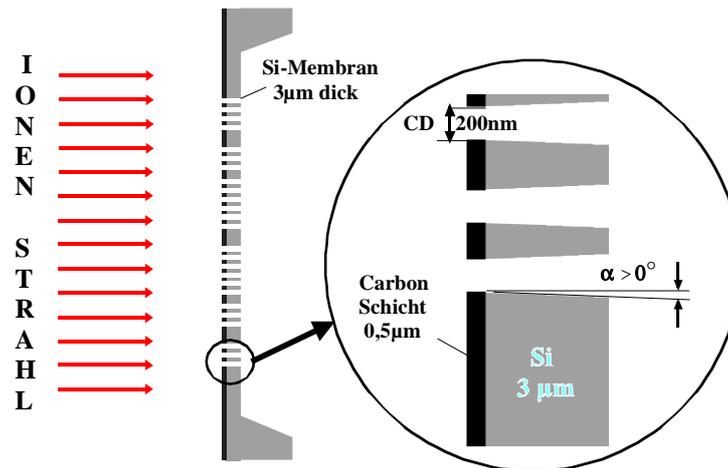


Abb. 17 Maskenquerschnitt mit hinter schnittenem Trenchprofil

Durch diese Öffnungsform werden Streuungen an den Seitenwänden innerhalb der Trench-öffnungen von nicht senkrecht einfallenden  $\text{He}^+$ -Ionen minimiert, was zu einer Verbesserung der Abbildungs- und Strukturqualität in der Bildebene führt.

Ziel der Prozessentwicklung war die gleichzeitige und maßhaltige Realisierung von Loch- und Linienstrukturen in der Stencilmaske mit Strukturdimensionen kleiner  $0,25\mu\text{m}$ . Für die Entwicklung und Ergebniskontrolle wurden SEM Aufnahmen sowohl von SOI Strukturquerbrüchen als auch von fertigen Stencilmasken auf der Masken Vorder- und Rückseite gefertigt. Es zeigte sich, dass vor allem die beidseitige SEM Begutachtung von fertigen Stencilmasken eine notwendige Kontrolle für das Trenchprofil und die Strukturrauhigkeit darstellte (vgl. hierzu die Ergebnisdarstellung in Kapitel 3.3.2). CD Messungen wurden auf Wafern vor und nach der Trenchätzung an Resist- und entsprechenden Si-Strukturen durchgeführt. Zusätzliche CD Messungen erfolgten an fertigen Stencilmasken, die für Belichtungsexperimente am PDT zum Einsatz kamen.

### 3.3.1 Die Resistmaske

Der Lithografieprozess ist von zentraler Bedeutung für die Herstellung und Strukturierung von Masken. Dabei werden die optischen Verfahren mit Laserschreibern zunehmend durch Elektronenschreibverfahren ersetzt. Der Grund hierfür liegt neben den immer kleiner werdenden IC Strukturdimensionen in der Notwendigkeit von OPC (Optical Proximity Correction) Strukturen in den optischen Chrom Quartzglasmasken. Der Übergang zum Elektronenstrahlschreiben verlangt den Einsatz von elektronenstrahlempfindlichen Photolacken, die getestet und charakterisiert werden müssen. Wichtige Kriterien für einen elektronenstrahlempfindlichen Resist, der bei der Herstellung von Lithografiemasken zum Einsatz kommt, sind:

- (i) Erreichbare Auflösung,
- (ii) Linienrauhigkeit der geschriebenen Strukturen im Resist,
- (iii) Stabilität der Resistmaske im verwendeten Strukturätzprozess,
- (iv) Resistempfindlichkeit,
- (v) Vakuumstandzeit,
- (vi) Umweltstabilität.

Für die Lithografie der Stencilmaske wurden drei verschiedene Lackprozesse entwickelt und getestet. Der Untersuchungsschwerpunkt wurde dabei auf die erreichbare Auflösung, Linienrauhigkeit und Selektivität beim Strukturätzprozess gelegt. Folgende Lacke wurden verwendet:

- (i) NTS-4 (Hersteller: Fa. Sumitomo)
- (ii) KRS (Hersteller: Fa. JSR)
- (iii) CARL (Hersteller: Fa. Infineon Technologies)

Alle drei Lacke gehören zur Gruppe der chemisch verstärkten Resists (CAR=Chemical Amplified Resists). Diese zeichnen sich durch eine im Vergleich zu herkömmlichen Lacken hohe Empfindlichkeit aus, was für eine Reduzierung der Schreibzeiten bei der Maskenherstellung von sehr großer Bedeutung ist. Kennzeichnend für chemisch verstärkte Resists ist das katalytische Reaktionsschema. Unter der Belichtung wird eine Säure generiert, die während eines Post Exposure Bake (PEB) eine chemische Reaktion in den belichteten Bereichen eingeht. Dies erhöht bei einem Positiv Resist die Löslichkeit für den anschließenden Entwicklungsprozess, während bei einem Negativ Resist die belichteten Bereiche unlöslich werden.

Ein entscheidender Faktor, der das erreichbare Auflösungsvermögen bestimmt ist das Streuverhalten der Elektronen im Resist. Die Aufweitung des Elektronenstrahldurchmessers  $d_v$  [nm] durch die Vorwärtsstreuung der Elektronen im Resist wird durch folgende empirische Formel beschrieben [55]. Dabei muss die Beschleunigungsspannung  $U_B$  in kV und die Resistdicke  $d_{\text{Resist}}$  in nm eingesetzt werden.

$$d_v = 0,9 \cdot \left( \frac{d_{\text{Resist}}}{U_B} \right)^{3/2} \quad [\text{Gl. 21}]$$

Bei einer Resistdicke von 500nm und einer Beschleunigungsspannung von 50kV resultiert also eine Aufweitung des Elektronenstrahldurchmessers um 28nm. Nach Gleichung 21 kann die Vorwärtsstreuung minimiert und damit die Auflösung verbessert werden, indem eine hohe Beschleunigungsspannung und eine möglichst kleine Resistdicke verwendet wird. Neben der Vorwärtsstreuung der Elektronen spielen aber auch rückgestreute Elektronen und Sekundärelektronen sowohl für die Strukturgröße als auch die Strukturlage eine Rolle. Deren Beitrag zur Gesamtdosis in einem Strukturbereich muss über eine geeignete Proximity Korrekturfunktion ermittelt und angepasst werden.

Der NTS-4- und CARL-Resistprozess verwenden die TLI (Top Layer Imaging) Technik, NTS-4 als Einlagenresist und CARL als Zweilagensesist. Durch diese Technik wird der in Gleichung 21 beschriebene auflösungsbegrenzende Effekt der Elektronen-Vorwärtsstreuung im Resist minimiert, da technologisch, im Folgenden beschrieben, die belichtungswirksame Resistdicke reduziert ist. Daher können auch in dicken Resists, die für aggressive Ätzprozesse benötigt werden, mit dem Elektronenstrahl sehr kleine Strukturen realisiert werden. Der TLI Resistprozess soll nun für NTS-4 und CARL anhand von Abbildung 18 kurz erklärt werden. Eine genaue Beschreibung der chemisch-physikalischen Vorgänge während der Belichtung, dem PEP und den Silylierungsschritten ist bei [56] zu finden.

Der NTS-4 Resist wurde über ein Belackermodule bei einer Schleuderdrehzahl von 1800 U/min aufgebracht. Die resultierende Schichtdicke betrug 850nm. Nach einem Softbake von 100°C und 60s folgte die Elektronenstrahlbelichtung. Als Testpattern wurden Lines & Spaces (L&S), Isolated Lines (IL) und Isolated Spaces (IS) mit Strukturdimensionen von 125nm-500nm mit einem 30kV Hitachi HL700 Elektronenstrahlenschreiber erzeugt. Die Belichtungsdosis betrug für den NTS-4 Resist bei

30keV Elektronenenergie  $8\mu\text{C}/\text{cm}^2$ . Dabei ist in Abbildung 18 die Vorwärtsstreuung der Elektronen und damit die Strukturverbreiterung in der Resist-Schicht schematisch angedeutet. Nach der Belichtung und dem Post Exposure Bake (PEB) bei  $120^\circ\text{C}$  und von 90s Dauer wurde über einen Gasphasensilylierungsschritt ein geringe Menge von Si bevorzugt in die nicht belichteten Resistbereiche eingebaut. Durch diesen Si-Einbau entstand ein maskierter Bereich auf der Resistoberfläche für den darauffolgenden  $\text{O}_2/\text{SO}_2$ -RIE Schritt, der den Resist in den nicht silylierten Bereichen bis auf die Si-Waferoberfläche anisotrop ätzte. Dabei benötigte der NTS-4 Resist vor dem  $\text{O}_2/\text{SO}_2$ -Hauptätzschritt immer einen kurzen  $\text{CF}_4/\text{O}_2$  „Breakthrough“ Ätzschritt, der eine dünne Si-haltige Schicht, die auch in den belichteten Bereichen entstand, aufbrach. Die Trockenentwicklung wurde mit einer Plasmalab ECR 90 RIE Anlage der Fa. Oxford Instruments durchgeführt. Durch diesen selektiven Silylier- und anisotropen RIE-Prozess wurde also die Strukturaufweitung durch die Elektronenstreuung im Resist unwirksam gemacht.

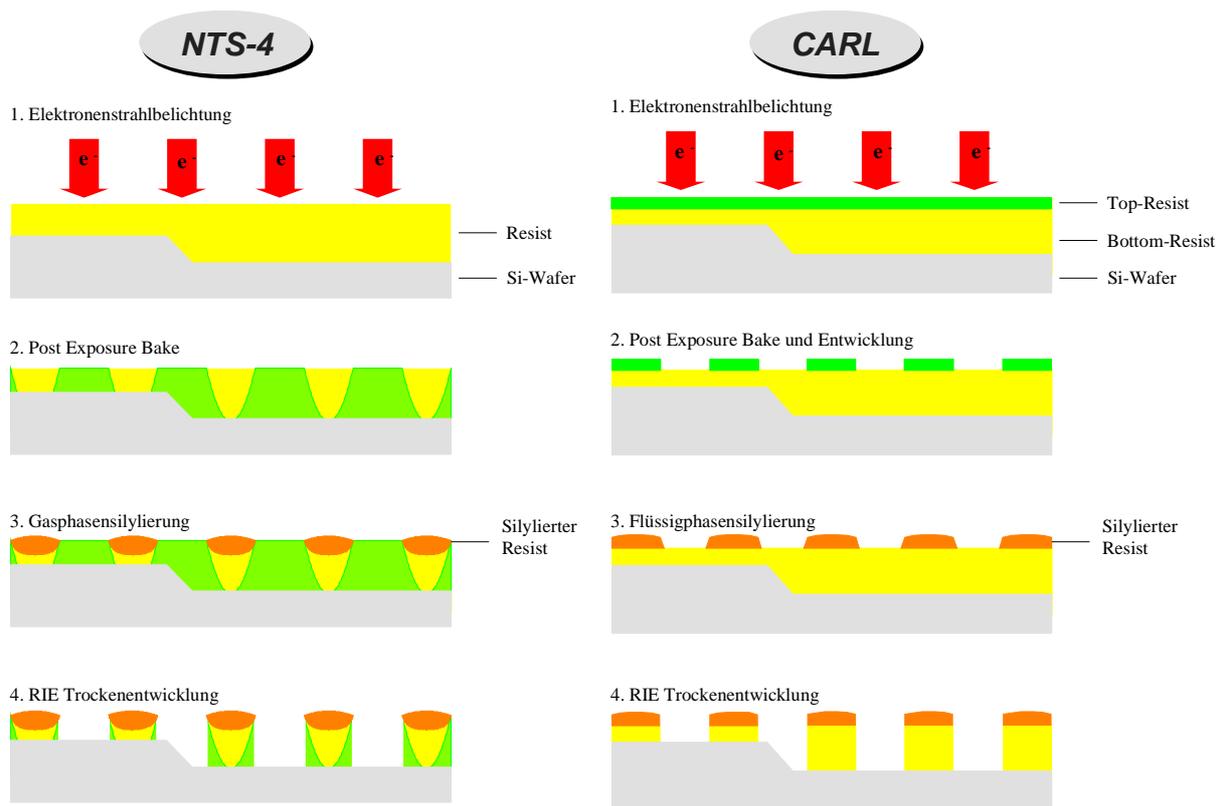


Abb. 18 Top Layer Imaging Prinzip für Einlagen (NTS-4)- und Zweilagresist (CARL)

Der CARL-Zweilagresistprozess verwendete, wie in Abbildung 18 ersichtlich einen Bottom- und einen Top-Resist, die beide unterschiedliche Funktionen hatten. Der Bottom-Resist stellte die benötigte Resistdicke für den Masken Ätzprozess zur Verfügung und hatte keine belichtungs-

empfindliche Aufgabe. Er wurde bei einer Schleuderdrehzahl von 1300U/min aufgebracht, was einer Dicke von 600nm entsprach. Mit Hilfe eines Hardbake bei 235°C und 100s Dauer wurde der Bottom-Resist ausgehärtet, im Anschluß daran konnte die zweite Resist-Schicht, der sogenannte Top-Resist, aufgebracht werden. Der Top-Resist war die für Elektronen empfindliche Schicht mit einer Dicke von etwa 200nm. Nach einem Softbake bei 140°C und 60s auf einer Hotplate war dieser Zweilagensesist fertig für die Elektronenstrahl Belichtung. Die Belichtungs-dosis betrug bei 30keV Elektronenenergie  $12\mu\text{C}/\text{cm}^2$ , und bei 50keV  $21\mu\text{C}/\text{cm}^2$ . Die belichteten Strukturen im Top-Resist mussten nach dem PEB bei 140°C und 60s noch in einem alkalischen Standardentwickler 30s lang entwickelt werden. Aufgrund der geringen Top-Resistdicke war die Strukturverbreiterung durch die Elektronen Vorwärtsstreuung bei der Belichtung reduziert. Bei dieser aufwendigen Zweilagensesist Technik ist eine echte Trennung der Belichtungseigenschaft und der Ätzeigenschaft gegeben. Der Silylierungsschritt wurde über eine Flüssigphasensilylierung durchgeführt, bei der Si in den entwickelten Top-Resist eingebaut wurde. Im letzten Prozessschritt wurde der belichtete Resistbereich ebenfalls mit einem  $\text{O}_2/\text{SO}_2$ -RIE Schritt trocken entwickelt und bis auf die Waferoberfläche geätzt. Kriterien für den Entwicklungsschritt war dabei ein senkrechtes Ätzprofil zu erreichen und keine Polymerreste in den geätzten Bereichen zu hinterlassen. Im Unterschied zu dem NTS-4 Prozess geschah bei CARL der Si-Einbau beim Silylierungsschritt sehr selektiv und ausschließlich in den Top-Resist. Bei beiden Resistprozessen führte der Silylierungsschritt aber zu einer Verbreiterung der Linienstrukturen und damit zu einer Verkleinerung der Grabenstrukturen. Dieser Effekt wird als „Chemical Biasing“ bezeichnet und musste durch eine Überbelichtung oder Vorverzeichnung der Strukturen kompensiert werden.

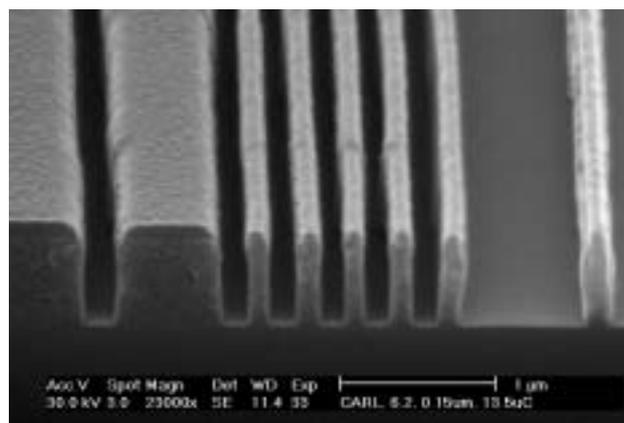


Abb. 19 CARL Resistprofil der 150nm Strukturen

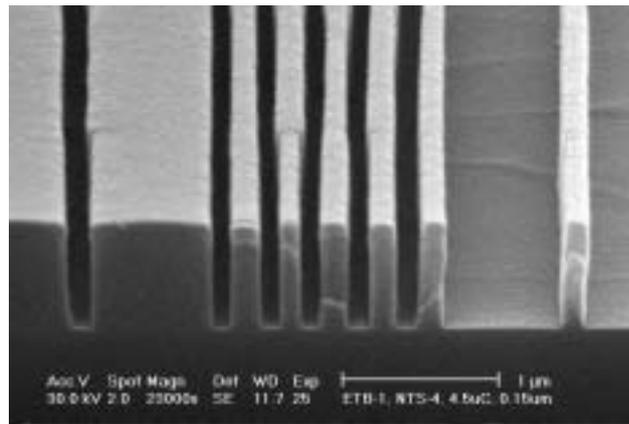


Abb. 20 NTS-4 Resistprofil der 150nm Strukturen

Die Abbildungen 19 und 20 zeigen SEM Querbruchaufnahmen von den 150nm IS-, IL- und L&S-Lackstrukturen. Deutlich ist der Profilunterschied vor allem auf den ersten 200nm zwischen beiden Lacken zu sehen. Der CARL Resist zeigt eine deutliche Verrundung im Bereich des Top-Resists, was auf den Silylierprozess zurückzuführen ist. Bei beiden Resistprozessen ist die Si-Oberfläche des Wafers restefrei und somit optimal präpariert für den Si-Strukturätzprozess.

Ein weiterer Resist, der speziell für die Stencilmaskenherstellung untersucht wurde, ist der KRS Einlagenresist, dessen Prozessschema in Abb. 21 zu sehen ist.

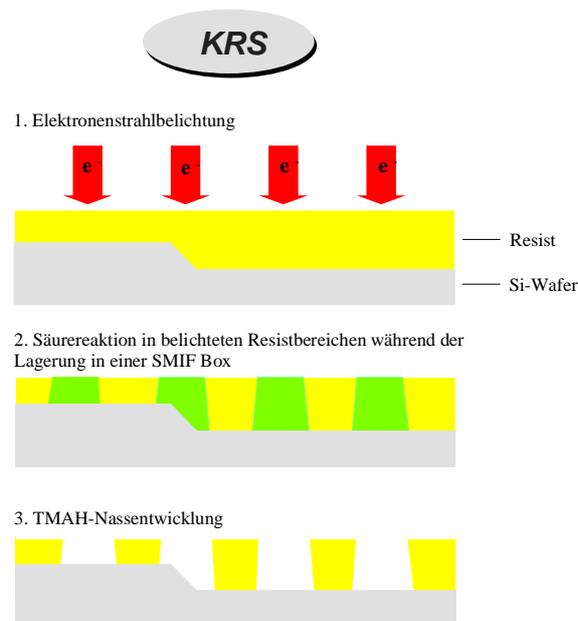


Abb. 21 KRS Resistprozess

Er verwendet nicht die TLI Technik und unterscheidet sich von den beiden vorherigen Lacken zusätzlich in wesentlichen Punkten, die folgend beschrieben werden. Die Resistdicke betrug bei einer Schleuderdrehzahl von 2000U/min etwa 520nm. Nach einem Softbake bei 95°C und 90s Dauer konnte die Elektronenstrahl-Lithografie stattfinden. Belichtungen des KRS Resists, der erst am Ende des IPL Projektes zur Verfügung stand, wurden nur mit dem neu installierten 50keV Elektronenstrahlschreiber durchgeführt. Die Belichtungsdosis bei 50keV Beschleunigungsspannung betrug  $12\mu\text{C}/\text{cm}^2$  und war damit etwa einen Faktor zwei geringer als beim CARL Resistschema. Im Gegensatz zu dem TLI Resistprozess wurde für den KRS Resist kein spezieller PEB Schritt auf einer Hotplate und kein Silylierungsschritt benötigt. Die Reaktion der während dem Belichtungsschritt generierten Säure fand bei dem KRS Resist bei Raumtemperatur und unter definierten Umweltbedingungen während einer 30 minütigen Lagerung in einer SMIF (Standard Mechanical Interface Fabrication)-Box statt.

Nach der Puddle Entwicklung mit einem alkalischen Standardentwickler für 70s war der KRS-Resistprozess abgeschlossen. Vorteile dieses Reaktionsschema im Vergleich zu der TLI Technik waren:

- (i) Weniger Prozessschritte,
- (ii) keine Verrundung der Strukturecken durch einen Silylierschritt,
- (iii) einfacher Ablackprozess in einem  $\text{O}_2$ -Barrel Reaktor Plasmaätzer möglich.

Die Abbildungen 22, 23 und 24 zeigen für die drei Resists jeweils SEM Aufsichtsaufnahmen von geätzten 175nm L&S in Si. Eine deutliche Abstufung der Linienrauhigkeit ist zu sehen. Diese sinkt von NTS-4 über KRS zu CARL. Gründe für die sehr geringe Linienrauhigkeit des CARL Resistprozesses im Vergleich zu beiden anderen waren der sehr selektive Einbau von Si-Atomen während des Silylierungsprozesses in den Top-Resist, die hohe Si-Konzentration und das daraus resultierende Silylierprofil [56]. Trotz der aufwendigeren Prozessierung und im Vergleich zu beiden anderen Lacken geringen Empfindlichkeit, war das CARL Resistschema, aufgrund der sehr geringen Kantenrauhigkeit, der Prozess der Wahl für die Stencilmaskenfertigung. Evaluierungsergebnisse bei Irmscher [57] von neuentwickelten chemisch verstärkten Resists zeigen aber, dass auch ohne Verwendung der TLI Technik bei einer Resistdicke von  $\sim 400\text{nm}$  sub 100nm Auflösung mit ausgezeichneter Kantenrauhigkeit erreicht werden können. Der zukünftige Trend bei den CAR`s für die Maskenherstellung wird aufgrund des einfacheren Prozessschemas daher voraussichtlich in diese Richtung gehen.

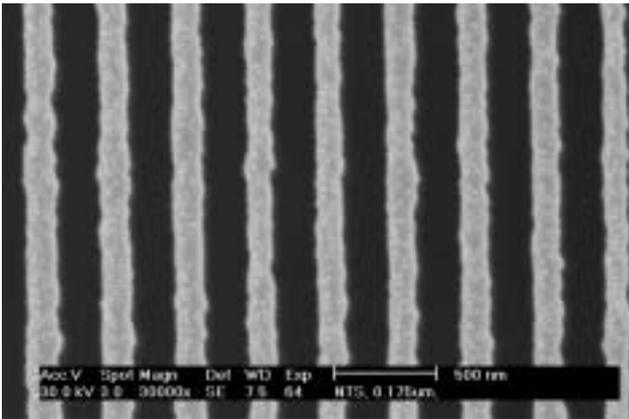


Abb. 22 175nm Si L&S (NTS-4 Resist)

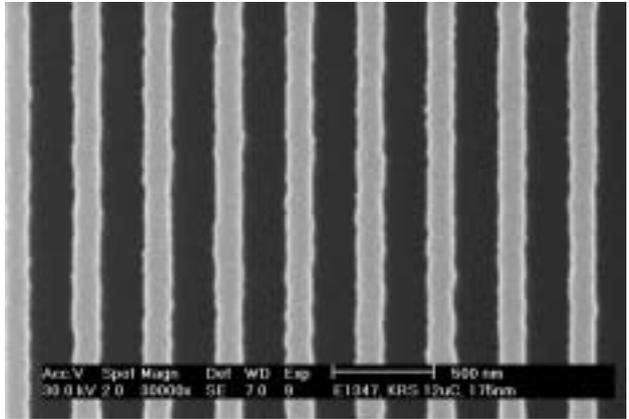


Abb. 23 175nm Si L&S (KRS Resist)

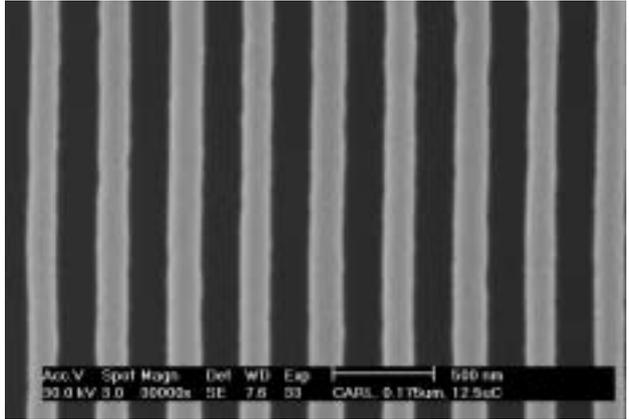


Abb. 24 175nm Si L&S (CARL Resist)

### 3.3.1 Die Trenchätzprozessentwicklung

Für die Strukturätzung in die 3µm dicke SOI-Schicht wurde eine Ätzprozess entwickelt, der aus drei Einzelschritten besteht. Schritt 1 ist ein Simultanätzprozess, während bei Schritt 2 und 3 die Gas Chopping Ätztechnik zum Einsatz kommt. Diese drei Schritte haben unterschiedliche Eigenschaften und Aufgaben und sind von ihren Parametern wie Druck, Gasfluss und Elektrodenleistung völlig unterschiedlich konzipiert:

- (i) Der erste Schritt ätzt ca. 150nm senkrecht in die SOI-Schicht und definiert damit die Abmessungen der Strukturen. Dieser Schritt benützt eine hohe physikalische Komponente für die Anisotropie und hat dementsprechend eine geringe Selektivität zur Resistmaske.
- (ii) Der zweite Schritt ätzt bis kurz vor die SiO<sub>2</sub>-Ätzstoppschicht. Mit diesem Schritt besteht die Möglichkeit das Trenchprofil von senkrecht bis hinterschnitten (retrograde) einzustellen.
- (iii) Mit dem dritten Schritt wird das eingestellte Profil bis auf das vergrabene Oxid fortgeführt. Zusätzlich soll der Effekt eines „Notchings“ an der Grenzfläche SOI/SiO<sub>2</sub>-Schicht minimal gehalten werden. Dies ist vor allem für die kleinen Strukturabmessungen ≤ 250nm wichtig, da diese sonst am Fusspunkt durchgeätzt und anschließend umkippen würden.

Die Ätzstrategie ist in Abbildung 25 am Beispiel eines 3µm SOI Wafers zu sehen. Trägerwafer ist in dieser Prinzipskizze nur angedeutet und nicht maßstäblich gezeichnet.

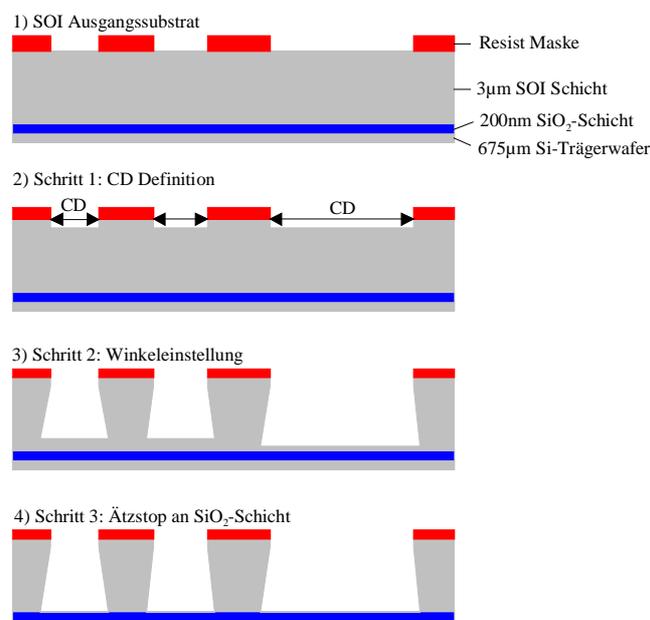


Abb. 25 Dreischritt SOI Stencilmasken Ätzprozess

Diese Ätzstrategie hat den Vorteil, dass der CD bestimmende Ätzschritt 1 und der profildefiniierende Ätzschritt 2 zeitlich entkoppelt sind und individuell entwickelt werden können. Wie am Anfang des Kapitels erwähnt, wurde die Prozessentwicklung an Loch- und Linienstrukturen mit verschiedenen Strukturdimensionen durchgeführt. Die Abbildung 26 zeigt einen Ausschnitt aus dem verwendeten Linienpattern. Dargestellt ist eine SEM Querbruchaufnahme eines trenchgeätzten Si-Wafers mit den drei verschiedenen Linienstrukturen: „Isolated Line“ (IL), „Lines & Spaces“ (LS) und einem „Isolated Space“ (IS). Strukturgrößen sind von  $1,5\mu\text{m}$  bis zu einer Minimalabmessung von  $0,25\mu\text{m}$  für die Prozessentwicklung verwendet worden. Das Gesamlinienpattern hatte eine Länge von 4mm und eine Breite von 1mm und war neunmal auf dem Wafer vorhanden. (vgl. Abb. 54 Testpattern CD Messung). Daneben sind Kontaktlochreihen mit Strukturgrößen von  $1,25\mu\text{m}$ - $0,25\mu\text{m}$  vorhanden.

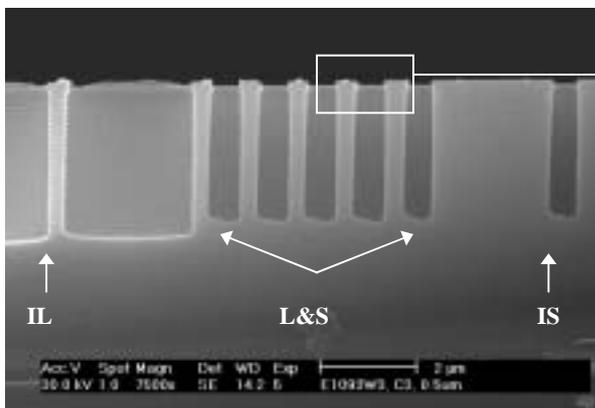


Abb. 26 500nm Linienstrukturen

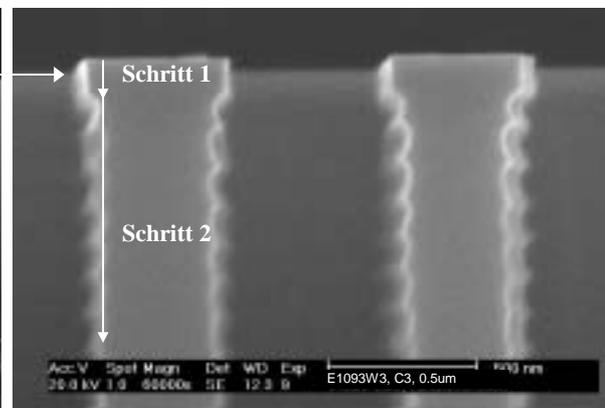
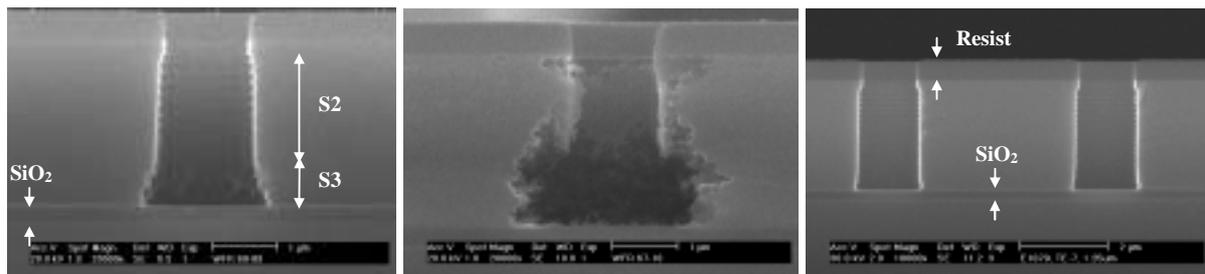


Abb. 27 Ausschnittsvergrößerung

Die Abbildungen 26 und 27 zeigen 500nm Strukturen, die mit den Schritten 1 und 2 des Standardprozesses A# (vgl. Tabelle 3) geätzt wurden, deutlich zeigt sich der Unterschied in der Seitenwandrauigkeit zwischen beiden Schritten in Abbildung 27. Schritt 1 ist ein Simultanätzprozess mit Ätzkomponente  $\text{SF}_6$  und Passivierungskomponente  $\text{C}_4\text{F}_8$ . Die Si-Ätztiefe beträgt ca. 150nm was bei einer Schrittdauer von 45s einer Si-Ätzrate von 200nm/min entspricht. Im darauffolgenden Schritt 2 wird die Wirkungsweise der Gas Chopping Ätztechnik sichtbar. Jeder einzelne Bogen in der Strukturseitenwand entspricht einem kompletten Ätz- und Passivierungsschritt. Nach den Ausführungen in Kapitel 3.1.4 ist offensichtlich, dass die Bogenlänge und die entsprechende Bogentiefe (Seitenwandrauigkeit) entscheidend von der Zeitdauer des Ätz- und Passivierungsschritts abhängt. Allerdings hat diese Zeitdauer eine untere Grenze, die von den verwendeten Anlagenkomponenten (Pumpen, Gas Box, Matching Unit) vorgegeben ist. Bei der STS ASE ICP Cluster Tool Anlage liegt dieser untere Wert bei etwa 5 Sekunden. Wird dieser Wert unterschritten, kann das Plasma nicht mehr stabil geregelt werden und es kommt zu Aussetzern in der Gasentladung.

Die Abbildungen 28, 29, 30 zeigen 1,25 $\mu$ m Kontaktlochstrukturen auf SOI Wafern, die mit drei verschiedenen Prozessen geätzt wurden. Variiert wurde nur das Verhältnis  $V_{\text{Ä/P}}$  der Ätz- und Passivierungszeiten  $t_{\text{Ätz}}$  und  $t_{\text{Pass}}$  in Schritt 2 und 3 des Ätzprozesses. Die restlichen Ätzparameter, also Gasdrücke, Gasflüsse, Gesamtätzzeit der Einzelschritte etc. sind bei diesen drei Prozessen identisch. Die Resistmaske und die vergrabene SiO<sub>2</sub>-Ätzstoppschicht sind mit Pfeilen markiert. Gravierende Unterschiede im Ätzergebnis und in der Trenchform sind offenkundig.

In Abbildung 28 ist deutlich zu sehen, dass im dritten Schritt S3 ( $t_{\text{Ätz}}=12\text{s}$ ;  $t_{\text{Pass}}=5\text{s}$ ) des Ätzprozesses die Seitenwandpassivierung nicht ausreichend ist. Ein leichter Ätzangriff an der Seitenwand im unteren Bereich des Trenchkanals ist erkennbar, während im Bereich des zweiten Schrittes S2 ( $t_{\text{Ätz}}=8\text{s}$ ;  $t_{\text{Pass}}=5\text{s}$ ) die Passivierung nicht angegriffen ist. Das Resultat einer weiteren Vergrößerung von  $V_{\text{Ä/P}}$  für Schritt 2 ( $t_{\text{Ätz}}=8\text{s}$ ;  $t_{\text{Pass}}=4\text{s}$ ) und 3 ( $t_{\text{Ätz}}=12\text{s}$ ;  $t_{\text{Pass}}=4\text{s}$ ) ist in Abbildung 29 dargestellt, massive Anätzungen im kompletten Trenchbereich sind sichtbar.

Abb. 28 1,25 $\mu$ m KontaktlochAbb. 29 1,25 $\mu$ m KontaktlochAbb. 30 1,25 $\mu$ m Kontaktlöcher

Ein optimales Resultat zeigt Abbildung 30 bei der die Ätz- und Passivierungszeiten  $t_{\text{Ätz}}$  und  $t_{\text{Pass}}$  in Schritt 2 ( $t_{\text{Ätz}}=6\text{s}$ ;  $t_{\text{Pass}}=5\text{s}$ ) und Schritt 3 ( $t_{\text{Ätz}}=11\text{s}$ ;  $t_{\text{Pass}}=5\text{s}$ ) nach den vorigen Ergebnissen geändert wurden. Die retrograde Trenchform ist erreicht und keine Anätzungen im Si-Trenchkanal oder Durchätzungen an der SiO<sub>2</sub>-Ätzstoppschicht sind erkennbar.

Für 500nm- und 250nm-Linienstrukturen ergeben sich die Ergebnisse in den Abbildungen 31-34 [58]. Die Resistmaskierschicht ist auf den Trenchstrukturen noch vorhanden. Deutlich ist ein heller Saum auf den Trenchseitenwänden bei den 90° SEM Aufnahmen zu sehen, der durch die Seitenwandpassivierung erzeugt wird. Der retrograde Öffnungswinkel  $\alpha$  für das Trenchprofil (vgl. Abb. 17) erfüllt die ionenoptische Bedingung von  $\alpha > 0^\circ$  und die SiO<sub>2</sub>-Ätzstoppschicht ist restfrei und nicht durchgeätzt.

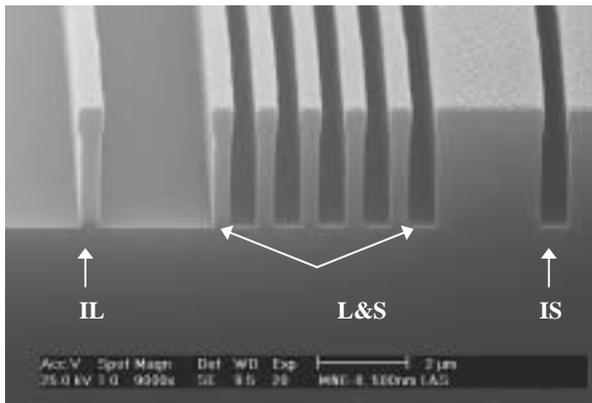


Abb. 31 500nm Linienstrukturen (75° SEM)

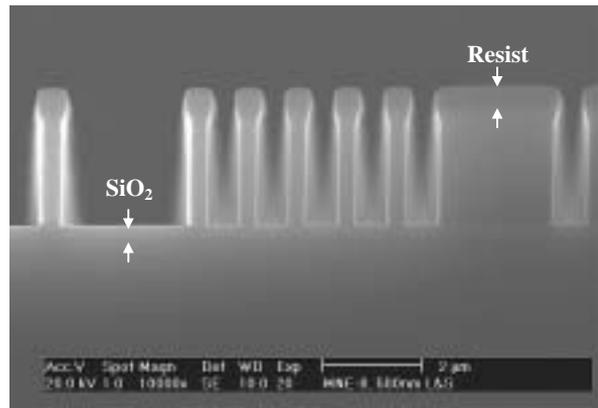


Abb. 32 500nm Linienstrukturen (90° SEM)

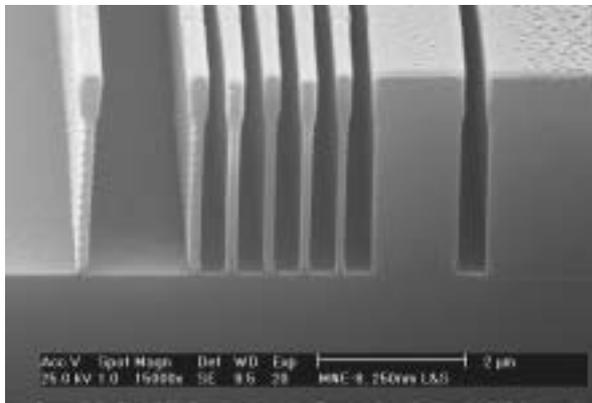


Abb. 33 250nm Linienstrukturen (75° SEM)

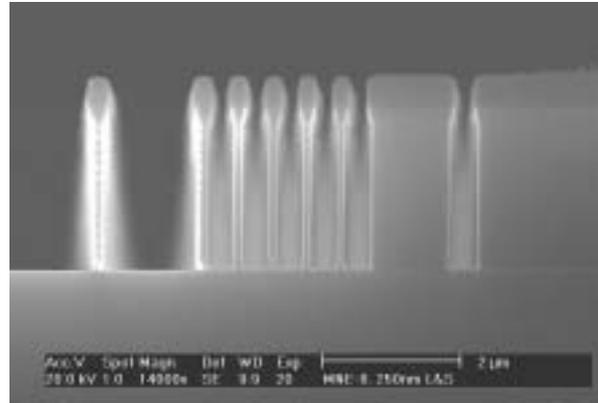


Abb. 34 250nm Linienstrukturen (90° SEM)

Dieser Strukturätzprozess war bis zu ersten Belichtungsexperimenten am PDT der Standard Trenchätzprozess für die Maskenfertigung. Tabelle 3 zeigt die Parameter dieses 3 $\mu$ m Ätzprozesses.

Nach Ablauf der ersten Belichtungsexperimente und SEM Inspektionen der Stencilmasken [62] auf der Maskenrückseite ergab sich die Situation, dass eine sehr starke Kantenrauigkeit auf der Rückseite der prozessierten Masken festgestellt wurde. Dieser Effekt konnte in vergleichbaren SEM Querbruchaufnahmen (vgl. Abbildungen. 31-34) nicht festgestellt werden. Die Abbildungen 35-38 zeigen SEM Vergleichsaufnahmen der Maskenvorder- und Rückseite an 0,25 $\mu$ m L&S und 0,5 $\mu$ m Kontaktlochstrukturen, die diesen Sachverhalt darstellen.

Parameter	Trenchätzprozess A#				
	Schritt 1	Schritt 2		Schritt 3	
	Ätz.	Ätz.	Pass.	Ätz.	Pass.
O <sub>2</sub> Fluss [sccm]	-	15	-	15	-
C <sub>4</sub> F <sub>8</sub> Fluss [sccm]	100	35	100	70	130
SF <sub>6</sub> Fluss [sccm]	35	100	-	100	-
Druck [mT]	15	17	13	68	46
ICP Leistung [W]	850	650	650	850	850
Elektrodenleistung [W]	17	20	-	12	-
Elektrodentemperatur [°C]	20	20	20	20	20
t <sub>Ätz.</sub> [min]		0:06		0:11	
t <sub>Pass.</sub> [min]			0:05		0:05
T <sub>Schritt</sub> [min]	0:45	3:30		2:08	

Tabelle 3: Prozessparameter Trenchätzprozess A#

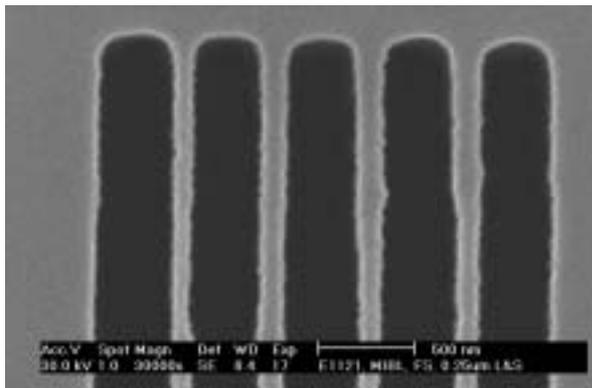


Abb. 35 0,25µm L&amp;S, Vorderseite

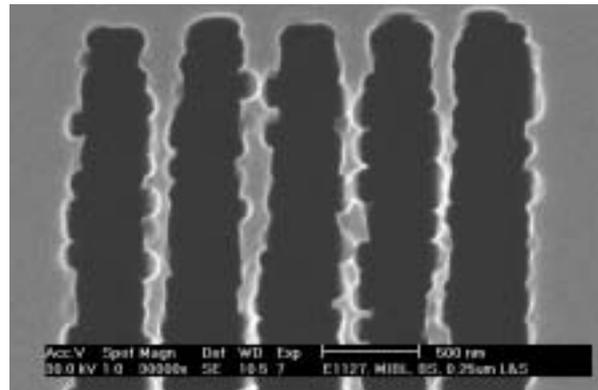


Abb. 36 0,25µm L&amp;S, Rückseite

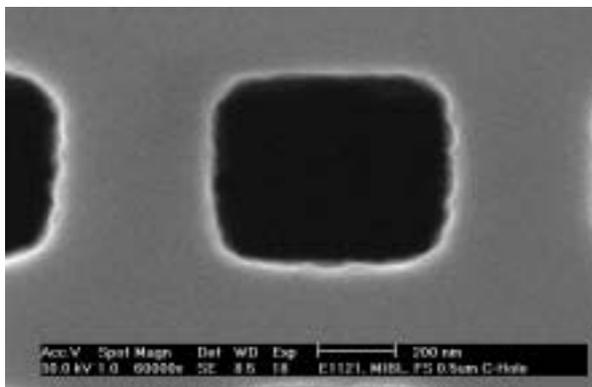


Abb. 37 0,5µm Kontaktloch, Vorderseite

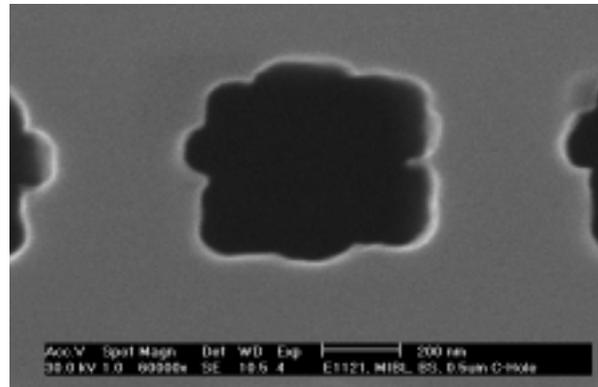
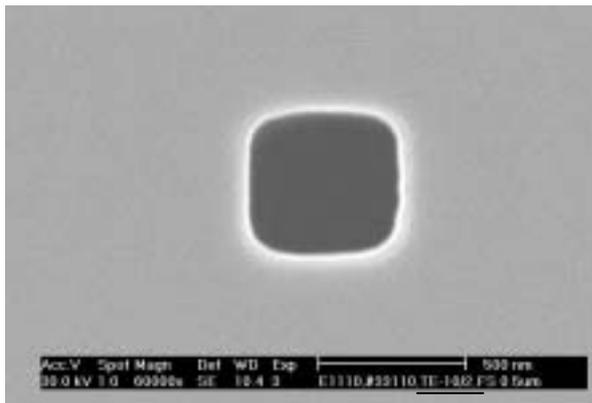
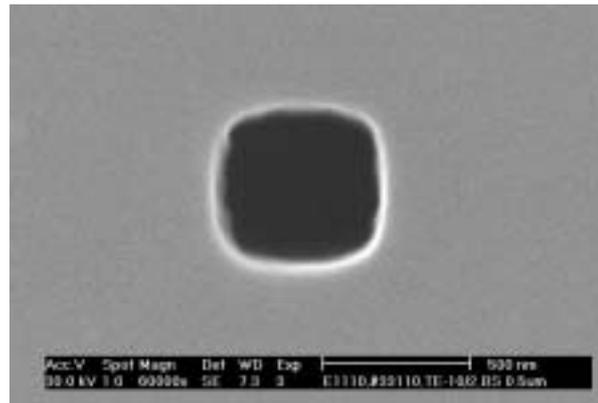
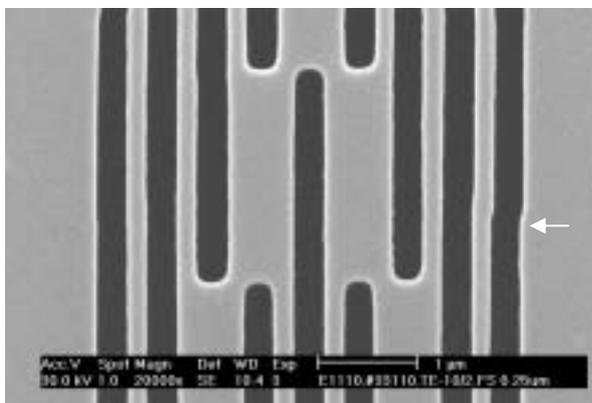
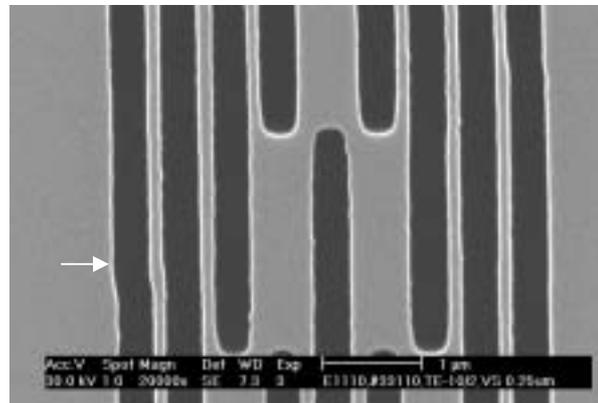


Abb. 38 0,5µm Kontaktloch, Rückseite

Die muschelförmigen Ausbrüche an den Strukturkanten in den Abbildungen 36 und 38 sind Si-Reste, die aufgrund einer unvollständigen Ätzung am Trenchboden zurückblieben. Sie konnten durch eine Verlängerung der Ätzzeit in Schritt 2 auf 4min 30s verhindert werden. Die Ergebnisse mit diesem modifizierten Strukturätzprozess an  $0,5\mu\text{m}$  Kontaktloch- und  $0,25\mu\text{m}$  L&S-Strukturen zeigen die Abbildungen 39-42. Die Ausbrüche an den Si-Kanten der Stencilmasken-Rückseite sind verschwunden und die Kantenrauigkeit ist dementsprechend reduziert.

Abb. 39  $0,5\mu\text{m}$  Kontaktloch, VorderseiteAbb. 40  $0,5\mu\text{m}$  Kontaktloch, RückseiteAbb. 41  $0,25\mu\text{m}$  L&S, VorderseiteAbb. 42  $0,25\mu\text{m}$  L&S, Rückseite

Mit diesem Prozess konnten gleichzeitig Linien- und Lochstrukturen mit einer Strukturbreite von  $0,25\mu\text{m}$  bzw.  $0,35\mu\text{m}$  retrograde in einer  $3\mu\text{m}$  Stencilmasken hergestellt werden. Für die Ätzung noch kleinerer Strukturen wurde die Si-Ätzrate in Abhängigkeit der Ätzzeit, Strukturart und Strukturdimension untersucht und ausgewertet.

## 3.3.2 Untersuchungen zur strukturabhängigen Ätzrate bei Si-Trockenätzprozessen

Die Aufgabe Loch- und Linienstrukturen mit unterschiedlichen Strukturdimensionen gleichzeitig zu ätzen erfordert die genaue Kenntniss des spezifischen Ätzverhaltens und der Si-Ätzrate. Daher wurde die Si-Äztiefe  $d$  (vgl. Abb. 43) in Abhängigkeit der Ätzzeit, Ätzschritte, Strukturart und Strukturdimension  $w$  gemessen. In Tabelle 4 sind die vier untersuchten Ätzprozesse A, A#, B und C, die sich nur in den Einzelprozesszeiten unterscheiden mit den zugehörigen Ätzraten dargestellt.

<b>Trenchätzprozess</b>	<b>A</b>	<b>A#</b>	<b>B</b>	<b>C</b>
Zeit Schritt 1 [min]	0:45	0:45	0:45	0:45
Zeit Schritt 2 [min]	3:30	3:30	4:30	5:41
Zeit Schritt 3 [min]		2:08		
Strukturen	Gesamtprozess-Ätzraten der Lochstrukturen [ $\mu\text{m}/\text{min}$ ]			
1,25 $\mu\text{m}$	0,62	0,73	0,62	0,58
1,0 $\mu\text{m}$	0,59	0,69	0,59	0,56
0,75 $\mu\text{m}$	0,57	0,64	0,56	0,54
0,5 $\mu\text{m}$	0,53	0,57	0,52	0,50
0,35 $\mu\text{m}$	0,51	0,51	0,49	0,48
0,25 $\mu\text{m}$	0,48	0,45	0,46	0,44
	Gesamtprozess-Ätzraten der Linienstrukturen [ $\mu\text{m}/\text{min}$ ]			
1,5 $\mu\text{m}$ L&S, IS	0,65	0,78	0,65	0,59
1,0 $\mu\text{m}$ L&S, IS	0,65	0,75	0,64	0,59
0,75 $\mu\text{m}$ L&S, IS	0,62	0,73	0,61	0,58
0,5 $\mu\text{m}$ L&S, IS	0,61	0,67	0,59	0,57
0,35 $\mu\text{m}$ L&S, IS	0,59	0,66	0,57	0,54
0,25 $\mu\text{m}$ L&S, IS	0,58	0,61	0,55	0,53
1,5 $\mu\text{m}$ IL	0,66	0,78	0,66	0,64
1,0 $\mu\text{m}$ IL	0,66	0,77	0,66	0,64
0,75 $\mu\text{m}$ IL	0,66	0,76	0,65	0,64
0,5 $\mu\text{m}$ IL	0,66	0,76	0,66	0,64
0,35 $\mu\text{m}$ IL	0,66	0,76	0,66	0,64
0,25 $\mu\text{m}$ IL	0,64	0,76	0,65	0,63

Tabelle 4 Prozesszeiten und Ätzraten der vier Trenchätzprozesse

Deutlich zu sehen ist die starke Abhängigkeit der Si-Ätzrate von der Strukturart und Strukturbreite. Ein direkter Vergleich der Ätzergebnisse der Prozesse A, B und C zeigt, dass die Ätzraten von Prozess A und B für die untersuchten Strukturen nahezu gleich geblieben sind, während die Verlängerung der Ätzzeit in Prozess C einen deutlichen Abfall der Ätzrate zur Folge hat. Die erreichte Si-Äztiefe steigt also nicht mehr linear mit der Prozesszeit. Innerhalb der Kontaktlochstrukturen liegt die Ätzrate der  $0,25\mu\text{m}$  Strukturen um etwa 30% niedriger als die Ätzrate der  $1,25\mu\text{m}$  breiten Strukturen. Ein Vergleich mit den Linienstrukturen zeigt, dass dort der Abfall der Ätzrate bei vergleichbaren Strukturgrößen bei weitem nicht so stark ausgeprägt ist. Dieses Ergebnis zeigt eine Hauptanforderung an den Si-Strukturätzprozess. Die erforderliche Ätzzeit richtet sich nach den kritischsten Strukturen, in diesem Fall den Kontaktlochstrukturen. Dies bedeutet, dass die starke Überätzung vor allem der isolierten Linienstrukturen von der Ätzstoppschicht gehalten werden muss. Zusätzlich darf es nicht zu Si-Durchätzungen am Fußpunkt der isolierten Linienstrukturen kommen.

Für die Abhängigkeit der Ätzrate von der Strukturart und dem Aspektverhältnis, die auch als „RIE Lag“ bezeichnet wird, existieren in der Literatur verschiedene Erklärungen und Modellvorstellungen. Die beiden wesentlichen Einflussfaktoren sind:

1. Abschattungseffekte des Trenchbodens vor einfallenden Ionen durch die Maske und Trenchseitenwände [59] (vgl. Abb. 43).
2. Limitierte Zufuhr der Ätzspezies und Abtransport der Reaktionsprodukte am Trenchboden durch Diffusionsprozesse [60, 61].

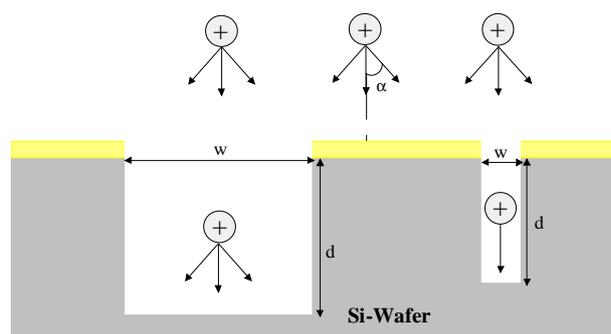


Abb. 43 Abschattungseffekt

Der Abschattungseffekt und damit die fehlende Ionenunterstützung am Trenchboden für die Si-Ätzung ist stark abhängig von der Energie und Winkelverteilung der einfallenden Ionen. Beide Parameter sind durch den Prozessdruck, Elektrodenabstand und durch die Maschinenkonfiguration

bestimmt. Verteilungsfunktionen für  $\text{Ar}^+$ -Ionen in Abhängigkeit des Prozessdruckes und der Energie sind bei Liu et al. [59] gemessen und mit Monte Carlo Simulationen verglichen worden. Bei einem Prozessdruck von 10mT hatten etwa 30% der Primärionen einen Einfallswinkel  $\alpha$  der größer als  $10^\circ$  zur Oberflächennormalen war. Durch diese starke Winkelabweichung von der Oberflächennormalen können weniger Ionen zur Ätzung in tiefen und engen Trenchen beitragen. Die Reaktions- und Austauschkinetik von Ätzspezies und Reaktionsprodukten in Trenchstrukturen (Lochstrukturen) wurde von Coburn et al. [60] simuliert. Eine starke Abhängigkeit des RIE-Lag Effektes von der Reaktionswahrscheinlichkeit  $\eta$  wurde ermittelt. Abschattungs- und Austauscheffekte spielen bei den isolierten Linienstrukturen hinsichtlich der Ätzrate (vgl. Tabelle 4; Prozess A, B, C) erwartungsgemäß keine Rolle.

Die Abbildungen 44 und 45 zeigen die gemessenen Si-Ätztiefen für Kontaktlochstrukturen mit  $1,25\mu\text{m}-0,25\mu\text{m}$  Strukturbreite bzw. Linienstrukturen mit  $1,5\mu\text{m}-0,25\mu\text{m}$  Strukturbreite für die vier Prozesse A, A#, B und C. In dieser Darstellung wird nochmals der Effekt des RIE-Lag deutlich. Zudem zeigt sich der Unterschied zwischen Schritt 2 und 3 im Ätzprozess A# bezüglich dem RIE-Lag. Der Überätzschritt 3 hat aufgrund seines hohen Druckes eine geringere physikalische Ätzkomponente als Schritt 2 und entsprechend ist der Abschattungseffekt viel stärker ausgeprägt.

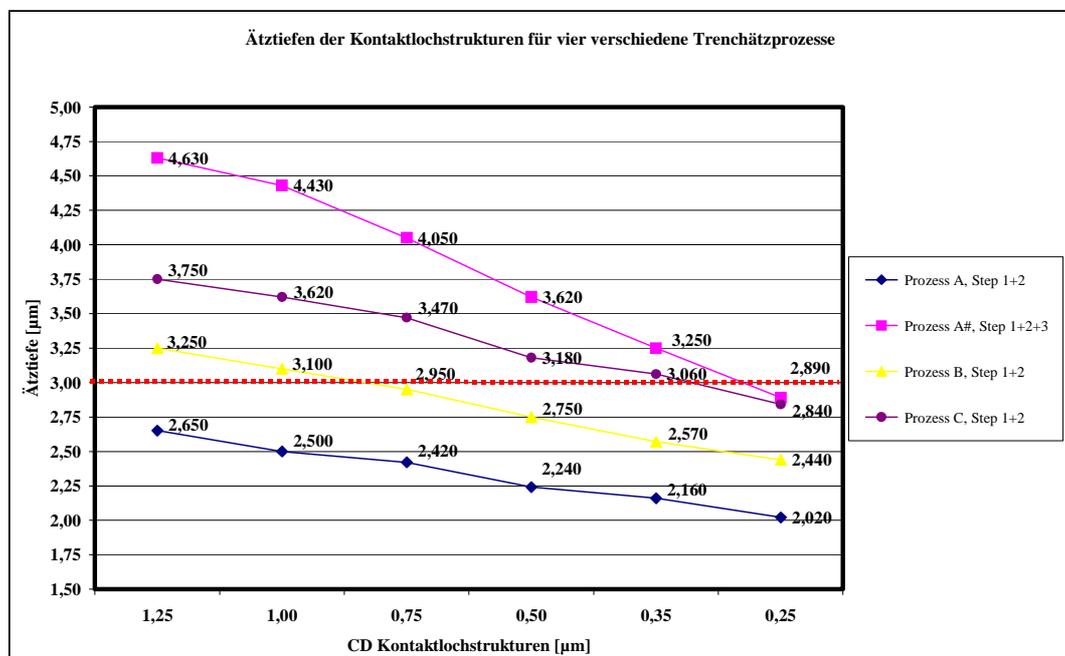


Abb. 44 Si-Ätztiefe von Kontaktlöchern in Abhängigkeit der Strukturbreite

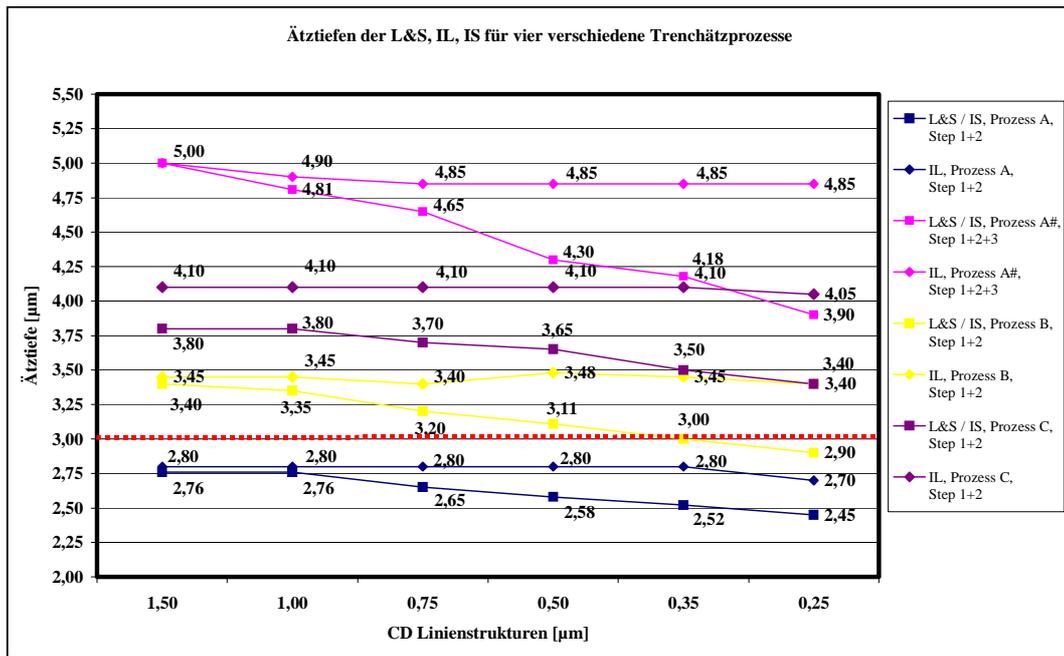


Abb. 45 Si-Ätztiefe von Linienstrukturen in Abhängigkeit der Strukturbreite

Die SEM Abbildungen 46-53 zeigen die erreichten Minimalstrukturen für Loch- und Linienstrukturen, die mit Prozess C# (Prozess C und Überätzschritt 3) in einer 3µm SOI-Schicht mit retrogradem Winkel hergestellt werden konnte. Für L&S, IL, IS betrug die Minimalstrukturbreite etwa 175nm. Kleinere Linienstrukturen konnten prinzipiell geätzt werden, aber die Stabilität für anschließende Reinigungs- und Beschichtungsprozesse war nicht ausreichend, so dass vor allem die isolierten Linien am Fußpunkt umfielen. Bei Kontaktlochstrukturen konnten Minimalstrukturen von etwa 200nm Breite retrograde geätzt werden.

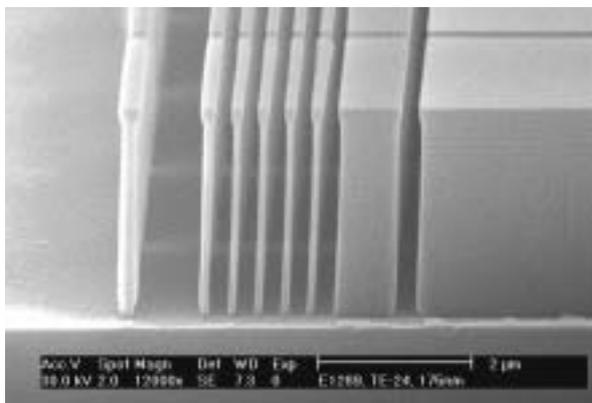


Abb. 46 175nm Linienstrukturen (75° SEM)

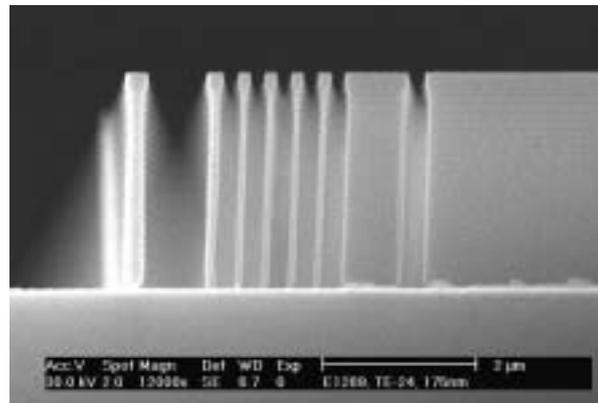


Abb. 47 175nm Linienstrukturen (90° SEM)

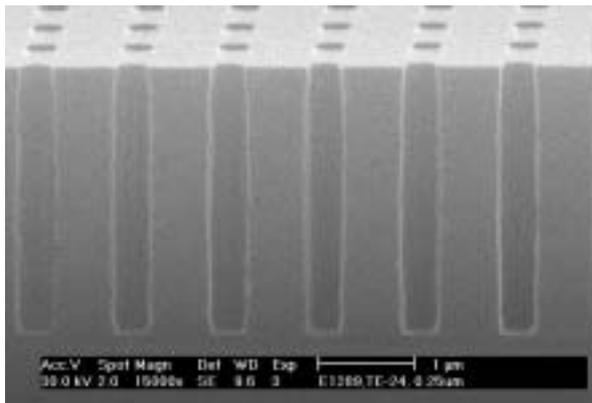


Abb. 48 0,25µm Kontaktlöcher (75° SEM)

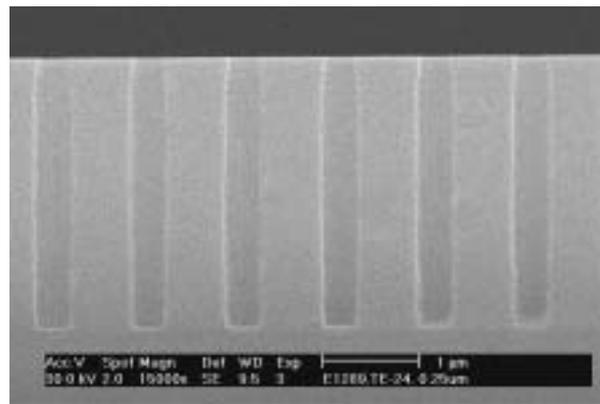


Abb. 49 0,25µm Kontaktlöcher (90° SEM)

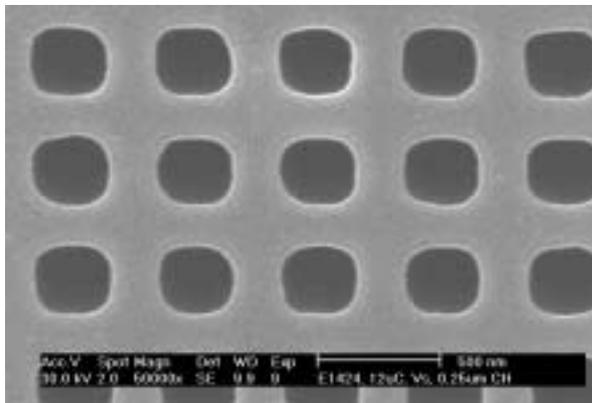


Abb. 50 0,25µm Kontaktlöcher, Vorderseite

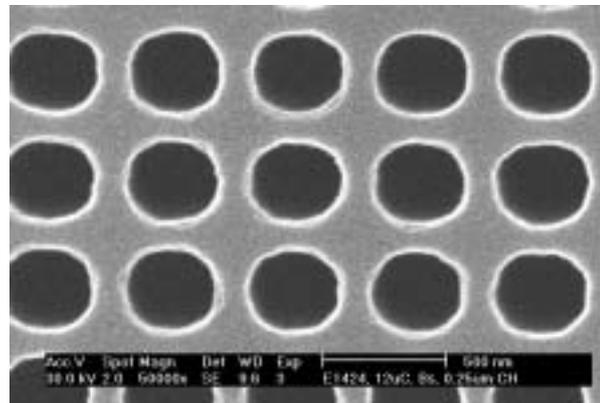


Abb. 51 0,25µm Kontaktlöcher, Rückseite

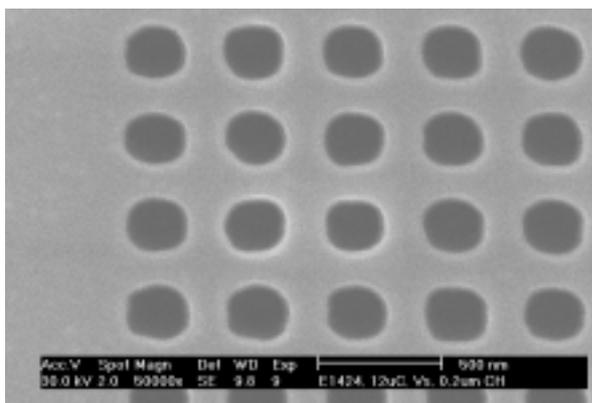


Abb. 52 0,2µm Kontaktlöcher, Vorderseite

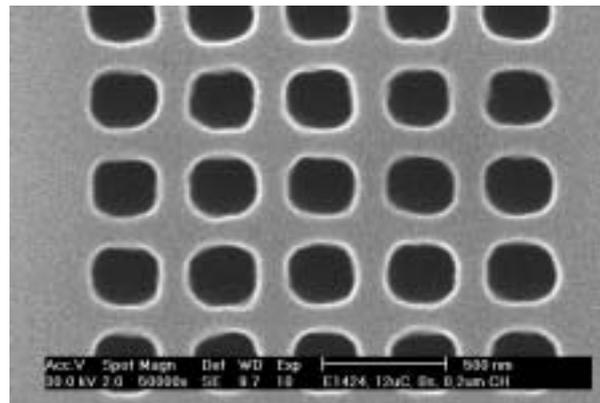


Abb. 53 0,2µm Kontaktlöcher, Rückseite

Der gemessene CARL-Resistabtrag betrug für den Ätzprozess C# in Schritt 1 ~75nm, in Schritt 2 ~250nm und Schritt 3 ~25nm.

### 3.4 CD SEM Charakterisierung der Trenchätzprozesse

An SOI und Si-Wafern wurden CD Messungen an Resist- und an entsprechenden Si-Strukturen nach der Trenchätzung durchgeführt. Dabei sind CD Messungen immer Strukturbreitemessungen an ausgewählten Loch- und/oder Linienstrukturen, die innerhalb des Maskenfertigungsprozesses als besonders kritisch angesehen werden. Wichtig sind hierbei die zusätzlichen Angaben bezüglich der CD Uniformity, CD Linearity und CD Mean to Target Werte, die sich i.a. immer auf das vollständige Strukturfeld auf der Maske beziehen. Die verschiedenen CD Werte sind in der SIA Roadmap (vgl. Tabelle 1) für jedes Technologieniveau spezifiziert und folgendermaßen definiert.

- (i) CD Uniformity:  $3\sigma$  Abweichung für eine bestimmte Strukturgröße und Strukturart (Isolated Lines, Lines & Spaces, Kontakt-/Vialochstrukturen).
- (ii) CD Linearity: Maximalabweichung zwischen dem Zielwert und dem Messwert für eine bestimmte Strukturart, aber verschiedenen Strukturgrößen.
- (iii) CD Mean to Target: Abweichung zwischen dem Mittelwert für eine Strukturart und Strukturgröße und dem Zielwert.

#### 3.4.1 CD Lack- und Ätzmaß

Zur Charakterisierung und Bewertung des Messprozesses wurden Wiederholungsmessungen mit einem Hitachi S6000 CD SEM, das für 150mm Wafer ausgelegt war, an definierten Loch- und Linienstrukturen durchgeführt. Um die Aufladungen im Resist minimal zu halten, wurde das Lackmaß bei einer Beschleunigungsspannung  $U_B$  von 700V gemessen, während das Ätzmaß bei  $U_B=2000V$  gemessen wurde. Eine höhere Beschleunigungsspannung war gerätetechnisch nicht möglich. Abbildung 54 zeigt das verwendete CD Testpattern mit den verschiedenen CD Messstrukturen. Diese waren in einer Matrix aus drei Zeilen und drei Spalten auf den Test Wafern angeordnet. Zusätzlich waren noch  $50\mu\text{m}$  breite quadratische Öffnungen in einer  $100\mu\text{m}$  Periode als Füllstrukturen und eine reales Chipdesign (Metall 1 Ebene) integriert. Das gesamte quadratische Maskenfeld hatte eine Seitenlänge von 50mm und einen Belegungsgrad von etwa 25%. An insgesamt neun Positionen (weiße Nummern in Abb. 54) wurden CD Messungen an folgenden Strukturen vorgenommen:

- (i)  $2\mu\text{m}$ ;  $1\mu\text{m}$ ;  $0,5\mu\text{m}$  Isolated Lines, Isolated Spaces, Lines & Spaces
- (ii)  $1,25\mu\text{m}$ ;  $1\mu\text{m}$ ;  $0,75\mu\text{m}$ ;  $0,5\mu\text{m}$  Kontaktlochstrukturen

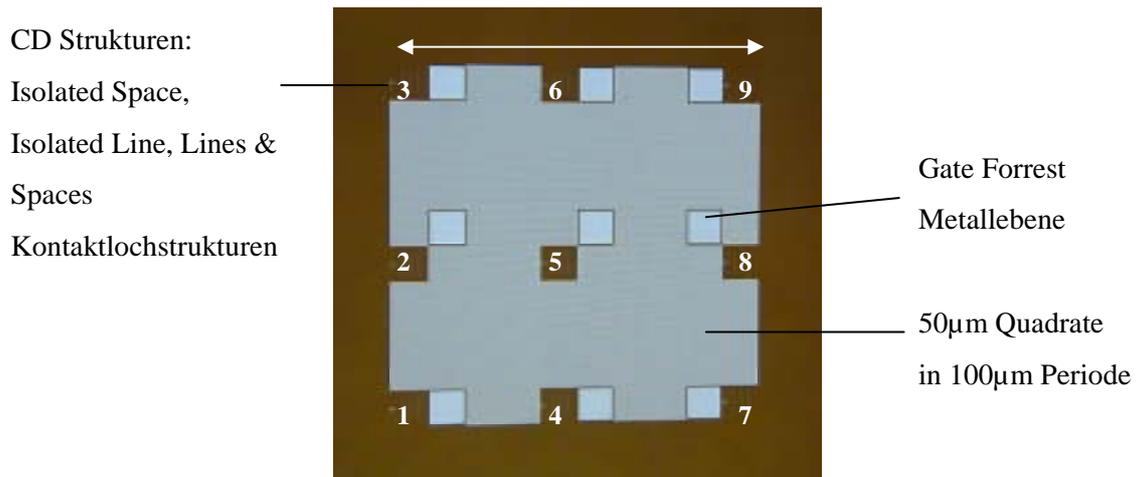


Abb. 54 CD Testpattern

Die Ergebnisse für die Wiederholungsmessung an den 2µm Si-Strukturen sind in Abbildung 55 dargestellt. Es wurden insgesamt sechs Messungen nacheinander durchgeführt. Der Wafer wurde dabei zwischen den Einzelmessungen aus dem SEM geladen und anschließend neu justiert.

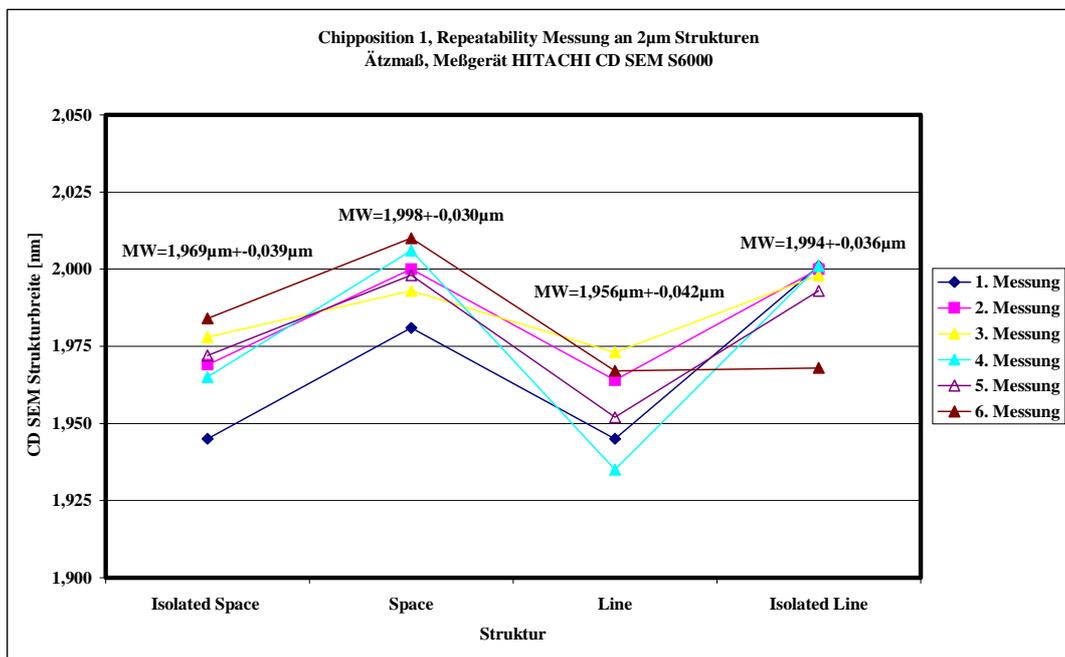


Abb. 55 Ergebnisse der Wiederholungsmessungen am Hitachi CD SEM S6000

Die Streuung 3σ der einzelnen Messwerte, die in Abbildung 55 für die jeweilige Strukturart angegeben sind und etwa bei 40nm liegt, macht deutlich, dass die Messgenauigkeit des Gerätes für die CD Anforderungen und Spezifikationen in der NGL Maskenfertigung (vgl. Tabelle 1) bei weitem

nicht ausreichend sind. In Abbildung 56 ist eine Auswertung der Differenz der Lack- und Ätzmaßwerte an  $0,5\mu\text{m}$  Strukturen dargestellt. Die Aufweitung der Linienstrukturen durch den  $3\mu\text{m}$  SOI Trenchätzprozess liegt gemittelt über die neun Messwerte bei ca.  $50\text{nm}$ . Aufgrund der ungenauen und limitierten CD Messmöglichkeit wurde auf weitere Messungen des Lack- und zugehörigen Ätzmaßes verzichtet.

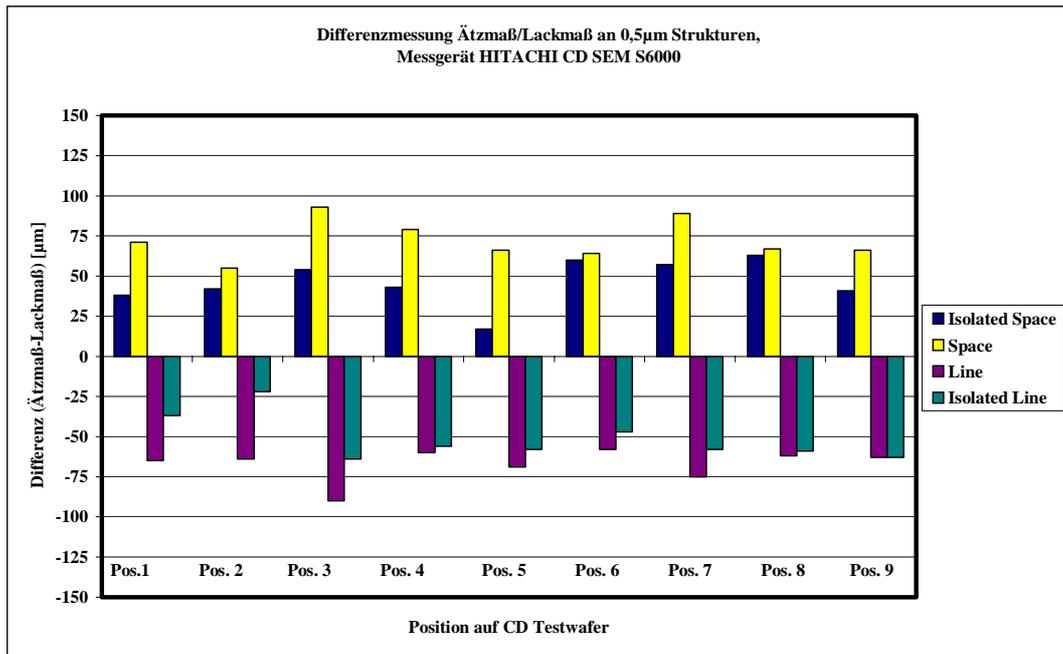


Abb. 56 Differenz der Lack- und Ätzmaßmesswerte an  $0,5\mu\text{m}$  Linienstrukturen

Für die Prozessentwicklung des Lithografie- und Trenchätzprozesses wurden daher Messungen an einem Philips XL30 SEM durchgeführt. Dort wurden die Proben mit Au besputtert und mit  $U_B=30\text{keV}$  gemessen. Es konnten allerdings nur Waferbruchstücke (maximale Probengröße  $3\text{cm} \times 3\text{cm}$ ) gemessen werden, so dass das Lack- und Ätzmaß an derselben Probenstelle nicht ermittelt werden konnte.

Si-Strukturbreitemessungen an fertigen Stencilmasken wurden bei Kortner et al. [63] mit einem Hitachi S4500 SEM durchgeführt. Dort konnte mit  $10\text{kV}$  Beschleunigungsspannung gearbeitet werden, was eine höheres Auflösungsvermögen und besseres Signal/Rauschverhältnis zur Folge hatte. Die Reproduzierbarkeit bei einer CD Messung lag bei etwa  $3\sigma=5\text{nm}$ . Diese Ergebnisse werden in Kapitel 3.4.2 vorgestellt.

3.4.2 CD Messergebnisse an PDT IPL Stencilmasken

Die folgenden CD Messungen wurden an fertigen Stencil-Testmasken, die für die Erprobung des PDT gefertigt wurden, durchgeführt. Als SEM wurde ein Hitachi S4500 verwendet. Die Abbildung 57 zeigt ein Bild dieser Testmaske. Schwarz markiert ist ein quadratischer Maskenbereich mit 50mm x 50mm, in dem ein Hochauflösungspattern (HRP), das für die CD Messungen verwendet wurde, in einer Matrix aus 13 Zeilen und 13 Spalten angeordnet ist.

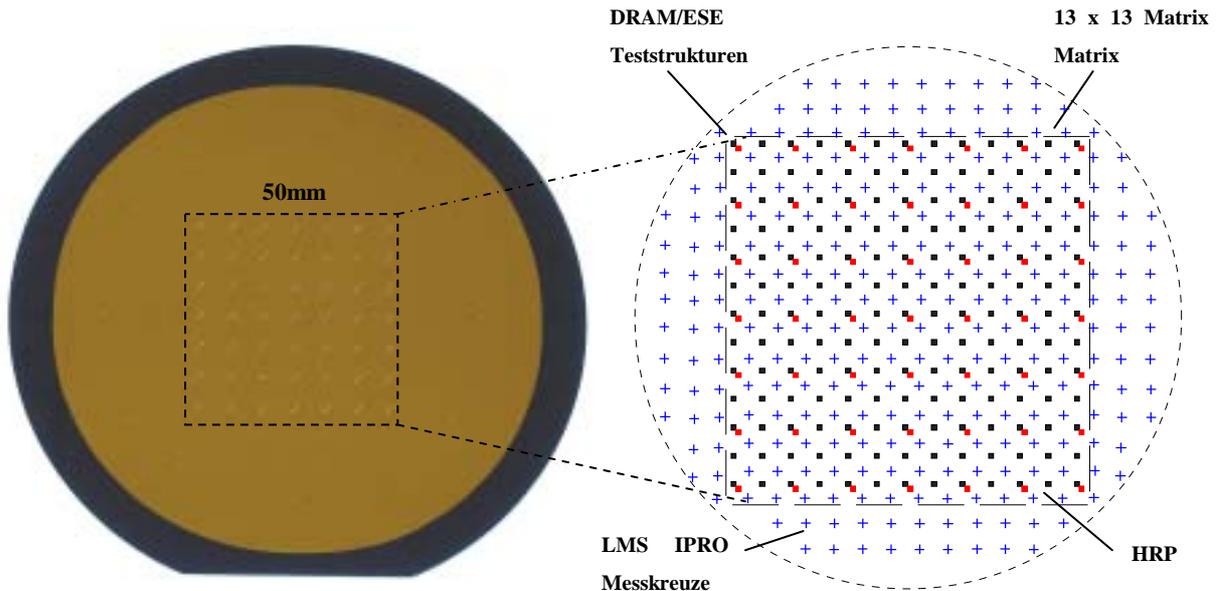


Abb. 57 PDT Testmaske mit Hochauflösungspattern

Im HRP sind Lines & Spaces, Isolated Lines, Isolated Spaces und Kontaktlochstrukturen in x- und y-Richtung von 1500nm bis zu einer Minimalstruktur von 125nm integriert. Die Abbildung 58 zeigt eine SEM Aufnahme von der Gesamtanordnung des in x- und y Richtung angeordneten HRP.

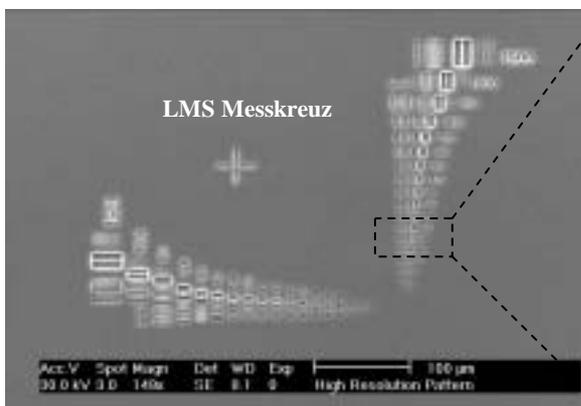


Abb. 58 Auflösungs pattern



Abb. 59 Auflösungsstrukturen

Im HRP ist ein Messkreuz für Lagemessungen an der LMS IPRO [64] integriert. Ein Ausschnitt der Auflösungsstrukturen in einer fertiggestellten 3µm dicken Stencilmaske ist in Abbildung 59 zu sehen. Jede einzelne Strukturgruppe ist unterteilt in zwei L&S Bereiche mit jeweils 5 Graben- und 4 Linienstrukturen, die mit einem Designvorhalt (Bias) von -50nm bzw. -25nm bei der Elektronenstrahlithografie geschrieben wurden, sowie einem Strukturbereich mit Isolated Space, L&S, Isolated Line und Kontaktlochstrukturen, der ohne Bias strukturiert wurde. Die jeweilige Design Strukturgröße (Targetwert) ist neben den einzelnen Gruppen in nm angegeben.

In den Abbildungen 60 und 61 sind die CD Messergebnisse der L&S Strukturen mit Bias -25nm und -50nm dargestellt. Gemessen wurde an 175nm bis 600nm Strukturen der Maskenposition 7-7, also im Zentrum des Maskenpatterns, sowohl auf der Masken Vorder- als auch auf der Rückseite. Aufgrund der Rückseitenmessung konnte der Öffnungswinkel der Strukturen ermittelt und gleichzeitig die Rauigkeit der Strukturkanten überprüft werden. Die in den Abbildungen 60 und 61 dargestellten Werte für die jeweilige Strukturbreite sind Mittelwerte aus fünf Einzelmessungen an den fünf Grabenstrukturen der jeweiligen L&S Gruppe.

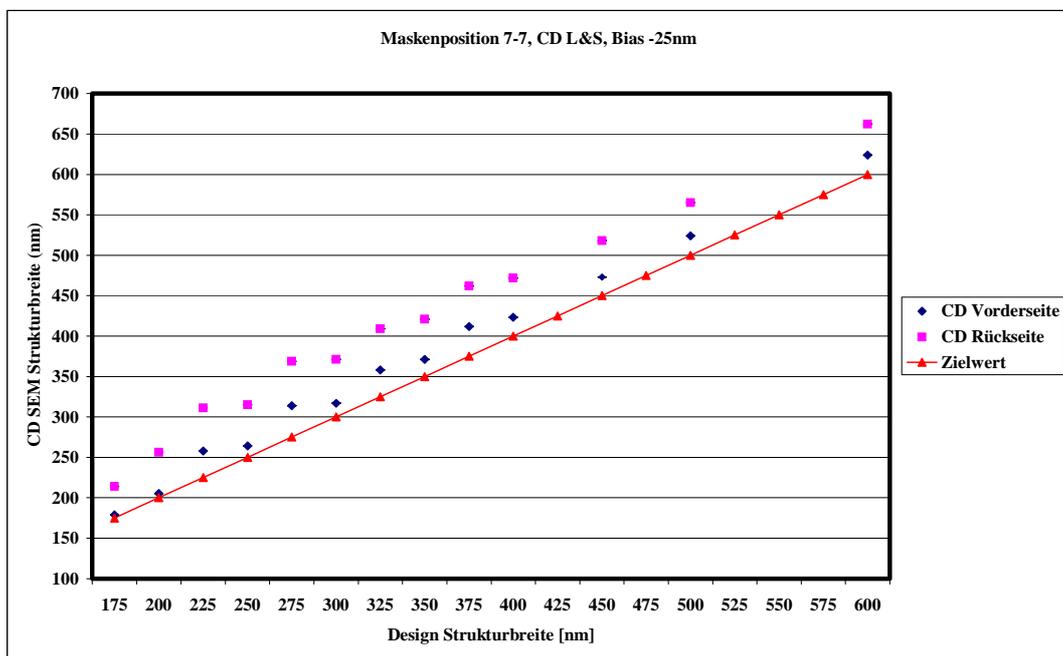


Abb. 60 CD Messergebnisse an L&S Strukturen (Bias -25nm)

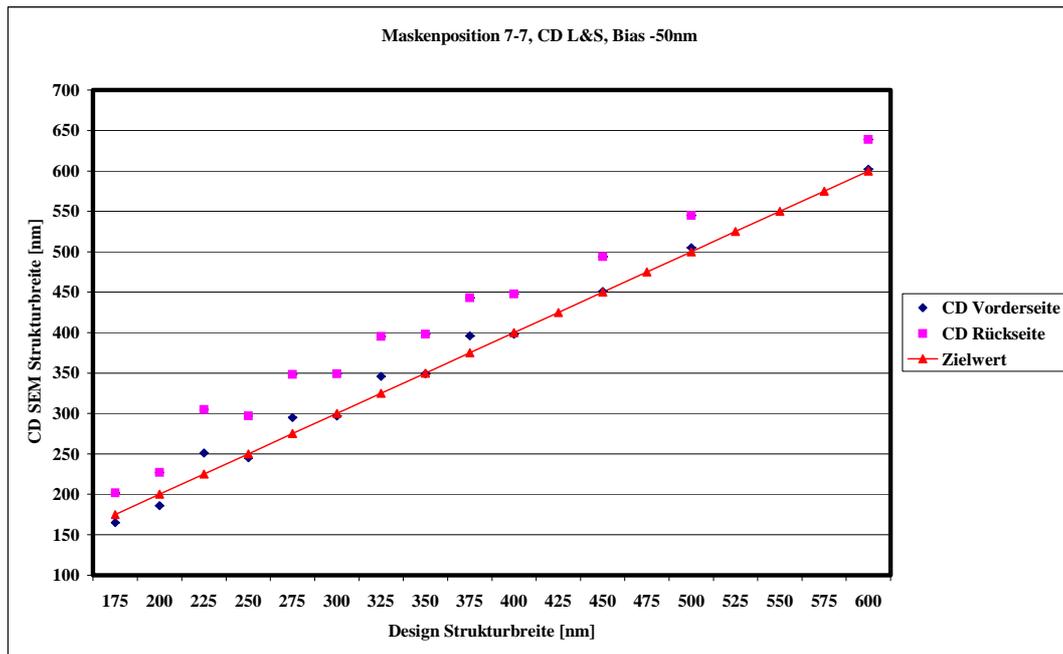


Abb. 61 CD Messergebnisse an L&S Strukturen (Bias -50nm)

Auffallend an den CD Messergebnissen ist:

- (i) Die Strukturbreite auf der Rückseite der Stencilmaske ist immer größer als auf der Vorderseite, d.h. das Ätzprofil ist retrograde.
- (ii) Ein deutlicher Unterschied in den CD Messwerten an der Si-Struktur zwischen den beiden Vorhalten -25nm und -50nm ist zu sehen.
- (iii) Ein treppenförmiger Verlauf der CD Messwerte auf der Masken Vorder- und Rückseite für beide Vorhalte. Dieser Effekt wurde durch einen Designfehler bei den 225nm, 275nm, 325nm und 375nm breiten Strukturen verursacht, die alle um 25nm zu breit entworfen wurden. Dieser Sachverhalt zeigt aber unfreiwillig das hohe Prozessniveau der Lithografie, der Strukturätzung und der CD Messung.

Zusätzlich zu den HRP CD Messungen an der Zentrumsposition 7-7 im aktiven Maskenfeld wurden an den vier Eckpositionen (1-1, 1-13, 13-1, 13-13) des 50mm x 50mm Feldes weitere Messungen an 250nm, 350nm und 450nm L&S Strukturen durchgeführt. Die CD Uniformity über das aktive Maskenfeld ist für beide Vorhalte in den Abbildungen 62 und 63 zu sehen.

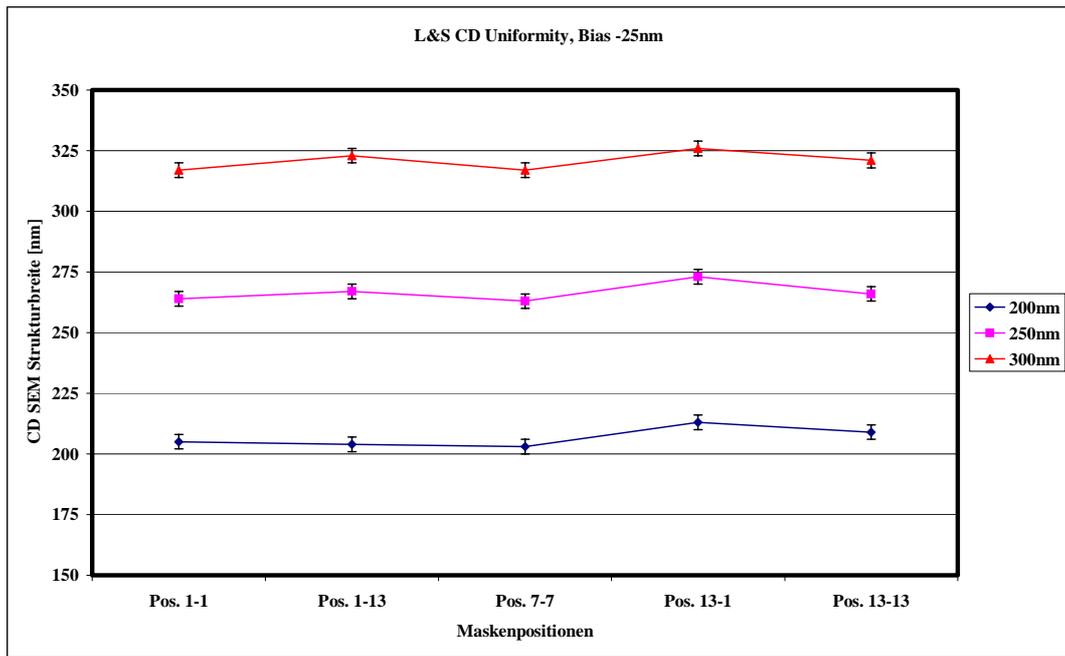


Abb. 62 CD Uniformity

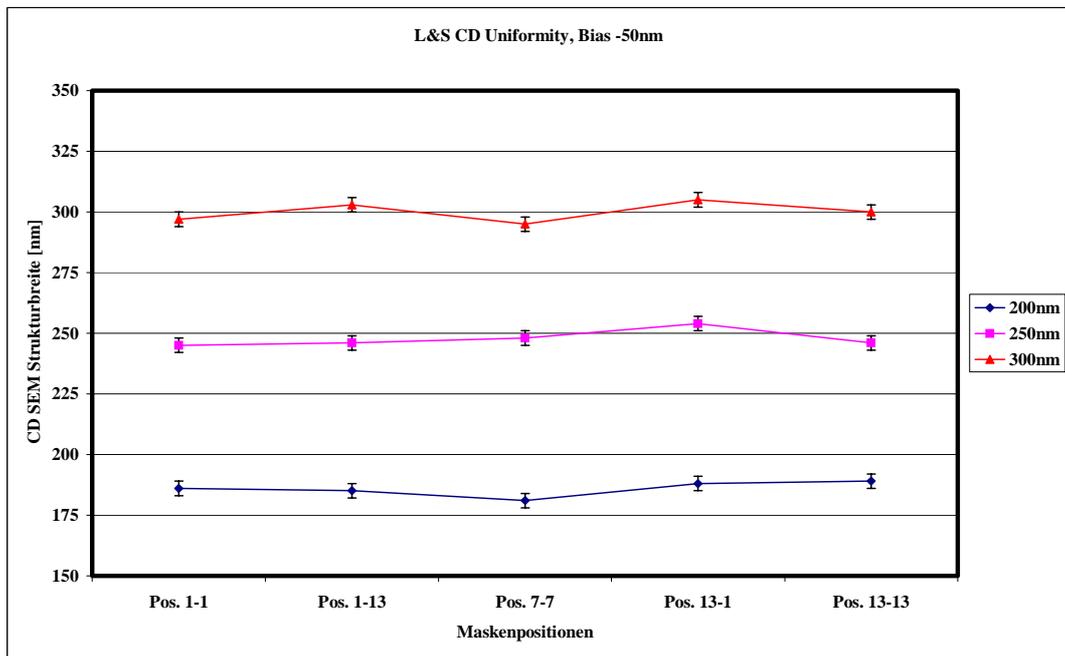


Abb. 63 CD Uniformity

In Tabelle 5 sind die gesamten Ergebnisse der CD Messungen an L&S Strukturen zusammengefasst.

Strukturgruppe	175nm	200nm	250nm	300nm	400nm	600nm
<b>L&amp;S</b>	<b>Bias -50nm, HRP Maskenposition 7-7</b>					
CD Vorderseite [nm]	165+-4	186+-3	245+-3	297+-4	398+-5	602+-4
Periode P [nm]	351+-3	400+-3	501+-4	602+-4	800+-6	1200+-5
CD Rückseite [nm]	202+-4	227+-4	297+-2	349+-3	448+-3	639+-3
Trenchöffnungswinkel [°]	0,42	0,42	0,50	0,47	0,48	0,36
	<b>HRP Maskenpositionen 1-1, 1-13, 7-7, 13-1, 13-13</b>					
CD Mittelwert Vorderseite [nm]	-	188	248	300	-	-
CD Mean to Target [nm]	-	12	2	0	-	-
CD Uniformity 3 $\sigma$ [nm]	-	9	11	12	-	-
CD Linearity [nm]				12		
<b>L&amp;S</b>	<b>Bias -25nm, HRP Maskenposition 7-7</b>					
CD Vorderseite [nm]	179+-3	205+-4	314+-2	412+-2	423+-4	624+-5
Periode Vorderseite [nm]	352+-4	402+-3	502+-3	603+-4	801+-4	1201+-7
CD Rückseite [nm]	214+-3	256+-4	369+-3	462+-4	472+-2	662+-4
Trenchöffnungswinkel [°]	0,33	0,49	0,53	0,48	0,48	0,36
	<b>HRP Maskenpositionen 1-1, 1-13, 7-7, 13-1, 13-13</b>					
CD Mittelwert Vorderseite [nm]	-	206	264	317	-	-
CD Mean to Target [nm]	-	6	14	17	-	-
CD Uniformity 3 $\sigma$ [nm]	-	12	12	11	-	-
CD Linearity [nm]				17		

Tabelle 5 CD Messwerte für die L&S Strukturen

CD Messungen an Kontaktlochstrukturen wurden nach dem gleichen Prinzip wie für die L&S Strukturen durchgeführt, d.h. an fünf verschiedenen Löchern im HRP wurde jeweils eine Einzelmessung durchgeführt und aus diesen Messwerten dann der Mittelwert gebildet. Die Abbildung 64 zeigt diese Mittelwerte für 250nm, 350nm und 450nm Kontaktlöcher im HRP an der Position 7-7.

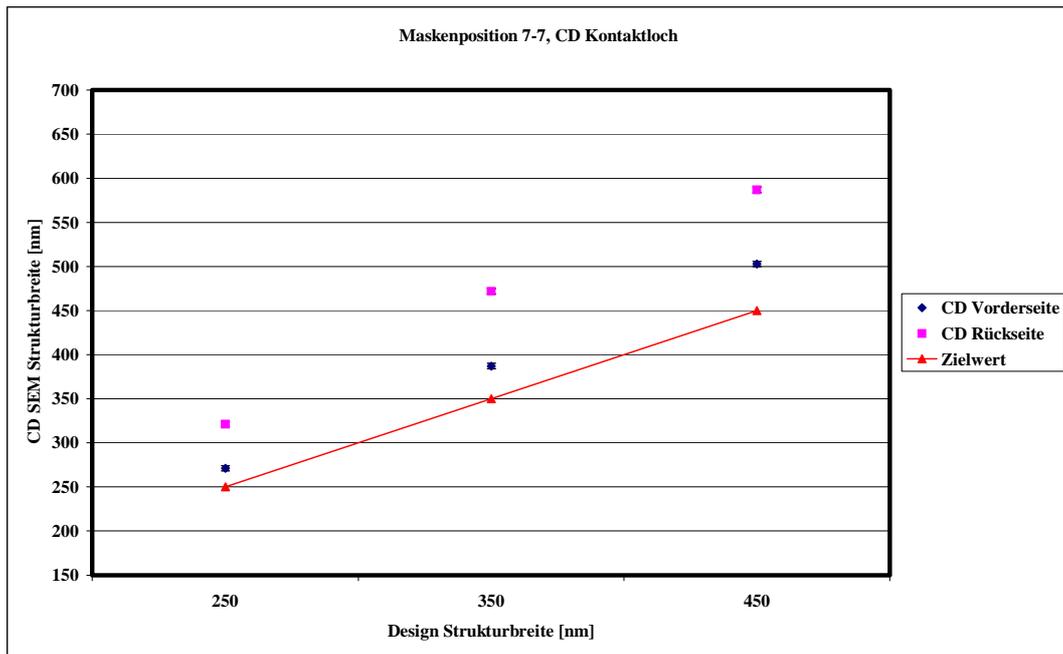


Abb. 64 CD Messergebnisse an Lochstrukturen

Strukturgruppe	250nm	350nm	450nm
<b>Kontaktlöcher</b>	<b>HRP Maskenposition 7-7</b>		
CD Vorderseite [nm]	271+-4	387+-8	503+-7
Periode P [nm]	483+-4	680+-3	875+-4
CD Rückseite [nm]	321+-7	472+-3	587+-6
Trenchöffnungswinkel [°]	0,48	0,82	0,80

Tabelle 6 CD Messwerte für die Kontaktlochstrukturen

Die erzielten CD Ergebnisse zeigen, dass die ionenoptische Anforderung bezüglich des Öffnungswinkels an die Maskenstrukturen erfüllt ist. Ein Bias von -50nm hat sich bei den L&S Strukturen im Bereich von 250nm bis 600nm als richtiger Vorhalt erwiesen. Das hohe Prozessniveau der Elektronenstrahlithografie wird bei den Messwerten der Periode deutlich. Dieser Wert muss unabhängig vom Ätzprozess und Bias sein, was die erzielten Werte für die untersuchten L&S Strukturen in Tabelle 5 demonstrieren. Bei den CD Messwerten für die Kontaktlochstrukturen zeigt sich, dass ohne Bias bei den 250nm und 350nm Strukturen der Zielwert nicht erreicht werden konnte. Ein Vergleich der CD Werte mit den Masken Spezifikationen in der SIA Roadmap (vgl. Tabelle 1) lassen erkennen, dass die vorgestellte Stencilmasken-Technologie das Potential hat in die 70 bzw. 50nm Technologiegeneration vorzudringen.

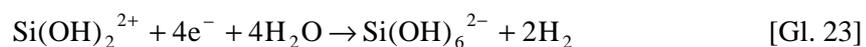
## 4 DIE MEMBRANÄTZUNG

## 4.1 Einführung und Theorie der nasschemischen Si-Ätzung

Für die Ätzung von Si sind aus der Literatur verschiedene Ätzmedien und Ätzprozesse bekannt. Si lässt sich sowohl mit flüssigen, als auch gasförmigen Medien ätzen. Die nasschemischen Si-Ätzlösungen kann man prinzipiell in folgende zwei Hauptgruppen teilen:

- (i) Anisotrope Ätzmedien,
- (ii) isotrope Ätzmedien.

Die erste Hauptgruppe wiederum ist unterteilt in anorganisch alkalische Ätzlösungen wie einer KOH-Lösung [65], Natriumhydroxidlösung (NaOH) [66], Lithiumhydroxidlösung (LiOH) und organisch alkalischen Ätzlösungen wie einer TMAH-Lösung und Ethylen-Diamin-Pyrocatechollösung (EDP; Gemisch aus Ethylendiamin ( $\text{NH}_2(\text{CH}_2)_2\text{NH}_2$ ), Pyrocatechol ( $\text{C}_6\text{H}_4(\text{OH})_2$ ), Pyrazin ( $\text{C}_4\text{H}_4\text{N}_2$ ) mit Wasser) [66]. Bei diesen anisotropen Ätzmedien ist die Ätzrate von der Kristallorientierung abhängig. Diesen Ätzlösungen gemeinsam ist das Vorliegen von  $\text{OH}^-$ -Ionen und  $\text{H}_2\text{O}$ -Molekülen, die für den Ätzvorgang zwingend erforderlich sind. Während des Si-Ätzprozesses kommt es zur Bildung von Wasserstoff  $\text{H}_2$ , der als starke Blasenentwicklung auf der Si-Oberfläche beobachtet wird (vgl. Gl. 23). Die Abhängigkeit der Ätzrate von der Ladungsträgerkonzentration im Si weist auf einen stattfindenden Elektronenaustausch über die Phasengrenze Elektrolyt/Festkörper hin. Bei Raley et al. [68] wird folgendes Redox-Reaktionsmodell vorgeschlagen:



In einem ersten Schritt kommt es durch Reaktion der Si-Atome mit  $\text{OH}^-$ -Ionen unter Abgabe von Elektronen in das Leitungsband zur Bildung eines elektrostatisch an die Oberfläche gebundenen Si-Komplexes (vgl. Gl. 22). Im nächsten Schritt werden die überschüssigen  $\text{e}^-$  an freie  $\text{H}_2\text{O}$ -Moleküle unter Bildung von  $\text{H}_2$  und  $\text{OH}^-$ -Ionen abgegeben und der gebundenen Si-Komplex kann mit  $\text{OH}^-$ -Ionen einen löslichen Si-Komplex bilden (vgl. Gl. 23). Gleichungen 22 und 23 zeigen, dass die Kationen ( $\text{K}^+$ ,  $\text{Na}^+$ ,  $(\text{NH}_4)^+$ ) in den verschiedenen anisotropen Ätzlösungen nur eine untergeordnete Rolle beim Si-Ätzvorgang spielen.

Im Gegensatz zu den alkalischen Si-Ätzlösungen besteht die zweite Hauptgruppe aus sauren Ätzlösungen, wie Gemischen aus Flusssäure (HF), Salpetersäure (HNO<sub>3</sub>) und Essigsäure (CH<sub>3</sub>COOH). Diese isotropen Ätzlösungen, die keine Abhängigkeit der Ätzrate von der Kristallorientierung haben, zeichnen sich durch sehr hohe Si-Ätzraten im Bereich zwischen 10-50µm/min aus. Bei der Ätzreaktion wird die Si-Oberfläche in einem ersten Schritt oxidiert (vgl. Gl. 24) und in einer anschließenden Reduktion kommt es zur Bildung eines wasserlöslichen Si-Komplexes (vgl. Gl. 25). Es gilt folgendes Reaktionsschema:



Nachteile dieser isotropen Lösungen sind die geringen Selektivitäten zu Dielektrika- oder Metallschichten, was den Einsatz auf Si-Ätzanwendungen ohne Maskierschichten begrenzt. Beispiele hierfür sind das komplette Rückdünnen von Si-Wafern auf eine Dicke von etwa 70µm [69] für Smart Card Anwendungen, oder das Polieren von Kristalldefekten nach mechanischen Schleifprozessen [69].

Die Membranätzprozesse in dieser Arbeit wurden ausschließlich in anorganisch alkalischen KOH/TMAH-Lösungen durchgeführt. Zudem wurden die Ätzeigenschaften in TMAH-Lösungen durch die Beigabe von Zusatzstoffen gezielt verändert. Hauptvorteile beider Lösungen im Vergleich zu den organischen Medien sind:

- (i) Keine Toxizität,
- (ii) einfache Handhabung,
- (iii) geringe Prozess- und Entsorgungskosten.

Im Si-Einkristallgitter unterscheidet sich die Anzahl freier Bindungen pro Atom in den verschiedenen Kristallhauptebenen. In {111}-Ebenen gibt es nur eine, in {110}- und {100}-Ebenen dagegen zwei freie Bindungen pro Atom. Dadurch ist ein höherer Energieaufwand (Aktivierungsenergie E<sub>a</sub>) erforderlich, um ein Si-Atom aus einer {111}-Ebene herauszulösen als aus den anderen beiden Hauptebenen. Mit den anisotropen Ätzlösungen entstehen bei Ätzung von unmaskierten Si-Bereichen die in Abbildung 65 dargestellten Ebenen und Ätzgeometrien. In [100] orientierten Si-Wafern entstehen bei richtiger Ausrichtung Wannen, oder selbstbegrenzende V-

förmige Gruben mit rechtwinkliger lateraler Geometrie. Dabei ist die aus der Selbstbegrenzung resultierende Si-Ätztiefe abhängig von der gewählten Fenstergröße. Der Flankenwinkel  $\alpha$  zwischen der Substratoberfläche und den  $\{111\}$ -Ebenen beträgt  $54,74^\circ$  (vgl. Abb. 65). Diese Eigenschaft des monokristallinen Si wurde für die Herstellung von Stencilmasken mit quadratischen oder rechteckigen Außenabmessungen ausgenutzt, indem  $600\mu\text{m}$  breite Gräben über einen Lithografie- und Ätzschritt in eine Maskierschicht übertragen wurden. Anhand dieser Gräben konnten dann in einer KOH-Lösung etwa  $425\mu\text{m}$  tiefe V-förmige Gruben geätzt werden, die als Sollbruchstellen für die Vereinzelung ausgenutzt werden konnten. In  $[110]$  orientierten Si-Wafern können sogar senkrechte Gräben hergestellt werden (vgl. Abb. 65).

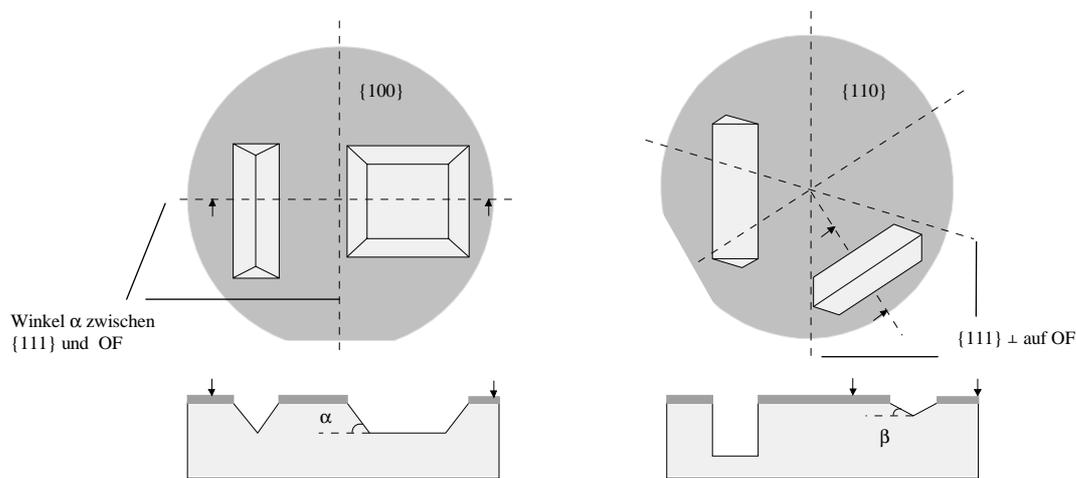


Abb. 65 Ätzgeometrien in  $[100]/[111]$  orientierten Si-Wafern

Die Ätzraten  $R$  aller anisotroper Ätzlösungen hängen ganz entscheidend von der Temperatur ab. Diese Temperaturabhängigkeit der Si-Ätzrate  $R$  lässt sich durch die Arrhenius Gleichung beschreiben. Es gilt folgender Zusammenhang:

$$R = A \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right) \quad [\text{Gl. 26}]$$

Dabei ist  $A$  ein konstanter Faktor,  $k_b$  die Boltzmann Konstante und  $E_a$  die Aktivierungsenergie für die Ätzreaktion. Die Si-Ätzrate steigt aufgrund dieser Beziehung exponentiell mit der Temperatur  $T$  an. Die Abbildung 66 zeigt diesen exponentiellen Verlauf der gemessenen  $[100]$  Si-Ätzrate für eine 30%ige KOH- und 2%ige TMAH-Lösung.

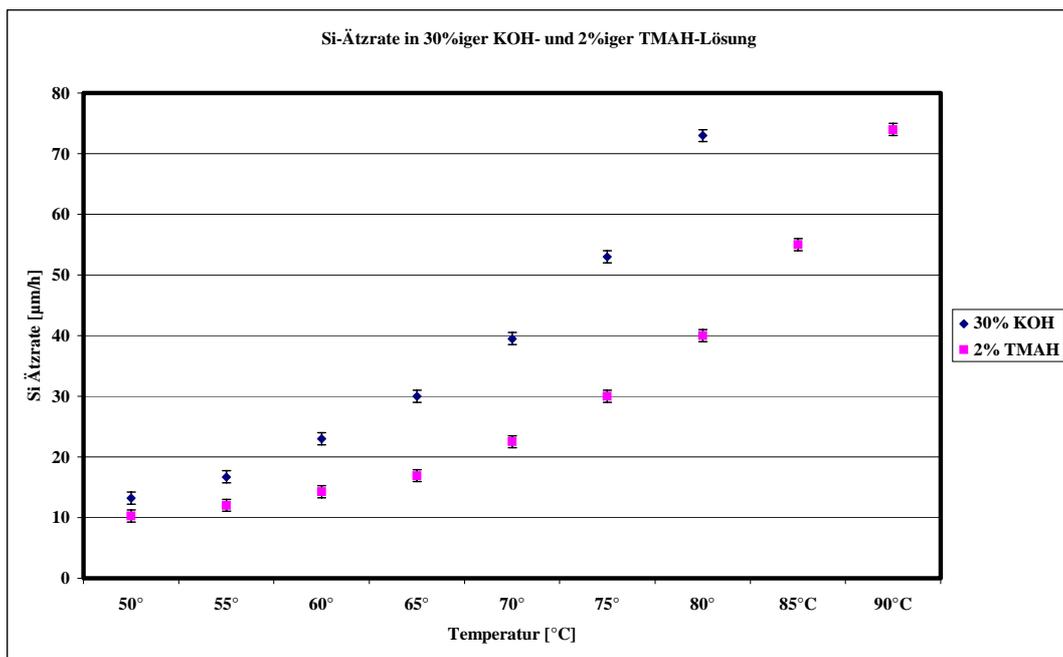


Abb. 66 [100] Si-Ätzrate in 30%iger KOH- und 2%iger TMAH-Lösung  
in Abhängigkeit der Temperatur

Anhand dieser Gleichung können die gemessenen Ätzraten  $R$  leicht überprüft werden, da in einer logarithmischen Darstellung  $\ln R(T)$  der Ätzrate sich eine Gerade ergeben muss (Arrhenius Diagramm). Diese Darstellung und die daraus errechneten Werte für die Aktivierungsenergie  $E_a$  werden in Kapitel 4.2.2 für [100] Si und verschiedene Dielektrikschichten gezeigt werden.

Die in Abbildung 66 dargestellten Werte für die Ätzrate wurden an [100] Si-Wafern ermittelt, die als Maskierschicht eine 200nm dünne LPCVD (Low Pressure Vapor Deposition)  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht hatten. Die Ätzrate wurde mit einem Profilometer (Tencor AP 150) nach jeweils zwei Stunden Ätzzeit als Stufenhöhe zwischen der Maskierung auf der Waferoberfläche und der geätzten Si-Fläche gemessen.

## 4.2 Nassätzprozesse für die Membranherstellung

### 4.2.1 Ätzzellen und Nassätzbank

Für den Zweischritt Membranätzprozess, wie er in Kapitel 4.2.2 beschrieben wird, sind verschiedene Ätzzellen entwickelt und getestet worden. Aufgabe dieser Zellen war es, den zu ätzenden SOI Wafer auf der strukturierten Vorderseite vor dem Si-Ätzmedium über die Ätzzeit von ca. 16h zuverlässig zu schützen. Dabei wurde der Ätzangriff auf der Waferrückseite durch die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Maske begrenzt, die einen kleineren Durchmesser als die 130mm des Zellenfensters haben musste. Desweiteren musste ein einfacher und stabiler Installations- und Dichtungsmechanismus gefunden werden, der zu keinen großen mechanischen Verspannungen des Wafers führte. Verspannungen hätten zu einem Bruch des gedünnten und fragilen SOI Wafers während des Ätzens geführt. Die Abbildungen 67 und 68 geben einen Überblick über die verschiedenen Entwicklungsstufen von einer ersten Ätzzelle aus Plexiglas für 150mm Wafer, einer Edelstahl-Ätzzelle für 200mm Wafer und der aktuellen Version einer Edelstahl-Doppelwafer-Ätzzelle für die simultane Ätzung von zwei 150mm SOI Wafern.

Vor allem der Ersatz des Plexiglas Zellenmaterials durch Edelstahl erwies sich als großer Vorteil, da das Plexiglasmaterial mit der Zeit ermüdete, sich teilweise Mikrorisse bildeten und das Material sich nach mehrmonatigem Zellengebrauch stark verspannte. Zudem konnten die Zellen aus Edelstahl sehr kompakt und platzsparend gebaut werden.



Abb. 67 150mm Wafer-Ätzzelle aus Plexiglas



Abb. 68 200mm und 150mm Doppelwafer-Ätzzelle aus Edelstahl

Das Grundprinzip dieser Ätzzellen ist für alle Entwicklungsstufen gleich und soll anhand einer Prinzipskizze für die Doppelwafer-Ätzzelle in Abbildung 69 und einer Installationsbeschreibung erläutert werden.

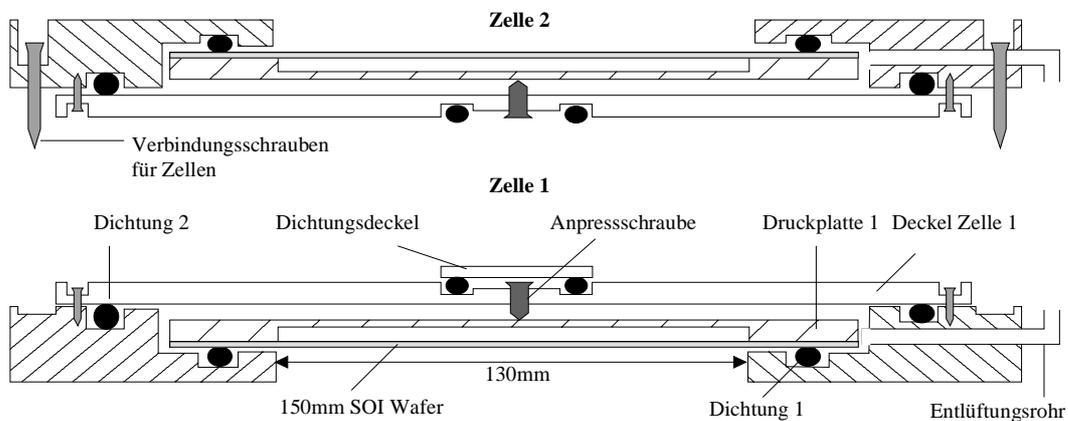


Abb. 69 Prinzipskizze Doppelwafer-Ätzzelle

Die Installation der SOI Wafer für die Membranätzung in die Doppelwafer-Ätzzelle gliedert sich in folgende fünf Abschnitte:

- (i) Der erste SOI Wafer wird mit seiner Rückseite nach unten auf die Dichtung 1 in die Zelle 1 eingelegt. Die Druckplatte 1 wird dann vorsichtig mit der Ausfräsung auf die Wafervorderseite gelegt, diese Ausfräsung der Druckplatte ist so groß gehalten, dass die Platte nur im Randbereich des Wafers aufliegt und keine Strukturen im späteren Membranbereich berührt werden.
- (ii) Der Zellendeckel 1 wird mit vier Schrauben auf der Zelle 1 befestigt und danach die zentrale Anpressschraube im Zellendeckel 1 mit einem Drehmomentschlüssel ( $T=2\text{Nm}$ ) angezogen. Dieser Mechanismus sorgt für einen gleichmäßigen Anpressdruck auf die Druckplatte 1. Dieser Druck wird auf den Wafer weitergegeben und presst diesen gegen die Dichtung 1 in Zelle 1. Die Waferrückseite ist damit für das Ätzmedium frei zugänglich, während die Wafervorderseite mechanisch geschützt bleibt.
- (iii) Ein Dichtungsdeckel wird nun in den Zellendeckel 1 eingelegt. Der Dichtungsdeckel dichtet die Anpressschrauben in Zelle 1 und 2 gegenüber dem Ätzmedium ab.
- (iv) Die Schritte (i) und (ii) werden für den zweiten SOI Wafer und Zelle 2 in gleicher Weise durchgeführt.
- (v) Zelle 2 wird abschließend auf Zelle 1 gelegt und miteinander verschraubt.

Die Doppelwafer-Ätzzelle ist nun fertig gerüstet für die Membranätzung. Die jeweilige Vorderseite beider Wafer ist also vor einem Ätzangriff durch das Ätzmedium geschützt, während die 127,5mm großen Membranfenster, begrenzt durch die LPCVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht auf der Waferrückseite, dem Ätzmedium frei zugänglich sind. Der Gebrauch und Einsatz dieser Ätzzellen hat sich in der Praxis über hunderte von Stunden als sehr zuverlässig erwiesen.

Für die Membranätzung wurde eine spezielle Ätzbank aufgebaut, die mit vier verschiedenen Medienbecken und einem semiautomatischen Handlingsystem für die Ätzzellen ausgestattet war. Mit dessen Hilfe war ein sicheres und reproduzierbares Bewegen der Ätzzelle zwischen den Medienbecken innerhalb der Ätzbank möglich. Die vier Medienbecken enthielten 50%ige Flußsäure zum Dielektrikaätzen, 2%ige TMAH- und 30%ige KOH-Lösung zum Si-Membranätzen sowie Di-Wasser zum Spülen der gedünnten Membran. Die Abbildung 70 zeigt eine Gesamtansicht der Bank mit der Beckenanordnung und dem Handlingsystem.

Das KOH-Ätzbecken, in dem mehr als 90% des Si-Trägerwafers abgeätzt wurden, hatte einen besonderen Zweikammer-Aufbau, der aus einem inneren Ätzbecken, in dem sich die Ätzzelle mit installierten SOI Wafern befand, und einem umhüllenden, äußeren Heizbecken bestand. Im Heizbecken wurde die KOH-Lösung erwärmt und über ein Pumpsystem von unten in das innere Ätzbecken gepumpt. Das innere Becken war mit einem Überlauf versehen, so dass während dem Pumpzyklus die überschüssige KOH-Lösung wieder in das äußere Heizbecken gelangen konnte. Dieser Pumpkreislauf zwischen dem Ätz- und Heizbecken hatte den Vorteil, dass eine Temperaturkonstanz im Ätzbecken von  $\pm 0.5^\circ\text{C}$  herrschte. Zudem wurde durch die leichte und gleichmäßige Strömung im inneren Ätzbecken der Abtransport der Reaktionsprodukte an der Si-Membranoberfläche während der Membranätzung verstärkt. Sowohl die Temperatur- als auch die Strömungskonstanz innerhalb des Ätzbeckens waren wichtige Parameter für die Uniformity des großflächigen Si-Membranätzprozesses. Dadurch wurde eine lange Überätzzeit, hervorgerufen durch ein ungleichmäßiges Ätzprofil, verhindert und die Ausbeute des Membranätzprozesses gesteigert. Die Abbildung 71 zeigt eine Seitenansicht des KOH-Ätzbeckens mit integrierter Ätzzelle und innerem und äußerem Becken.

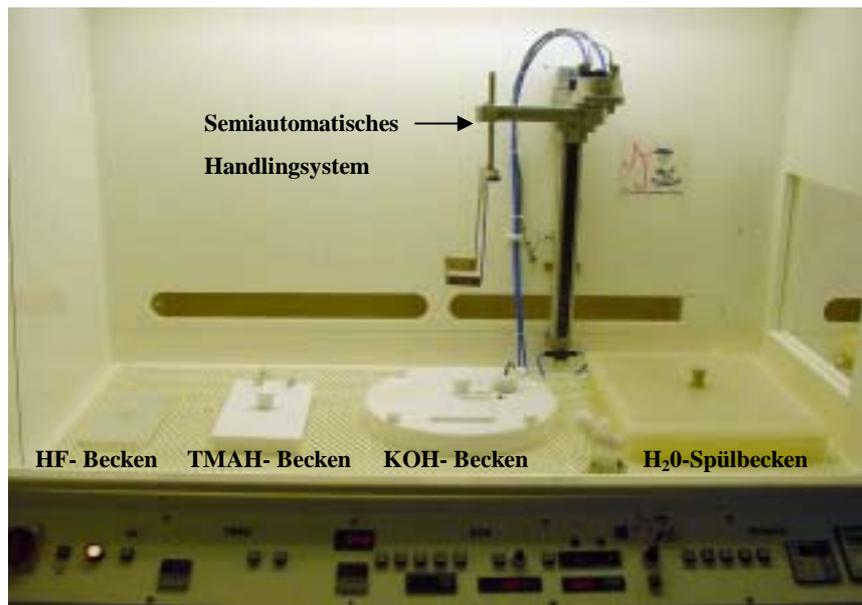


Abb. 70 Nassbank für die Membranätzung

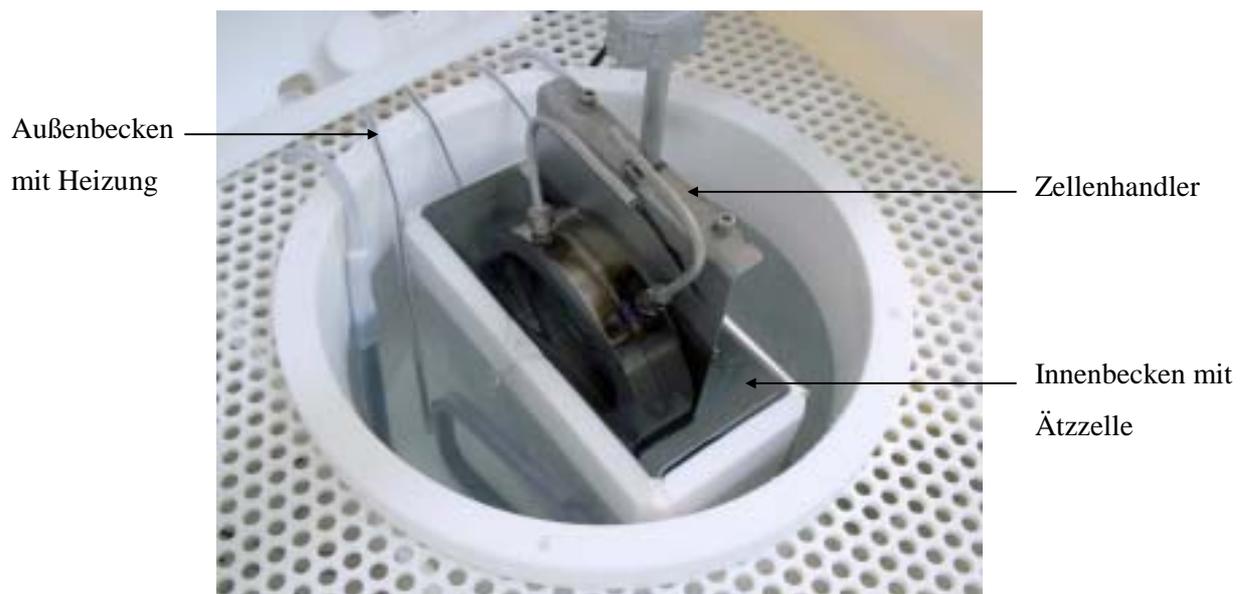


Abb. 71 Doppelwandiges KOH-Membranätzbecken

#### 4.2.2 KOH-/TMAH-Zweischrittprozess

Die Membranätzung wurde mit Ätzzellen, wie in dem vorherigen Kapitel beschrieben in einer 30%igen KOH-Lösung ( VLSI Qualität, Fa. Riedel de Haen) bei 70°C durchgeführt. Es zeigte sich sehr schnell, dass der kritische Zeitabschnitt während der Ätzung ab einer Si-Membrandicke zwischen 15-20µm begann, also in der Endphase des Membranätzprozesses nach etwa 16h 30min Ätzzeit. Dieser Zeitpunkt konnte auch optisch sehr gut beobachtet werden, da ab einer Membrandicke  $\leq 20\mu\text{m}$  Si im sichtbaren Spektralbereich transparent und die großflächige Membran mit einem 126mm Durchmesser sehr empfindlich und instabil wurde. Ein Grund hierfür war die Verwendung von SOI Wafern.

Ein besonderes Kennzeichen während der Ätzung von diesen Wafern war das Auftreten einer starken Welligkeit der dünner werdenden Si-Membran aufgrund von Druckspannungen der SiO<sub>2</sub>-Ätzstopschicht (vgl. Abbildung 76a)). Die so erzeugten Scherkräfte und die zusätzlichen äußeren Zwangskräfte der Ätzzelle wirkten auf die dünne Si-Membran und mussten am Ende der Membranätzung von dieser kompensiert werden. Alle Versuche die großflächigen SOI Stencilmasken komplett in einer Ätzzelle in der KOH-Lösung zu ätzen schlugen fehl, da es entweder zu einem direkten Reißen der Membranen in der Endphase der Ätzung kam oder die Membranen beim Zellenhandling zwischen den einzelnen Ätzbecken zu Bruch gingen. Die einzige Möglichkeit die Ausbeute zu steigern war eine Halterung des SOI Membranwafers in der Endphase der Ätzung ohne äußere Zwangskräfte, also außerhalb einer Ätzzelle, die mit ihren Dichtungen auf den Waferring drückte. Dieses Vorgehen konnte nur mit Hilfe einer Schutzschicht auf der Wafervorderseite durchgeführt werden, welche die Stencilstrukturen und Si-Membran vor dem Ätzmedium schützte. Der mechanische Schutz der Wafervorderseite mittels einer Ätzzelle musste also durch eine Beschichtung ersetzt werden. Fünf Voraussetzungen mussten für diese Zweischritt-Ätzstrategie gegeben sein:

- (i) Das Ätzmedium durfte die Schutzschicht nicht derartig schädigen, dass die Si-Membran angegriffen wurde.
- (ii) Das Aufbringen der Schicht musste einfach und ohne Beschädigung der fragilen Stencilstrukturen möglich sein.
- (iii) Die Schicht musste sowohl im unstrukturierten als auch strukturierten Bereich der Stencilmaske für alle auftretenden Strukturgrößen und -geometrien einen ausreichenden Schutz bieten.

- (iv) Das Entfernen der Schicht nach erfolgter Membranätzung musste einfach und rückstandsfrei möglich sein.
- (v) Der Stress in der Schutzschicht durfte nicht zu einem Reißen der Membran führen.

Als Schutzschichten wurden Polymer- und verschiedene Dielektrikschichten untersucht. Die verwendete Lackschicht (Lack: X AR-PC 5000/4, Fa. Allresist GmbH) zeichnete sich durch eine gute Kantenbedeckung und Ätzwiderstand in alkalischen Ätzmedien (KOH-/TMAH-Lösungen) aus. Die verwendete Lackdicke betrug bei einer Drehzahl von 1000U/min etwa 4µm. Die Abbildung 72 zeigt eine SEM Querbruchaufnahme von 3µm tief geätzten und 1,5µm großen Si L&S Strukturen mit Lackabdeckung.

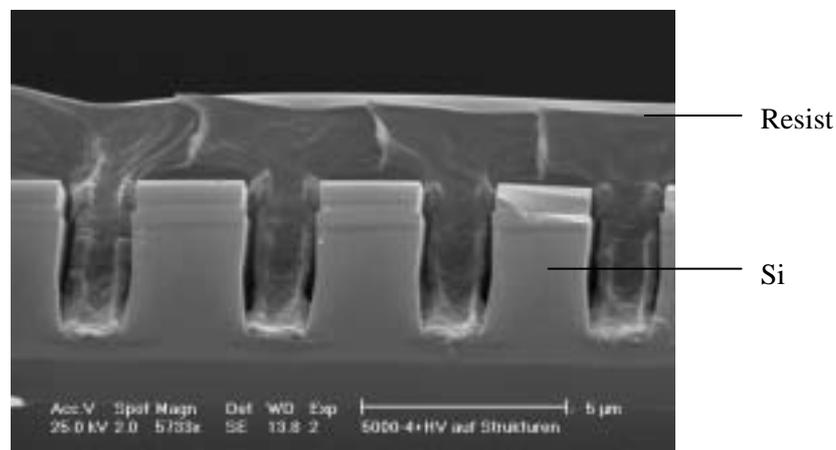


Abb. 72 L&S Strukturen mit Lackabdeckung

Trotz der positiven Ätzeigenschaften wurden die Anfangsversuche mit diesem Lack sehr schnell beendet. Hauptgrund hierfür war vor allem das große Problem der Lackentfernung mittels Removerprozess (Remover: AR 300-70, Fa. Allresist GmbH) nach erfolgter Membranätzung, bei der es immer zu einem Reißen der Si-Membranen kam. Grund hierfür waren vermutlich auftretende Spannungsinhomogenitäten während des Ablackprozesses. Es musste also eine andere Schutzschicht gefunden werden. Aus der Literatur ist bekannt, dass Dielektrikschichten als Maskierschichten für anisotrope Ätzprozesse in alkalischen Ätzmedien verwendet werden [67, 68], daher wurden in einer ersten Versuchsreihe die Ätzraten und Selektivitäten in einer wässrigen KOH- und zusätzlich in einer TMAH-Lösung bestimmt. Dabei bestand die Zielstellung, sowohl die Ätzstabilität der verschiedenen Schichten als auch die speziellen Schichtanforderungen für die Membranätzung, wie beschrieben, zu untersuchen. Als Ätzmedium für den zweiten Ätzschritt außerhalb der Ätzzelle bot sich eine wässrige TMAH-Lösung an. Aus der Literatur war bekannt, dass TMAH-Lösungen eine hohe Selektivität S zu

Dielektrikaschichten haben und dadurch sehr geeignet erschienen für die Membranätzung außerhalb des mechanischen Schutzes einer Ätzzelle. Dieser Sachverhalt musste zunächst aber experimentell geprüft werden. Die Selektivität  $S$  ist hier definiert als der Quotient aus Si- und Dielektrika-Ätzrate. Die Abbildungen 73 und 74 zeigen die gemessenen Ätzraten in Abhängigkeit der Ätztemperatur von [100] Si und den Dielektrikaschichten  $\text{SiO}_2$ , TEOS  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$  und PECVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$  in einer 30%igen KOH- und 2%igen TMAH-Lösung in einem Arrhenius Diagramm (vgl. Kapitel 4.1).

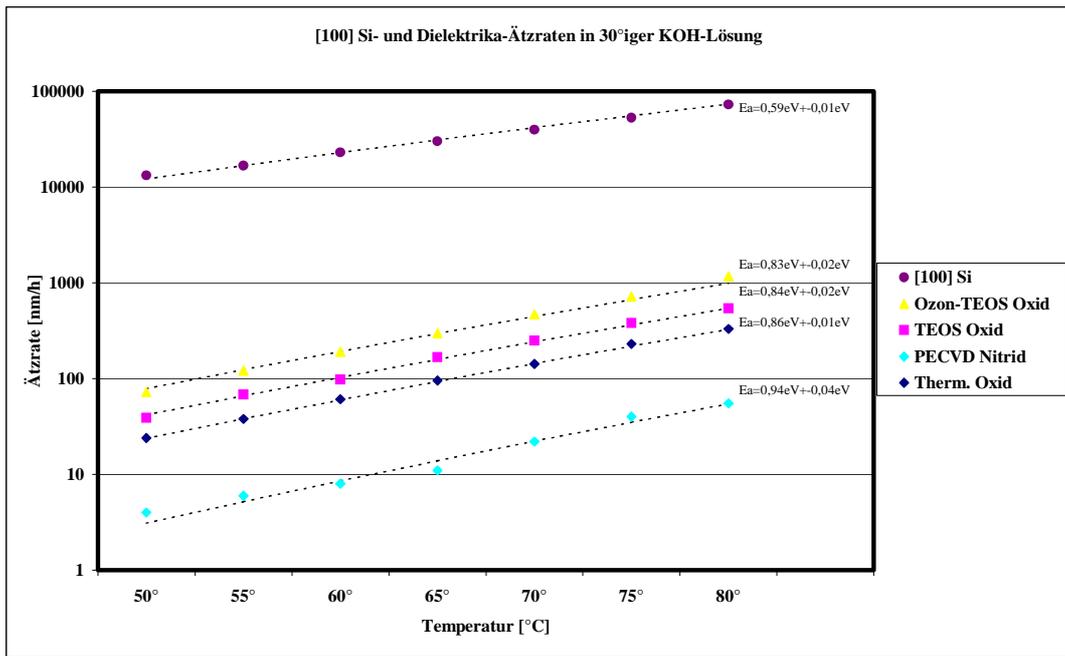


Abb. 73 Arrhenius Diagramm für 30% ige KOH-Lösung

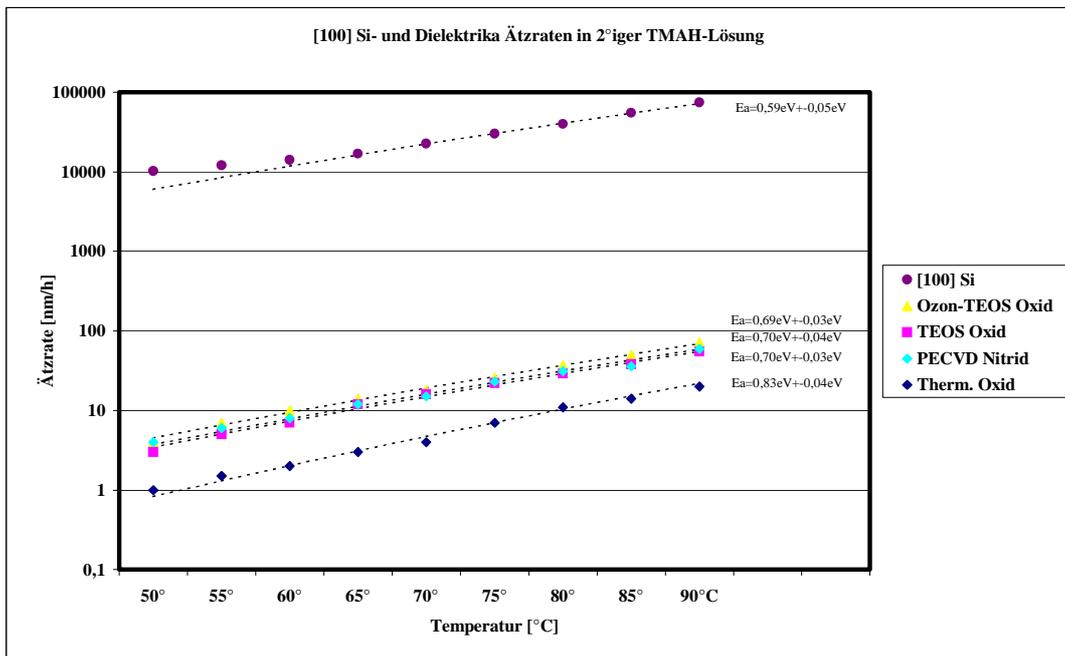


Abb. 74 Arrhenius Diagramm für 2% ige TMAH-Lösung

Die Einzelpunkte stellen Messwerte für die Si-Ätzzraten dar, die bei verschiedenen Temperaturen gemessen wurden. Dabei wurde die Si-Ätzzrate nach 2h Ätzzeit wiederum (vgl. Kapitel 4.1) mit Hilfe eines Profilometers als Stufenhöhe im Si gemessen, während die Ätzzrate der Dielektrika Maskierschicht mit einem optischen Interferenzmikroskop auf der Waferoberfläche gemessen wurde. Die gestrichelten Linien in den Abbildungen 73 und 74 stellen jeweils nach der Methode der kleinsten Quadrate [72] modellierte Ausgleichsgeraden durch die Messwerte dar. Aus der Geradensteigung lässt sich die benötigte Aktivierungsenergie  $E_a$  für die jeweilige chemische Reaktion ermitteln. Die Werte für  $E_a$  sind in guter Übereinstimmung mit Werten aus der Literatur [71] und zeigen damit, dass die Messwerte den physikalisch-chemischen Sachverhalt richtig widerspiegeln. In Tabelle 7 sind die gemessenen Ätzzraten R und zugehörige Selektivitäten S zusammengefasst.

Temperatur	Ätzzrate R [nm/h] und Selektivität S in 30%iger KOH- und 2%iger TMAH-Lösung								
	[100] Si	Therm. SiO <sub>2</sub>		TEOS SiO <sub>2</sub>		O <sub>3</sub> -TEOS SiO <sub>2</sub>		PECVD Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	
	R	R	S	R	S	R	S	R	S
<b>KOH, 50°C</b>	13200	24	550:1	39	338:1	72	183:1	4	3300:1
<b>KOH, 55°C</b>	16700	38	439:1	68	246:1	121	138:1	6	2783:1
<b>KOH, 60°C</b>	23000	61	377:1	98	235:1	190	121:1	8	2875:1
<b>KOH, 65°C</b>	30000	96	313:1	167	180:1	297	101:1	11	2727:1
<b>KOH, 70°C</b>	39500	142	278:1	248	159:1	470	84:1	22	1795:1
<b>KOH, 75°C</b>	53000	234	226:1	383	139:1	721	73:1	40	1325:1
<b>KOH, 80°C</b>	73000	330	221:1	540	135:1	1170	62:1	55	1327:1
<b>TMAH, 50°C</b>	10250	1	10250:1	3	3417:1	4	2563:1	4	2563:1
<b>TMAH, 55°C</b>	12000	1,5	8000:1	5	2400:1	7	1714:1	6	2000:1
<b>TMAH, 60°C</b>	14150	2	7075:1	7	2021:1	10	1415:1	8	1769:1
<b>TMAH, 65°C</b>	16900	3	5633:1	12	1408:1	14	1207:1	12	1408:1
<b>TMAH, 70°C</b>	22500	4	5625:1	16	1406:1	18	1250:1	15	1500:1
<b>TMAH, 75°C</b>	30000	7	4286:1	22	1364:1	26	1154:1	23	1304:1
<b>TMAH, 80°C</b>	40000	11	3636:1	29	1379:1	37	1081:1	31	1290:1
<b>TMAH, 85°C</b>	55000	14	3928:1	38	1447:1	50	1100:1	36	1528:1
<b>TMAH, 90°C</b>	74000	20	3700:1	55	1345:1	72	1028:1	59	1254:1

Tabelle 7 Ätzzraten und Selektivitäten in einer 30%igen KOH- und 2%igen TMAH-Lösung

Auffallend in den Ergebnissen aus Tabelle 7 sind drei Sachverhalte:

- (i) Etwa eine Größenordnung höhere Selektivität zu den untersuchten Dielektrikaschichten in der 2%igen TMAH-Lösung im Vergleich zu der 30%igen KOH-Lösung.
- (ii) [100] Si-Ätzrate in der TMAH-Lösung ist bei gleicher Ätztemperatur im Bereich von 70°C-90°C etwa einen Faktor zwei geringer als in der KOH-Lösung.
- (iii) Sehr niedrige SiO<sub>2</sub>-Ätzrate in der TMAH-Lösung.

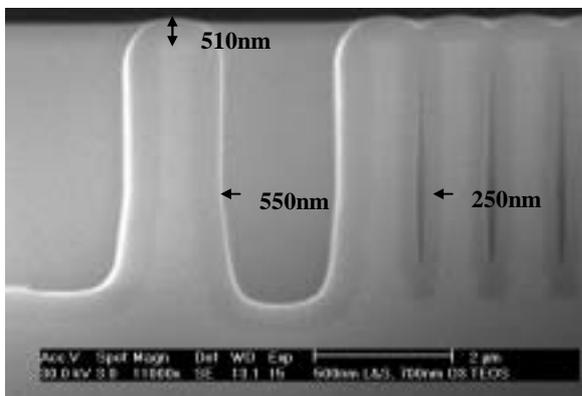
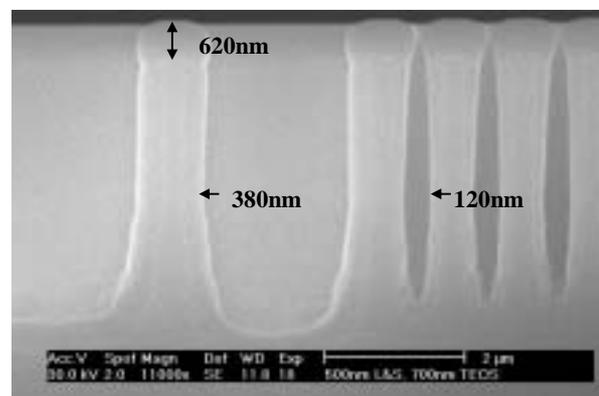
Vor allem der letzte Punkt ist hinsichtlich der möglichen Dicke der vergrabenen SiO<sub>2</sub>-Ätzstopschicht ein wichtiges Kriterium, welches die Materialauswahl der SOI Wafer und das Prozessfenster bestimmt. Nach diesem Ergebnis war eine wesentliche Anforderung für den Zweischnitt-Membranätzprozess erfüllt, nämlich eine hohe Selektivität des verwendeten Ätzmediums zu einer möglichen Dielektrika-Schutzschicht.

Mit allen untersuchten Dielektrika-Schutzschichten und Schichtkombinationen (vgl. Kapitel 4.2.3) konnten erfolgreich Membranen hergestellt werden. Die nicht Plasma aktivierten Prozesse, nämlich die thermische Oxidation und die O<sub>3</sub>-TEOS SiO<sub>2</sub>-Abscheidung, waren aber aufgrund ihrer homogenen Kanten- und Strukturabdeckung auf den fragilen Stencilstrukturen gegenüber den beiden PECVD Prozessen, also der TEOS SiO<sub>2</sub>- und Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Abscheidung, ausgezeichnet. Obwohl die thermische SiO<sub>2</sub>- Schutzschicht die niedrigsten Ätzrate in der TMAH-Lösung hatte und auch mit SiO<sub>2</sub>-Schutzschichtdicken zwischen 50nm-300nm erfolgreich Si-Membranen hergestellt werden konnten, wurden diese Versuche nicht weiter verfolgt. Die Gründe hierfür waren drei unerwünschte Nebeneffekte des thermischen Oxidationsprozesses:

- (i) Die bei einer thermischen Oxidation in SiO<sub>2</sub> umgewandelte Siliziumdicke beträgt etwa 45% der gewachsenen SiO<sub>2</sub>-Dicke [70]. Das CD der Si-Strukturen wäre also nicht mehr allein durch den Si-Trenchätzprozess, sondern durch den Oxidationsprozess bestimmt.
- (ii) Die Temperaturbelastung bei der thermischen Oxidation liegt im Bereich von 1000°C und würde dadurch einen Einfluß auf das Implantationsprofil nehmen.
- (iii) Der Sauerstoffanteil in oberflächennahen Si-Bereich wäre deutlich erhöht und damit die Leitfähigkeit in den Si-Strukturen reduziert.

Die Abbildung 75a) und b) zeigt das unterschiedliche Abscheideverhalten auf etwa 3µm tief geätzten und 500nm breiten Si-Strukturbereichen zwischen einer O<sub>3</sub> aktivierten TEOS SiO<sub>2</sub>-

Abscheidung und einer plasmaunterstützten TEOS  $\text{SiO}_2$ -Abscheidung. Die Sollsichtdicke beträgt bei beiden Schichten 700nm. Deutlich zu sehen ist die homogenere  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$ -Strukturabdeckung sowohl bei der isolierten Linie als auch im L&S Bereich. Die Schutzschichtdicke auf den Strukturseitenwänden und der Strukturoberfläche sind in den jeweiligen Abbildungen 75 angegeben. Das typische Abscheideverhalten von plasmaunterstützten Prozessen ist an der oberen Si-Strukturkante zu sehen, bei der es sehr schnell zu einem starken lateralen Zuwachsen der Schutzschicht kommt und daher kein homogener Aufbau einer Schutzschicht auf den Si-Strukturseitenwänden mehr möglich ist. Dieser Sachverhalt ist als besonders kritisch anzusehen, wenn ab einer bestimmten L&S Strukturgröße die Grabenstrukturen nicht mehr vollständig zuwachsen und ein kleiner Spalt in der Schutzschicht zwischen den Si-Strukturen zurückbleibt.

Abb. 75a)  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$ -StrukturabdeckungAbb. 75b) TEOS  $\text{SiO}_2$ -Strukturabdeckung

Dieser Effekt ist andeutungsweise in Abbildung 75b) im L&S-Bereich zu sehen. Durch das homogenere Abscheideverhalten war die  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$ -Schicht, trotz der niedrigsten Ätzselektivität im Vergleich zu den anderen untersuchten Schichten, die ausgewählte Schutzschicht für den Zweischnitt-Membranätzprozess, der nach folgendem Schema ablief:

- (i) KOH-Membranätzung in der Ätzzelle bis zu einer vorläufigen Membrandicke von  $\sim 40\mu\text{m}$ ; Zeitdauer etwa 16h 15min.
- (ii) TMAH-Membranätzung in einem Einzelwaferhalter bis auf die  $\text{SiO}_2$ -Ätzstoppschicht; Zeitdauer etwa 60min.

Zwischen beiden Membranätzschritten wurde noch eine 10s Ätzung in einer 5%igen HF-Lösung durchgeführt um eine vollständig hydrophobe und damit  $\text{SiO}_2$  freie Si-Membranfläche zu erhalten. Aufgrund der hohen Selektivität zu  $\text{SiO}_2$  in der TMAH-Lösung war dieser Schritt sehr wichtig; er

sorgte für eine gleichmässige und uniforme Si-Membranätzung in der TMAH-Lösung und dementsprechend für eine geringe Überätzzeit.

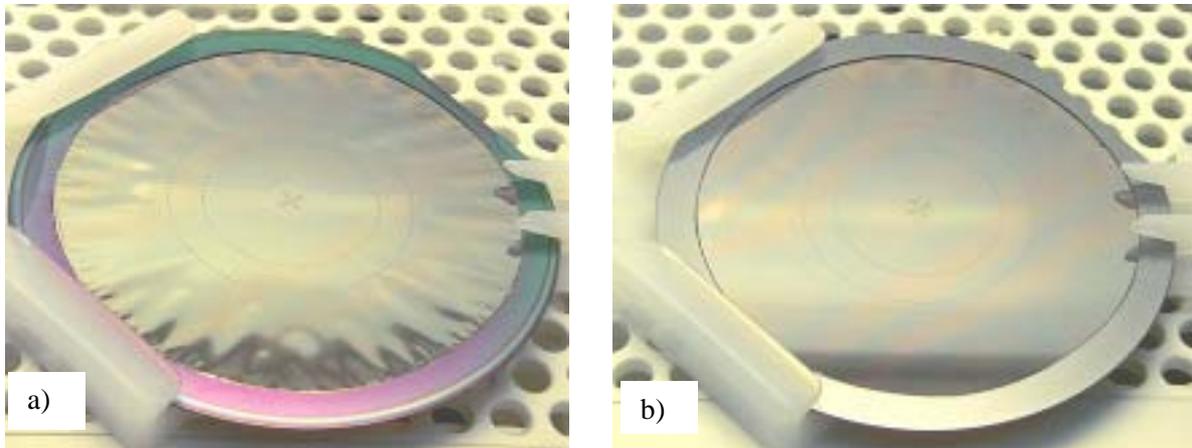


Abb. 76 a) Stencilmaske vor und b) nach Entfernung der Dielektrikschichten in 50%iger HF-Lösung

Die Bilderserie in Abbildung 77 zeigt den zeitlichen Verlauf der Membranätzung einer Stencilmaske in einer 2%igen TMAH-Lösung bei 80°C. Die Ätzzeit im Einzelwaferhalter in der TMAH-Lösung ist an den jeweiligen Abbildungen angegeben. Es ist eine deutliche Non-Uniformity innerhalb des geätzten Membranbereiches nach 35min Ätzzeit zu sehen (vgl. Abb. 77a)). Die SiO<sub>2</sub>-Ätzstopschicht ist auf einer mehrere Quadratzentimeter ausgedehnten Fläche am Flatbereich erkennbar, während auf der restlichen Membran eine geschlossene Si-Schicht steht. Dieses inhomogene Ätzbild ist durch die Lage des SOI Wafers in der Ätzzelle während dem ersten Membranätzschritt in der KOH-Lösung zu erklären. Der SOI Wafer ist so in die Ätzzelle eingebaut, dass der Flatbereich die tiefste Zone des Wafers innerhalb des Ätzbeckens darstellt und dort die Temperatur um ca. 0,5°C höher ist als in den höher gelegenen Beckenbereichen. Die Si-Ätzrate ist infolgedessen am Flat höher als in den anderen Waferbereichen.

Nach 45min Ätzzeit steigt der Anteil der transparenten Membranfläche zu der geschlossenen Si-Fläche auf etwa 50% und der kreisförmige Patternbereich wird sichtbar (vgl. Abb. 77b)). Nach weiteren 10min also einer vorläufigen Ätzzeit in der TMAH-Lösung von 55min ist bis auf einen kleinen Randbereich die Membran frei von Si-Resten (vgl. Abb. 77c)). Nach einer Gesamtätzzeit von 60min ist der Membranätzschritt in der TMAH-Lösung beendet (vgl. Abb. 77d)).

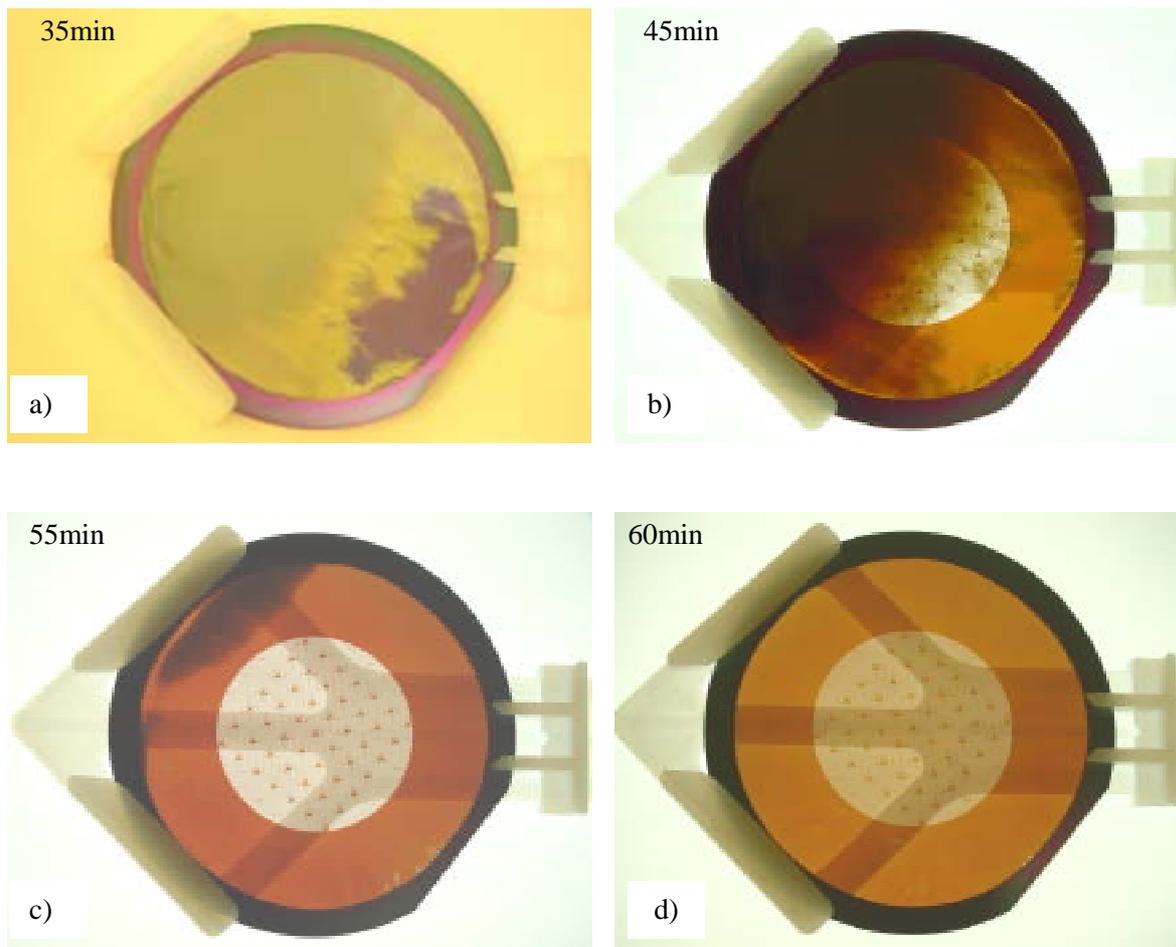


Abb. 77 Zeitliche Entwicklung der Membranätzung in einer 2%iger TMAH-Lösung bei 80°C

Die verbliebene PECVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Maskierschicht auf dem Waferring, die  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$ -Schutzschicht und die  $\text{SiO}_2$ -Ätzstopschicht konnten nun in einer 50%igen HF-Lösung selektiv zur Si-Membran geätzt werden. Der Vorteil war eine für die Membran sehr schonende und einfache Prozessführung.

Mit dem entwickelten und vorgestellten Zweischnitt-Membranätzprozess wurden in einem Zeitraum von vier Jahren mehr als 500 Stencilmasken erfolgreich geätzt.

#### 4.2.3 TMAH-Mehrscheibenprozess

In diesem Kapitel wird eine Variante vorgestellt und diskutiert, die den Vorsatz hatte, den KOH-Membranätzschritt im Stencilmasken-Fertigungsprozess zu ersetzen und zusätzlich die Membranätzung ohne eine Ätzzelle durchzuführen. Vorteile dieser Prozessführung sind:

- (i) KOH freier und damit vollständig CMOS kompatibler Membranätzprozess.
- (ii) Keine Ätzzelle notwendig.
- (iii) Mehrscheibenprozess mit hohem Durchsatz möglich.

Als Ätzmedium wurde eine dotierte TMAH-Lösung untersucht. Aus der Literatur ist bekannt, dass es bei Si-Ätzprozessen mit Ätzzeiten  $> 2\text{h}$  in TMAH-Lösungen zu einer lokalen Passivierung der Si-Oberfläche und zur Ausbildung von Pyramiden auf der  $\{100\}$ -Ebene kommt, welche die Si-Ätzrate stark reduzieren [73]. Durch Zusatz von Ammoniumperoxodisulfat (AP;  $\text{H}_8\text{N}_2\text{O}_8\text{S}_2$ ), welches in definierten Zeitabständen in die Lösung eingebracht wird, kann dieser Effekt unterdrückt, die Si-Ätzrate stabil gehalten und sogar gesteigert werden [73]. Zudem wurde eine Abhängigkeit der Si-Ätzrate von der AP-Zugabefrequenz gemessen.

Eine Reduktion der Si-Ätzrate bei längeren TMAH-Ätzzeiten konnten bei den im Folgenden beschriebenen Versuchen, experimentell nicht bestätigt werden (vgl. Abb. 78), jedoch eine deutliche Steigerung der Si-Ätzrate durch die AP-Beimischung, welche aber nicht abhängig vom Zugabeintervall war. Zudem wurde eine Veränderung des Ätzverhaltens bei einer bestimmte Menge AP in der Lösung beobachtet, ab der es zu einem kompletten Stop der Si-Ätzung kam (vgl. Abb. 78).

Bei den Experimenten wurde das Ätzverhalten und die Si-Ätzrate von 2%igen und 4%igen TMAH-Lösungen, denen unterschiedliche Mengen an Ammoniumperoxodisulfat (AP) zugesetzt wurden, an  $[100]$  orientierten p-Typ Standard Si-Wafern, die eine CVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Maskierschicht hatten, untersucht. Als Pattern wurden  $25\text{mm}^2$  große Quadrate auf die Testwafer belichtet und anschließend die Maskierschicht geätzt (vgl. Abb. 79). Die Dotiermenge (0,5g/l; 1,0g/l; 2,5g/l; 5g/l) an AP wurde stündlich neu in die TMAH-Lösung beigemischt. Das Gesamtvolumen des TMAH-Ätzmediums betrug bei allen Untersuchungen 5l.

Nach der Profilometer Ätzratenmessung an den Si-Strukturen wurden die Proben unmittelbar vor dem Wiedereinsatz in die dotierte TMAH-Lösung in einer 1% HF-Lösung geätzt. Dadurch wurde die

natürliche  $\text{SiO}_2$ -Schicht geätzt, die ansonsten das Ergebnis aufgrund der geringen  $\text{SiO}_2$ -Ätzrate in der Ätzlösung verfälscht hätte. Die Abbildung 78 zeigt das Ergebnis der Versuchsreihe.

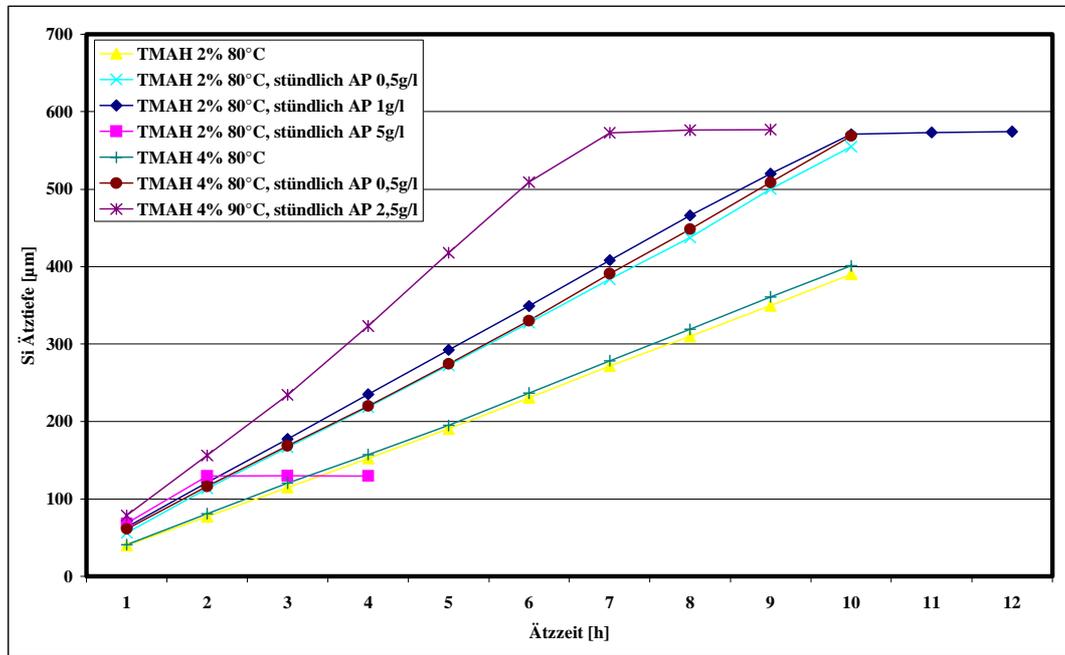


Abb. 78 Zeitlicher Verlauf der Si-Ätzrate in dotierten/undotierten TMAH-Lösungen

Die Unterschiede in den Si-Ätzraten zwischen einer 2%igen und 4%igen TMAH-Lösung sind sehr gering. Der Effekt einer zeitlichen Verlangsamung der Si-Ätzrate in einer undotierten Lösung wurde nicht beobachtet. Ein sehr deutlicher Anstieg der Si-Ätzrate wurde durch den Zusatz von AP in die TMAH-Lösung erreicht. Ein Vergleich der Si-Ätzraten bei einer 2%igen TMAH-Lösung in Tabelle 8 zeigt, dass durch Zugabe von 0,5g/l AP eine Steigerung der Si-Ätzrate von  $40\mu\text{m/h}$  auf  $56\mu\text{m/h}$  erreicht werden konnte. Die deutlichste Ätzratenerhöhung konnte durch Erhöhung der Temperatur auf  $90^\circ\text{C}$  erreicht werden. Aufgrund der unzureichenden Langzeit-Temperaturfestigkeit der Ätzbeckenheizung konnten die Membranätzungen aber nur bis  $80^\circ\text{C}$  durchgeführt werden. Die Selektivitäten zu Dielektrikschichten (vgl. Tabelle 7) sind durch die AP-Zugabe unverändert geblieben. Auffällig an den Ergebnissen in Abbildung 78 ist der Si-Ätzstopp ab einer kritischen AP-Menge bei den Ätzversuchen mit:

- (i) 2%ige TMAH,  $80^\circ\text{C}$ ; 5g/l AP
- (ii) 2%ige TMAH,  $80^\circ\text{C}$ ; 1g/l AP
- (iii) 4%ige TMAH,  $90^\circ\text{C}$ ; 2,5g/l AP

In der 2%igen TMAH-Lösung trat der Si-Ätzstop bei einer AP-Gesamtmenge zwischen 50-75g (stündliche AP Zugabe von 5g/l<sub>TMAH</sub>) bzw. zwischen 50-55g (stündliche AP-Zugabe von 1g/l<sub>TMAH</sub>) ein, während dieser bei der 4%igen Lösung zwischen ~87,5-100g eintrat. Eine lineare Abhängigkeit des Si-Ätzstops von der TMAH-Lösungskonzentration und der AP-Gesamtmenge ist erkennbar.

Ätzlösung	Stündliche AP-Zugabe [g/l <sub>TMAH</sub> ]	[100] Si-Ätzrate [µm/h]
2%ige TMAH, 80°C	-	40
2%ige TMAH, 80°C	0,5	56
2%ige TMAH, 80°C	1	63
2%ige TMAH, 80°C	5	68
4%ige TMAH, 80°C	-	41
4%ige TMAH, 80°C	0,5	61
4%ige TMAH, 90°C	2,5	82

Tabelle 8 Si-Ätzrate in dotierten/undotierten TMAH-Lösungen

Die Abbildung 79 zeigt eine geätzte Si-Oberfläche nach 3h Ätzzeit in der 2%igen TMAH-Lösung, die mit 5g/l<sub>TMAH</sub> AP stündlich versetzt wurde. Eine starke Blauverfärbung ist auf Probenbereich A erkennbar. Diese oxidähnliche Passivierungsschicht konnte in einer 1% HF-Lösung geätzt und entfernt werden (vgl. Probenbereich B). In einer neu angesetzten TMAH-Lösung konnte dann ohne eine Stagnation der Ätzrate die Ätzung auf dieser Probe fortgesetzt werden, während es in der dotierten und verbrauchten Lösung sofort wieder zu einer Oberflächenpassivierung kam.

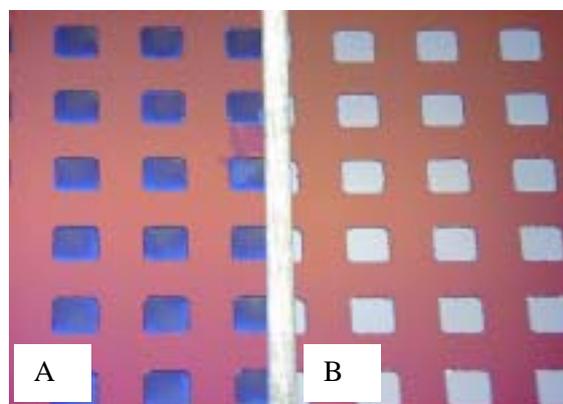


Abb. 79 Geätzte Si-Oberfläche

Ein Zusammenhang zwischen dem Si-Ätzratenstop und dem pH-Wert in der Ätzlösung konnte anhand einer pH-Wert Messung mit einer handelsüblichen pH-Messelektrode (Fa. Merk Eurolab) nachgewiesen werden. Die Abbildung 80 zeigt den Verlauf des pH-Wertes in Abhängigkeit der zugesetzten AP Menge für eine 2%ige TMAH-Lösung bei 80°C. Bei einer Gesamtmenge zwischen 50-55g AP kam es zu einem Abfall des pH-Wertes und nach Abbildung 78 zu einem Stop der Si-Ätzung.

Versuche, bei denen das Intervall der AP-Zugabe unter Beibehaltung der AP-Gesamtmenge verkürzt wurde, brachten keine Erhöhung der Si-Ätzrate wie bei Brida et al. [73] beschrieben. Ebenfalls konnte keine Veränderung der Si-Ätzrate bei einer durchgängigen Ätzung (ohne Unterbrechung des Experimentes durch Ätzratenmessung/HF-Ätzung) mit einmaliger Zugabe des Dotanten zu Beginn der Ätzung festgestellt werden. Diese zwei Punkte waren wichtig für die Membranätzung, da somit ohne Unterbrechung des Ätzprozesses gearbeitet werden konnte.

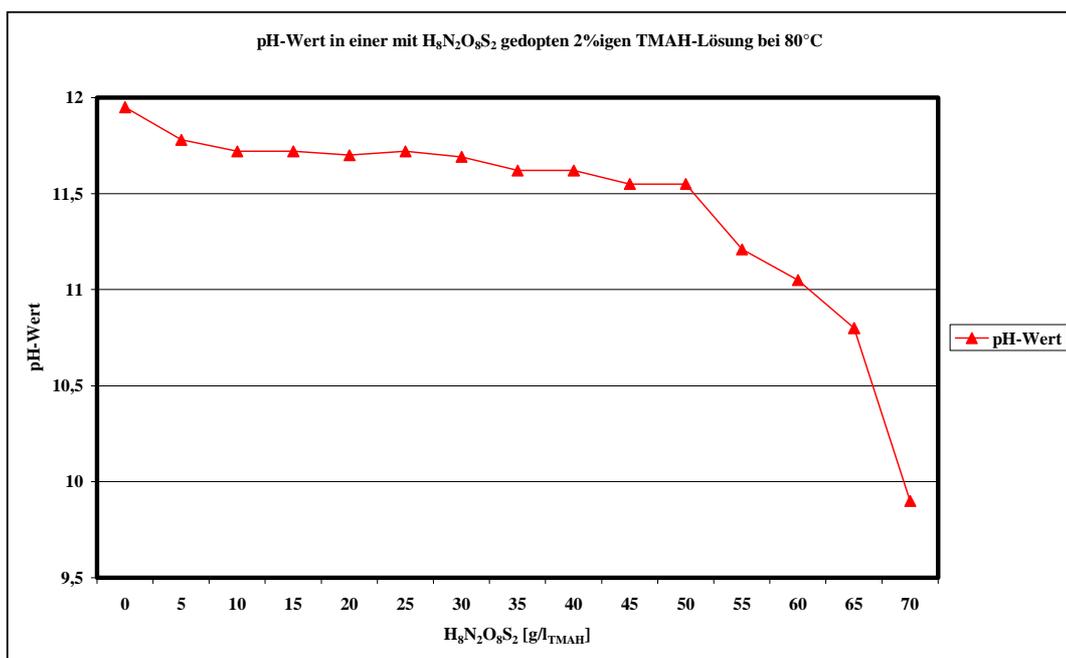


Abb. 80 pH-Wert in einer 2%igen TMAH-Lösung bei 80°C  
in Abhängigkeit der zugesetzten AP-Menge

Für die Membranätzung außerhalb einer Ätzzelle musste eine Schutzschicht oder Schichtenkombination gefunden werden, die über den gesamten Zeitraum die strukturierte Wafervorderseite gegen Anätzungen sichert. Nach den Erfahrungen aus Kapitel 4.2.2 wurde eine Zweischicht-

Kombination gewählt. Dies hatte den Vorteil, dass spezifische Schichteigenschaften, wie eine homogenere Kantenbedeckung und größere Ätzresistenz, besser genutzt werden konnten. Außerdem war eine zusätzliche Sicherheitreserve vorhanden, da eventuell auftretende Defekte bei der ersten Schutzschicht durch die zweite Beschichtung abgedeckt und ausgeglichen werden konnten.

Aufgrund der besseren Kantenbedeckung wurde zunächst eine  $O_3$ -TEOS  $SiO_2$ -Schicht auf die Si-Strukturen abgeschieden und anschließend einer zweite PECVD  $Si_3N_4$ -Abdeckschicht. Beide Schutzschichten hatten jeweils eine Dicke von 700nm. Die Abbildungen 81-83 zeigen die Abdeckung und Schutzwirkung dieser Schichtkombination an 250nm IL, L&S und IS vor der Ätzung und nach 8h bzw. 10,5h TMAH-Ätzung. Der Prozess wurde in einer 2%igen Lösung bei 80°C und einer einmaligen Zugabe von 26,5g AP durchgeführt. Dies entsprach einem Wert von 0,5g/l AP pro Stunde.

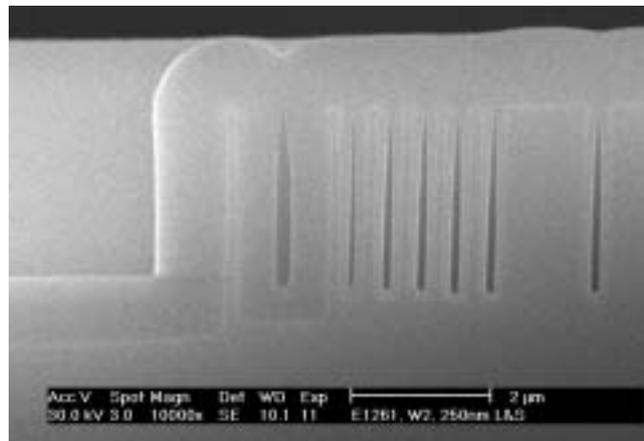


Abb. 81 250nm Strukturen mit  $O_3$ -TEOS  $SiO_2$ -/  
 $Si_3N_4$ -Schutzschicht

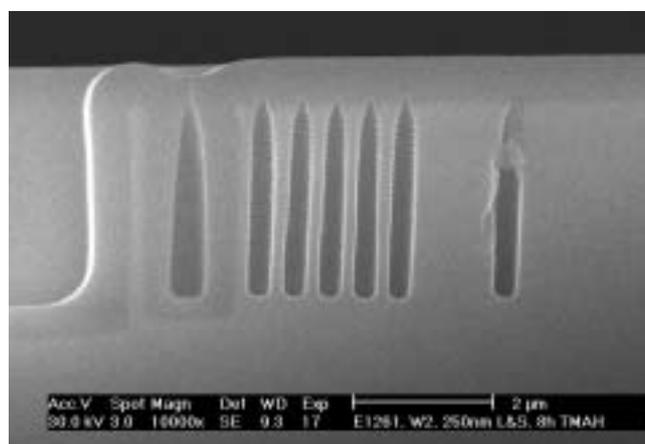


Abb. 82 250nm Strukturen nach 8h Ätzzeit

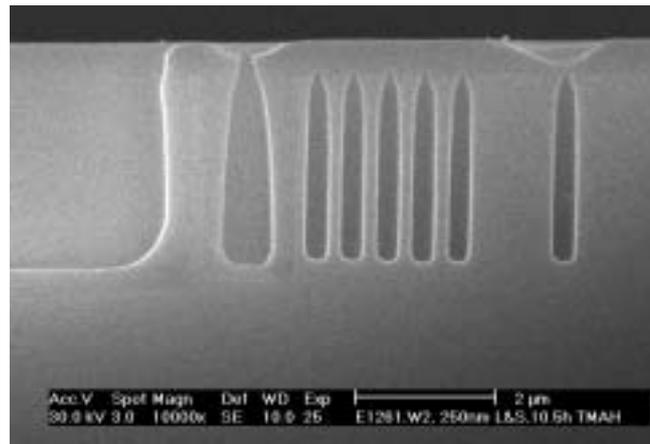


Abb. 83 250nm Strukturen nach 10,5h Ätzzeit

Mit dieser Schutzschichtkombination konnte ohne Verwendung einer Ätzzelle erfolgreich eine PDT Testmaske (vgl. Abb. 57 Kapitel 3.4.2) geätzt werden. Die Gesamtätzzeit entsprach ca. 12h in einer 2%igen TMAH-Lösung bei 80°C und einer einmaligen Zugabe von 31,25g AP am Prozessanfang.

Eine SEM Analyse von Strukturen in der Maske zeigte aber, dass an bestimmten Strukturgruppen wiederholt Anätzungen über die gesamte Membranmaskenfläche zu sehen waren. Die Abbildung 84 zeigt einen Ausschnitt der 200nm und 175nm Strukturgruppen im HRP die defektfrei sind, während in Abbildung 85 großflächige Anätzungen in einem DRAM Testfeld zu sehen waren. Die Schutzwirkung der Schichten war in diesen Strukturbereichen noch nicht ausreichend. Die Gründe für diesen Sachverhalt konnten im Rahmen dieser Arbeit noch nicht näher untersucht werden, weitere Experimente stehen für die Klärung noch aus. Vermutlich war aber in den Strukturbereichen mit einem sehr großen Öffnungsgrad die Gesamtdicke beider Schutzschichten zu gering, um eine ausreichenden Bedeckung zu gewährleisten. Trotzdem konnte experimentell gezeigt werden, dass die Membranätzung von großflächigen Stencilmasken komplett außerhalb einer Ätzzelle durchgeführt werden konnte.

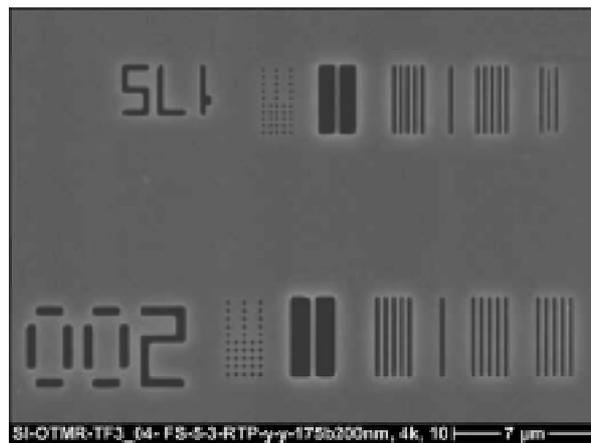


Abb. 84 200nm/175nm Strukturen im HRP

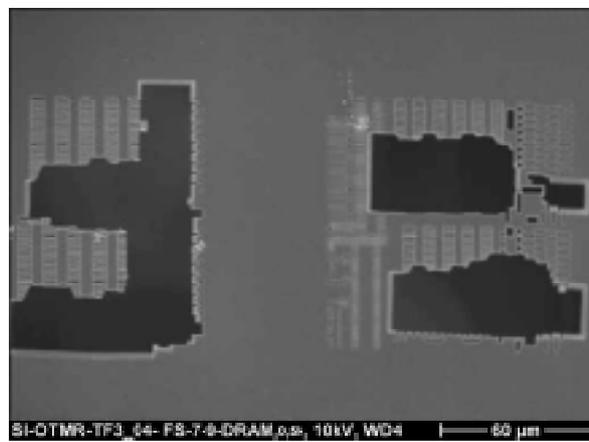


Abb. 85 Großflächige Anätzungen im DRAM Pattern

### 4.3 Trockenätzprozesse für die Membranherstellung

Nach den nasschemischen Membranätzprozessen, die in den Kapiteln 4.2.2 und 4.2.3 ausführlich beschrieben wurden, war die Entwicklung eines Trockenätzprozesses durch folgende Überlegungen gegeben:

- (i) KOH freier und damit CMOS kompatibler Ätzprozess.
- (ii) Ätzprozess ist unabhängig von der Kristallorientierung.
- (iii) Höhere Si-Ätzrate als im KOH/TMAH-Zweischrittätzprozess.
- (iv) Einsatz einer Ätzzelle ist nicht notwendig.

Diesen Vorteilen standen ein zusätzlicher Präparationsschritt (vgl. Kapitel 4.3.1) und deutlich höhere Ätzkosten/Wafer gegenüber, die in Betracht gezogen werden mussten. Beide Punkte sind aber für die Herstellung von NGL-Masken vertretbar. Die Zielstellung bestand zunächst darin, den KOH-Ätzschritt im nasschemischen KOH/TMAH-Zweischrittätzprozess durch einen Trockenätzprozess zu ersetzen. Eine komplette Ätzung der großflächigen Si-Membranen nur mit einem Trockenätzprozess wurde für eine Si-Membrandicke von  $3\mu\text{m}$  und einem Membrandurchmesser von 126mm als nicht durchführbar angesehen. Gründe hierfür waren:

- (i) Unzureichende Ätzselektivität zur  $\text{SiO}_2$ -Ätzstopschicht.
- (ii) Keine ausreichende Uniformity des Ätzprozesses.
- (iii) Transport und Lagerung der Membran während und nach dem Ätzprozess in der Ätzanlage.

Der Membran-Trockenätzschritt wurde mit der STS ICP Cluster Tool Anlage (vgl. Kapitel 3.2) durchgeführt. Das Erreichen eines anisotropen Ätzprofils ist wie bei den Si-Strukturätzprozessen gezeigt möglich, wurde aber für die großflächige Si-Membranätzung nicht angewendet, da die passivierende Komponente im Ätzprozess zu einer starken Erniedrigung der Si-Ätzrate geführt hätte. Für die Membranätzung wurde dementsprechend kein Gas Chopping eingesetzt und nur  $\text{SF}_6$  als Ätzgas verwendet, was zu einem isotropen Ätzprofil im Übergangsbereich Membran/Waferring führte (vgl. Abb 86).

Bei der Prozessentwicklung wurden die entscheidenden Einflussparameter auf die Si-Ätzrate, Prozessuniformity und Selektivität zu Maskierschicht untersucht und ausgewertet. Ein Schwerpunkt der Prozessentwicklung wurde auf die Untersuchung und Verbesserung der Ätzuniformity gelegt. Diese ist ein entscheidender Parameter bei der großflächigen Membranätzung, da sie die Überätzzeit

im nachfolgenden TMAH-Ätzschritt bestimmt. Die Überätzzeit sollte so klein als möglich gehalten werden um die  $O_3$ -TEOS  $SiO_2$ -Schutzschicht auf der Wafervorderseite und die  $SiO_2$ -Ätzstopschicht nicht unnötig lange zu belasten und damit die Gefahr von Struktur- und Membranätzungen zu vermeiden.

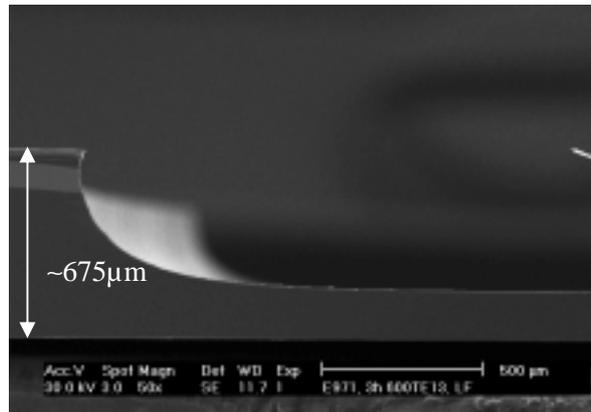


Abb. 86 Isotropes Si-Ätzprofil

Eine Verbesserung der Ätzuniformity konnte sowohl prozesstechnisch durch Optimierung der Parameter Elektrodenleistung  $P$ , Druck  $p$  und Gasfluss  $Q$  als auch durch präparative Methoden (vgl. Kapitel 4.3.3 und 4.3.4) erzielt werden. Als Testsubstrate für die Prozessentwicklung wurden 150mm Si-Wafer mit einer  $3\mu m$  dicken TEOS Plasmaoxid Hartmaske verwendet. Die Maskierschicht wurde vor der Si-Membranätzung mittels Trockenätzprozess auf einen kreisförmig Durchmesser von 126mm geöffnet, was der späteren Si-Membrangeometrie entsprach.

## 4.3.1 Präparationstechnik

Das Membranätzen mit Hilfe eines Trockenätzprozesses erfordert ein spezielles Handling und Präparationsverfahren für die fragilen Membranwafer. Der Grund hierfür liegt im Transport, Halterung und Lagerung der Wafer während und nach dem Ätzprozess in der Plasmakammer. Der Wafer wird in der Ätzkammer entweder mechanisch geklemmt, oder elektrostatisch auf einen Chuck gezogen. In beiden Fällen treten große äussere Zwangskräfte auf, die bei gedünnten Membranwafern zum Bruch führen würden. Desweiteren liegen die Wafer mit der strukturierten Vorderseite auf dem Chuck auf, was zu Beschädigungen der geätzten Stencil Trenchstrukturen führen kann. Aus diesem Grund wurde ein Präparationsverfahren entwickelt, bei dem der zu ätzende Membranwafer mit seiner strukturierten Vorderseite auf einen Trägerwafer aufgeklebt wird.

Dieser Klebevorgang wird mit einem speziellen wasserlöslichen Wachs (Crystallbond, Fa. Aremco, USA) durchgeführt, dabei wird der Trägerwafer auf einer Hotplate auf ca. 70°C erwärmt und das Wachs anschließend einseitig dünn aufgetragen. Der SOI Membranwafer wird dann mit seiner strukturierten Vorderseite vorsichtig auf den Trägerwafer gelegt. Nach dem Erkalten des Wachses ist dieses Wafersandwich fertig präpariert für die Membranätzung. Der so präparierte Membranwafer ist in Abbildung 87 skizziert.

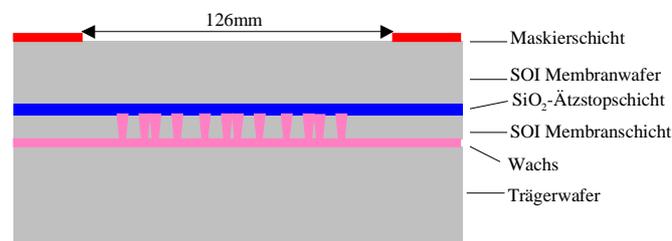


Abb. 87 Präparierter Membranwafer

Nach dem Ätzprozess wird dieses Wafersandwich in Di Wasser bei 80°C Wassertemperatur gelegt, damit das Wachs sich langsam auflöst. Nach ca. 2h kommt es zu einer vollständigen Ablösung des Membranwafers von dem Trägerwafer. Durch diesen schonenden Ablösemechanismus werden sowohl die gedünnte Mebran als auch die geätzten Trenchstrukturen auf der Wafervorderseite nicht beschädigt.

Diese Präparationstechnik hat sich als ganz entscheidender Schritt in verschiedenen Gesamtprozessen (vgl. Kapitel 6.2, 6.3 und 6.4) erwiesen.

## 4.3.2 Charakterisierung und Entwicklung von Hochnrate-Trockenätzprozessen

Die Messung der Si-Ätzrate und der Uniformity der verschiedenen Ätzprozesse wurden mit einem Tencor AP 150 Profilometer durchgeführt. Dabei wurden drei Linienprofilmessungen mit einer Scanlänge von 130mm unter drei verschiedenen Winkeln ( $0^\circ$ ,  $120^\circ$ ,  $240^\circ$ ) nach der Membranätzung durchgeführt. Diese drei Linienprofilmessungen waren ausreichend für eine Beurteilung der Ätzuniformity. Die Stufenhöhe wurde dann für jedes Linienprofil im Zentrum ( $MP_1$ ) und am linken und rechten Randbereich ( $MP_2$ ,  $MP_3$ ) bestimmt. Zusätzlich wurde an sechs Messpunkten ( $P_1$ - $P_6$ ) auf dem Wafering die TEOS  $SiO_2$ -Schichtdicke vor und nach dem Ätzprozess gemessen. Die Abbildung 88 zeigt die drei verschiedenen Scanrichtungen und Messpunkte in einer Auf- und Seitenansicht.

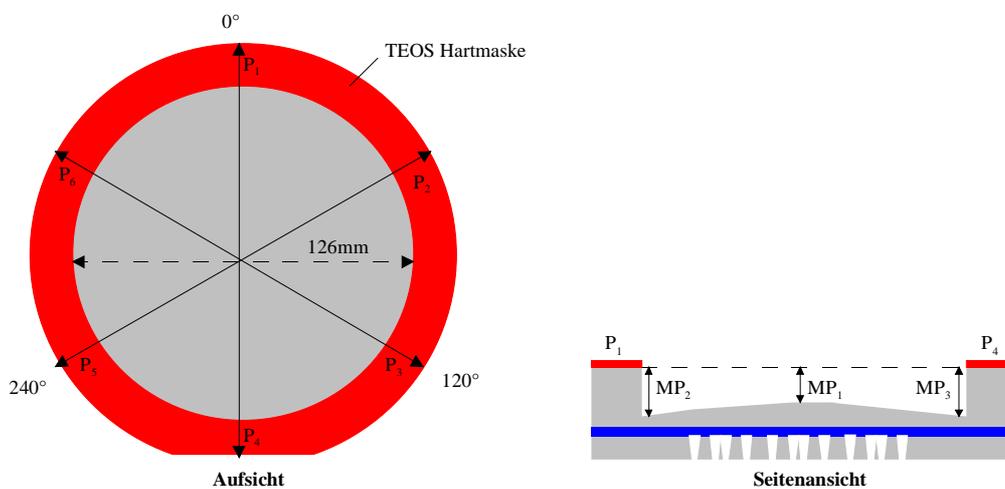


Abb. 88 Linienprofilmessungen und Messpunkte

Aus der Si-Stufenhöhe der drei Messpunkte im Zentrum und der sechs Messpunkte in den Wafer-Randbereichen wurden die beiden Mittelwerte für die Ätztiefe im Zentrum  $\overline{\overline{\Delta T}}_{\text{Zentrum}}$  und im Randbereich  $\overline{\overline{\Delta T}}_{\text{Randbereich}}$  mit zugehörigen Standardabweichungen ermittelt. Die Uniformity  $U$  konnte dann für jeden Prozess nach folgender Gleichung ermittelt werden:

$$U = \pm \left( \frac{\overline{\overline{\Delta T}}_{\text{Randbereich}} - \overline{\overline{\Delta T}}_{\text{Zentrum}}}{\overline{\overline{\Delta T}}_{\text{Randbereich}} + \overline{\overline{\Delta T}}_{\text{Zentrum}}} \right) \cdot 100\% \quad [\text{Gl. 27}]$$

Die Abbildung 89 zeigt die erzielten Ergebnisse für die Si-Ätzrate in Abhängigkeit des Druckes  $p$  für fünf verschiedene Ätzprozesse. Die Elektrodenleistung  $P$  betrug jeweils 3W, der  $SF_6$  Gasfluss  $Q$  jeweils 150scm und die Ätzzeit 2h für jeden Prozess. Auffallend sind drei Sachverhalte:

- (i) Deutlich höhere Ätzrate im Randbereich des Si-Wafers als im Waferzentrum.
- (ii) Geringe Druckabhängigkeit der Si-Ätzrate im Waferzentrum.
- (iii) Starke Druckabhängigkeit der Si-Ätzrate im Randbereich des Si-Wafers.

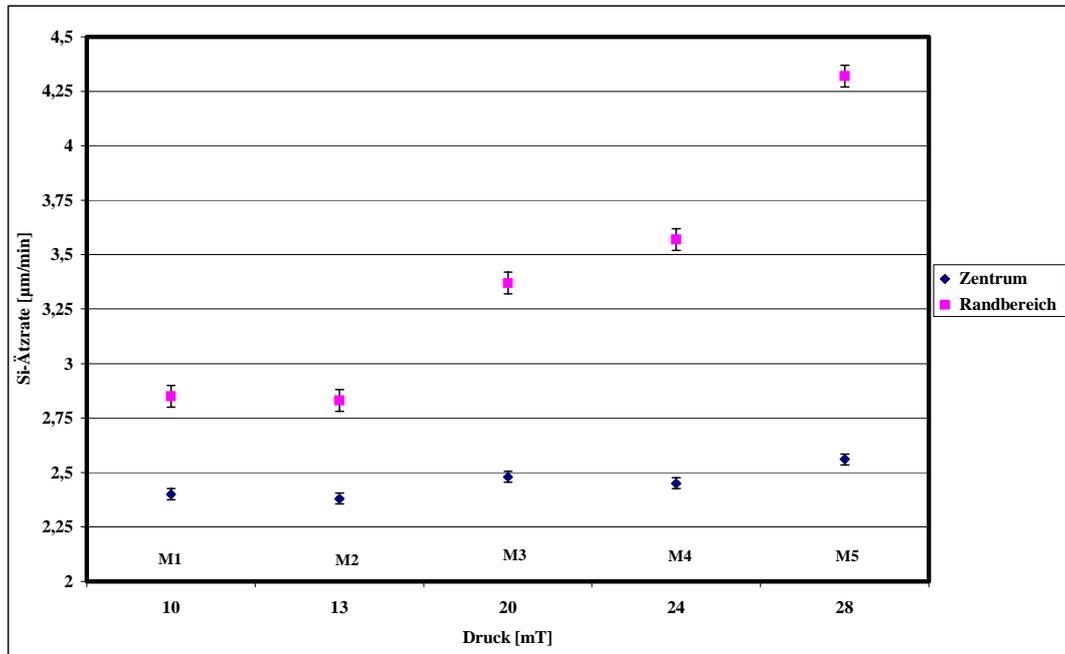


Abb. 89 Si-Ätzrate in Abhängigkeit des Druckes p

Die unterschiedlichen Si-Ätzraten im Randbereich und Zentrum des Wafers haben zwei Ursachen:

- (i) Eine Inhomogenität der Plasmadichte aufgrund der elektromagnetischen Feldverteilung der ICP Anregungsquelle, bei der der Ionisierungsgrad und damit die Ionendichte des Plasmas eine radiale Abhängigkeit zeigt [74]. Im Bereich der Kammerwand innerhalb des Rezipienten (quellennaher Bereich) ist die Ionendichte größer als im Zentrum. Dies bewirkt im Randbereich eine höhere Generation von Fluorradikalen, die für den Si-Ätzvorgang verantwortlich sind.
- (ii) Aufgrund der verschiedenen Materialien (Si; Oxid als Maskierschicht) liegen im Wafer-Randbereich andere Ätzverhältnisse als im Zentrum vor. Insbesondere ist der Verbrauch an Ätzgas im Randbereich des Wafers aufgrund der kleineren Si-Flächendichte geringer als im Waferzentrum, in dem eine schnellere Verarmung der reaktiven Spezies eintritt.

Eine experimentelle Trennung von (i) und (ii), also der Plasmainhomogenität und des

Verarmungseffektes an reaktiven Spezies wurde durch die Verwendung von Si-Maskiererringen erreicht (vgl. Kapitel 4.3.3). Die Druckabhängigkeit der Si-Ätzzraten ist durch die unterschiedliche Aufenthaltszeit der reaktiven Spezies auf der Waferoberfläche gegeben (vgl. Gl. 11). Diese Abhängigkeit ist im Waferzentrum überlagert durch den hohen Verbrauch an reaktiven Spezies, so dass die Si-Ätzzrate im Zentrum konstant bleibt. Nach dieser ersten Versuchsreihe, bei der die Auswirkung der Druckvariation auf die Si-Ätzzrate und die Ätzuniformity ermittelt wurde, folgte als weiterer Parameter die Elektrodenleistung  $P$ . Die Abbildung 90 zeigt die Abhängigkeit der Si-Ätzzrate von der Elektrodenleistung  $P$ . Der  $\text{SF}_6$ -Gasfluss  $Q$  betrug jeweils 150sccm, der Druck  $p$  jeweils 13mT und die Ätzzeit 2h für jeden Prozess. Die Auswirkungen auf die Si-Ätzzrate und Ätzuniformity sind sehr gering und zeigen, dass die physikalische Komponente bei der Si-Ätzung in diesem untersuchten Leistungsbereich (3W-24W) nur eine untergeordnete Rolle spielt. Der Ätzvorgang ist also eindeutig chemisch dominiert und eine Erhöhung der physikalischen Komponente hat keine Auswirkung auf die Si-Ätzzrate und Uniformity des Ätzprozesses. Demgegenüber zeigt die Ätzzrate der TEOS  $\text{SiO}_2$ -Maskierschicht  $\ddot{A}R_{\text{TEOS}}$ , welche für die Membranätzprozesse M2/M6/M7/M8 und M9 zusätzlich in Abbildung 90 angegeben ist, eine starke Abhängigkeit von der Elektrodenleistung. Dieses Ergebnis deckt sich mit Untersuchungen zur Si-Hochratetrockenätzung von Bhardwaj et al. [75]. Als Konsequenz aus diesen Ergebnissen für die TEOS  $\text{SiO}_2$ -Ätzzraten wurde die Elektrodenleistung auf einen Wert von 3W festgelegt.

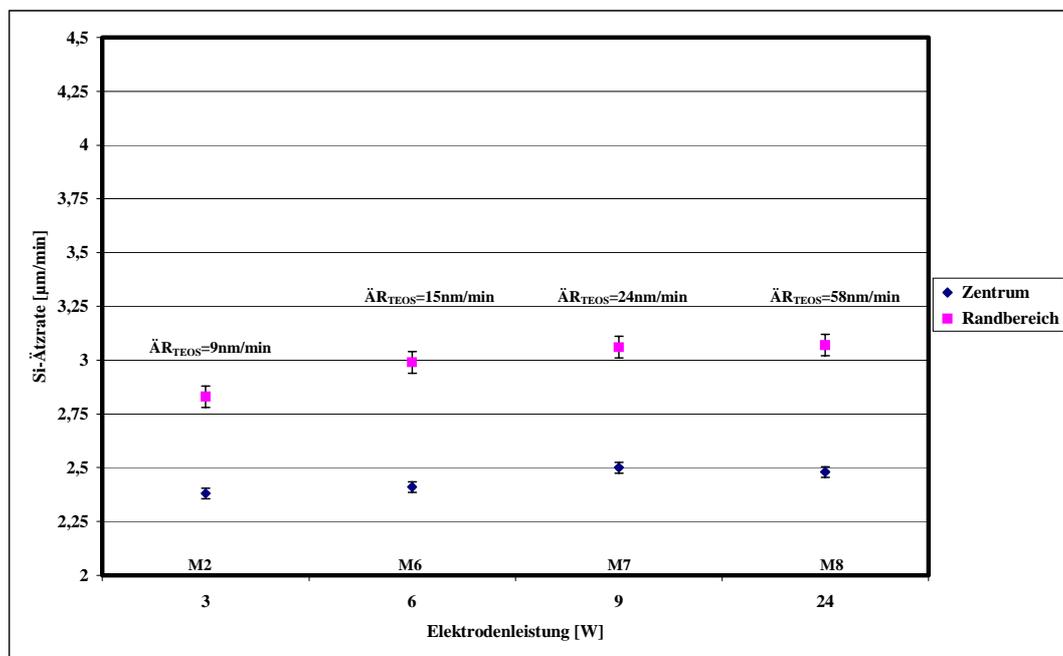


Abb. 90 Si-Ätzzrate in Abhängigkeit der Elektrodenleistung  $P$

Als nächster Prozessparameter wurde der  $\text{SF}_6$ -Gasfluss variiert. Die Elektrodenleistung  $P$  betrug jeweils  $3\text{W}$ , der Druck  $p$  jeweils  $13\text{mT}$  und die Ätzeit  $2\text{h}$  für jeden Prozess. In Abbildung 91 sind die Resultate dieser Versuchsreihe dargestellt.

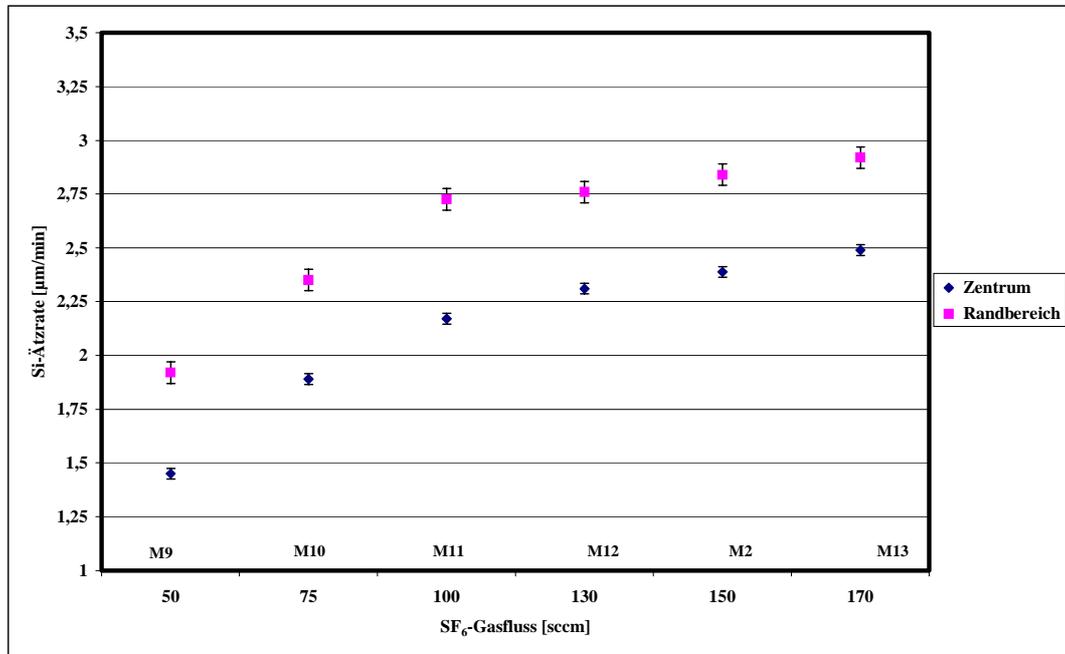


Abb. 91 Si-Ättrate in Abhängigkeit des  $\text{SF}_6$ -Gasfluss  $Q$

Auffällig an diesen Ergebnissen sind:

- (i) Ein linearer Anstieg der Si-Ättrate im Waferrandbereich und Zentrum für den  $\text{SF}_6$ -Gasflussbereich von  $50\text{sccm}$ - $100\text{sccm}$ .
- (ii) Eine Plateaubildung der Si-Ättrate im Waferrandbereich und Zentrum für den  $\text{SF}_6$ -Gasflussbereich von  $130\text{sccm}$ - $170\text{sccm}$ .

Nach Gray et al. [67] ist die Si-Ättrate  $\ddot{A}R_{\text{Si}}$  aus thermisch induzierten Prozessen das Produkt einer Exponentialfunktion mit dem Fluor Fluss  $Q_{\text{F}}$  auf der Si-Oberfläche. Mit der Aktivierungsenergie  $E_a$  und dem Boltzmannfaktor  $k_{\text{B}}$  gilt:

$$\ddot{A}R_{\text{Si}} = k_0 \cdot Q_{\text{F}} \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{k_{\text{B}}T}\right) \quad [\text{Gl. 28}]$$

Der lineare Zusammenhang der Si-Ätzrate mit dem SF<sub>6</sub>-Gasfluss in Gleichung 28 ist nach den experimentellen Ergebnissen aus Abbildung 91 erfüllt. Die Plateaubildung der Si-Ätzrate bei höheren Gasflüssen ist ein Zeichen dafür, dass ein anderer Mechanismus ätzbegrenzend wirken muss. Dies ist der Ionisierungsgrad des Plasmas. Trotz der größeren Anzahl an Gasteilchen (höherer Gasfluss) können durch die ICP Quelle bei diesem Druck nicht mehr Teilchen ionisiert und Fluorradikale generiert werden, so dass die Si-Ätzrate konstant bleibt.

Der Einfluss der ICP Quellenleistung auf die Si-Ätzrate ist in Abb. 92 für 170sccm SF<sub>6</sub>-Gasfluss, 13mT Kammerdruck und 3W Elektrodenleistung dargestellt. Die Si-Ätzrate steigt mit einer Erhöhung der Quellenleistung da mehr Radikale und Ionen gebildet werden und für die Si-Ätzung zur Verfügung stehen. Der Verlauf der Si-Ätzrate in Abbildung 92 ist ähnlich wie bei der Variation des SF<sub>6</sub>-Gasflusses Q in Abbildung 91 In einem ersten Bereich zwischen 200W-500W ICP Quellenleistung steigt die Ätzrate linear an und geht dann in einen zweiten Bereich zwischen 500W-1000W mit geringerer Steigung über.

Die Leistung der ICP Quelle betrug bei allen Trockenätzprozessen für die Membranherstellung 1000W, was der Maximalleistung der Quelle entsprach. In Tabelle 9 sind die Prozessparameter der verschiedenen Membranätzprozesse M1-M13 zusammengefasst.

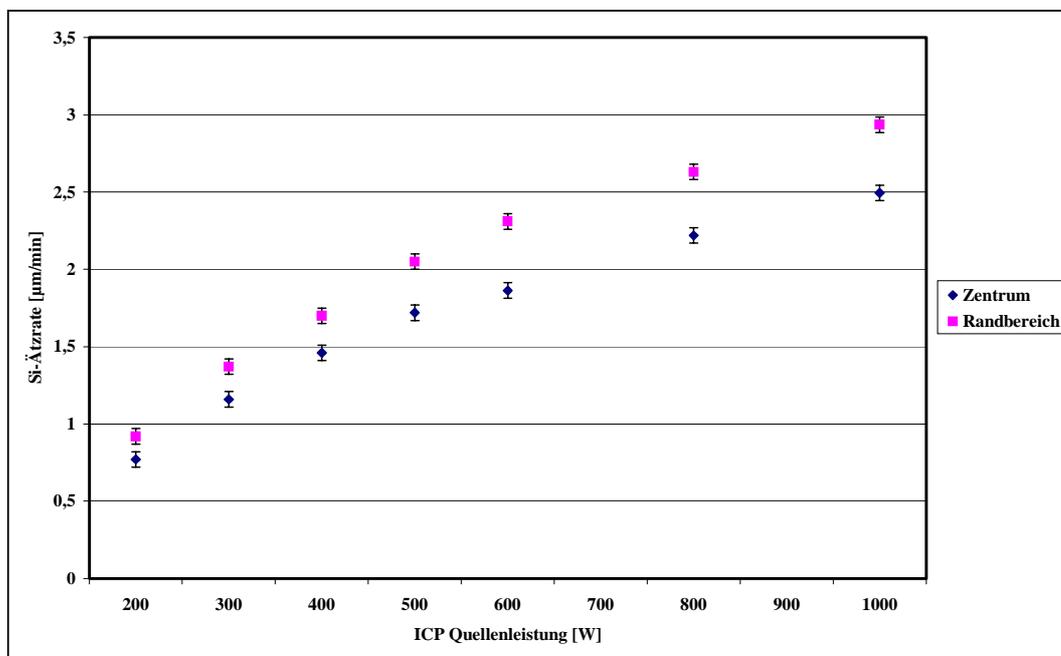


Abb. 92 Si-Ätzrate in Abhängigkeit der ICP Quellenleistung

PARAMETER	MEMBRAN-TROCKENÄTZPROZESSE												
	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8	M9	M10	M11	M12	M13
SF <sub>6</sub> -Fluss [sccm]	150	150	150	150	150	150	150	150	50	75	100	130	170
Druck [mT]	10	13	20	24	28	13	13	13	13	13	13	13	13
ICP Leistung [W]	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000
Elektroden- leistung [W]	3	3	3	3	3	6	9	24	3	3	3	3	3
Ätzzeit [min]	80	80	80	80	80	80	80	80	80	80	80	80	80
<b>Si-Ätzrate</b>													
Zentrum [μm/min]	2,40	2,38	2,48	2,45	2,56	2,41	2,5	2,48	1,45	1,89	2,17	2,31	2,49
Randbereich [μm/min]	2,85	2,83	3,37	3,57	4,32	2,99	3,06	3,07	1,92	2,35	2,73	2,76	2,92
$\overline{\Delta T}_{\text{Zentrum}}$ [μm/min]	192	185	198	196	205	193	200	198	116	151	174	185	199
$\overline{\Delta T}_{\text{Randbereich}}$ [μm/min]	228	226	270	286	346	239	245	246	154	188	218	221	234
Uniformity [%]	±9	±9	±15	±19	±28	±11	±10	±12	±14	±11	±12	±8	±8

Tabelle 9 Parameter und Ergebnisse der Membran-Trockenätzprozesse

Die beiden entscheidenden Parameter für eine gute Uniformity und Ätzrate bei den Si-Membran-Trockenätzprozessen waren also der Druck  $p$  und der SF<sub>6</sub>-Fluss  $Q$ . Dies zeigen die Ergebnisse von Ätzprozess M13, bei dem bei einem sehr hohen SF<sub>6</sub>-Fluss und unter Beibehaltung eines niedrigen Drucks der Wafer geätzt wurde. Untersuchungen von Jonston [54] für die großflächige Si-Ätzung decken sich mit diesem Ergebnis, zusätzlich konnte Jonston eine deutliche Uniformity-Verbesserung und Erhöhung der Si-Ätzrate durch Steigerung der ICP Quellenleistung von 800W auf 3000W erzielen. Eine solch hohe Quellenleistung konnte mit der vorhandenen STS Anlage nicht erreicht werden.

Der neueste Trend bei der Entwicklung von Ätzanlagen für die Si-Trockenätzung bei MEMS-Anwendungen [76] führt in die Richtung, gerätetechnisch sehr hohe Gasflüsse und ICP Quellenleistungen zu ermöglichen und gleichzeitig durch sehr hohe Vakuumpumpleistungen einen niedrigen Kammerdruck zu gewährleisten.

Die Abbildungen 93-95 zeigen den zeitlichen Verlauf der Zweischnitt-Membranätzung mit einer Kombination aus Trocken- und Nassätzprozessen. Dabei wurde im ersten Schritt der Trockenätzprozess M13 (vgl. Tabelle 9) mit einer Ätzzeit von 3h 20min durchgeführt und anschließend im zweiten Schritt mit einer 2%igen TMAH-Lösung bei 80°C die Membranätzung fertiggestellt.

Die Abbildung 93 zeigt die Membran in Durchlicht nach einer TMAH-Ätzzeit von 1h 45min. Deutlich zu sehen ist der bereits transparente Membranring im Außenbereich aufgrund der Ätzhomogenität des Trockenprozesses mit einer Breite von ca. 5mm. Nach 3h 30min Ätzzeit ist der Membranringbereich auf eine Breite von ca. 30mm angewachsen (vgl. Abb. 94) und nach 4h 50min ist der TMAH-Ätzprozess beendet (vgl. Abb. 95).

Die Gesamtzeit betrug 8h 10min für die Kombination aus Trocken- und Nassätzprozess. Gegenüber dem KOH-/TMAH-Zweischnittätzprozess konnte damit die Membran-Ätzzeit/Wafer um ca. 50% reduziert werden.

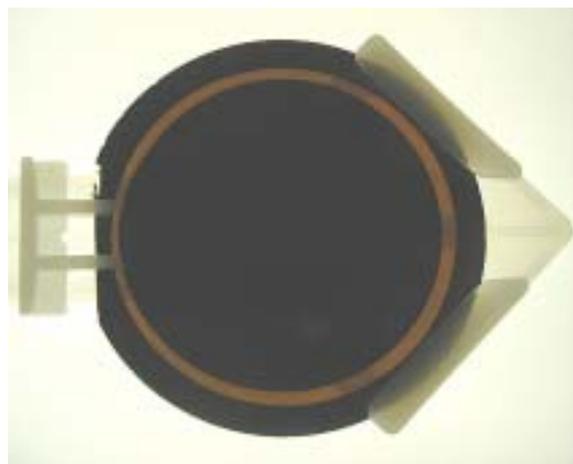


Abb. 93 1h 45min 2% TMAH, 80°C

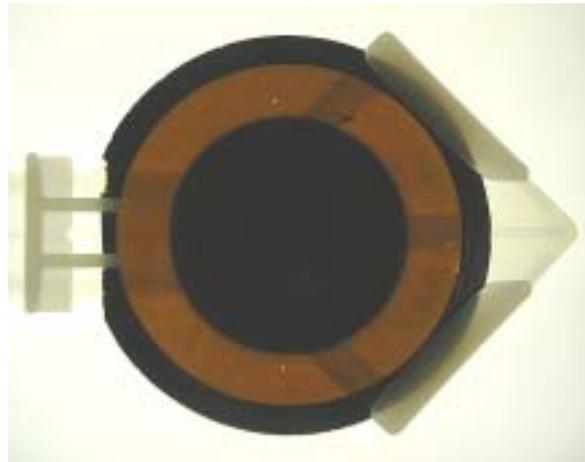


Abb. 94 3h 30min 2% TMAH, 80°C

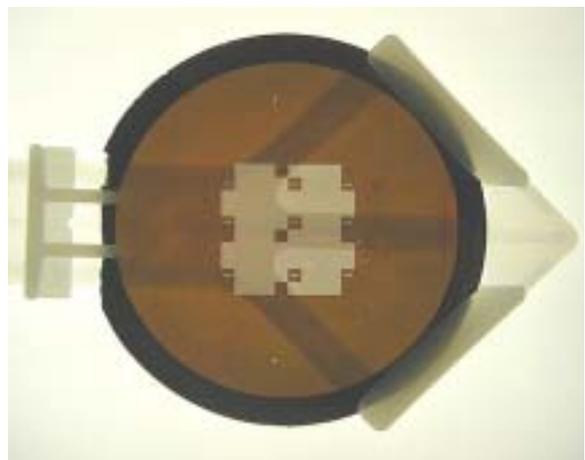


Abb. 95 4h 50min 2% TMAH, 80°C

#### 4.3.3 Belegungsgrad und Si-Uniformity Ring

Ein Problem bei der Trockenätzung von großen freien Si-Flächen besteht, wie die Experimente in Kapitel 4.3.2 gezeigt haben, neben der Erzielung einer ausreichenden Si-Ätzrate in der Ätzuniformity. Verschiedene Lösungsansätze für die Verbesserung dieser beiden Parameter wurden entwickelt und experimentell verifiziert:

- (i) Verwendung eines Si-Uniformityringes,
- (ii) Verwendung einer temporären Resistmaske (vgl. Kapitel 4.3.4).

Die Herstellung, das Aussehen und die Funktion der Si-Uniformityringe sollen im Folgenden erklärt werden. Auf 150mm p-Typ Standard Si-Wafern wurde eine 200nm dicke LPCVD Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Schicht abgeschieden. Anschließend wurde wie im Standard SOI WFP (vgl. Abb. 8) in den Schritten 5-9 beschrieben mit einem Lithografie- und zwei Ätzprozessen eine kreisförmige Lochöffnung durch den Wafer geätzt. Das Ergebnis war ein Si-Ring, der die Außenabmessungen eines 150mm Si-Wafers mit einer zentralen Lochöffnung hatte. Auf diese Weise wurden verschiedene Si-Waferringe mit 70mm, 90mm, 110mm und 127,5mm Lochdurchmesser hergestellt. Die Ringe wurden dann mit der in Kapitel 4.3.1 vorgestellten Präparationstechnik auf Si-Wafer, die vor der Membrantrockenätzung standen, aufgeklebt. Dies hatte sowohl den Vorteil einer Verbesserung der Ätzuniformity durch Anbieten von Si im Randbereich (vgl. Tabelle 10) als auch der Einsparung einer TEOS SiO<sub>2</sub>-Maskierschicht für den Trockenätzprozess.

Zusätzlich wurde der Einfluss der Membrangröße mit und ohne Si-Uniformityring auf die Si-Ätzrate und Uniformity untersucht. Der im IPL Projekt für das PDT benötigte Membrandurchmesser der Stencilmasken von 126mm Durchmesser hatte gerätespezifische Gründe (Lage der Pattern-Lock Marken auf einem Durchmesser von 100mm, vgl. Abbildung 5 und Kapitel 6.3), der für zukünftige Beta- oder Produktionsanlagen nicht zwingend notwendig ist. In Tabelle 10 sind die erzielten Ätzergebnisse und der Einfluss eines Si-Uniformityringes für den Ätzprozess M13 bei vier verschiedenen Membrandurchmessern zusammengefasst. Die Ätzzeit betrug 1h 20min. Erwartungsgemäß zeigt sich folgendes Verhalten:

- (i) Starke Abhängigkeit der Si-Ätzrate von der zu ätzenden Siliziumfläche  $\Phi$  bei Nichtgebrauch des Si-Uniformityringes.
- (ii) Sehr geringe Abhängigkeit der Si-Ätzrate vom Membrandurchmesser besonders im Zentrum des Si-Wafers bei Gebrauch des Si-Uniformityringes (Siliziumfläche konstant).

- (iii) Starke Uniformity Verbesserung bei Verwendung des Si-Uniformityringes vor allem für Membrandurchmesser  $\leq 110\text{mm}$ .

Membrandurchmesser [mm]	127,5mm		110mm		90mm		70mm	
Uniformity Ring	Ja	Nein	Ja	Nein	Ja	Nein	Ja	Nein
$\overline{\Delta T}_{\text{Zentrum}}$ [ $\mu\text{m}/\text{min}$ ]	177	195	175	228	172	248	171	280
$\overline{\Delta T}_{\text{Randbereich}}$ [ $\mu\text{m}/\text{min}$ ]	201	236	188	260	178	300	173	346
Ätzrate Zentrum [ $\mu\text{m}/\text{min}$ ]	2,21	2,44	2,19	2,85	2,15	3,10	2,14	3,50
Ätzrate Übergang [ $\mu\text{m}/\text{min}$ ]	2,51	2,95	2,35	3,25	2,23	3,75	2,16	4,33
Uniformity [%]	$\pm 6$	$\pm 9$	$\pm 3$	$\pm 7$	$\pm 3$	$\pm 9$	$\pm 1$	$\pm 10$

Tabelle 10 Auswertung der Trockenätzergebnisse mit/ohne Si-Uniformityring

Abbildung 96 zeigt die zugehörigen Profilometer Linienprofile für die beiden 90mm und 110mm Membrandurchmesser mit TEOS  $\text{SiO}_2$ -Maskierung und Si-Uniformityring.

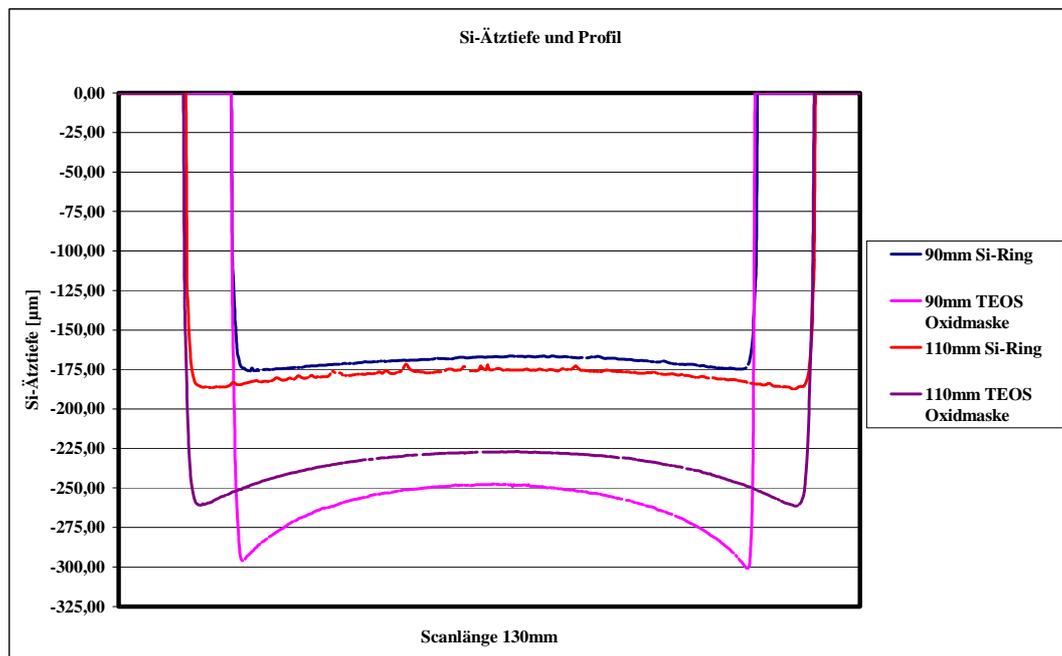


Abb. 96 Linienprofile für 90mm und 110mm Membrandurchmesser mit TEOS  $\text{SiO}_2$ -Maskierung und Si-Uniformityring nach 1h 20min Ätzzeit

Eine theoretische Herleitung der Ätzenabhängigkeit von der zu ätzenden Flächengröße  $\Phi$  ist von Mogab [77] entwickelt worden. Grundlage dieses Modells ist die Annahme, dass die Ätzrate  $R$  mit einer Konstanten  $\beta$  proportional zur Konzentration  $C$  der reaktiven Spezies im Plasma ist und dass Sputterprozesse keine Rolle beim Ätzzvorgang spielen. Es gilt dann:

$$R = \beta C_F \quad [\text{Gl. 28}]$$

Fluorradikale sind bei der Si-Ätzung nach Gleichung 16 entscheidend, ihre Konzentration  $C_F$  ergibt sich im Gleichgewichtszustand aus der Differenz der Generationsrate  $G$  und dem Verlust  $X$  durch Bildung von  $\text{SiF}_x$  multipliziert mit der Lebensdauer  $\tau$ :

$$C_F = \tau(G - X) \quad [\text{Gl. 29}]$$

Der Verlust  $X$  an Fluorradikale pro Volumen und Zeiteinheit ist proportional zum Produkt aus der Si-Ätzrate  $R$  mit der zu ätzenden Si-Flächengröße  $\Phi$  und einer Konstanten  $K$ :

$$X = KR\Phi \quad [\text{Gl. 30}]$$

Gleichung 30 in 29 eingesetzt liefert mit Gleichung 28 für die Ätzrate  $R$ :

$$R = \frac{\beta\tau G}{1 + \beta\tau K\Phi} \quad [\text{Gl. 31}]$$

Die maximale Ätzrate  $R_{\text{Max.}}$  ergibt sich für den Grenzfall  $\Phi \rightarrow 0$  zu:

$$R_{\text{Max.}} = \beta\tau G \quad [\text{Gl. 32}]$$

Weitere Umformungen der Gleichung 31 liefern:

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{\beta\tau G} + \frac{K}{G}\Phi \quad [\text{Gl. 33}]$$

Die Darstellung der reziproken Ätzrate  $R$  in Abhängigkeit des Belegungsgrades  $\Phi$  sollte also eine Gerade ergeben mit der Steigung  $K/G$  und dem y-Achsenabschnitt  $1/\beta\tau G$ . Dieser Zusammenhang ist für die Messwerte der Si-Ätzraten aus Tabelle 10 erfüllt, wie in Abbildung 97 zu sehen ist.

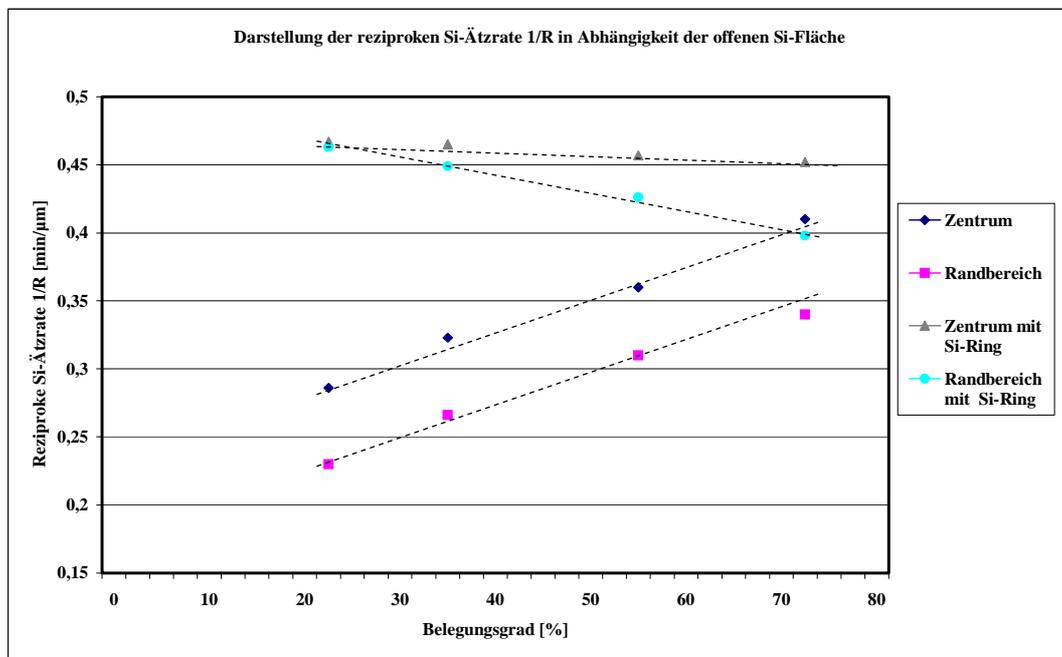


Abb. 97 Reziproke Si-Ätzrate in Abhängigkeit des Belegungsgrades

Die Resultate in Tabelle 10 zeigen, dass die Ätzuniformity durch den Gebrauch des Si-Uniformityringes mit 150mm Außendurchmesser bei einem Membrandurchmesser von 127,5mm um ca. 30% und bei einem Membrandurchmesser von 70mm um ca. 90% verbessert werden konnte. Die Wirksamkeit dieses Homogenisierungsverfahrens ist also vor allem bei kleinen Membrandurchmessern gegeben, da bei diesen der Übergansbereich Membran/Waferring weit genug vom 150mm Außendurchmesser des Membranwafers entfernt ist.

Auch ohne Verwendung des Si-Uniformityringes konnte experimentell dargestellt werden, dass bei kleineren Membranflächen die Si-Ätzrate um etwa 40% größer ist (vgl. 127,5mm und 70mm Durchmesser) bei etwa gleichbleibender Ätzuniformity. Die großen Vorteile einer kleineren Membranfläche für die Trockenätzung sollte bei der zukünftigen Konzeption und Entwicklung von Belichtungsgeräten, die Stencilmasken verwenden, mitberücksichtigt werden.

## 4.3.4 Temporäre Resistmaske und Kombinationsprozesse

In diesem Kapitel soll eine weitere Variante nämlich die Verwendung einer temporären Resistmaske diskutiert werden, die zu einem Ausgleich der Si-Ätzzraten im Waferzentrum und Randbereich führt und dadurch zu einer Verbesserung der Uniformity beiträgt.

Die einfachste Ausführung ist in Abbildung 98 zu sehen, bei der auf einen Si-Wafer mit TEOS SiO<sub>2</sub>-Hartmaske im Randbereich vollflächig ein Photoresist aufgebracht wird. Anschließend wird in einem Standard Lithografieprozess eine kreisförmige Öffnung mit einem kleineren Durchmesser, in diesem Beispiel 110mm, in den Resist belichtet und entwickelt. Als Photoresist für die Resistmaske wurde ein g-line empfindlicher Resist (AZ6215B) der Fa. Clariant verwendet.



Abb. 98 Temporäre Resistmaske

Bei einem so präparierten Wafer sollte der Si-Membran-Trockenätzprozess im Übergangsbereich zwischen dem 110mm Resistdurchmesser und dem 127,5mm Durchmesser der TEOS SiO<sub>2</sub>-Hartmaske mit einer zeitlichen Verzögerung stattfinden, die durch die Resistdicke und Resistätzrate vorgegeben ist.

Erste Ätzprofile im Randbereich des Si-Wafers wurden ermittelt. Die Abbildung 99 zeigt Si-Ätzprofile, die nach einer Ätzzeit von 1h20min und 2h40min aufgenommen wurden. Die Resistdicke betrug 1200nm beziehungsweise 1500nm. In Tabelle 11 sind die  $\Delta_1$ - und  $\Delta_2$ -Werte für die Ätztiefen an den verschiedenen Randbereichspositionen dargestellt. Aufgrund der geringeren Resist Ätzrate kommt es zu einem verzögerten Einsetzen des Si-Ätzprozesses im Übergangsbereich und damit zu der gewünschten Angleichung der Si-Ätztiefen im Zentrum und Übergangsbereich. Zusätzlich wird durch Vergleich der  $\Delta_{Ges}$  für die 1200nm und 1500nm Resistdicke im Übergangsbereich der Einfluss der Schichtdicke des Photoresists deutlich, der genau auf die gewünschte Si-Ätztiefe abgestimmt sein muss. Ein Vergleich der  $\Delta_{Ges}$ -Werte nach 1h 20min und 2h 40min Ätzzeit zeigt eine Einebnung des Ätzprofiles um ca. 30% für diese einfache Resistmaske.

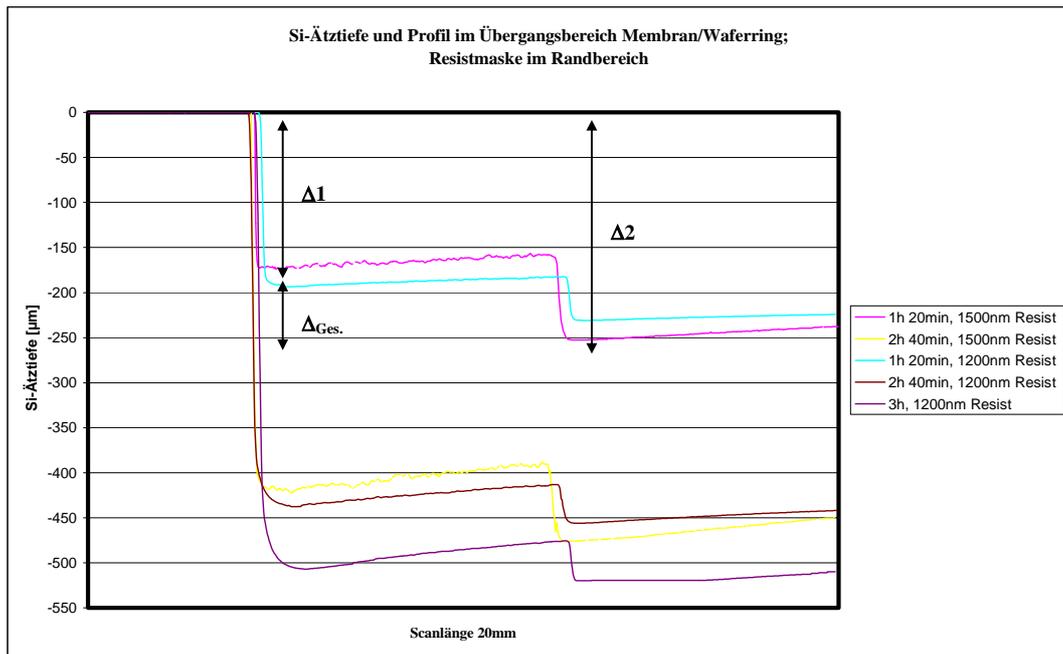
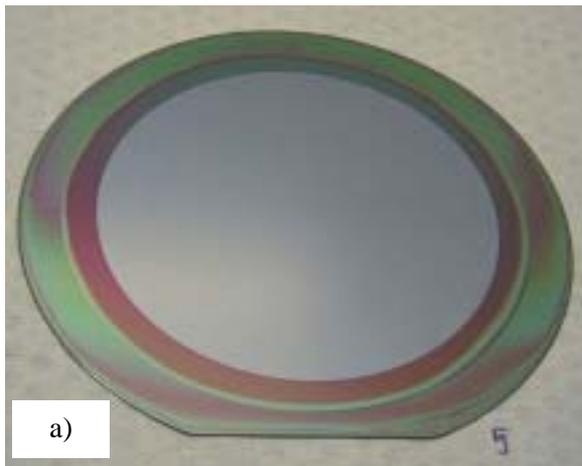


Abb. 99 Ätzprofile mit Resistmaske im Übergangsbereich

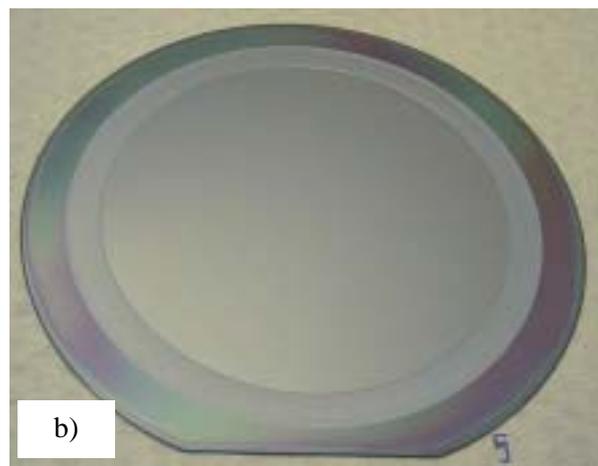
<b>Ätzzeit 1h20min</b>	<b><math>\Delta 1</math></b>	<b><math>\Delta 2</math></b>	<b><math>\Delta_{Ges.}</math></b>
1200nm Resist	191	231	40
1500nm Resist	170	253	83
<b>Ätzzeit 2h40min</b>			
1200nm Resist	432	460	28
1500nm Resist	417	478	61

Tabelle 11  $\Delta 1$ - und  $\Delta 2$ -Ätztiefen für 1200nm und 1500nm Resistmaske

Die Bilderserie 100 zeigt die zeitliche Entwicklung eines Kombinationsprozesses aus einem ersten Trockenätzschritt und zweiten TMAH-Nassätzschritt für die Membranätzung. Ausgangssubstrat in Abb. 100a) war ein SOI Wafer, mit einer Maskierschicht und Resistmaske wie in Abb. 98 gezeigt. Die TEOS  $\text{SiO}_2$ -Maskierschicht auf der Waferrückseite hatte eine Dicke von  $3\mu\text{m}$  und die Resistmaske eine Dicke von  $1,2\mu\text{m}$ . Die Ätzzeit ist an den Einzelbildern b)-f) in angegeben.



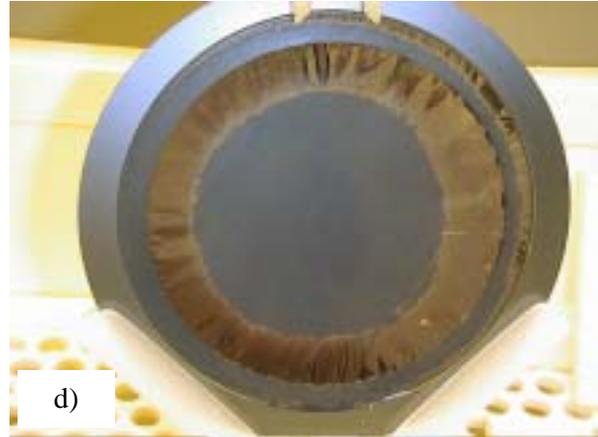
Ausgangswafer



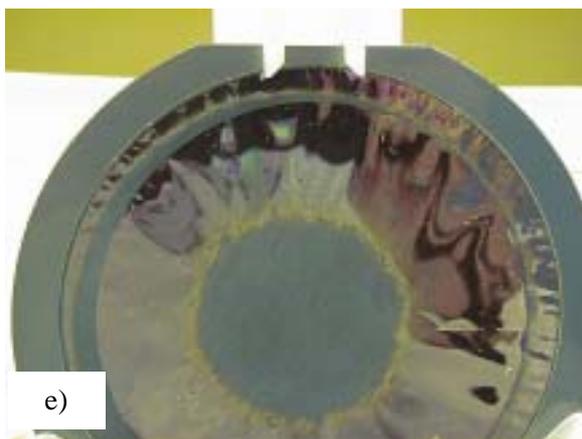
Wafer nach 3h 30min Trockenätzung



Wafer nach 1h 30min 2% TMAH, 80°C



Wafer nach 2h 2% TMAH, 80°C



Wafer nach 2h 15min 2% TMAH, 80°C



Wafer nach 2h 45min 2% TMAH, 80°C

Abb. 100 Zeitliche Entwicklung der Trocken-/Nass-Membranätzung mit Resistmaske

Nach einer Gesamtzeit von 6h 15min für die Kombination aus Trocken- und Nassätzprozess war die Membranätzung beendet. Die Gesamtätzzeit konnte durch die Resistmaske und dadurch verbesserte Uniformity für diesen Kombinationsprozess nochmals um ca. 2h reduziert werden. Eine noch genauere Abstufung der Resistdicke auf den Ätzprozess wurde nach diesen Vorversuchen durch Dosisvariationen bei der Belichtung mit mehreren Cr-Quartzglasmasken, die verschieden große Kreisöffnungen (127,5mm, 120mm, 110mm, 90mm) hatten, erzielt. Die Abbildung 101 zeigt die Prinzipskizze einer solchen fein abgestuften Resistmaske.



Abb. 101 Fein abgestufte Resistmaske

Die Überlegung war bei genauer Kenntnis der Trockenätz-Prozessparameter in einen Photoresist im Übergangsbereich Membran/Wafering ein Dickenprofil zu belichten, das ein inverses Ätzprofil darstellt, d.h. die Inhomogenität des Ätzprozesses sollte im Idealfall über ein exaktes Resistprofil kompensiert werden können. Abbildung 102 zeigt ein Resistprofil nach dem Entwicklungsprozess, das in den AZ6215B durch folgende Belichtungsreihe eingestellt werden konnte.

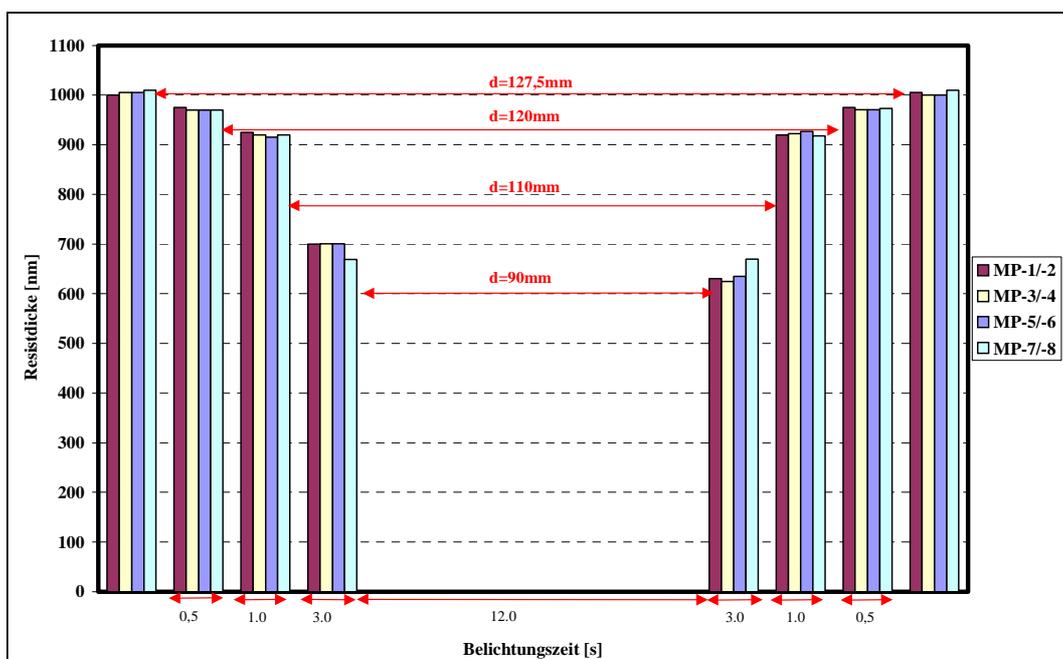


Abb. 102 Resistprofil in Abhängigkeit der Belichtungszeit

In einem ersten Belichtungsvorgang wurde mit der 127,5mm Kreismaske mit 0,5s Belichtungszeit belichtet, anschließend mit der 120mm Kreismaske und 0,5s Belichtungszeit, danach mit der 110mm Kreismaske und 2s und zum Schluß mit der 90mm Kreismaske und 9s Belichtungszeit. Die Resistdicke wurde auf den vier Kreissegmenten an jeweils acht Messpunkten (MP1-MP8) interferometrisch gemessen. Die Abbildungen 103 zeigt den Ausgangswafer mit der abgestuften Resistmaske vor der Trockenätzung. Die Dickenabstufungen sind deutlich in der Resistschicht erkennbar.

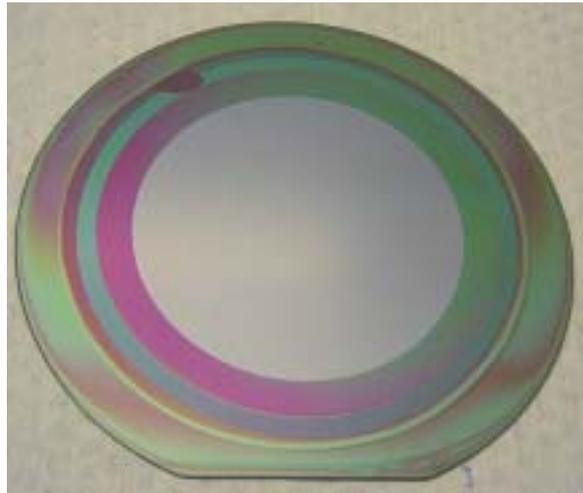


Abb. 103 Wafer mit fein abgestufter Resistmaske

Das erste Ätzergebnis mit dieser fein abgestimmten Resistmaske (Ätzzeit 2h 40min) ist in Abbildung 104 dargestellt. Zum Vergleich sind die Linienprofile der drei anderen Prozessvarianten:

- (i) TEOS SiO<sub>2</sub>-Maskierschicht (Ätzzeit 2h 40min),
- (ii) Si-Uniformityring (Ätzzeit 2h 40min),
- (iii) einfache Resistmaske mit 1200nm Resistdicke (Ätzzeit 3h)

nach dem Trockenätzprozess M13 mit abgebildet. Man sieht nochmals die Verbesserung der Ätzuniformity durch die abgestimmte Resist-Verlaufsmaske auf  $\pm 3\%$ .

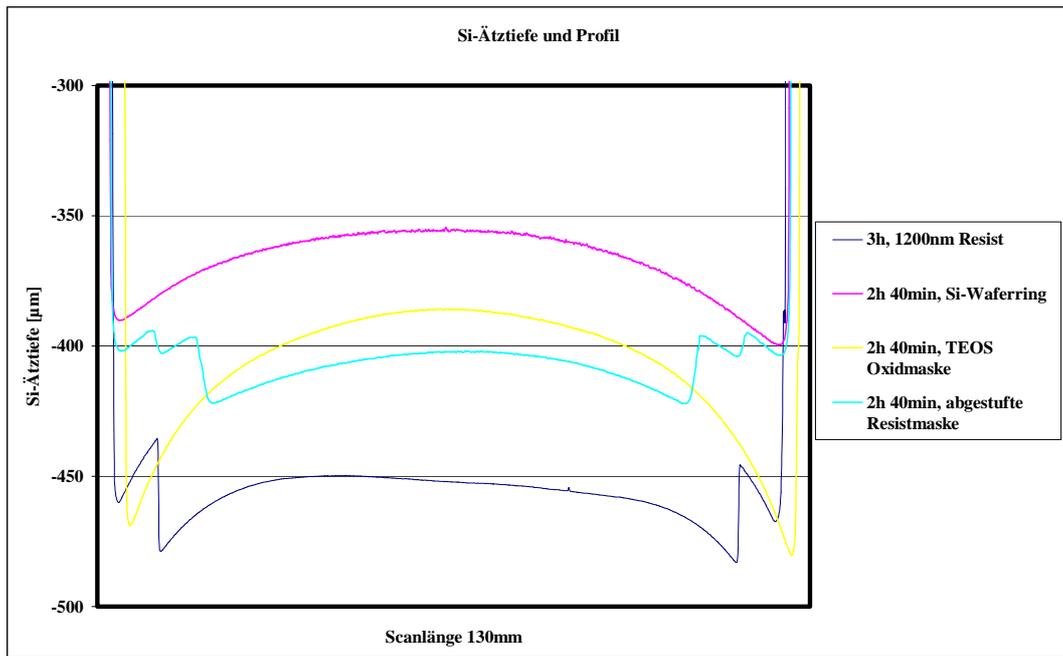


Abb. 104 Ätzprofile der vier verschiedenen Prozessvarianten

## 4.3.5 Der Doppel SOI Wafer-Flow-Prozess

Den Anstoß für diese Prozessentwicklung gab die Problemstellung der Non Uniformity bei Membran-Trockenätzprozessen. Grundidee war, einen SOI Wafer mit zwei vergrabenen Oxidschichten, die als Ätzstop für verschiedene Membranätzprozesse in der Stencilmaskenherstellung wirkten, zu verwenden. Dieser sogenannte „Doppel SOI Wafer“ ist in Abbildung 105 skizziert und hatte folgenden Schichtaufbau:



Abb. 105 Doppel SOI Wafer

Auf eine 3µm SOI-Schicht folgt die erste SiO<sub>2</sub>-Schicht mit einer Dicke von 200nm, sie dient als Ätzstop für die Membranätzung in TMAH. Zwischen dieser und der zweiten SiO<sub>2</sub>-Schicht befindet sich eine etwa 20µm dicke Zwischenschicht aus Si. Die zweite SiO<sub>2</sub>-Schicht mit einer Dicke von 1000nm hat die Aufgabe, als Ätzstop für den Hauptmembranätzschritt mittels Trockenätzprozess zu wirken. Sie ist von der späteren Membranschicht entkoppelt und damit bezüglich ihrer Schichtdicke und der davon abhängigen Schichtspannung unkritischer. Diese vier Schichten befinden sich auf einem ca. 650µm dicken Trägerwafer aus Si. Folgende Vorteile hat dieses Substrat für die Maskenherstellung:

- (i) Für den Trockenätzprozess ist ein separater Ätzstop vorhanden, der durch die große Schichtdicke der SiO<sub>2</sub>-Schicht die Non Uniformity des Ätzprozesses vollständig kompensiert.
- (ii) Die Schichtdicke der zweiten Ätzstoppschicht und vor allem ihre Lage (Dicke der 2. SOI-Schicht) kann unabhängig von der späteren Membran gewählt werden.
- (iii) Es wird keine mechanische Ätzzelle benötigt, da der Trägerwafer trocken geätzt wird.
- (iv) Die Dicke der ersten SiO<sub>2</sub>-Ätzstoppschicht für die TMAH-Ätzung kann noch dünner gewählt werden, da sich die TMAH-Überätzzeit deutlich reduziert.

Zuerst sind Doppel SOI Wafer in einem eigenen Fertigungsprozess am Institut hergestellt worden. Inzwischen wird diese Art von Wafers aber auch schon von kommerziellen Herstellern angeboten [78]. Die Herstellung eines solchen Wafers ist in Abbildung 106 skizziert. Ausgangspunkt waren zwei verschiedene SOI Wafer, wobei ein 20µm SOI Wafer mit 1µm vergrabener SiO<sub>2</sub>-Schicht (Wafer 1) und ein 3µm SOI Wafer mit 200nm vergrabener SiO<sub>2</sub>-Schicht (Wafer 2) zum Einsatz kamen. Auf

Wafer 1 wurden in einem ersten Fertigungsschritt 200nm SiO<sub>2</sub> thermisch aufgewachsen. Diese Oxidschicht wurde nach Fertigstellung des Doppel SOI Wafers die SiO<sub>2</sub>-Ätzstopschicht für die TMAH-Membranätzung.

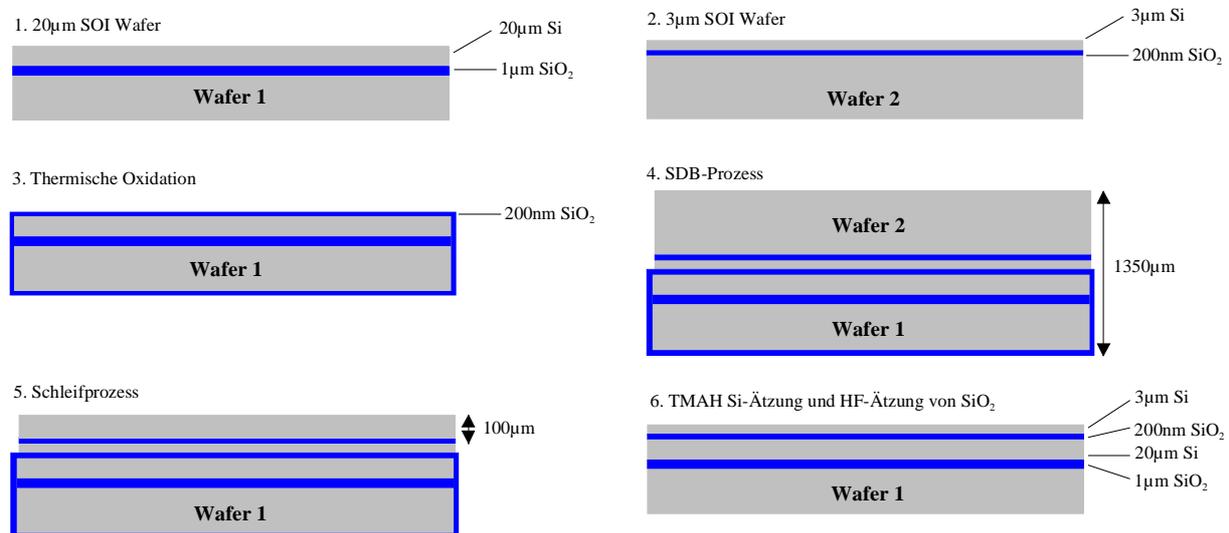


Abb. 106 Herstellung eines Doppel SOI Wafers

Anschließend wurde in Schritt 4 der 20µm SOI Wafer mit einem 3µm SOI Wafer nach dem SDB- (Silicon Direct Bonding) Verfahren verbunden [79]. Nach der Bondung wurde Wafer 2 in Schritt 5 über einen Schleifprozess bis zu einer Enddicke von ca. 100µm gedünnt und in Schritt 6 selektiv in einer 2%igen TMAH-Lösung bei 80°C bis zur SiO<sub>2</sub>-Schicht geätzt. Abschließend wurden alle oberflächlichen SiO<sub>2</sub>-Schichten in 50%iger HF-Lösung entfernt. Damit war dieser Doppel SOI Wafer Ausgangspunkt eines neuen Herstellungsprozesses für die Stencilmasken.

Die Abbildung 107 zeigt den kompletten Ablauf des Doppel SOI WFP, der sich nur in den Schritten 4, 6 und 7 von dem in Kapitel 2.2 vorgestellten SOI WFP unterscheidet. Aus Platzgründen wurde der Trägerwafer (vgl. Kapitel 4.3.1), der bei den Trockenätzprozessen in Schritt 6 und 7 verwendet wurde, nicht schematisch dargestellt. Im Unterschied zum Standardprozess wurde in Schritt 4 als Maskierschicht für den Trockenätzprozess eine 3µm TEOS SiO<sub>2</sub>-Schicht abgeschieden und die Rückseiten-Lithografie durchgeführt. Nach der TEOS SiO<sub>2</sub>-Hartmaskenätzung auf der Waferrückseite erfolgte in Schritt 6 die Membranätzung mit dem in Kapitel 4.3.2 vorgestellten Trockenätzprozess.

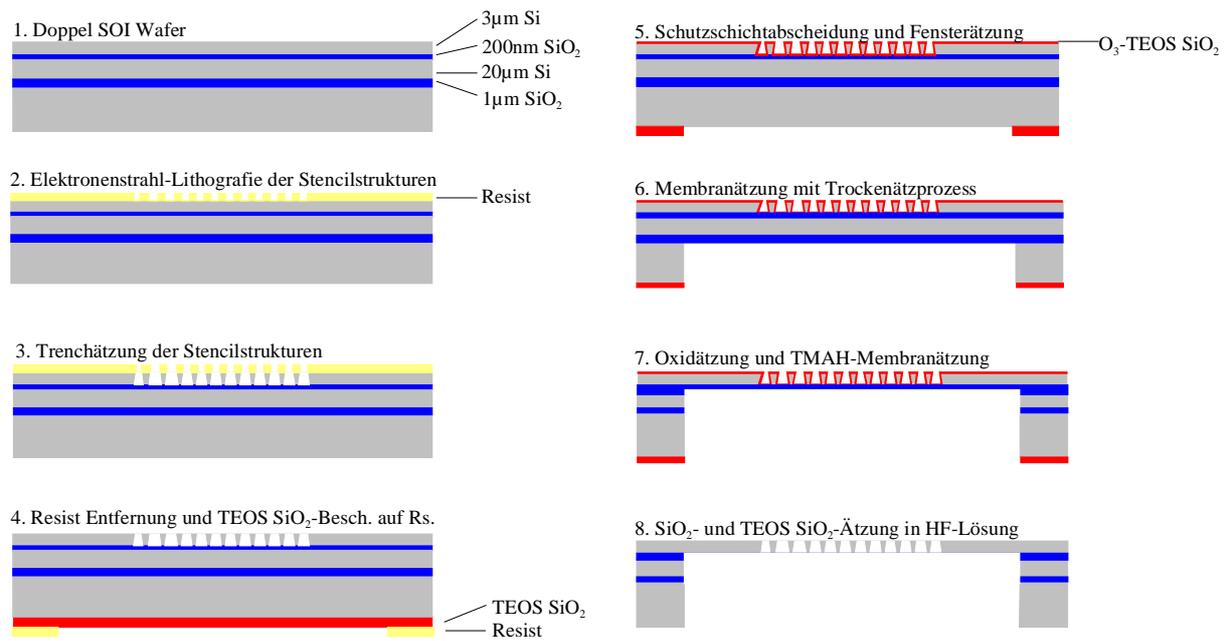


Abb. 107 Doppel SOI Wafer-Flow-Prozess

Die Bildfolge in Abbildung 108 zeigt die zeitliche Entwicklung des Ätzprozesses.

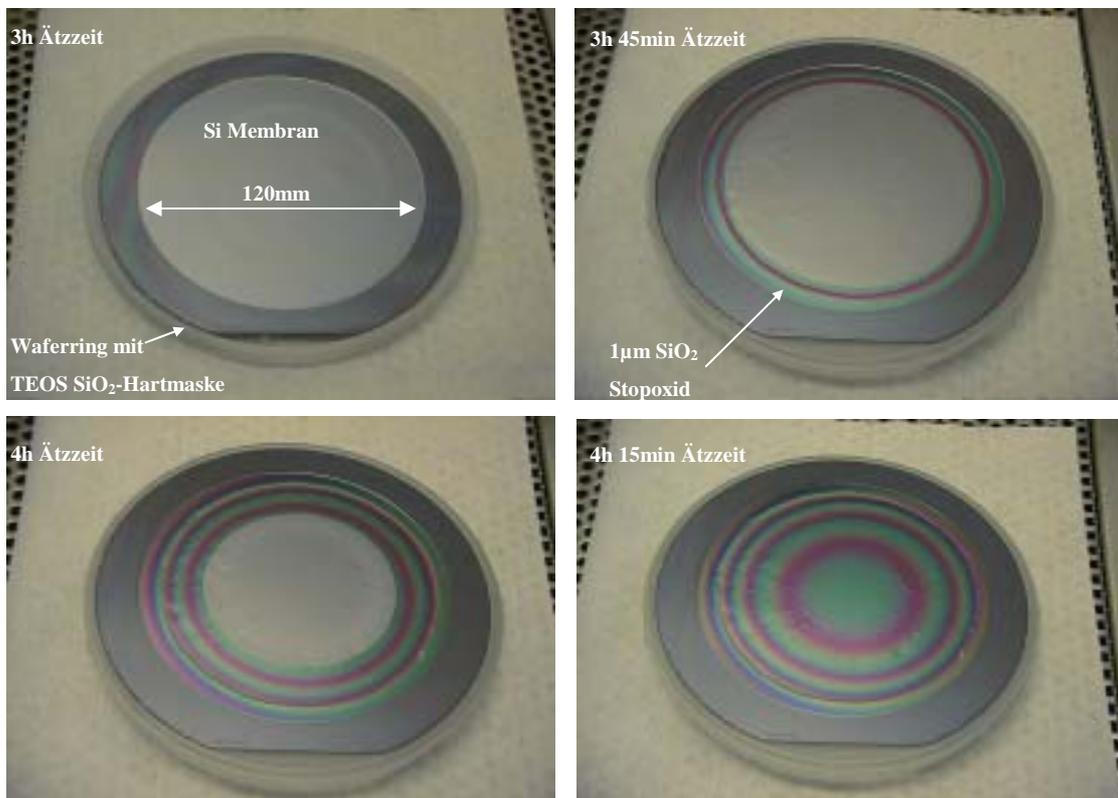


Abb. 108 Zeitliche Abfolge der Membran Trockenätzung im Doppel SOI WFP

Nach 3h Ätzzeit ist nur die geätzte Si-Fläche und der Maskierbereich zu sehen, 45min später zeichnet sich ein etwa 1cm breiter Ring zwischen Si-Fläche und Si-Wafering ab. Dies ist die 1 $\mu$ m dicke SiO<sub>2</sub>-Schicht, die aufgrund der Non Uniformity des Ätzprozesses im Randbereich früher erreicht wird als im Zentrum des Wafers. Weitere 15min später, also nach einer vorläufigen Ätzzeit von 4h, ist dieser Effekt als ein konzentrisches Ringmuster deutlich erkennbar.

Der Si-Trockenätzprozess ist nach einer Gesamtätzzeit von 4h 15min beendet und das rotations-symmetrische Ringmuster ist das Interferenzbild der unterschiedlichen Schichtdicke des verbliebenen Stopoxides. Der ungleiche Abstand der Kreisringe in Abbildung 108 spiegelt den Gradienten im Höhenprofil wider und zeigt das unterschiedliche Ätzverhalten im Randbereich und im Zentrum des SOI Wafers. Die Abbildung 109 zeigt das Ergebnis einer optischen Interferenz-Schichtdickenmessung des Stopoxides nach 4h 15min Ätzzeit, das diesen Sachverhalt verdeutlicht.

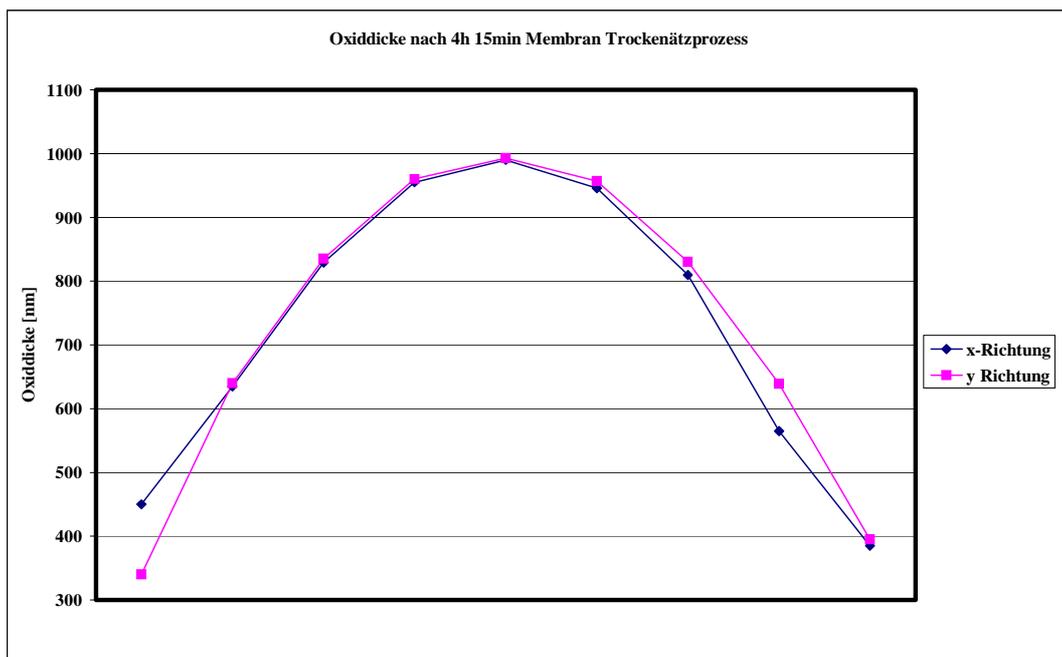


Abb. 109 Dickenprofil der SiO<sub>2</sub>-Ätzstoppschicht nach Membran Trockenätzung

Drei Folgerungen können daraus gezogen werden:

- (i) Das Dickenprofil des Stopoxides und damit der Trockenätzprozess ist sehr gut rotationssymmetrisch.

- (ii) Die Stopoxidstärke von  $1\mu\text{m}$  ist für diesen Ätzprozess ausreichend und könnte sogar noch reduziert werden.
- (iii) Der separate Ätzstop für den Trockenätzprozess funktioniert und ist experimentell nachgewiesen.

Das Stopoxid und die Hartmaske wurden über einen  $\text{Ar}/\text{C}_4\text{F}_8$  RIE Prozess entfernt. Nach Ablösen des geätzten Doppel SOI Wafers von seinem Trägerwafer und einer RCA-1 Reinigung konnte die verbliebene  $20\mu\text{m}$  Si-Schicht mit dem Standard SOI WFP TMAH-Ätzschritt bis auf die  $200\text{nm}$   $\text{SiO}_2$ -Ätzstoppschicht geätzt werden, die anschließend in konzentrierter HF-Lösung entfernt wurde.

Eine genauere Untersuchung der Stresseigenschaften des Doppel SOI Wafers als Ausgangsmaterial für die Maskenfertigung einschließlich etwaiger Auswirkungen auf die Lagetreue der Stencilstrukturen aufgrund der zweiten vergrabenen Oxidschicht war im Rahmen des Projektes nicht möglich. Daher kann eine Bewertung des Verfahrens nur aus technologischer und fertigungstechnischer Sicht erfolgen.

Aus dieser Sicht ergibt sich jedenfalls, dass die Wirkung einer physikalischen Gegebenheit, nämlich der höheren Ätzrate von Si-Trockenätzprozessen im Randbereich des Si-Wafers, durch die Wahl eines geeigneten Ausgangssubstrats aufgehoben werden kann. Die Möglichkeit, dies durch ein Substrat und nicht mit prozesstechnischen Verbesserungen, wie in den Abschnitten 4.3.3 und 4.3.4 beschrieben, zu erreichen ist als Vorteil zu bewerten. Gegenüber dem Standard SOI WFP lässt sich nämlich die Prozesszeit für den Gesamtschritt der Membranätzung von etwa 5h so erheblich reduzieren, dass die daraus resultierenden Einsparungen die höheren Kosten für den Doppel SOI Wafer und für den Membranätzschritt (Maschinen, Medien) mittels Trockenätzung in den Hintergrund drängen. So haben die technologischen Vorteile auch dazu geführt, die Idee eines Doppel SOI Wafers für die Stencilmaskenfertigung mit in die Patentanmeldung [80] zu integrieren. Die Abbildung 110 zeigt die erste erfolgreich prozessierte Stencilmaske nach dem Doppel SOI Wafer-Flow-Prozess.



Abb. 110 3µm Stencilmaske gefertigt nach dem Doppel SOI WFP

## 5 DIE ELECTROSTATIC STEP EXPOSURE-MASKE

## 5.1 Idee und Fertigungskonzept

Ein großer Nachteil der Stencilmasken im Vergleich zu CoG-Masken oder Membranmasken, bei denen sich Absorberstrukturen auf einem transparenten Trägermaterial befinden, ist die Tatsache, dass bestimmte Strukturelemente („Donut Strukturen“) nicht in einer einzigen Maske realisiert werden können. Ein Beispiel für eine Donut Struktur ist in Abbildung 111 zu sehen.

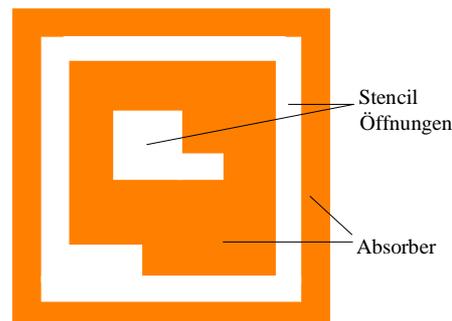


Abb. 111 Beispiel für Donut Struktur

Bei dieser sehr einfachen geometrischen Form würde der innere Teil in einer Stencilmaske nach der Ätzung der Si-Membran- bzw.  $\text{SiO}_2$ -Ätzstopschicht komplett herausfallen. Um dennoch mit Stencilmasken derartige Geometrien abbilden zu können, gibt es technologisch zwei verschiedene Lösungsansätze:

- (i) A/B-Maskensplit
- (ii) ESE (Electrostatic Step Exposure)-Maske

Bei einem A/B-Maskensplit (vgl. Abb 112) müssen die Designdaten zerlegt und auf zwei verschiedene Masken (A- und B-Maske) aufgeteilt werden. Ein besonderer Splitalgorithmus [32] zerlegt und verteilt die kritischen Donut Strukturelemente auf beide Masken in der Weise, dass keine Strukturelemente nach Fertigstellung der Masken herausfallen und der Belegungsgrad auf beiden näherungsweise gleich groß ist. Wesentliche Nachteile dieser A/B-Variante sind die Zusatzkosten, die durch eine zweite Maske entstehen und die erforderliche Zweifachbelichtung mit Overlayanforderung der A- und B-Maske. Eine Möglichkeit, diesen Maskensplit zu vermeiden, stellt die sogenannte ESE-Maske dar. Die Idee für diese Maskentechnik wurde von Jähn et al. [81] und Kirsch et al. [82] erfunden und dokumentiert. Der Grundgedanke besteht in der Zerlegung der unterschiedlichen

Geometrien der Maskenstrukturen in ein Lochmuster mit der Strukturbreite  $d$  (vgl. Abb. 113).

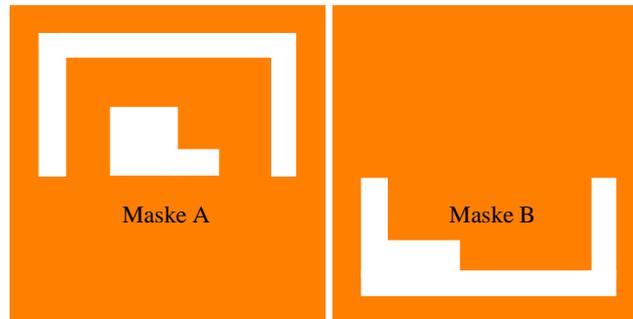


Abb. 112 A/B-Maskensplit

Dieses Muster wird mit Hilfe der 4x-Ionenoptik vierfach verkleinert in die Bildebene projiziert und viermal elektrostatisch um  $d/4$  in x- und y-Richtung verschoben belichtet (vgl. Abb. 113). Das präzise Verschieben der Maskenstrukturen bei den vier Belichtungen wird mit dem „Pattern-Lock-System“ (vgl. Kapitel 6.3) durchgeführt.

Das Prinzip der ESE-Maske bei der 4x-Projektionsabbildung ist in Abbildung 113 zu sehen. Die Verkleinerung der Gesamtstruktur und der Einzellöcher ist aus Übersichtsgründen nicht maßstäblich gezeichnet.

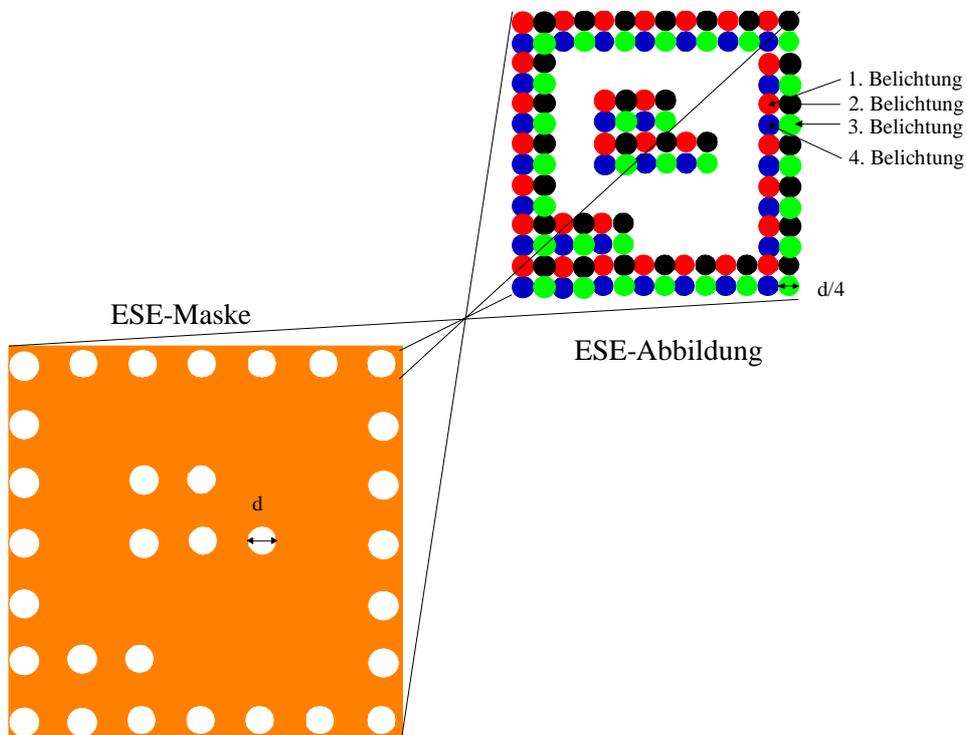


Abb. 113 Prinzip der ESE-Maske bzw. ESE-Abbildung

Die ESE-Technik hat den Vorteil, eine „Einmaskentechnologie“ zu sein. Sie stellt aber an den Herstellungsprozess die besondere Anforderung, dass sich die Lateralabmessung einer Minimalstruktur im Vergleich zu einem A/B-Maskensplit halbiert. Demgegenüber steht der Vorteil, dass die Strukturvielfalt auf der Maske stark reduziert ist (nur Lochstrukturen) und der Herstellungsprozess auf wenige Strukturgrößen und Geometrien optimiert werden kann. Dies ist vor allem bei der Ätzung der Lochstrukturen in die Si-Membranschicht ein großer Vorteil, wie die Untersuchungen zur strukturabhängigen Ätzrate bei Si-Trockenätzprozessen in Kapitel 3.3 ergaben.

Für das 50nm Lithografieniveau mit 4x-Projektionsabbildung bedeutet die Anwendung der ESE-Technik, dass als Minimalstruktur 100nm Lochstrukturen in einer Stencilmaske hergestellt werden müssen. Die Strukturierung und vorallem die Ätzung von Lochstrukturen mit dieser Minimalstruktur in eine 3µm dicke Stencilmaske ist sehr schwierig. Hauptproblem dabei ist die Strukturaufweitung durch den Ätzprozess, die im Bereich von 50-75nm liegt (vgl. Kapitel 3.4), d.h. Lochstrukturen mit einer Minimalbreite von 50-25nm müssen bei der Maskenfertigung CD genau in die Lackmaske mit der Elektronenstrahl-Lithografie erzeugt werden. Dies ist nach jetzigem Kenntnisstand nur schwer möglich. Technologisch gibt es zwei Entwicklungs- und Lösungswege für diese Problemstellung:

- (i) Verwendung von dünneren Si-Membranschichten bei der Stencilmaskenfertigung. Damit wird die Strukturätzung vereinfacht und die Strukturaufweitung reduziert.
- (ii) Das definierte Verkleinern von größeren Strukturen auf die gewünschte Strukturbreite über einen Auffüllprozess.

Vorteilhaft bei Methode (ii) ist, dass ein Schichtabscheideprozess i.a. genauer ist als die beiden Strukturierungsprozesse (Elektronenstrahlithografie und Ätzprozess) und dass die Schichteigenschaften (Schichtdicke, -homogenität) sich sehr genau einstellen lassen. Diese kann ausgenützt werden, indem nach dem Strukturierungsprozess die Linienbreiten genau gemessen werden und anhand dieser Ergebnisse der CD Target Wert durch die Schichtabscheidung erzielt wird.

### 5.1.1 Abscheide- und Auffüllprozesse

Folgende Anforderungen an einen Auffüllprozess und die resultierende Schicht für die Stencilmaske müssen erfüllt sein:

- (i) Der Auffüllprozess muss sich in den bestehenden SOI Wafer-Flow-Prozess integrieren lassen.
- (ii) Eine ausreichende Leitfähigkeit der abgeschiedenen Schicht muss gegeben sein um Aufladungseffekte beim Einsatz der Maske zu vermeiden.
- (iii) Der Schichtstress muss spannungsfrei sein oder eine Zugspannung aufweisen, die innerhalb der Spezifikationen für die Lagegenauigkeit der Maskenstrukturen bleibt.

Technologisch wurden zwei Varianten untersucht und miteinander verglichen:

- (i) Ein Polysilizium CVD Prozess; diese CVD Prozesse zeichnen sich generell durch eine sehr gute Schichtdickenhomogenität mit einer Dickenstreuung im 1% Bereich auf 150mm Wafern und einer genauen und konformen Strukturabdeckung aus.
- (ii) Ein Al-Sputterprozess auf Stencilmasken (vgl. Kapitel 5.1.3), die den kompletten SOI WFP bis nach der Ätzung der Membran bzw. SiO<sub>2</sub>-Ätzstoppschicht durchlaufen haben (vgl. Abb. 8).

### 5.1.2 CVD Abscheideprozess

Für die Polysiliziumabscheidung wurde vorher die Si-Waferoberfläche durch Aufwachsen eines 10nm dicken thermischen SiO<sub>2</sub> aktiviert, anschließend wurde der Wafer bei etwa 620°C und einem stetigen SiH<sub>4</sub> (Silan)-Gasfluss 10 Minuten im Quarzrohr prozessiert. Dabei bildet sich nach Gl. 34 eine polykristalline Si-Schicht auf der Waferoberfläche und in den geätzten Si-Strukturen ab.



Die Abbildungen 114-116 zeigen SEM Aufnahmen von 0,5µm und 0,25µm Kontaktlochstrukturen bzw. 0,25µm L&S nach der Trenchätzung und Polysiliziumabscheidung. Die homogene Polysilizium Schichtdicke auf der Waferoberfläche und in der Lochstruktur ist deutlich sichtbar. Die retrograde Ausgangsform nach der Si-Trenchätzung wird durch den Auffüllprozess vollständig übernommen und weitergegeben. Die Strukturbreite an der schmalsten Stelle im Trenchkanal beträgt bei den 0,5µm Kontaktlöchern ~300nm und bei den 0,25µm Löchern bzw. L&S ~30nm. Diese Ergebnisse zeigen die Grundidee und das Potential der Strukturverkleinerung durch eine CVD Schichtabscheidung.

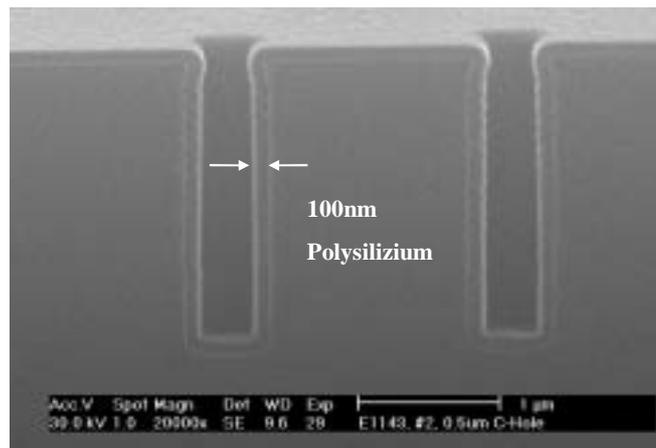


Abb. 114 0,5µm Kontaktlöcher mit 100nm Polysilizium

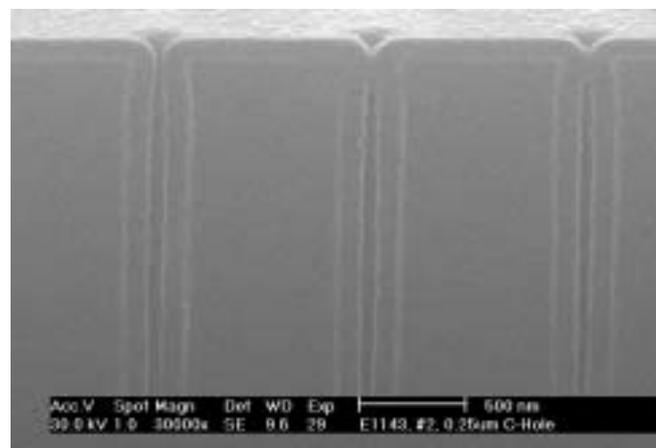


Abb. 115 0,25µm Kontaktlöcher mit 100nm Polysilizium

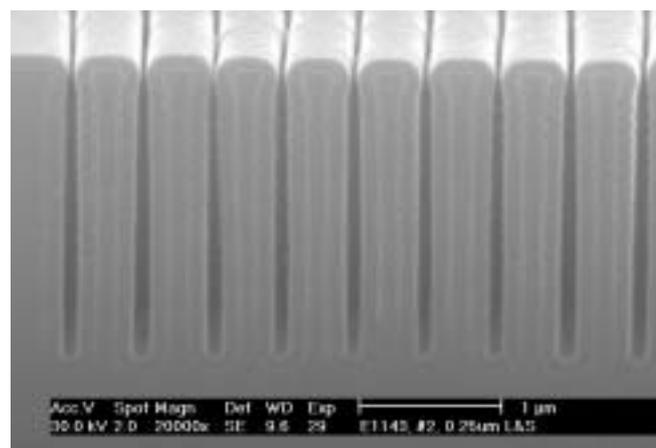


Abb. 116 0,25µm L&S mit 100nm Polysilizium

Das notwendige Durchätzen der Polysiliziumschicht am Trenchboden und damit das Freilegen des Trenchkanals durch einen anisotropen Si-Trockenätzprozess konnte nicht erreicht werden. Zudem konnten die Ergebnisse aus den Waferversuchen auf einer fertigen Stencilmaske nicht erprobt werden, da aufgrund der Temperaturbelastung eine Bruchgefahr der 3µm dicken Si-Membran während der Polysiliziumabscheidung und daraus resultierender Partikelgeneration und Kontamination im Prozessquartzrohr bestanden hätte. Es konnte also noch keine Prozessintegration dieser CVD Schichtabscheidung gezeigt werden, sondern nur die mögliche Genauigkeit und Konformität.

Trotzdem wird die Machbarkeit positiv eingeschätzt. Neue CVD Schichtabscheideprozesse wie ALCVD- (Atomic Layer Chemical Vapor Deposition) Verfahren [83], die bei niedrigen Temperaturen im Bereich zwischen 200-400°C arbeiten und eine sehr konforme Strukturabdeckung gewährleisten, sollten in der Lage sein das ESE-Konzept auf Stencilmasken zu verwirklichen und die Vorteile der CVD Abscheidetechnik auszunützen.

### 5.1.3 Aluminium Sputterschicht

Das Aufbringen einer Al-Schicht auf die fertige Stencilmaske erfolgte nach der Membranätzung über einen Sputterprozess. Ein Vorteil dieser Methode ist wie bei der C-Schutzschichtabscheidung, dass dieser Schritt ganz am Ende des Fertigungsprozesses steht und die geringe Temperaturbelastung der Maske im Vergleich zu CVD Abscheidemethoden oder Aufdampfprozessen. Die Abbildungen 117 und 118 zeigen SEM Ergebnisse eines Sputterprozesses mit einer Leybold Z560 Sputteranlage, bei dem 130nm Al auf 250nm und 500nm Si-Kontaktlochstrukturen gesputtert wurde. Die für Sputterprozesse charakteristische Form der Kantenabdeckung auf Strukturen und das erwünschte laterale Zuwachsen der Si-Strukturen ist deutlich zu sehen. Für eine bessere Kontrasterzeugung im SEM und um ein Verschmieren des sehr weichen Al-Materials beim Waferbrechen zu vermeiden wurden nach der Al-Beschichtung eine 100nm dünne Silanoxidschicht abgeschieden. Anschließend wurde der Wafer gebrochen und die Al-Schicht in einer Polysilizium-Ätzlösung (Lösung aus HF/HNO<sub>3</sub>/H<sub>2</sub>O) kurz angeätzt und damit dekoriert (vgl. Abb. 117 und 118). Dadurch konnte im SEM Querbruch sehr genau das laterale Zuwachsen der Strukturen bestimmt und mit CD Messergebnissen verglichen werden. Die Abbildung 119 zeigt die Ergebnisse von S6000 CD Linienbreitemessungen an 0,5µm Kontaktlochstrukturen. Dabei wurde nacheinander das Lack-, Ätz- und Alumaß an neun Positionen auf dem CD Testdesign (vgl. Kapitel 3.4, Abb. 54) vermessen. Die Mittelwerte über die neun Positionen mit zugehöriger 3σ Streuung sind in Tabelle 12 angegeben. Das laterale Zuwachsen der Strukturen bei einer Al-Schichtdicke von 130nm beträgt ~95nm und stimmt mit den SEM Querbruchaufnahmen überein.

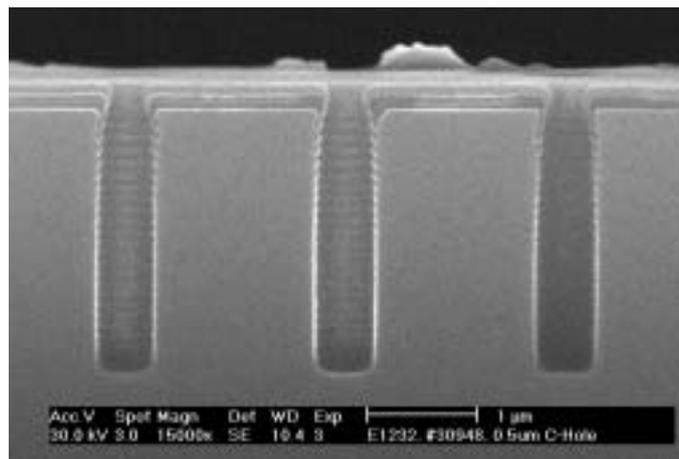


Abb. 117 500nm Lochstrukturen

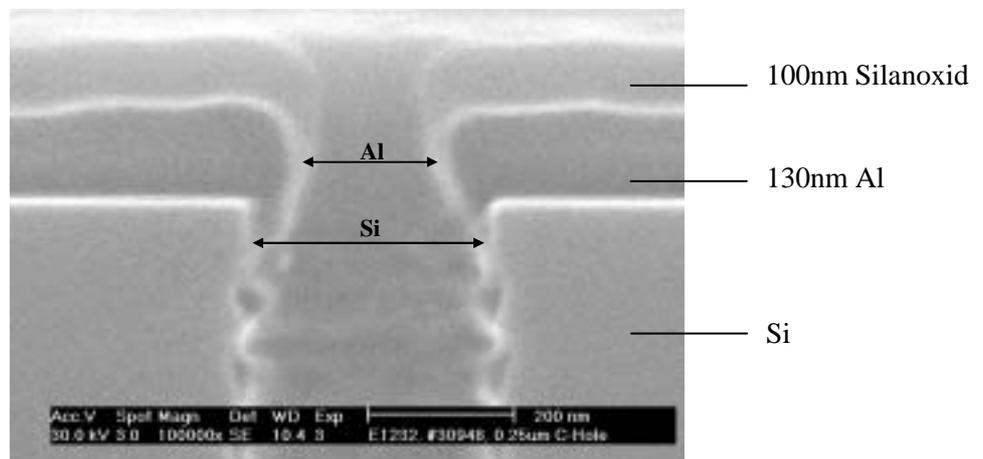


Abb. 118 250nm Lochstrukturen

Strukturgruppe	0,5μm Kontaktlochstrukturen		
	Lackmaß	Ätzmaß	Alumaß
CD Mittelwert [nm]	466±24	514±18	420±31

Tabelle 12 CD Messergebnisse

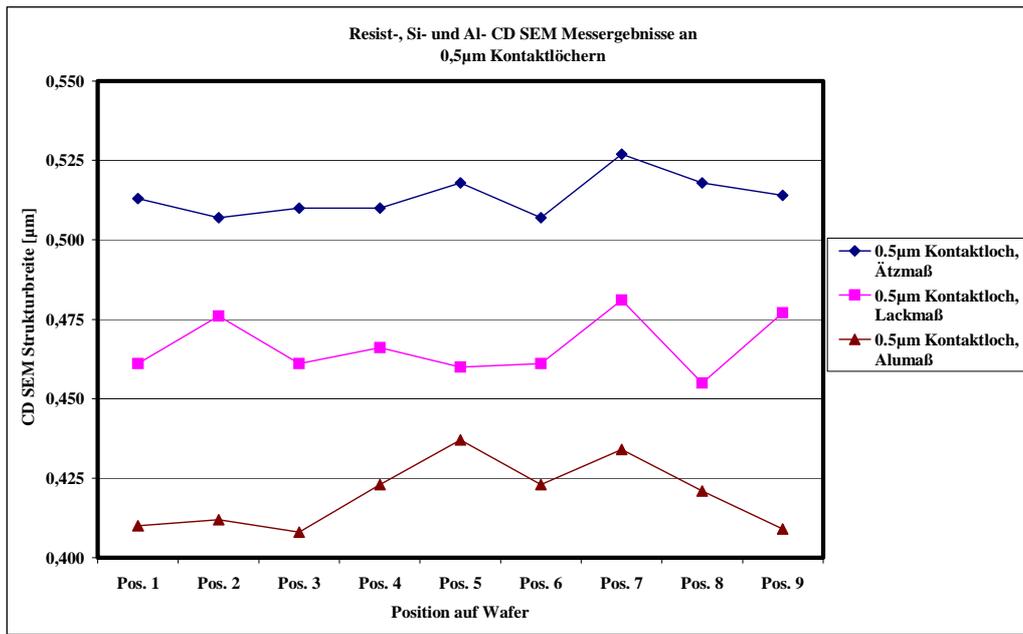


Abb. 119 Linienbreitenmessungen an 0,5µm Kontaktlochstrukturen

Nach diesen Ergebnissen auf Si-Testwafern wurden nun Miniretikel Stencilmasken (vgl. Kapitel 6.5.4) und großflächige 126mm Stencilmasken mit Al besputtert. Ziel war es, die Waferergebnisse zu reproduzieren und prozesstechnisch zu zeigen, dass mit einer Standard CMOS Sputteranlage die empfindlichen Stencilmasken bearbeitet werden können. Die Parameter und Schichteigenschaften des Al-Sputterprozesses sind in Tabelle 13 angegeben.

Die Abbildung 120 zeigt Vergleichsaufnahmen in Transmission zweier großflächiger, 3µm dicker Stencilmasken mit und ohne 130nm Al-Schutzschicht. Die unterschiedliche Transparenz auf der Membranfläche ist deutlich.

Parameter	Werte
Druck [mT]	6
Sputterleistung [kW]	1,2
Schichtdicke [nm]	130
Spez. Widerstand [mOhm/cm <sup>2</sup> ]	293
Schichtdickenvariation auf 150mm Wafer [nm]	±7
Streß [Mpa]	40±5

Tabelle 13 Al-Sputter- und Schichtparameter

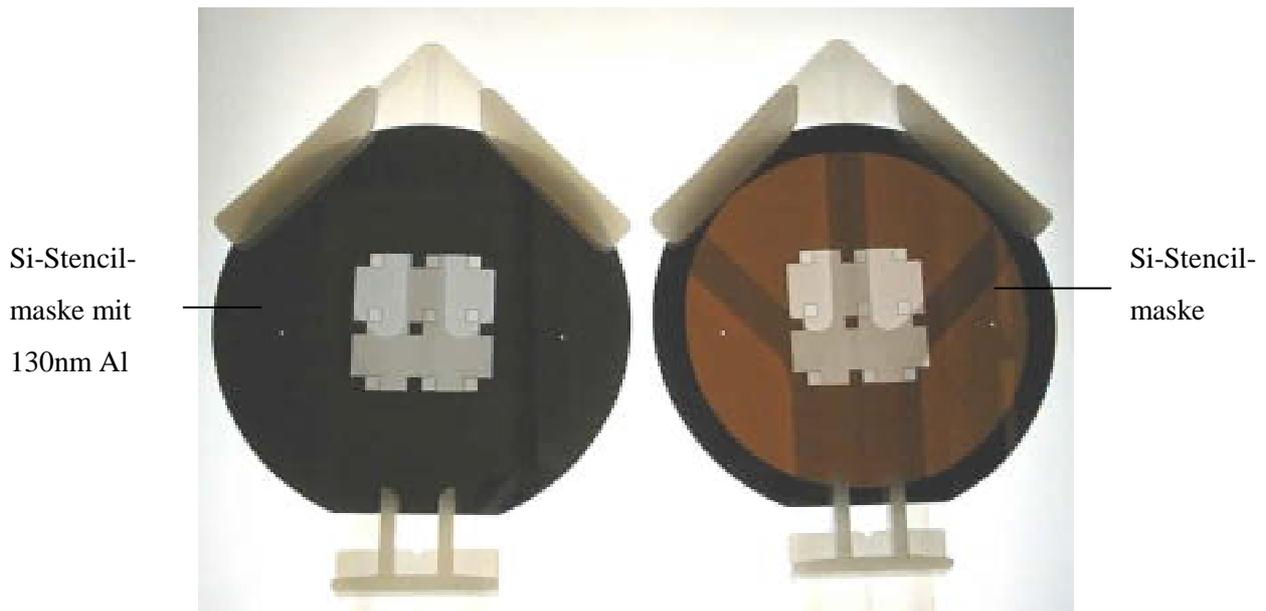


Abb. 120 126mm Stencilmaske mit bzw. ohne Al-Schutzschicht

Die Abbildungen 121-124 zeigen SEM Aufnahmen von nominell 150nm Kontaktlochstrukturen und 150nm L&S in einer Stencilmaske, die vor und nach der 130nm Al-Beschichtung aufgenommen wurden. Die gemessene Strukturbreite ist an ausgesuchten Strukturen angegeben. Die minimale Linienbreite in der Stencilmaske, die durch das laterale Zuwachsen der Si-Strukturen erreicht werden konnte, lag im Bereich von  $\sim 70$ - $80$ nm. Ein Zunehmen der Kantenrauigkeit durch die Al-Sputterschicht ist deutlich zu sehen.

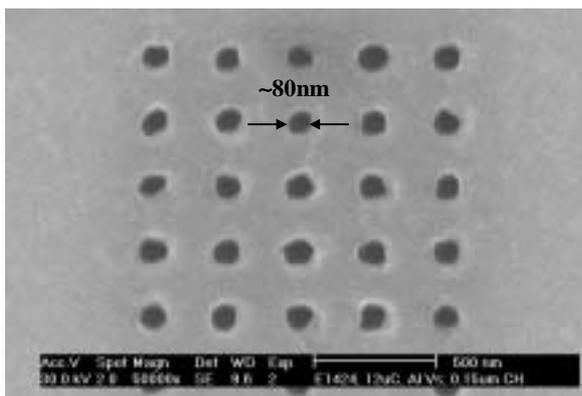


Abb. 121 Al-Strukturbreite an Kontaktlöchern

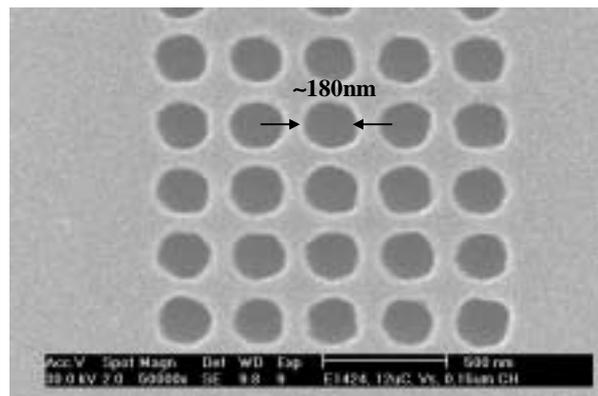


Abb. 122 Si-Strukturbreite an Kontaktlöchern

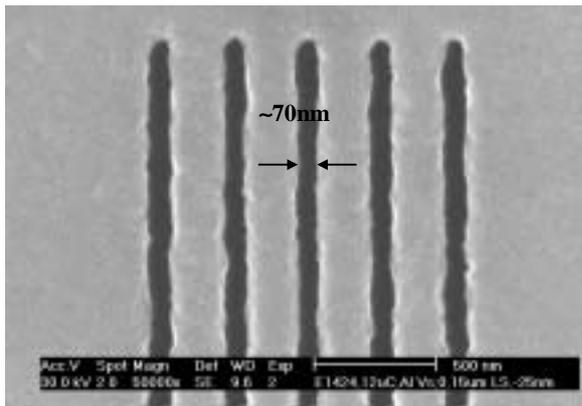


Abb. 123 Al-Strukturbreite an L&amp;S

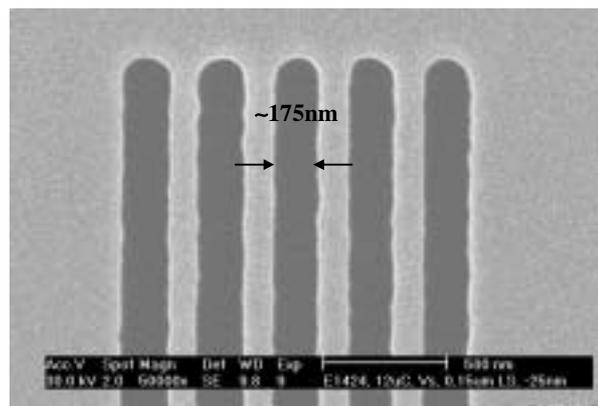


Abb. 124 Si-Strukturbreite an L&amp;S

#### 5.1.4 Aluminium als Ionen-Schutzschicht

Für den Schutz der Si-Stencilmaske vor eindringenden Ionen während der Belichtung muss eine Schutzschicht auf der Maskenvorderseite vorhanden sein (vgl. Kapitel 1.2). Aufgrund der Ergebnisse bei der Verkleinerung der Lochstrukturen durch eine gesputterte Al-Schicht und die einfache Prozessintegration, wurde außerdem die Schutzwirkung dieser Al-Schichten für  $\text{Ar}^+$ -Ionen, die bei der Strukturierung von magnetischen Datenträgern verwendet werden (vgl. Kapitel 6.5), untersucht. Ein entscheidender Vorteil von Al gegenüber anderen möglichen metallischen Schutzschichtmaterialien ist die Eigenschaft, dass Al sich sehr einfach, schonend und ohne Rückstände durch eine nasschemische HF-Ätzung entfernen lässt (vgl. Kapitel 6.1). Dies bedeutet, dass nach einer definierten Belichtungszeit und daraus resultierender Belastung oder Schichtveränderung, die Al-Schicht wieder entfernt und neu aufgebracht werden kann.

Die theoretischen Grundlagen und physikalischen Vorgänge während des Ionenbeschusses von Festkörperoberflächen sind bei Behrisch [84] ausführlich dargestellt. Prinzipiell sind zwei physikalische Effekte möglich, die beide auf die Schutzschicht einwirken:

- (i) Sputterprozesse an der Festkörperoberfläche
- (ii) Implantation von Primärionen

Bei einem Sputterprozess verteilt sich ein Teil der kinetischen Energie der auftreffenden Primärionen in einem begrenzten Volumen auf die Gitteratome im Festkörper. Dies geschieht durch eine Folge quasielastischer Stöße entweder zwischen den Ionen und Gitteratomen oder durch Stöße der Gitteratome untereinander. Diese werden teilweise an die Oberfläche zurückgestreut und können die Festkörperoberfläche verlassen, falls ihre kinetische Energie größer ist als die Oberflächenbin-

dungsenergie. Eine wichtige Größe ist dabei die Sputterrate  $Y$ , die als Quotient aus der Zahl einfallender Primärionen zur Anzahl abgetragener Targetatome definiert ist:

$$Y(M_1, M_2, Z_1, Z_2, E_0, \alpha, \epsilon) = \frac{\text{Anzahl abgetragener Atome}}{\text{Anzahl auftreffender Ionen}} \quad [\text{Gl. 35}]$$

Die Sputterrate  $Y$  wird im wesentlichen bestimmt durch das Massenverhältnis  $M_1/M_2$  von Primärion/Targetatom, von der Ordnungszahl  $Z_1$  des Primärions, seiner Energie  $E_0$  und dem Ionen-auffreffwinkel  $\alpha$ , der Ordnungszahl  $Z_2$  der Targetatome und ihrer Oberflächenbindungsenergie  $\epsilon$ . Die Werte für  $Y$  sind für verschiedene Ionensorten und Targetmaterialien bei Behrisch [84] dokumentiert. Für die Kombinationen 10keV He<sup>+</sup>-Ionen/Al und 10keV Ar<sup>+</sup>-Ionen /Al ergeben sich Sputterraten von  $Y_{(\text{He}^+ \text{-Ionen/Al})} \sim 0,1$  und  $Y_{(\text{Ar}^+ \text{-Ionen/Al})} \sim 3$ . Der Sputtereffekt ist also für Ar<sup>+</sup>-Ionen bei gleicher Energie etwa 30mal höher als für He<sup>+</sup>-Ionen. Eine einfache Abschätzung der Gesamtanzahl der gesputterten Al-Atome bei einer Ar<sup>+</sup>-Ionenstromdichte von  $0,01 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  ergibt, dass 1 Monolage Al-Atome ( $\sim 10^{15}$  Atome/cm<sup>2</sup>) in etwa 1h von der Oberfläche abgesputtert wird.

Die Abbildungen 125 und 126 zeigen Simulationen von Ionenbahnen, die bei senkrechtem Einschuss von 10keV He<sup>+</sup>- und Ar<sup>+</sup>-Ionen in eine 300nm bzw. 50nm dicke Al-Schutzschicht entstehen. Als Simulationstool wurde das Programm SRIM-( Stopping and Range of Ions in Matter) von Ziegler et al. [85] verwendet.

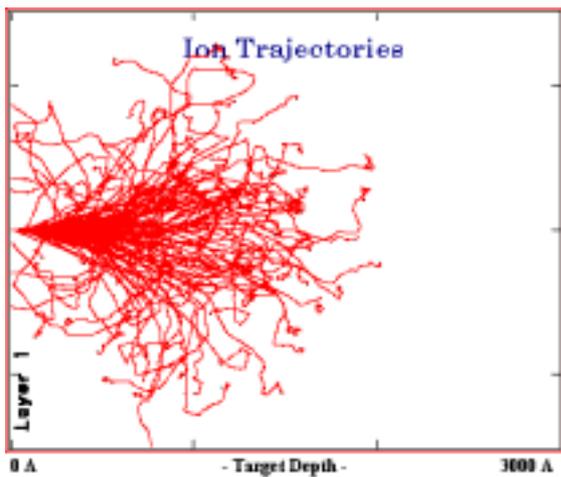


Abb. 125 10keV He<sup>+</sup>-Ionen in Al

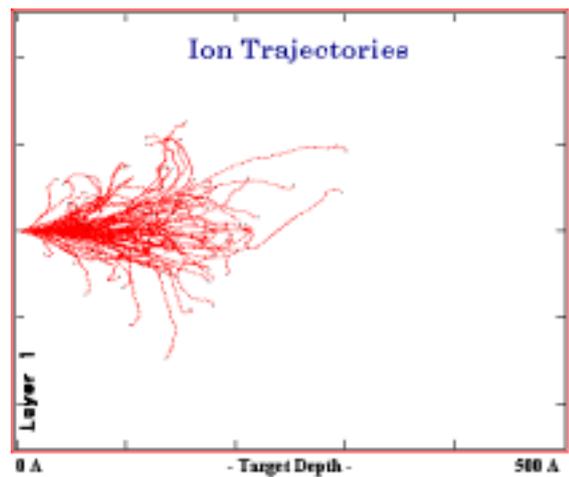


Abb. 126 10keV Ar<sup>+</sup>-Ionen in Al

Die maximale Eindringtiefe beträgt für 10keV He<sup>+</sup>-Ionen etwa 200nm und für 10keV Ar<sup>+</sup>-Ionen etwa 30nm. Die Ionenimplantation in tiefe Schichtbereiche ist also der dominierende Effekt bei der Verwendung von He<sup>+</sup>-Ionen, während im Vergleich die etwa zehnmal schwereren Ar<sup>+</sup>-Ionen nur oberflächlich implantiert werden. Dies kann ein entscheidender Vorteil sein, da aufgrund von Diffusionsprozessen die oberflächlich implantierten Ionen leichter den Festkörper verlassen können. Die Abbildungen 127-129 zeigen SEM Aufnahmen von 375nm breiten Stencil Strukturen vor und nach Bestrahlungsexperimenten mit 10keV Ar<sup>+</sup>-Ionen. Die Al-Schutzschicht auf dieser Stencilmaske hatte eine Schichtdicke von ~130nm. Die Ionenstromdichte auf der Maske betrug 0,01μA/cm<sup>2</sup> und die Gesamtstrahlungsdosis ~3 x 10<sup>15</sup> Ionen/cm<sup>2</sup>. Dieser Dosiswert entspricht etwa 600 Microdrive<sup>TM</sup> Belichtungen (vgl. Kapitel 6.5).

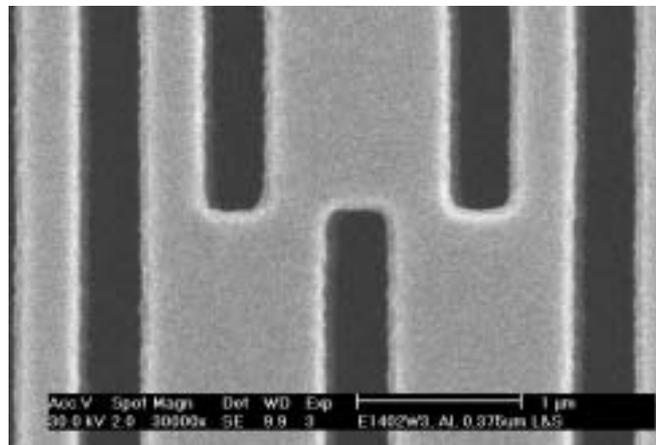


Abb. 127 375nm L&S vor Ar<sup>+</sup>-Ionenbestrahlung (Aufsicht)

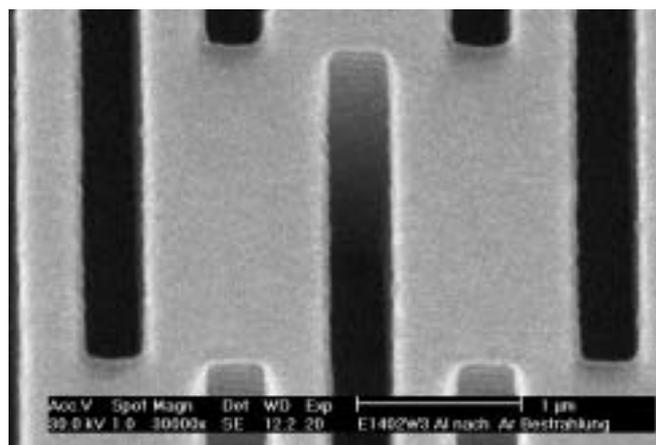


Abb. 128 375nm L&S nach Ar<sup>+</sup>-Ionenbestrahlung,  
D=0,5 x 10<sup>15</sup> Ionen/cm<sup>2</sup> (75° SEM Ansicht)

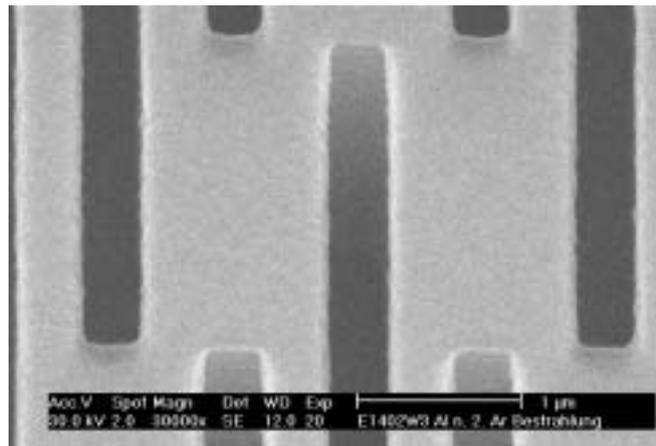


Abb. 129 375nm L&S nach Ar<sup>+</sup>-Ionenbestrahlung,  
D=3 x 10<sup>15</sup> Ionen/cm<sup>2</sup> (75° SEM Ansicht)

Ein Vergleich der drei SEM Bilder zeigt, dass keine Sputtereffekte oder Erosion an den Al-Strukturkanten zu erkennen ist. Das Spannungsverhalten der Stencilmaske konnte aufgrund der Lochstrukturen nicht gemessen werden, eine einfache optische Begutachtung der Maske ergab aber, dass keine Faltenbildung (Druckspannung) auf der Membranfläche zu sehen war und die Membran in einem gespannten Zustand geblieben ist. Ergebnisse von Stressmessungen an unstrukturierten Membranen vor und nach Ar<sup>+</sup>-Bestrahlungsexperimenten waren zum Zeitpunkt dieser Dissertation noch nicht vorhanden. Lageänderungen der Stencilstrukturen aufgrund von Änderungen in der Membranspannung sind zudem bei der Strukturierung von magnetischen Datenträgerschichten unkritischer und in gewissen Grenzen tolerabel (vgl. Kapitel 6.5).

#### 5.1.5 Ionen-Belichtungsergebnisse

Die SEM Abbildungen 131 und 132 geben einen Überblick über die Belichtungsergebnisse, die mit dem PDT und einer zugehörigen ESE-Maske (vgl. Abb. 130) erreicht werden konnte [8]. Die minimale Lochgröße in der Maske betrug 250nm. Mit einer elektrostatischen Verschiebung um 59nm in x- und y-Richtung mit dem Pattern-Lock-System zwischen den vier Einzelbelichtungen konnten 60nm Resistlinien in einen 230nm CARL Resist belichtet werden (vgl. Abb. 131 und 132). Die Belichtungsdosis betrug für jeden einzelnen Belichtungsschritt 2µC/cm<sup>2</sup>. Eine einzelne Linienstruktur ist beim Entwicklungsprozess umgefallen („Pattern Kollaps“).

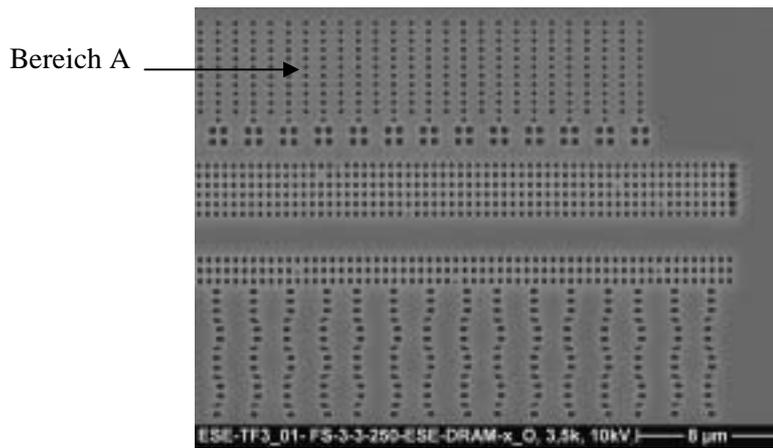


Abb. 130 DRAM-Strukturen in ESE-Stencilmaske

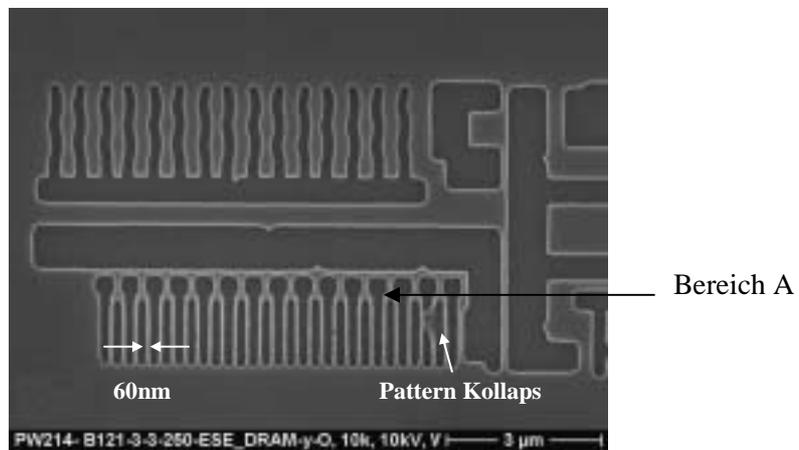


Abb. 131 Belichtungsergebnis

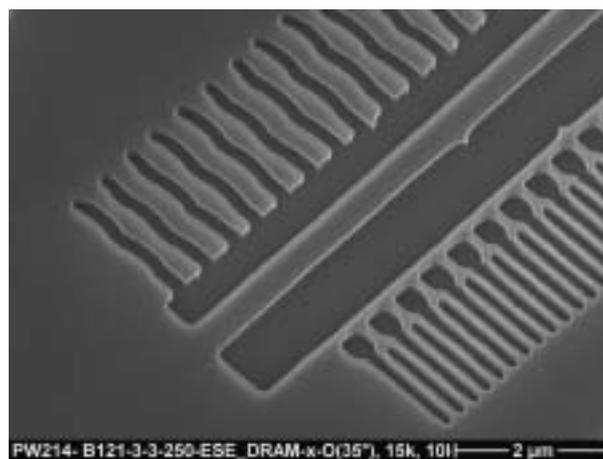


Abb. 132 Belichtungsergebnis

## 6 PROZESSVARIANTEN UND AUSFÜHRUNGSBEISPIELE

### 6.1 Membranmasken mit Absorberstrukturen

Für viele Aufgabenstellungen sind dünne Membranen mit strukturierten metallischen Absorbern sehr wichtig. Nicht nur als Masken in der Röntgenstrahlolithografie, sondern auch als Kalibrier- und Messobjekte für optische Anwendungen spielen dünne, aus Si oder  $\text{Si}_3\text{N}_4$  hergestellte Membranmasken eine immer größer werdende Rolle [86]. Dabei müssen sowohl die Membran-/Absorberdicken als auch die verwendeten Materialien auf die Wellenlänge abgestimmt werden, für die sie Anwendung finden sollen.

Auf Basis eines Wafer-Flow-Prozesses wurden Membranmasken aus Si und  $\text{Si}_3\text{N}_4$  mit Membrandicken zwischen 150nm-200nm und einem 150nm dicken, strukturierten Metallabsorber hergestellt und charakterisiert. Es konnten Membranflächen mit einer Größe von mehreren  $\text{cm}^2$  realisiert werden. Die Minimalstrukturen, die in der Absorberschicht hergestellt werden konnten, hatten eine Strukturbreite von 150nm. In den folgenden Kapiteln sollen die spezifischen Unterschiede zwischen dem Herstellungsprozess von Si-Stencilmasken und Membranmasken mit strukturiertem Absorber dargestellt werden. Schwerpunkte sind der Vergleich zwischen den Membranmaterialien Si und  $\text{Si}_3\text{N}_4$  und die prozesstechnischen Konsequenzen einer Absorberschicht für die Membranätzung.

#### 6.1.1 Si-Membranmasken mit Absorberstrukturen

Der Herstellungsprozess ist in Abbildung 133 dargestellt. Wesentliche Unterschiede zum SOI Fertigungsprozess für die Stencilmasken sind:

- (i) Die Abscheidung und Strukturierung des Absorbers,
- (ii) die Entfernung der Ätzschutzschicht selektiv zum Absorber und zur Si-Membran,
- (iii) die Rückseitenstrukturierung zur Vereinzelung der Si-Membranmasken.

Ausgangssubstrat war ein 150mm, [100] orientierter, p-Typ SOI Wafer mit einer 200nm SOI-Schicht und einer 200nm  $\text{SiO}_2$ -Ätzstoppschicht. Die Stresseinstellung verlief nach demselben Schema wie im Standard SOI WFP beschrieben (vgl. Kapitel 2.2). Über B-Ionen-Implantation wurde ein weitgehend konstantes Dotierungsprofil in z-Richtung in der 200nm dicken SOI-Schicht eingestellt, um die erforderliche Membranspannung zu erreichen

Im Anschluß an die PECVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Abscheidung auf der Waferrückseite wurden zwei verschiedene Strukturen in einem Lithografieschritt belichtet und zwar  $600\mu\text{m}$  breite Vereinzelungsgräben und  $4\text{mm} \times 4\text{mm}$  große Membranfenster. Die Breite der Vereinzelungsgräben wurde so dimensioniert, dass nach der Membranätzung die Grabentiefe ca.  $450\mu\text{m}$  betrug, was einer Si-Restdicke in diesem Bereich von etwa  $225\mu\text{m}$  entsprach. Damit war sowohl ein sicheres Prozessieren während der Membranätzung als auch ein leichtes Vereinzeln der Wafer an den Gräben, die als Sollbruchstellen dienen, ermöglicht. Beide Strukturen wurden mit einem RIE Prozess in die PECVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Maskierung geätzt.

Nach der Resistentfernung in einem  $\text{O}_2$ -Plasma mit anschließender Piranha Reinigung waren die Wafer bereit für den Metallisierungsprozess. Es standen am Institut mehrere metallische Absorbermaterialien zur Auswahl: Ti, TiN, Al, AlSi oder AlSiCu.

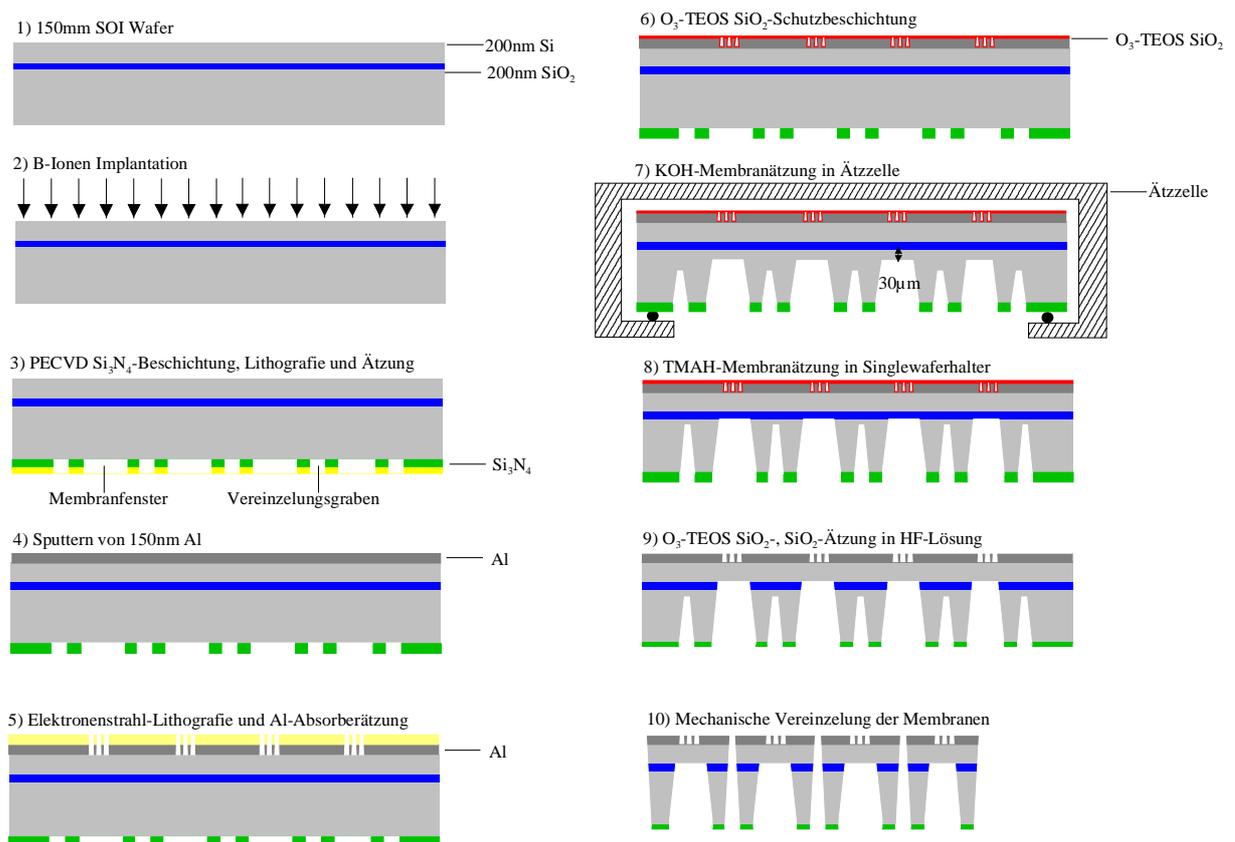


Abb. 133 Si-Membranmasken mit Absorberstrukturen

Die Entscheidung fiel auf Aluminium, da Al als Absorbermaterial im Vergleich zu den anderen o.g. Metallen und Legierungen folgende Vorteile aufweist:

- (i) Nach der RIE Strukturätzung des Al-Absorbers treten keine Si- oder Cu-Rückstände auf.
- (ii) Reinstaluminium lässt sich sehr feinkörnig sputtern.
- (iii) Reinstaluminium ist korrosionsunempfindlicher als die Al-Legierungen.
- (iv) Reinstaluminium besitzt im Gegensatz zu den Al-Legierungen, Ti und TiN eine Zugspannung.
- (v) Reinstaluminium wird bei der anisotropen Si-Membranätzung in dotierten TMAH-Ätzlösungen nicht angegriffen.

Von besonderer Bedeutung ist dabei die unter (v) getroffene Feststellung. Die sich daraus ergebenden Konsequenzen werden im Abschnitt über die Herstellung der Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membranmasken dargestellt.

Die Al-Schicht wurde auf einer MRC 603 (Materials Research Corporation) Sputteranlage gesputtert. Der gemessene spezifische Al-Schichtwiderstand betrug  $218 \pm 5 \text{ m}\Omega/\text{cm}^2$ , was einer absoluten Al-Absorberdicke von  $150 \text{ nm} \pm 3 \text{ nm}$  auf einem 150mm Si-Wafer entspricht. In Tabelle 14 sind die Abscheideparameter und gemessenen Al-Schichtparameter angegeben.

Parameter	Werte
Druck [mT]	6
Sputterleistung [kW]	9,5
Vorheizung [°C]	200
Schichtdicke [nm]	150
Spez. Widerstand [mOhm/cm <sup>2</sup> ]	218
Schichtdickenvariation [nm]	± 3
Streß [Mpa]	18±5

Tabelle 14 Al-Sputter- und Schichtparameter

Die Lithografie der Absorberstrukturen in Schritt 5 wurde wie im Standard SOI WFP durchgeführt. Der anschließende Al-Ätzprozess hatte die Aufgabe, das Maskenpattern maßhaltig in die Al-Schicht zu übertragen und gleichzeitig mit einer hohen Selektivität auf der Membranträgerschicht zu stoppen. Dies konnte mit einem RIE Prozess auf einem Al-Plasmaätzer (Omega ICP 201-2) der Firma Trikon erreicht werden. Die besten Al-Ätzergebnisse wurden mit den in Tabelle 15 angegebenen Prozessparametern erzielt.

Parameter	Al-Ätzprozess
	Schritt 1
Cl <sub>2</sub> Fluss [sccm]	30
HBr Fluss [sccm]	40
Druck [mT]	8
ICP Leistung [W]	500
Elektrodenleistung [W]	90
Elektrodentemperatur [°C]	70
t <sub>Ätz</sub> [s]	25
Al-Ätzrate [µm/min]	~0,39
Selektivität Al : CARL Resist	4:1

Tabelle 15: Parameter des Al-Ätzprozesses

Abbildungen 134 und 135 zeigen SEM Aufnahmen von 250nm und 500nm isolierten Gräben nach dem Ablack- und Reinigungsprozess. Deutlich ist in Abbildung 134 die Al-Kornstruktur der nichtgeätzten Bereiche zu sehen, während die geätzten Gräben in der Al-Schicht restefrei sind. Die Aufnahmen wurden in unterschiedlichen SEM-Anlagen mit verschiedenen Abbildungsparametern gefertigt. Für einen hohen Oberflächenkontrast wurde bei einer Elektronen-Beschleunigungsspannung von 2kV (Abb. 134) gearbeitet, während Abbildung 135 bei 30kV durchgeführt wurde.

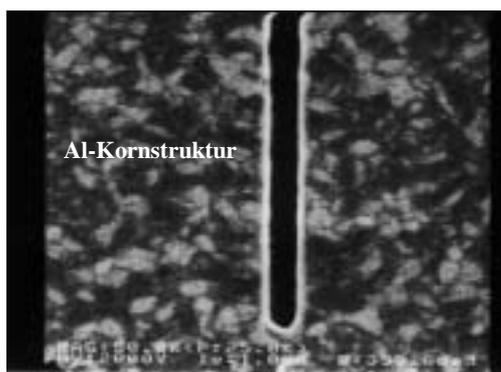


Abb. 134 250nm Graben (SEM Aufsicht)

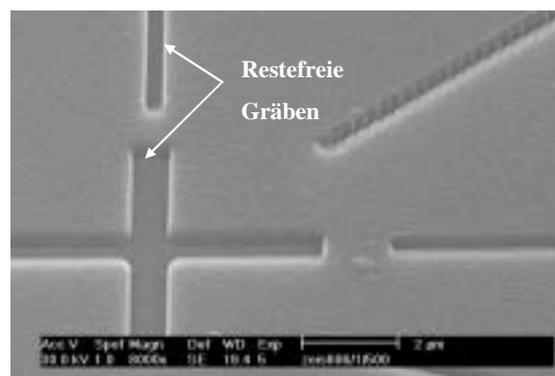


Abb. 135 500nm Graben (75° SEM Ansicht)

Abb. 136 zeigt das geätzte Al-Kantenprofil in einem SEM Querbruch. Für die Probenpräparation und genauere Definition der Al-Schicht im SEM wurde eine ca. 50nm dicke TEOS SiO<sub>2</sub>-Schicht auf den geätzten Wafer abgeschieden.



Abb. 136 Al-Kante nach RIE Prozess

Der Abtrag und damit die Überätzung in die Membranträgerschicht kann anhand solcher SEM Querbruchaufnahmen bestimmt werden und beträgt für die Si-Membranen ~25-30nm.

Die Prozessschritte 6, 7 und 8 in Abbildung 133, also Schutzschichtabscheidung und Membranätzung wurden wie im Standard SOI WFP durchgeführt. Ein wesentlicher Unterschied zur Herstellung der Si-Stencilmasken war dagegen in Schritt 9, nämlich der Entfernung der Schutzschicht zu berücksichtigen, weil bei den Absorber-Membranmasken die Schutzschichtentfernung selektiv zum verwendeten Absorber und der Si-Membranträgerschicht erfolgen musste.

Thermisches  $\text{SiO}_2$  und  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$  selektiv zu Al und Si zu ätzen, wäre zwar über einen  $\text{CF}_4$ -Plasmaätzprozess möglich gewesen, da entstehende Al-F Reaktionsprodukte erst in einem Temperaturbereich  $>880^\circ\text{C}$  flüchtig sind,  $\text{SiO}_2$ -F Reaktionsprodukte dagegen aber schon ab tiefen Temperaturen von  $-130^\circ\text{C}$ . Da ein  $\text{CF}_4$ -Plasmaätzprozess jedoch wegen fehlender anlagentechnischer Voraussetzungen experimentell nicht erprobt werden konnte, musste eine andere Lösung gefunden werden. Die Wahl fiel auf ein nasschemisches Ätzmedium, nämlich konzentrierte 50%ige Flußsäure HF. Thermisches  $\text{SiO}_2$  und  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$  haben in einer 50%igen HF-Lösung eine Ätzrate von ca. 22nm/s und ca. 50nm/s, wobei Si nicht angegriffen wird.

Die Tabelle 16 zeigt die Al-Ätzraten in HF-Lösungen verschiedener Konzentration. Es ist deutlich der Effekt zu sehen, dass die Al-Ätzrate bei zunehmender HF-Konzentration sinkt. Dies kann durch das Massenwirkungsgesetz leicht erklärt werden.

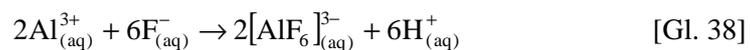
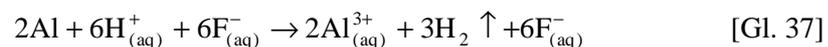
HF-Konzentration [%]	Al-Ätzrate [nm/min]
15	1125
20	1020
25	914
30	750
35	510
40	257
45	95
50	24

Tabelle 16 Al-Ätzraten in HF-Lösungen

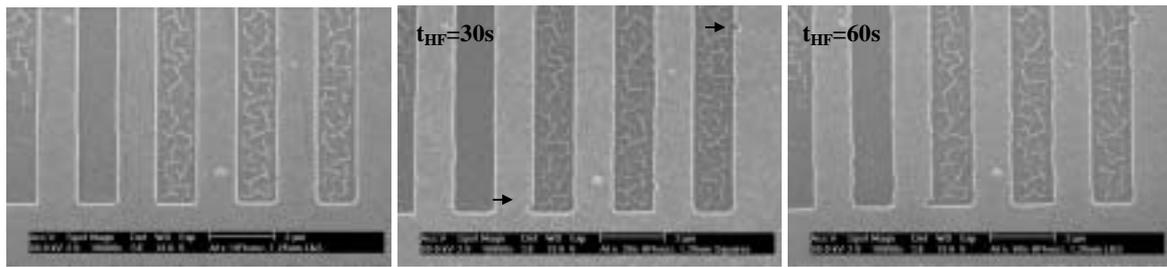
HF dissoziiert in Wasser nach folgender Gleichung:



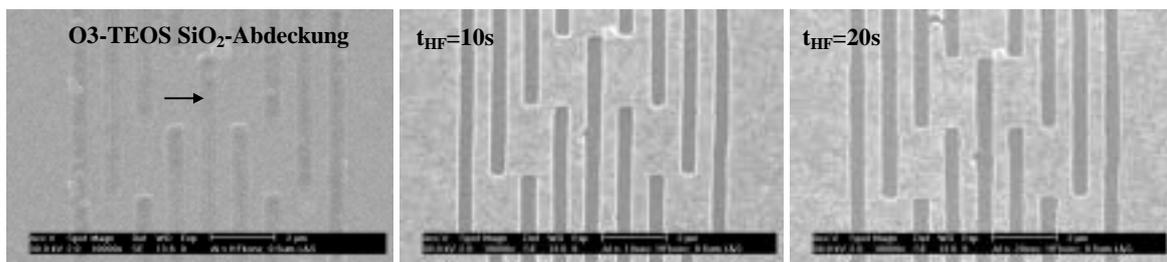
Der Zusatz (aq) beschreibt hier die Dissoziation der Säure in Wasser in positiv geladene  $\text{H}_{(\text{aq})}^+$ - und negativ geladene  $\text{F}_{(\text{aq})}^-$ -Ionen. Anschließend kommt es in einer Redox-Reaktion nach folgenden Reaktionsschema zu einer Ätzung des Al:



Durch eine Verdünnung der HF-Lösung mit Wasser wird das Dissoziationsgleichgewicht nach dem Massenwirkungsgesetz in Richtung der  $\text{H}_{(\text{aq})}^+$ - und  $\text{F}_{(\text{aq})}^-$ -Ionen verschoben, was nach Gleichung 37 die Al-Ätzung begünstigt. Dieser Sachverhalt entspricht den Messwerten der Al-Ätzraten in Tabelle 16. Abbildung 137 zeigt eine Bilderserie von RIE geätzten  $1\mu\text{m}$  breiten L&S Al-Strukturen auf einem Si-Substrat, die unterschiedlich lang einer 50%igen HF-Lösung ausgesetzt wurden. Die Zeitdauer ist bei den einzelnen SEM Bildern eingetragen. Bei diesem Versuchswafer war der Al RIE-Prozess noch nicht optimiert und es sind noch deutlich Al-Reste in den geätzten Bereichen zu sehen, die sogar bei der HF-Ätzung erhalten blieben. Die Al-Schichtdicke betrug  $150\text{nm}$ .

Abb. 137 Al-Ätzung in 50%iger HF-Lösung; 1 $\mu$ m L&S

Eine Verschlechterung der Linienrauigkeit ergab sich durch die Anätzung der Al-Kante in der 50%igen HF-Lösung. Einzelne kleinere Al-Bereiche waren schon nach 30s angeätzt und dekoriert (vgl. Pfeil) und eine Korrelation der Kantenrauigkeit mit der HF-Ätzzeit (30s, 60s) ist erkennbar. Im Vergleich dazu zeigt die Bilderserie 138 RIE geätzte 0,5 $\mu$ m breite Al L&S-Strukturen auf einem Si-Substrat nach einer Abdeckung mit 400nm O<sub>3</sub>-TEOS SiO<sub>2</sub> und darauffolgender Ätzung in der 50%igen HF-Lösung. Bei einer O<sub>3</sub>-TEOS SiO<sub>2</sub>-Ätzrate von ca. 50nm/s sollte die Schutzschicht nach etwa 10s vollständig entfernt sein, was deutlich zu sehen ist.

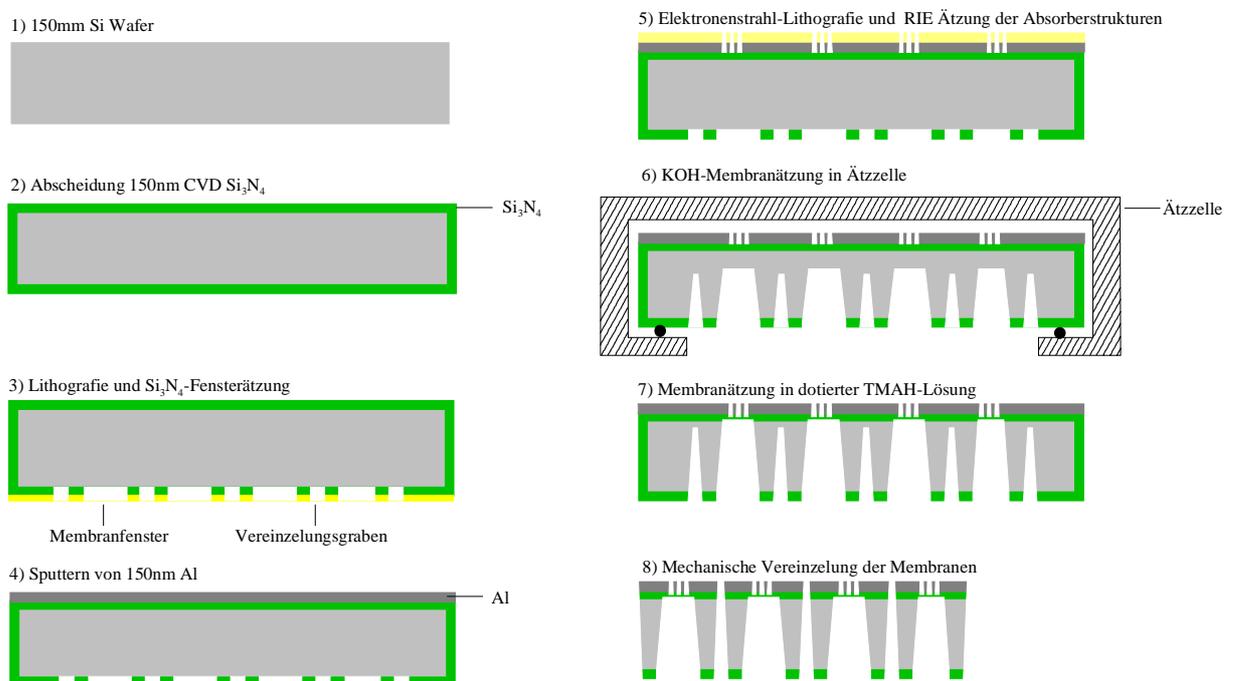
Abb. 138 O<sub>3</sub>-TEOS SiO<sub>2</sub>/Al-Ätzung in 50%iger HF-Lösung; 0,5 $\mu$ m L&S

Für eine vollständige O<sub>3</sub>-TEOS SiO<sub>2</sub>- und Ätzstopschicht-Ätzung wurde aus Sicherheitsgründen die Gesamtätzzeit in der 50% HF-Lösung auf 20s festgelegt, was etwa einer 100%igen Überätzzeit entspricht. Die resultierende Al-Kantenrauigkeit durch diese HF-Ätzung und Prozessführung bei den Si-Membranmasken mit Al-Absorber war offenkundig. Eine Ergebnisverbesserung, die durch Verwendung von Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> als Membranmaterial und einem anderen Membranätzmedium erzielt werden konnte, wird in Kapitel 6.1.2 aufgezeigt.

Nach der Dielektrika Ätzung konnte der Wafer von Hand entlang der Sollbruchgräben vorsichtig in die einzelnen Membranen vereinzelt werden. Ein Beispiel für einen Membranwafer mit strukturiertem Al-Absorber, eine einzelne Membranmaske und verschiedene SEM Bilder von Al-Absorberstrukturen sind in den Abbildungen 142-145 in Kapitel 6.1.2 zu sehen.

6.1.2  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Membranmasken mit Al-Absorber

Die Abbildung 139 zeigt den Fertigungsprozess für die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Membranmasken mit strukturiertem Al-Absorber. Im Vergleich zu den im vorherigen Kapitel vorgestellten Si-Membranmasken benötigt dieser Fertigungsprozess kein SOI Ausgangsmaterial und weniger Einzelschritte. Der Hauptunterschied liegt in der Prozessführung und der eingesetzten Ätzchemie bei der Membranätzung. Die weiteren spezifischen Unterschiede, die aus den verschiedenen Materialeigenschaften der Si- und  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Membranträgerschicht resultieren, sollen im weiteren Verlauf dieses Kapitels dargestellt werden.

Abb. 139  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Membranmasken mit strukturiertem Al-Absorber

Ausgangssubstrat war ein 150mm, [100] orientierter p-Typ Si-Standardwafer. Die Fertigung begann mit der Abscheidung einer 200nm dünnen LPCVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht. Die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht hat im weiteren Verlauf des Prozesses vier Aufgaben:

- Maskierschicht für die Rückseitenfenster (Membran- und Vereinzelunspattern) bei der Membranätzung.
- Membran- und Trägerschicht für den strukturierten Metallabsorber.
- Ätzstopschicht bei der Strukturätzung.
- Ätzstopschicht bei der Membranätzung.

Die beiden zusätzliche Aufgaben (i) und (iv) im Vergleich zur Si-Variante, werden von der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Trägerschicht aufgrund ihrer Materialeigenschaften erfüllt. Die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Ätzrate bei der Membranätzung beträgt 3nm/h in der gewählten TMAH-Lösung und findet dadurch auch Anwendung als Ätzstoppschicht.

Die weiteren Einzelschritte im Fertigungsprozess der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Absorber-Membranmasken in Abbildung 139 laufen bis zur Membranätzung in der Ätzzelle (Schritt 6) genau wie bei den Si-Absorber-Membranmasken. Ein zentraler Unterschied ist aber in Schritt 7 gegeben, nämlich der Membranätzung in einer dotierten TMAH-Lösung. Aus der Literatur ist bekannt, dass durch Zugabe von Silizium oder Kieselsäure ( $\text{Si}(\text{OH})_4$ ) in eine TMAH-Lösung die Selektivität durch Passivierung der Al-Oberfläche drastisch erhöht werden kann [89]. Dabei spielt der pH-Wert der Ätzlösung eine entscheidende Rolle [88, 89]. Ausgenutzt wird dieser Passivierungseffekt in der MEMS Industrie bei der Verknüpfung von mechanischen Sensoren und Aktuatoren mit CMOS Schaltungen. Dort sind große Al-Flächen ( $100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ ) als Bondpads während der anisotropen Si-Ätzung dem Medium ausgesetzt. Für die Ätzung von Membranmasken mit Minimalstrukturen kleiner 200nm in einem 150nm dicken Al-Absorber wurde dieser Effekt noch nicht untersucht. Die Abbildung 140 zeigt eine Versuchsreihe, bei der die Al-Ätzrate in einer 2%igen TMAH-Lösung in Abhängigkeit von der zugesetzten Menge Kieselsäure bei einer Temperatur von  $80^\circ\text{C}$  gemessen wurde.

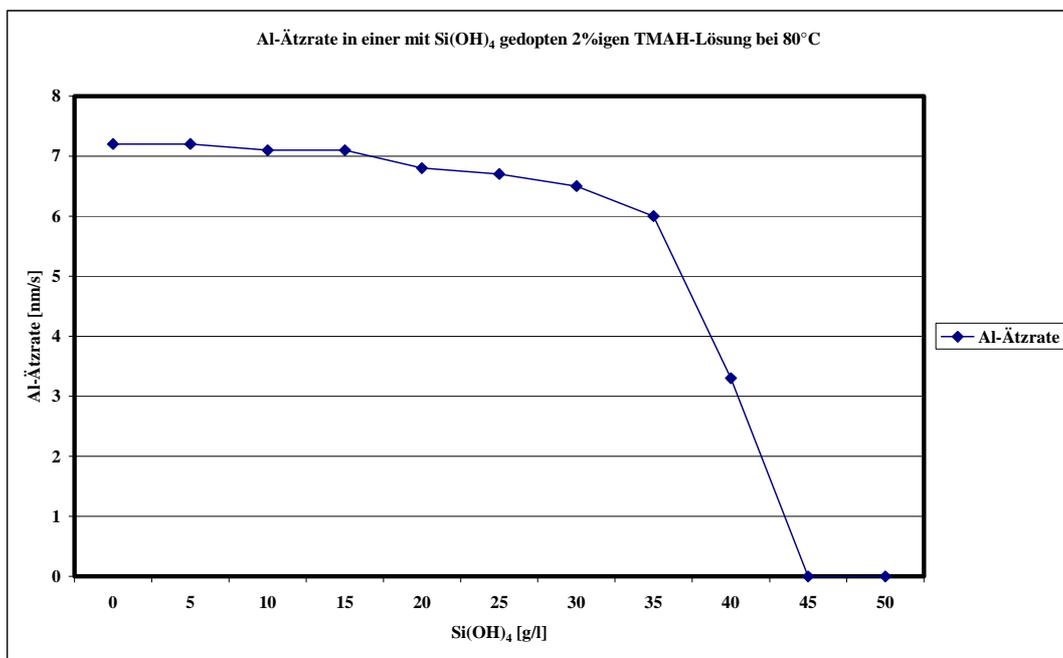
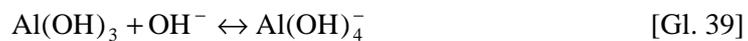


Abb. 140 Al-Ätzrate in einer dotierten TMAH-Lösung

Deutlich erkennbar ist der Abfall der Al-Ätzrate ab einer Zugabe von 30g/l Kieselsäure in die Lösung. Das Erreichen einer vollständigen Passivierung der Al-Oberfläche wird bei einer Zugabe von 45g/l  $\text{Si(OH)}_4$  in die Lösung erreicht. Dieser Zustand wurde über mehrere Ätzstunden experimentell untersucht; dabei konnten keine Anätzung oder Dickenabnahme der Al-Schicht festgestellt werden. Bei Schnakenberg et al. [88] ist dieser Al-Passivierungseffekt beschrieben und wird anhand einer einfachen Modellvorstellung erklärt. Die Al-Oberfläche ist von einer wenige nm dicken natürlichen  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schicht bedeckt. An der Grenzfläche Oxid/Adsorbatschicht bildet sich amphoterer  $\text{Al(OH)}_3$ , das in alkalischen Lösungen geätzt wird. Es kommt zur Bildung eines Aluminates nach folgender Reaktionsgleichung:



Durch den pH-Abfall in der mit  $\text{Si(OH)}_4$  dotierten Ätzlösung verschiebt sich das chemische Gleichgewicht in Richtung  $\text{Al(OH)}_3$  und die Selektivität der Ätzlösung zu dem natürlichen Oxid steigt. Um diesen Effekt zu verifizieren, wurde mit einer Messelektrode der pH-Wert in Abhängigkeit der zugegebenen  $\text{Si(OH)}_4$  Menge gemessen. Die gemessenen pH-Werte sind in Abbildung 141 dargestellt. Ein Vergleich von Abbildung 140 mit Abbildung 141 zeigt eine deutliche Korrelation der Al-Ätzrate mit dem pH-Wert der Lösung.

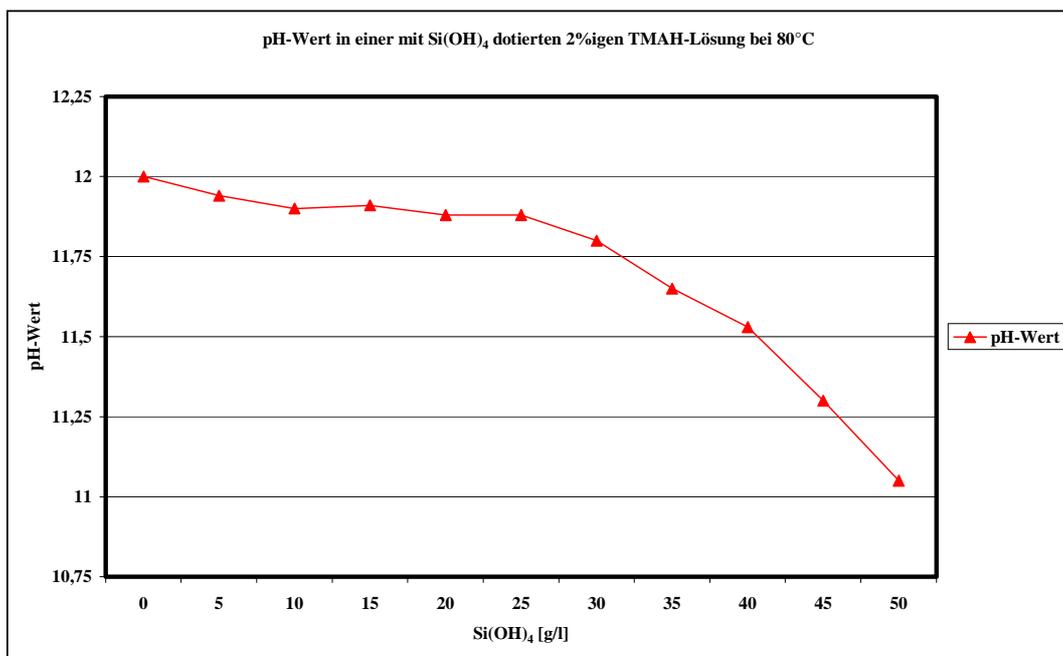


Abb. 141 pH-Wert in einer dotierten TMAH-Lösung

Ab einer Zugabe von etwa 25g/l ist ein deutlicher Abfall der pH-Kennlinie zu beobachten, der mit dem Abfall der Al-Ätzrate in Übereinstimmung steht. Die gemessene Si-Ätzrate ist in der gedopten TMAH-Lösung etwa 30% geringer als in der ungedopten Lösung. Bei 80°C und einer 2%igen TMAH-Lösung wurde eine Si-Ätzrate von 25µm/h gemessen.

Nach der Membranätzung konnten die Retikel vereinzelt werden und der Fertigungsprozess war abgeschlossen. Die Abbildung 142 zeigt die Rückseite eines komplett fertiggestellte Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membranwafers mit strukturiertem Al-Absorber. Die verschiedenen Membranfenster und Sollbruchgräben sind deutlich zu erkennen. Die maximale Membrangröße, die gefertigt wurde, hatte eine Rechteckform mit 25mm x 5mm Kantenlänge. Die Aufnahme in Abbildung 143 einer Einzelmembran zeigt den strukturierten Bereich im Al-Absorber.

Weil keine Schutzschicht für die Al-Strukturen während der Membranätzung benötigt wird und diese Schicht auch nicht selektiv entfernt werden muss, ist die Strukturqualität (Kantenrauigkeit) im Vergleich zur Si-Variante deutlich besser. Die Abbildungen 144 und 145 zeigen SEM Aufnahmen von verschiedenen Al-Absorberstrukturen, die in einer Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membran gefertigt wurden. Die Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Trägerschicht für den Al-Absorber ist anhand des Risses in der strukturierten Membran in Abbildung 144 zu erkennen. Die Minimalstrukturen, die gefertigt wurden, waren im Bereich von 150nm.

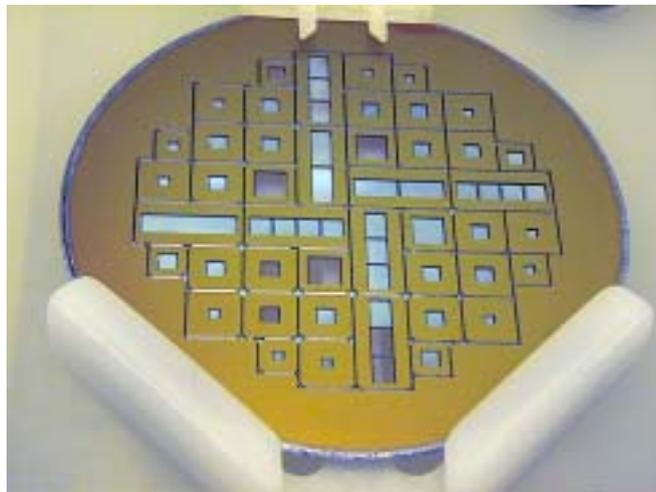


Abb. 142 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membranmasken mit Al-Absorber auf 150mm Si-Wafer



Abb. 143 Rückseite der Einzelmaske

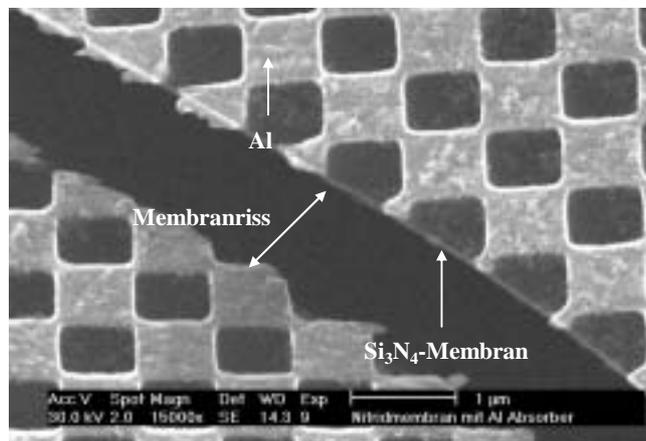


Abb. 144 750nm breite Al-Absorberstrukturen

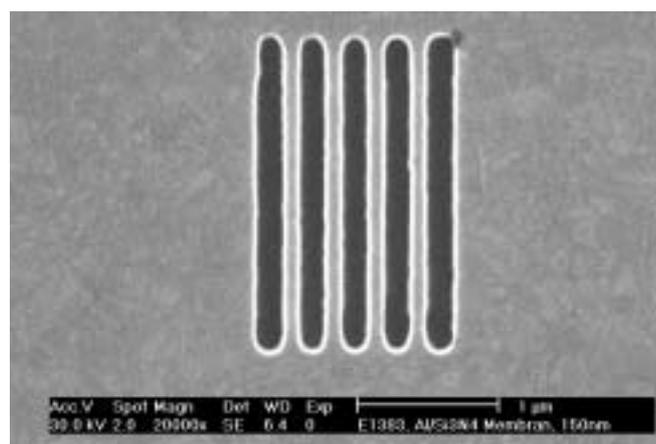


Abb. 145 150nm Al-Absorberstrukturen

### 6.1.3 Spannungsbetrachtungen der Si- und Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Membranträgerschicht

Ein wesentlicher Unterschied im Vergleich der beiden Membranträgerschichten aus Si und Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ist die Schichtspannung. Für die 200nm dünne Si-Membranträgerschicht wurden die Parameter der Spannungseinstellung mit Hilfe des B-Ionen Implantations- und Ausheilprozesse so angepasst, dass die B-Ionen Volumenkonzentration in der Si-Membranträgerschicht den gleichen Wert hatte, wie bei den 3µm dicken und großflächigen SOI Membranen. Die Zugspannung sollte also bei den 200nm dicken Si-Membranen ebenfalls im Bereich von 3-5MPa sein (vgl. Kapitel 2.2).

Die Ermittlung der Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Schichtspannung wurde mit Hilfe von Profilometermessungen durchgeführt. Die mechanische Spannung  $\sigma_F$  in einer dünnen Schicht kann integral über die Krümmung des Substrates gemessen werden. Dazu wird das Höhenprofil auf der polierten Seite eines Si-Ausgangswafers vor und nach einer Filmbeschichtung gemessen. Im Fall der LPCVD Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Schicht musste diese dazu vorher einseitig auf der Rückseite des Wafers geätzt und damit entfernt werden.

Aus der Differenz der Höhenprofile kann der Krümmungsradius  $\kappa$  des Substrates ermittelt und daraus mit Hilfe der Stoney Gleichung [90] die mechanische Spannung der Schicht berechnet werden. Mit der Schichtdicke  $d_F$ , der Substratdicke  $d_S$  und dem Substrat Biaxial Modul  $M_S$  gilt für den Sonderfall  $d_F \ll d_S$ :

$$\sigma_F d_F = \frac{M_S d_S^2}{6} \kappa \quad [\text{Gl. 40}]$$

Die so gemessene und nach Gleichung 40 errechnete Zugspannung liegt bei einer 200nm dicken LPCVD Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Schicht im Bereich von 1200Mpa+-30Mpa. Im Vergleich zu den 3-5Mpa der 200nm dicken Si-Membranträgerschicht ist damit eine um mehrere Größenordnung höhere Zugspannung gegeben. Dieser große Spannungswert kann in Si-Membranen durch B-Dotierung mittels Ionen-Implantation nicht erreicht werden. Grund hierfür ist eine Maximallöslichkeit von B-Ionen in Si im Bereich von  $5E20$  Ionen/cm<sup>3</sup> [41]. Unter der Voraussetzung, dass bei dieser hohen Volumenkonzentration an B-Ionen keine plastischen Verformungen im Si-Kristallgitter in Form von Versetzungen auftreten, würde diese B-Ionen Konzentration einer Maximalspannung von ~150Mpa ergeben [24].

Für Anwendungen, bei denen die Lagegenauigkeit der Absorberstrukturen auf der Membranträgerschicht keine entscheidende Rolle spielt, aber eine hochebene Referenzfläche benötigt wird, ist der hohe Spannungswert, wie er in der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Membranträgerschicht vorliegt, ein großer Vorteil im Vergleich zur Si-Membranträgerschicht. Zudem können evtl. vorhandene Druckspannungen in der Absorberschicht durch die Membranträgerschicht kompensiert werden. Unter der Voraussetzung, dass die Spannung der Absorberschicht  $\sigma_A$  und der Trägerschicht  $\sigma_T$  konstant über die Schichtdicke und unabhängig voneinander entstanden sind, gilt für die Gesamtspannung  $\sigma_{\text{Ges}}$  dieses Systems:

$$\sigma_{\text{Ges}} = \frac{\sigma_A d_A + \sigma_T d_T}{d_A + d_T} \quad [\text{Gl. 41}]$$

Dies bedeutet, dass unter der Bedingung  $\sigma_T d_T > -\sigma_A d_A$  die Gesamtspannung  $\sigma_{\text{Ges}}$  einen positiven Wert annimmt und dementsprechend eine Zugspannung im Schichtsystem vorliegt.

Insgesamt ist die vorgestellte Prozessvariante mit einer  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Membranträgerschicht im Vergleich zur Prozessvariante mit einer Si-Membranträgerschicht hinsichtlich der Waferkosten, der Anzahl der benötigten Prozessschritte und Kantenrauigkeit der Al-Absorberstrukturen ausgezeichnet und für Anwendungen mit eingeschränkten Anforderungen an die Lagegenauigkeit der Absorberstrukturen, vorzuziehen.

## 6.2 Stencilmasken mit eng tolerierten Außenabmessungen

### 6.2.1 Motivation und Problemstellung

Für bestimmte Anwendungen sind präzise Außenmaße von Si-Stencilmasken notwendig, beispielsweise bei der passgenauen Einführung und Montage in Führungen oder Bohrungen für Strahlrohre. Für die Herstellung und Realisierung kommen im allgemeinen drei Methoden in Betracht:

- (i) Mechanische Vereinzelung durch einen Sägeprozess.
- (ii) Ätzen von Sollbruchgräben mit anschließendem Brechen (vgl. Kapitel 6.1.2).
- (iii) Komplette Ätzung mittels Nass- oder Trockenätzprozessen.

Die Vor- und Nachteile dieser Methoden sollen kurz dargestellt und miteinander verglichen werden.

Die Vereinzelung von quadratischen oder rechteckigen Bauteilen und Chips wird in der Mikromechanik und -elektronik normalerweise in Sägeprozessen durchgeführt. Dabei wird ein kompletter Si-Wafer auf eine Trägerfolie aufgeklebt und anhand von Sägemarken, die auf der Wafervorderseite geätzt sind, vereinzelt. Für Stencilmasken mit Membranflächen  $<25\text{mm}^2$  und Membrandicken  $>20\mu\text{m}$  verlaufen solche Sägeprozesse erfolgreich (vgl. Kapitel 6.4). Bei sehr fragilen und empfindlichen Bauteilen, wie sie beispielsweise Stencilmasken mit  $3\mu\text{m}$  Membrandicke und Membranflächen  $>100\text{mm}^2$  darstellen, besteht jedoch eine hohe Bruchgefahr. Die Ausbeute ist dementsprechend klein, so dass Sägeprozesse ausscheiden; zumal diese auch zu einer Verschmutzung der Retikel mit Sägepartikeln führen, welche nur durch eine Hochdruckwasserreinigung von der Oberfläche entfernt werden können. Eine solche Reinigung ist jedoch bei dünnen Membranmasken nicht möglich.

Das nasschemische Ätzen von Sollbruchgräben mit anschließendem Brechen hat sich bei der Vereinzelung von Stencilmasken bewährt. Dabei werden Si-Wafer auf der gesamten Waferdicke an Sollgräben, die durch Standard Lithografie- und Strukturierungsschritte hochpräzise definiert werden, angeätzt. Eine Einschränkung dieser Methode ist aber in den fertigmöglichen Geometrien und Kantenprofilen gegeben. Beispielsweise können keine kreisförmigen Geometrien aufgrund der unterschiedlichen Kristallebenen im Si-Gitter realisiert werden und nur in [110] orientierten Si-Wafern ist das Ätzen von senkrechten Vereinzelungsgräben möglich. Außerdem werden der

endgültige Kantenverlauf und die Kantenrauigkeit durch das abschließende mechanische Vereinzeln bestimmt, welches eine schlechte Reproduzierbarkeit und stets die Gefahr von Partikelkontamination der Strukturbereiche aufweist.

Die komplette Durchätzung von Si-Wafern zur Vereinzlung mit Nass- und Trockenätzprozessen hat wesentliche Vorteile gegenüber dem Säge- und Kombinationsprozess Anätzen/Brechen. Dabei ist vor allem die Vereinzlung mittels Trockenätzung hinsichtlich herstellbarer Außenabmessungen und Kantenprofil allen anderen Methoden überlegen. Kreisförmige Außenabmessungen von mikromechanischen Bauteilen lassen sich nur durch Trockenätzprozesse realisieren, da diese Prozesse keine Abhängigkeit der Ätzrate und der Ätzrichtung von der Kristallorientierung im Si-Gitter haben. Es bestand somit die Aufgabenstellung, einen Prozess zu entwickeln, der ein präzises Vereinzeln mit hoher Ausbeute ermöglicht und gleichzeitig eine Beschädigung der Maskenstrukturen ausschließt.

### 6.2.2 Fertigungsprozess

Die Abbildung 146 zeigt einen Herstellungsprozess für diese Problemstellung, der am Institut für Mikroelektronik entwickelt wurde.

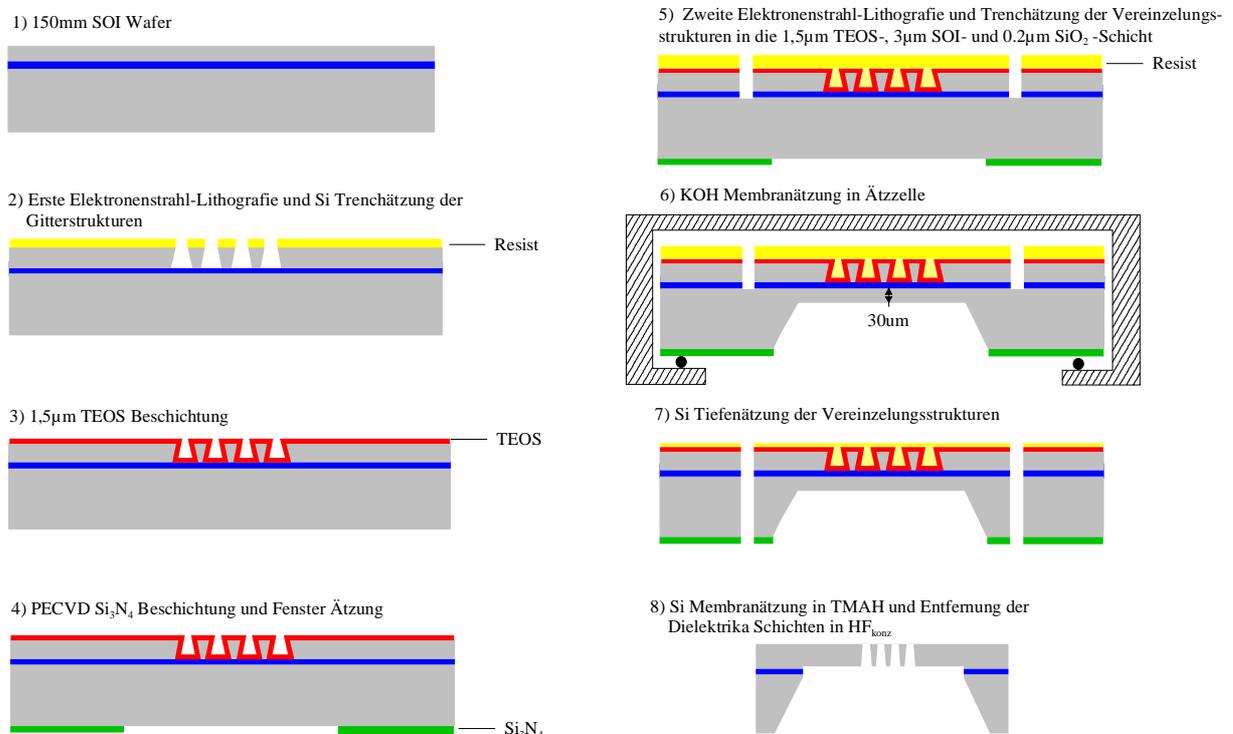


Abb. 146 Prozess für die Herstellung von Stencilmasken mit eng tolerierten Außenabmessungen

Die Prozessschritte 1 und 2 wurden aus dem Standard SOI WFP entnommen. Ausgangsmaterial waren [100] orientierte, p-Typ SOI Wafer mit  $3\mu\text{m}$  SOI-Schicht und  $200\text{nm}$  dicker  $\text{SiO}_2$ -Ätzstoppschicht. Nach der Lithografie und Trenchätzung der Maskenstrukturen folgte in Schritt 3 die Abscheidung einer  $1,5\mu\text{m}$  dicken TEOS-Oxid Schicht. Diese hatte im weiteren Prozessverlauf zwei Funktionen, nämlich als Hartmaske für den Vereinzelungsprozess in Schritt 7 zu agieren und gleichzeitig einen flächigen Schutz für die Maskenstrukturen und Membranflächen zu gewährleisten. Es wurde empirisch nach mehreren Versuchen mit dickeren Oxidschichten ( $d_{\text{TEOS}}=1,5\mu\text{m}-3\mu\text{m}$ ) festgestellt, dass die  $1,5\mu\text{m}$  TEOS  $\text{SiO}_2$ -Dicke für diese Aufgaben optimal war. Bei dickeren Oxidschichten kam es zu Strukturanätzungen im Zentrum der Strukturbereiche, während die Randbereiche und der Übergangsbereich Struktur/Membranfläche nicht betroffen waren. Vermutlich kam es durch die größere Spannung in den dickeren TEOS-Oxid Schichten zu Mikrorissen an den Strukturkanten, wodurch die Si-Strukturen angeätzt wurden. Die Abbildung 147 zeigt den Strukturrandbereich, bei dem dieser Effekt im Strukturzentrum zu sehen ist. Die TEOS-Oxiddicke betrug in diesem Fall  $3\mu\text{m}$  und die Ätzeit drei Stunden.

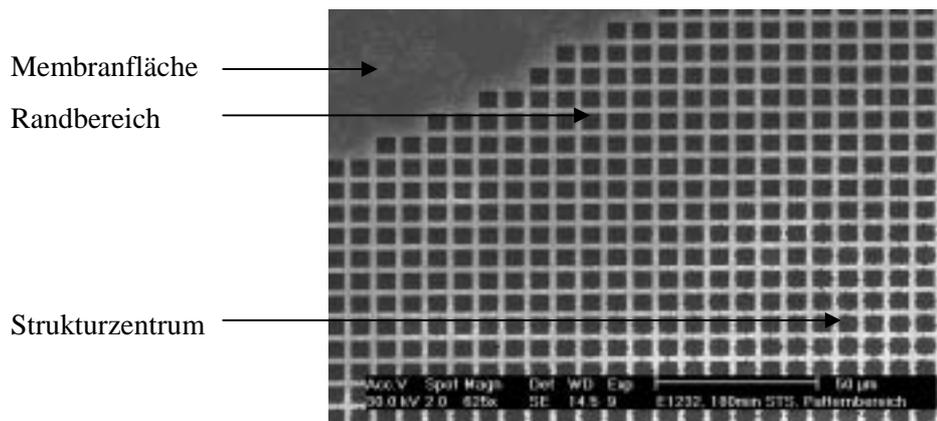


Abb. 147 Strukturrandbereich nach Trockenätzung

Schritt 4, die PECVD Nitridbeschichtung, Lithografie und Ätzung auf der Waferrückseite wurde wieder dem Standard SOI WFP übernommen. In Schritt 5 wurde im speziellen Anwendungsfall in einem zweiten Lithografieschritt ein  $75\mu\text{m}$  breiter und kreisförmiger Vereinzelungsgraben mit einem Innendurchmesser von  $20\mu\text{m}$  geschrieben. Dieser Graben definierte die spätere Geometrie und Außenabmessung der fertigen Stencilmaske. Die Breite von  $75\mu\text{m}$  stellte in Schritt 7 für den entwickelten Trockenätzprozess bezüglich Si-Ätzrate, Ätzprofil und Aspekt Verhältnis einen geeigneten Wert dar. Der verwendete CAR-Photolack (XP 9472, Fa. Shipley) in Schritt 5 für die Elektronenstrahlbelichtung hatte bei einer Schleuderdrehzahl von  $800\text{U}/\text{min}$  eine Dicke von etwa

5,7 $\mu\text{m}$ , wodurch die 3 $\mu\text{m}$  tiefen Maskenstrukturen vollständig bedeckt und planarisiert waren. Eine Strukturierung der 75 $\mu\text{m}$  breiten Vereinzelungsgräben wäre auch mit optischer Lithografie möglich gewesen, die jedoch nicht durchgeführt wurde. Die Abbildung 148 zeigt den SEM Querbruch eines strukturierten und 3 $\mu\text{m}$  tief geätzten Si-Wafers. Die TEOS SiO<sub>2</sub>-Dicke am Strukturboden beträgt ~1,1 $\mu\text{m}$ , an der Strukturseitenwand ~0,8 $\mu\text{m}$  und auf der Strukturoberfläche ~1,5 $\mu\text{m}$ .

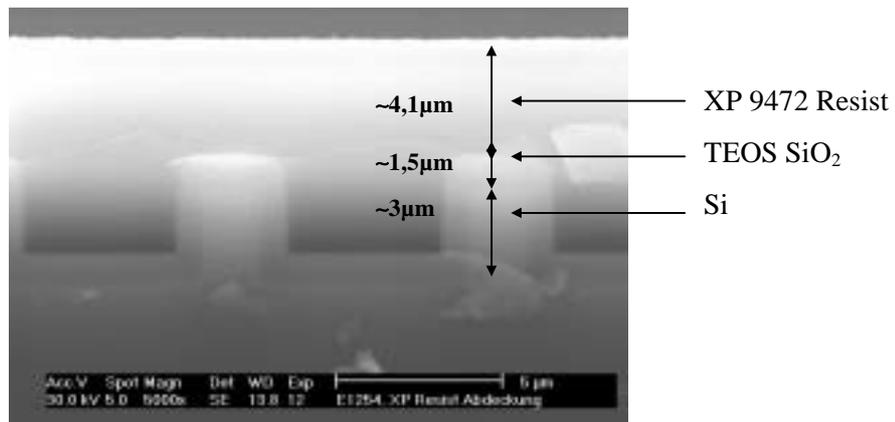


Abb. 148 SEM Querbruch der Maskenstruktur

Die geätzte Si-Struktur, die TEOS SiO<sub>2</sub>-Schicht und die Planarisierung durch die Resistabdeckung sind deutlich sichtbar. Die Resistdicke beträgt in den strukturierten Si-Bereichen ~7,3 $\mu\text{m}$  und in den unstrukturierten Bereichen ~5,7 $\mu\text{m}$ . Die Dicke ist deshalb so groß gewählt worden, weil sie im Zusammenspiel mit der 1,5 $\mu\text{m}$  dicken TEOS SiO<sub>2</sub>-Hartmaske die gleiche Aufgabe zu erfüllen hat, nämlich die Abdeckung und den Schutz der Membranstrukturen und -flächen während Schritt 7.

In Schritt 5 des Herstellungsprozesses wurde nach der Lithografie der Grabenstruktur durch die 3 $\mu\text{m}$  SOI-Membranschicht und 200nm dicke SiO<sub>2</sub>-Schicht mit zwei verschiedenen RIE Trockenprozessen geätzt. Ziel war es, die Grabenstruktur bis auf den Si-Trägerwafer zu öffnen und für die Vereinzelung in Schritt 7 vorzubereiten. Dabei wurde die Resistschicht nach diesen beiden Ätzprozessen nicht abgelackt, sondern bewußt auf der Waferfläche und den Maskenstrukturen gelassen, wo sie als zusätzliche Maskierschicht in Schritt 7 diente.

Der erste Membranätzschritt in der 30%igen KOH-Ätzlösung bei 70°C mit Hilfe der Ätzzelle wurde dem Standard SOI WFP entnommen; er wurde bis auf eine vorläufige Membrandicke von etwa 30 $\mu\text{m}$  durchgeführt. Bei dieser Dicke hatte der Wafer nach der Membranätzung noch eine ausreichende Stabilität, um sicher ausgebaut werden zu können. Der Vereinzelungsschritt erfolgte nun

durch einen RIE Si Gas-Chopping Hochrateprozess an den 75 $\mu\text{m}$  breiten Gräben. Hierzu wurde der SOI Wafer, wie in Kapitel 4.3.1 beschrieben, auf einen Trägerwafer aufgeklebt und geätzt. Die Abbildung 149 zeigt das senkrechte Grabenprofil nach einer Ätzzeit von 120min. Die Grabentiefe beträgt nach dieser Zeit etwa 370 $\mu\text{m}$ , was einer Si-Ätzrate von etwa 3,1 $\mu\text{m}/\text{min}$  entspricht. Diese spezifische Prozessabfolge, bei der zuerst die Membranätzung fast vollständig durchgeführt wurde und dann erst der Vereinzelungsschritt von der Wafervorderseite erfolgte, hatte den Vorteil, dass der gesamte Wafer so lang wie möglich im Verbund prozessiert werden konnte und keine Sonderschritte notwendig waren. Zudem war die Vereinzelung mit einem Trockenätzprozess von der Wafervorderseite, die einzige Möglichkeit, mit einem geringen Si-Belegungsgrad, der durch die offene Si-Fläche der Vereinzelungsgräben vorgegeben wurde, zu ätzen. Eine höhere Ätzrate, ein höherer Waferdurchsatz und dementsprechend geringere Prozesskosten/Wafer sprachen darüber hinaus für dieses Vorgehen.

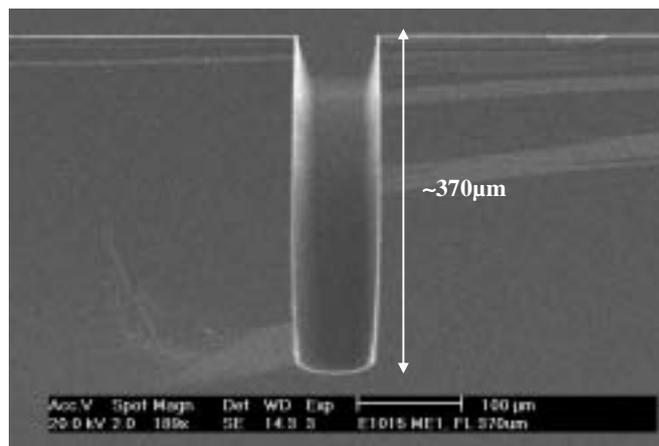


Abb. 149 Ätzprofil des 75 $\mu\text{m}$  breiten Vereinzelungsgrabens

Eine Vereinzelung von der Waferrückseite her wäre nach erfolgter Teil-Membranätzung nicht sinnvoll und praktikabel gewesen, da eine große offene Si-Membranfläche die Ätzrate an den Vereinzelungsgräben stark reduziert und die Membranätzung entsprechend bis auf das Stopoxid weitergegangen wäre. Dies hätte spätestens beim Ablösen des geätzten 3 $\mu\text{m}$  dicken Membranwafers von seinem Trägerwafer zur Zerstörung der Membran geführt. Auch wäre eine Vereinzelung von der Waferrückseite her vor der Membranätzung nicht zweckmäßig, da bei der folgenden Membranätzung die Membranmasken einzeln hätten geätzt werden müssen und die Standard Waferzelle nicht hätte verwendet werden können. Der Zeitaufwand für die Herstellung der einzelnen Stencilmasken wäre in diesem Fall deutlich größer als mit der in Abbildung 146 beschriebenen Prozessführung.

Die Gesamtdauer für die komplette Trockenätzung durch den etwa 675µm dicken SOI Wafer betrug etwa 3h 45min. Dabei wurde der Ätzprozess nach der errechneten Ätzzeit beendet und der Wafer aus der Ätzanlage entnommen. Anhand einer Kontrolle am Lichtmikroskop, bei der in den Grabenstrukturen die Oxidschicht des Trägerwafers erkennbar sein musste, wurde das Prozessende verifiziert. In Tabelle 17 sind die wichtigsten Parameter dieses Trockenätzprozesses zusammengefasst.

Parameter	Hochrateätzprozess	
	Ätz.	Pass.
O <sub>2</sub> Fluss [sccm]	10	-
C <sub>4</sub> F <sub>8</sub> Fluss [sccm]	60	130
SF <sub>6</sub> Fluss [sccm]	110	-
Druck [mT]	32	17
ICP Leistung [W]	650	650
Elektrodenleistung [W]	10	-
Elektrodentemperatur [°C]	20	20
t <sub>Ätz.</sub> [min]	13	-
t <sub>Pass.</sub> [min]	-	7
Si-Ätzrate [µm/min]	3,1	
Selektivität Si : XP9472	145:1	
Selektivität Si : TEOS SiO <sub>2</sub>	300:1	

Tabelle 17 Parameter des Si RIE-Hochrateätzprozess

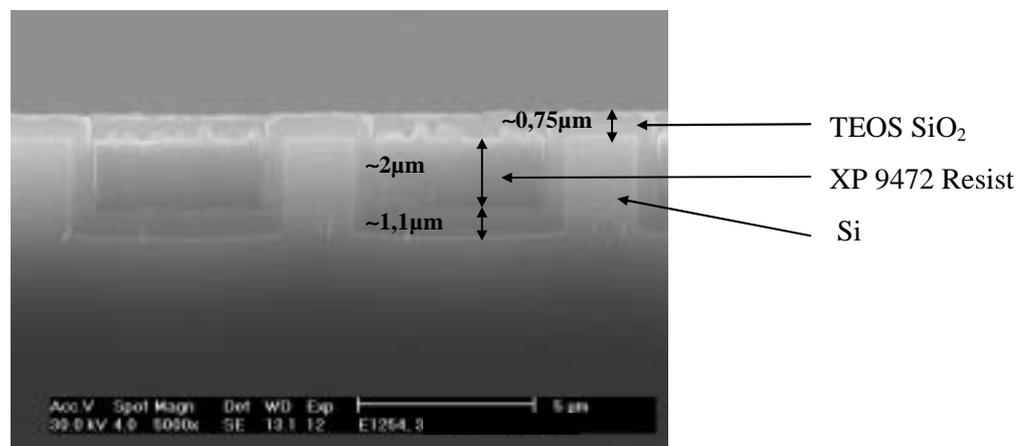


Abb. 150 Strukturbereich nach 3h 45min Ätzdauer

Die Abbildung 150 zeigt einen SEM Querbruch im Strukturbereich nach erfolgtem Vereinzelungsprozess. Die Resistabdeckung ist nur noch in den Grabenstrukturen erkennbar, während auf den Linienstrukturen der Resist vollständig entfernt ist. Zudem ist die TEOS  $\text{SiO}_2$ -Schicht angeätzt und weist nur noch eine Restdicke von  $\sim 0,8\mu\text{m}$  auf.

Die Abbildungen 151 und 152 zeigen den verbliebenen Si-Wafer nach dem Vereinzelungsprozess und eine ausgelöste Stencilmaske.

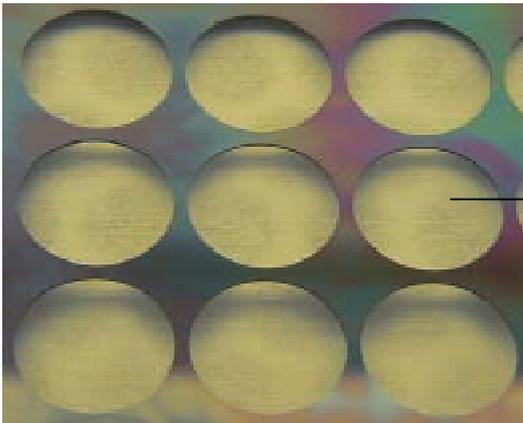


Abb. 151 Si-Wafer nach Vereinzelung

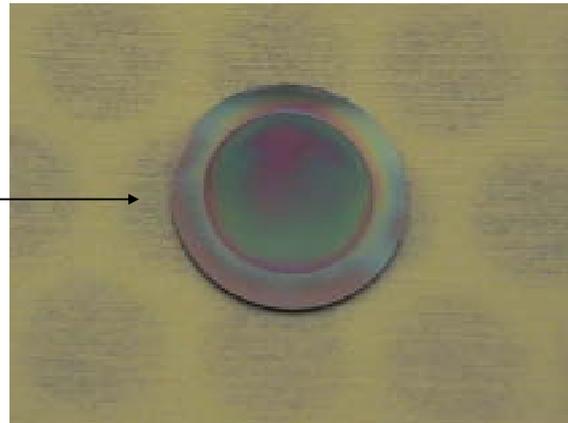


Abb. 152 Stencilmaske mit 20mm  
Außendurchmesser

Nach der Trennung wurden die vereinzelt Stencilmasken in einer Piranha Reinigungslösung von den Resistrückständen auf der Vorderseite gereinigt. Aus Ausbeutegründen geschah dies nicht am Ende des Gesamtprozesses, sondern in dem noch stabilen Zustand vor dem letzten Membranätzschritt in TMAH. Für die TMAH-Ätzung wurden die einzelnen Stencilmasken in einen für diesen Schritt gefertigten Teflon Halter eingespannt. Die Abbildung 153 und 154 zeigen die Vorder- und Rückseite einer solchen Stencilmaske nach erfolgter Membranätzung. Signifikant ist dabei die starke Abweichung der Membrangeometrie von der exakten Kreisform. Letzteres ist durch die Ätzanisotropie im Si-Einkristall hervorgerufen und in Kapitel 4.1 erklärt. Zum besseren Verständnis sind die ätzbegrenzenden Hauptkristallebenen in Abbildung 154 eingezeichnet, die eine Maske nach erfolgter Oxidätzung in HF zeigt. Der kreisförmige Patternbereich in diesen Spezialmasken hat einen Durchmesser von 14,5mm und besteht aus einem Gitter mit  $6\mu\text{m}$  großen quadratischen Öffnungen und  $2\mu\text{m}$  breiten Si-Stegen. Der Öffnungsgrad beträgt in diesen Stencilmasken ca. 56%. Die Abbildung 155 zeigt eine  $75^\circ$  SEM Aufnahme eines solchen Si-Gitters.



Abb. 153 Vorderseite der Stencilmaske nach Membran- und Oxidätzung

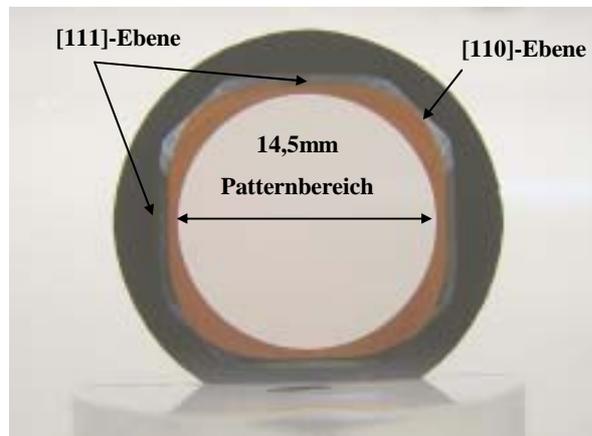


Abb. 154 Rückseite der Stencilmaske nach Membran- und Oxidätzung

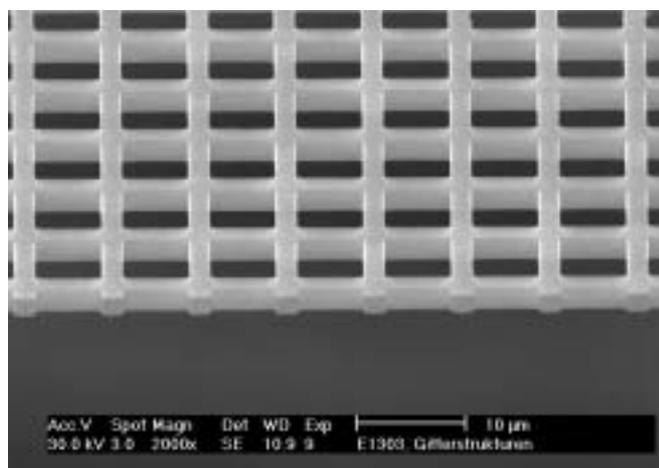


Abb. 155 Si-Gitter

### 6.3 Die Referenzplatte

#### 6.3.1 Grundlagen des Pattern-Lock-Systems

Ein wesentlicher Vorteil der Lithografieverfahren mit geladenen Teilchen im Vergleich zur Lithografie mit Photonen ist die Möglichkeit, das Maskenbild in der Waferebene hinsichtlich:

- (i) Drehungen um die optische Achse,
- (ii) Vergrößerungsmaßstab und Verzerrungen,
- (iii) x-/y-Verschiebungen,

elektronisch zu regulieren und zu stabilisieren. Innerhalb der Ionen-Projektions-Lithografie wird dies über ein sogenanntes „Pattern-Lock-System“ [14] realisiert, das die online Kontrolle der Abbildung des Maskenpatterns in der Bildebene ermöglicht. Für das Funktionieren des ESE-Maskenprinzips, das in Kapitel 5 vorgestellt wurde, ist dieses System (x-/y-Verschiebung) die wesentliche Komponente in der ionenoptischen Abbildung; es soll daher genau erläutert werden.

Die Prinzipskizze 156 zeigt die zwei Hauptbaugruppen dieses Pattern-Lock-Systems.

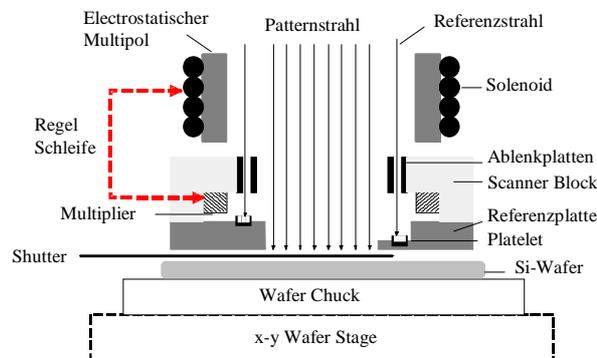


Abb. 156 Prinzipskizze des Pattern-Lock-Systems

Die erste Baugruppe besteht aus einem elektrostatischen Multipol Linsensystem, welches von einem Solenoid umgeben ist, die zweite beinhaltet einen Scanner Block mit integrierter Zerodur Referenzplatte. Beide Gruppen befinden sich zwischen der 4x-Verkleinerungsoptik und der x-y-Waferstage (vgl. Abb. 156). Die Funktion der Hauptgruppen soll kurz beschrieben werden, dabei liegt der Schwerpunkt auf der Aufgabenstellung, nämlich der Fertigung von speziellen Messdetektoren aus Silizium. Der Herstellungsprozess wird im Anschluss daran in Kapitel 6.3.2 beschrieben werden.

In der Ionen-Projektions-Lithografie besteht das in die Bildebene projizierte Ionenbild aus zwei Anteilen, nämlich einem Anteil, welcher die direkte Chip-Strukturinformation aus der Maske beinhaltet und einem Pattern-Lock-Anteil. Letzterer besteht aus zwölf Referenzstrahlen, die durch ihre zugehörigen Pattern-Lock-Öffnungen in der Maske (vgl. Abb. 5) auf Si-Messdetektoren (Si-Platelets) auf der Referenzplatte gelangen. Mit Hilfe von elektrostatischen Ablenkplatten im Scanner Block werden die zwölf Referenzstrahlen individuell und unabhängig voneinander über die Si-Platelets gescannt. Durch Multiplier werden Sekundärelektronen, die von den einfallenden  $\text{He}^+$ -Ionen während des Scanvorgangs über den Si-Messdetektoren generiert werden, detektiert. Dabei sind von den insgesamt zwölf Messdetektoren acht auf einer unteren Referenzplatte und vier auf einer oberen Referenzplatte aus Zerodur integriert. Der Abstand dieser zwei Referenzebenen beträgt 5 mm. Diese Anordnung hat den Vorteil, dass die gemessenen Signale Aussagen über die Divergenz des Ionenstrahles zulassen. Beide Referenzplatten werden nach der Integration der Si-Platelets zueinander justiert und verklebt. Die Abbildung 157 zeigt den prinzipiellen Signalgenerierungs- und Detektionsmechanismus.

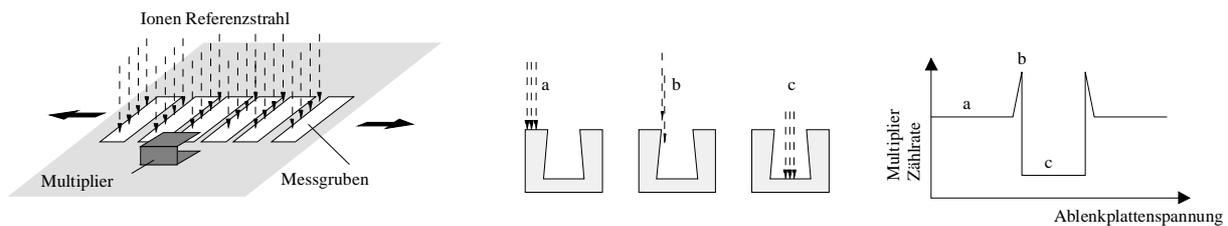


Abb. 157 Signalerzeugung im Pattern-Lock-System

Bei Strahlposition „a“, an der sich der Referenzstrahl über der ebenen Fläche befindet, wird ein Offset Sekundärelektronensignal erzeugt. Erreicht der Referenzstrahl die Position „b“ an der Trenchkante, so erhöht sich das Sekundärelektronensignal aufgrund des Kanteneffektes. An Strahlposition „c“ kommt der Referenzstrahl auf den Trenchboden und die Wahrscheinlichkeit für Sekundärelektronen, den Multiplier zu erreichen, ist aufgrund des großen Aspektverhältnisses der Messgruben deutlich reduziert. Insgesamt ergibt sich eine Multiplier Signalform, wie sie in Abb. 157 vereinfacht dargestellt ist. Über einen Regelkreis steuern die so generierten Multipliersignale elektrostatische und magnetische Korrekturfelder in den Multipolen und im Solenoid (vgl. Abb. 156), die das Ionenbild korrigieren und beeinflussen. Für die richtige Funktion des Pattern-Lock-Systems sind folgende Bedingungen an den Fertigungsprozess [91] der Si-Platelets gestellt:

- (i) Die Dicke der Platelets muss zwischen  $100\mu\text{m} \pm 10\mu\text{m}$  betragen, damit der Abstand zwischen

Detektions- und Bildebene möglichst gering ist.

- (ii) Eine Lagegenauigkeit von  $\pm 2\mu\text{m}$  und eine Winkelgenauigkeit von  $\pm 0.5\text{mrad}$  der Messgruben muss gewährleistet sein.
- (iii) Um die Lagegenauigkeit der Strukturen, die in einem Lithografieschritt erzeugt wurden, zu erhalten, werden die einzelnen Platelets im Waferverbund auf die jeweilige Zerodur Referenzplatte aufgeklebt.
- (iv) Die Trenchform der  $2\mu\text{m}$  breiten und  $10\mu\text{m}$  tiefen Messgruben muss hinterschnitten sein.

### 6.3.2 Herstellungsprozess

Ausgangsmaterial waren 150mm [100] orientierte p-Typ Si-Standardwafer. Die Fertigung begann mit der Abscheidung einer 200nm dünnen LPCVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht.

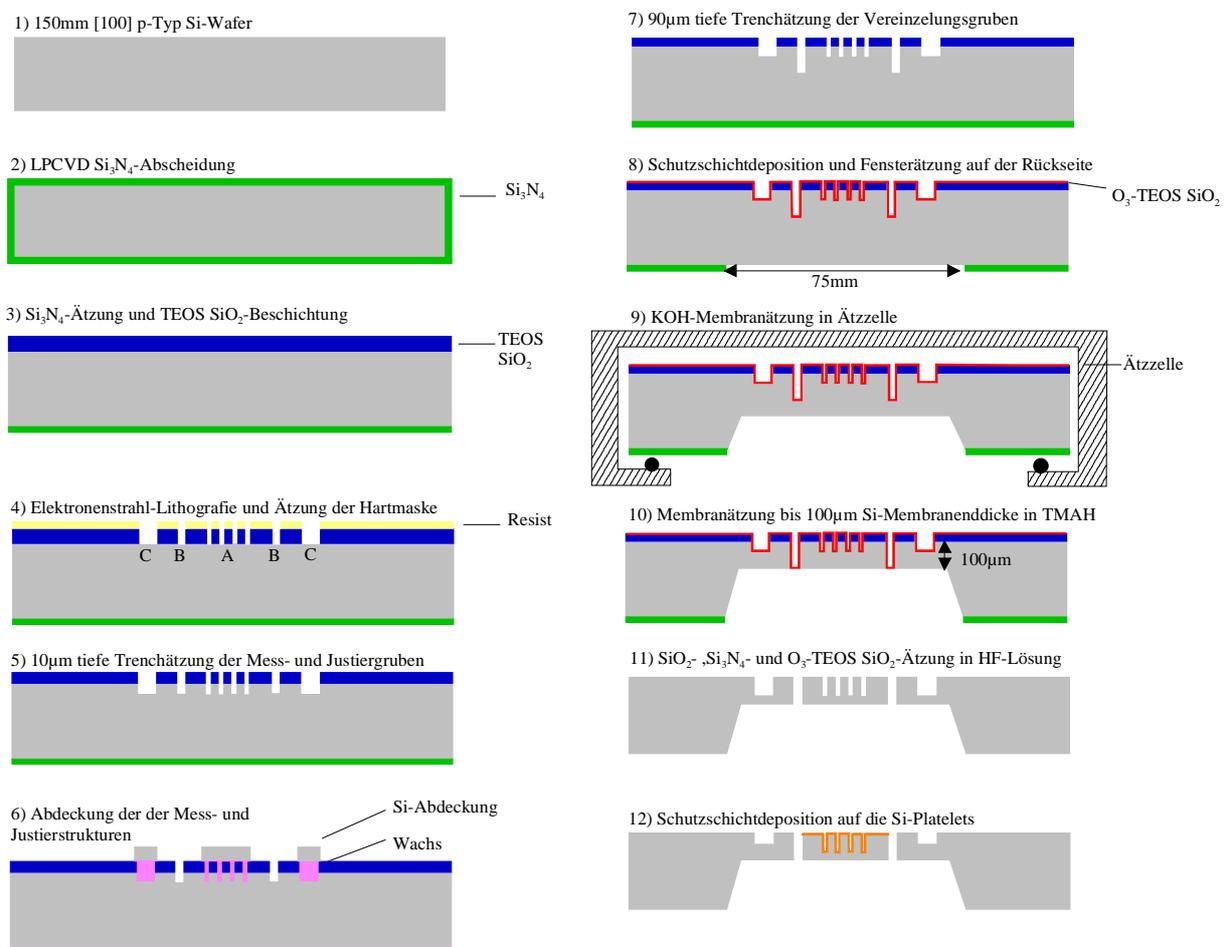


Abb. 158 Herstellungsprozess der Si-Platelets

Die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht diente als Rückseitenmaskierung für die späteren Membranätzschritte nach dem Standard Zweischnittprozess in KOH/TMAH. Nach der Vorderseiten Ätzung der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht wurde eine 3000nm dicke TEOS  $\text{SiO}_2$ -Schicht aufgebracht. Sie diente als Hartmaske für zwei verschiedene Si-Trenchätzprozesse. Im Anschluss an die Elektronenstrahl-Lithografie, die mit dem CARL-Resistprozess durchgeführt wurde und der Hartmaskenätzung wurden in einem ersten Si-Trenchätzprozess drei verschiedene Strukturen definiert (vgl. Schritt 5 in Abb. 158):

- (i) „A“-Strukturen; standen für die  $2\mu\text{m}$  breiten Plateletmessgruben,
- (ii) „B“-Strukturen; standen für  $50\mu\text{m}$  breite Vereinzelungsgräben und Haltestege,
- (iii) „C“-Strukturen; standen für Justiermarken für den Plateletwafer/Zerodurplatte Klebprozess.

Dieser erste Si-Trenchätzprozess war so ausgelegt und entwickelt, dass er die  $2\mu\text{m}$  breiten Plateletmessgruben ca  $10\mu\text{m}$  tief mit einem retrograden Öffnungswinkel ätzte (vgl. Abb. 159). Der Öffnungswinkel und diese Grubentiefe waren notwendig, damit ein scharfes Sekundärelektronensignal generiert werden konnte. Durch den unterschiedlichen Abstand der Messgruben im Zentrum und im Randbereich innerhalb eines Messstreifens (vgl. Abb. 160) war während des Scanvorgangs das resultierende Sekundärelektronensignal genau einem Bereich auf einer Koordinatenachse zuzuordnen. Die Messstreifen auf den einzelnen Platelets waren um jeweils  $90^\circ$  versetzt angeordnet, so dass durch die Zuordnung in die x- und y- Raumrichtung sich eine eindeutige x-y Position des Ionenstrahles feststellen ließ.

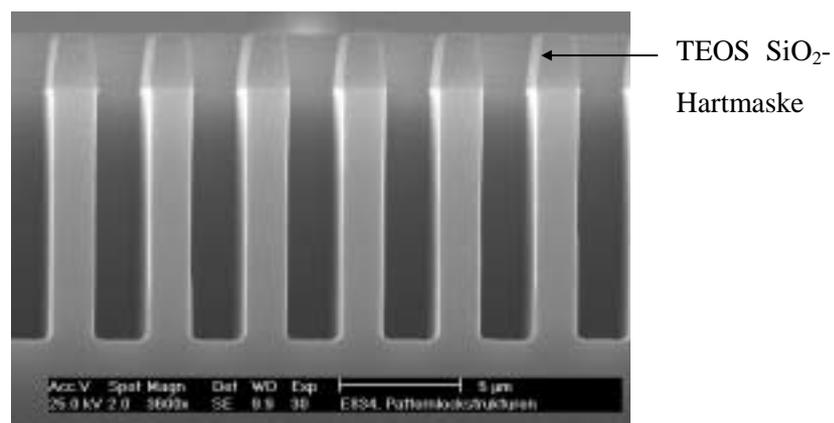


Abb. 159  $10\mu\text{m}$  tiefe Plateletmessgruben mit retrogradem Profil

Eine Hauptschwierigkeit bei der Prozessentwicklung war die Forderung in einem Lithografieschritt Strukturen zu erzeugen, die später in zwei verschiedenen Si-Trenchätzprozessen  $10\mu\text{m}$  (A-, C-Strukturen) und etwa  $90\mu\text{m}$  (B-Strukturen) tief geätzt werden sollten. Versuche in einem Lithografieschritt nur einen Teil der Strukturen zu erzeugen und zu ätzen sowie anschließend in einem zweiten Lithografieprozess die noch fehlenden Strukturen zu schreiben, schlugen fehl, da es an den geätzten Si-Kanten immer wieder zu Resistabrissen beim Aufbringen des Resists für den zweiten Lithografieprozess kam. Zudem war das rückstandsfreie Entfernen eines Photoresists aus Si-Trenchstrukturen mit diesen Aspektverhältnissen nur sehr schwer und mit großem Aufwand möglich.

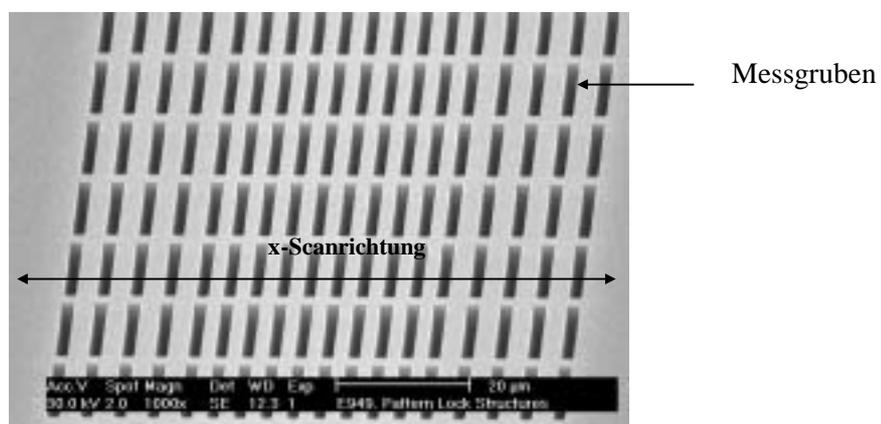


Abb. 160 75° SEM Ansicht eines Messstreifens  
der Plateletmessgruben

Verschiedene Verfahren des selektiven Schutzes der A- und C-Strukturen wurden untersucht. Dabei erwies sich die Idee, mit einer Pipette Photoresist lokal auf die Strukturen zur Abdeckung aufzubringen, als nicht praktikabel. Es kam immer wieder zu Blasenbildungen im Resist beim Aushärten des Lackes und dementsprechend bei der Si-Strukturätzung zu unerwünschten Anätzungen. Insgesamt war diese Handhabung nicht reproduzierbar und die Ausbeute sehr schlecht.

Im Gegensatz dazu war die Methode der selektiven Abdeckung mit einem quadratischen Stück oxidiertem Si (Kantenlänge  $1,2\text{mm}$ ), das mit einem wasserlöslichen Wachs (vgl. Kapitel 4.3.1) auf die Strukturen aufgeklebt wurde, sehr erfolgreich. Wie in Abbildung. 161 gezeigt wurden auf diese Weise die Mess- und Justierstrukturen abgedeckt und so vor dem folgenden  $90\mu\text{m}$  tiefen Si-Trenchätzprozess mechanisch geschützt. Dieser RIE Si-Tiefenätzprozess definierte die späteren Platelethaltestrukturen und die Plateletenddicke (vgl. Abb. 162).

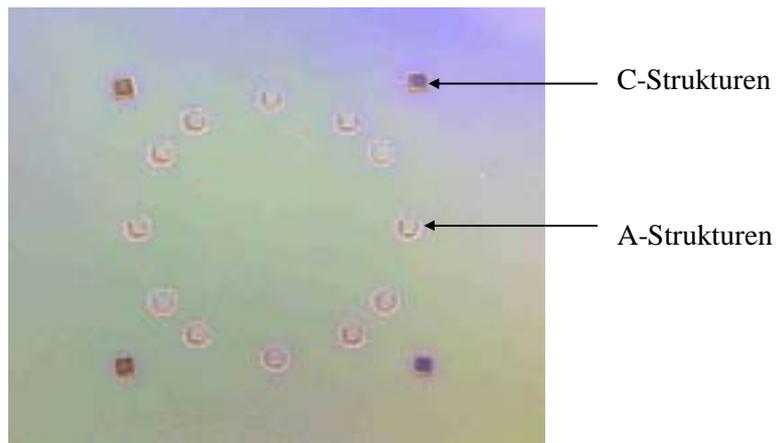


Abb. 161 Abdeckung der 12 A- und  
4 C- Strukturen

Die Parameter beider Trenchätzprozesse mit Ätzraten und Selektivitäten sind in Tabelle 18 angegeben. Der 10 $\mu\text{m}$  Ätzprozess war in zwei Schritte unterteilt. Die ersten 150nm wurden in Schritt 1 senkrecht und ohne Gas Chopping ins Si geätzt, während in Schritt 2 durch das alternierende Ätzen und Passivieren die gewünschte Trenchtiefe und das Ätzprofil eingestellt wurde. Im Gegensatz dazu war der 90 $\mu\text{m}$  Trenchätzprozess ein einstufiger Ätzprozess.

Parameter	10 $\mu\text{m}$ Trenchätzprozess			90 $\mu\text{m}$ Trenchätzprozess	
	Schritt 1	Schritt 2			
	Ätz.	Ätz.	Pass.	Ätz.	Pass.
O <sub>2</sub> Fluss [sccm]	-	15	-	15	-
C <sub>4</sub> F <sub>8</sub> Fluss [sccm]	100	35	100	-	85
SF <sub>6</sub> Fluss [sccm]	35	100	-	130	-
Druck [mT]	15	17	22	37	22
ICP Leistung [W]	850	650	650	650	650
Elektrodenleistung [W]	17	20	-	12	-
Elektrodentemperatur [°C]	20	20	20	20	20
T <sub>Ätz.</sub> [min]		0:07		0:12	
T <sub>Pass.</sub> [min]			0:05		0:08
T <sub>Schritt</sub> [min]	0:45	12:00		27:00	
Ätzrate [ $\mu\text{m}/\text{min}$ ]	0,20	0,86		3,47	
Selektivität TEOS SiO <sub>2</sub> : Si	1:5	1:30		1:300	

Tabelle 18 Parameter des 10 $\mu\text{m}$ - und 90 $\mu\text{m}$  Trenchätzprozesses

Im Anschluss an den zweiten Trenchätzprozess wurden die quadratischen Si-Abdeckplättchen entfernt und der Wafer in einer RCA-1 Reinigungslösung gereinigt. Nach dem Ätzen eines 75mm quadratischen Rückseitenfensters in die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht und einer Beschichtung der Trenchstrukturen auf der Wafervorderseite mit einer 700nm dünnen  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$ -Schicht war der Plateletwafer für die Membranätzung fertiggestellt. Es wurde der Standard KOH/TMAH Zweischritt Ätzprozess wie in Kapitel 4.2.2 vorgestellt, mit einer zeitlichen Anpassung, verwendet. Ein direkter und großflächiger Ätzstopp wie im SOI Membranätzprozess erfolgte dabei nicht, da keine durchgehende Ätzstoppschicht vorhanden war. Die Konsequenz daraus war, dass auf Zeit geätzt werden musste. Bei einer Dickenspezifikation der Platelets von  $100\mu\text{m} \pm 10\mu\text{m}$  war dieses Vorgehen, bei genauer Kenntnis der Prozessparameter sehr gut möglich. Ein partieller Ätzstopp fand an den Trenchböden der Vereinzelungsgruben, die mit der 700nm dünnen  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$ -Schicht bedeckt waren, statt. Das Erreichen dieser Schicht war der entscheidende Indikator für das Prozessende und musste am Lichtmikroskop bei Erreichen der rechnerisch gewünschten Si-Äztiefe kontrolliert werden. Nach erfolgter Membranätzung wurden die verbliebenen Dielektrika Schichten auf Vorder- und Rückseite des Plateletwafers in konzentrierter HF entfernt. Der letzte Schritt im Fertigungsprozess war das Aufbringen einer 500nm dicken Pt-Schutzschicht mittels Elektronenstrahlverdampfung [92].

### 6.3.3 Charakterisierung des Referenzplatten-Wafers

Die Abbildung 162 zeigt ein einzelnes Si-Platelet nach erfolgter Membranätzung. Der Patternbereich mit den Messgruben ist schemenhaft im Zentrum erkennbar. Das gesamte Platelet wird an insgesamt acht Haltestegen mit einer Länge von  $100\mu\text{m}$  und einer Breite von  $50\mu\text{m}$  gehalten.

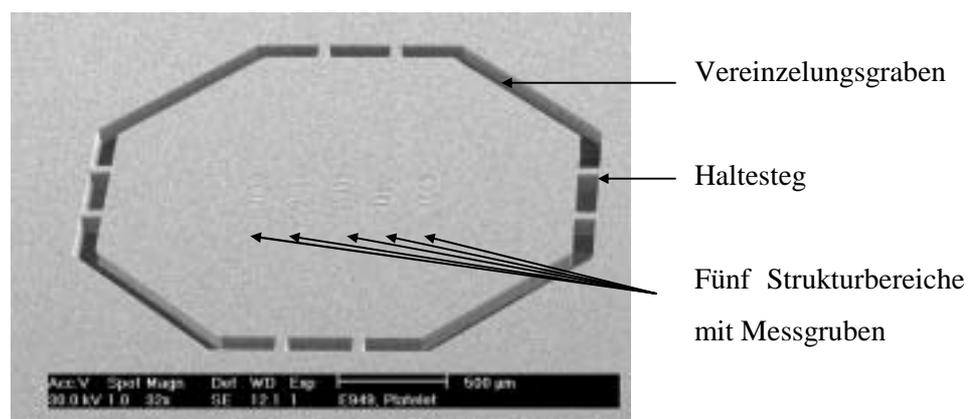


Abb. 162 Einzelnes Si-Platelet mit Messgruben in x-Scanrichtung

Für die genaue Ermittlung der Winkellage und x-y-Position der Messgruben auf den einzelnen Si-Platelets wurden Lagemessungen mit einer Leica LMS IPRO durchgeführt [93]. Abbildung 163 zeigt eine grafische Darstellung der gemessenen Ist-Position minus der Design Soll-Position. Gemessen wurde an definierten Positionen auf den Plateletmessgruben und Justierstrukturen.

Der Fußpunkt der Einzelpfeile bezeichnet die Soll-Position, während die Orientierung der Pfeile in Richtung der gemessenen Abweichung weist. Die Pfeillänge entspricht der Abweichung, skaliert mit dem Faktor 5000. Der Mittelwert der Verschiebung beträgt  $0,65\mu\text{m}\pm 0,03\mu\text{m}$ . Auffällig sind dabei die radiale Verschiebung der Designpositionen in Richtung des Koordinatenursprungs (Waferzentrum) sowie die radiale Abhängigkeit der Verschiebung.

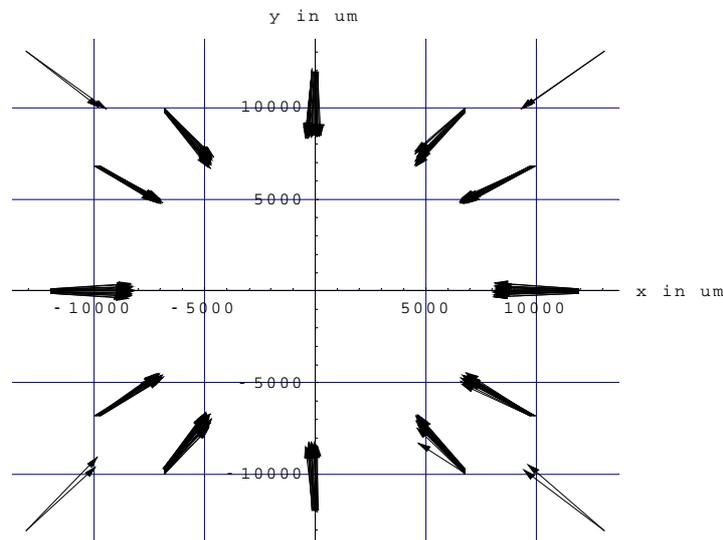


Abb. 163 Lageverschiebung der Strukturen  
auf dem Referenzplatten-Wafer

Aufgrund des Schichtaufbaus  $3\mu\text{m}$  TEOS  $\text{SiO}_2$ -Hartmaske auf Wafervorderseite und  $200\text{nm}$  LPCVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$  auf der Waferrückseite ergab sich ein starke Krümmung des Si-Wafers während der Elektronenstrahl-Lithografie. Finite Elemente Analyse [94] für diesen Zustand ergaben eine Strukturverschiebung nach Entfernung beider Schichten, die eine radiale Abhängigkeit hatte. Für den  $12\text{mm}$  Radius, auf dem sich die zwölf Platelets befanden, bedeutete dies eine Strukturverschiebung von  $0,5\mu\text{m}$  in Richtung Koordinatenzentrum. Dieser Wert steht in guter Übereinstimmung mit dem Mittelwert von  $0,65\mu\text{m}$  aus der LMS IPRO Messung.

Die Abbildung 164 zeigt eine Auswertung der gemessenen Winkellagen der 12 Si-Platelets zu einem orthogonalen Referenzkoordinatensystem in der jeweiligen x- bzw. y-Richtung. Die Spezifikation für die Winkelgenauigkeit von  $\pm 0.5\text{mrad}$  ist sehr gut erfüllt und der Plateletwafer war damit freigegeben für die Klebung auf die Zerodur Referenzplatte.

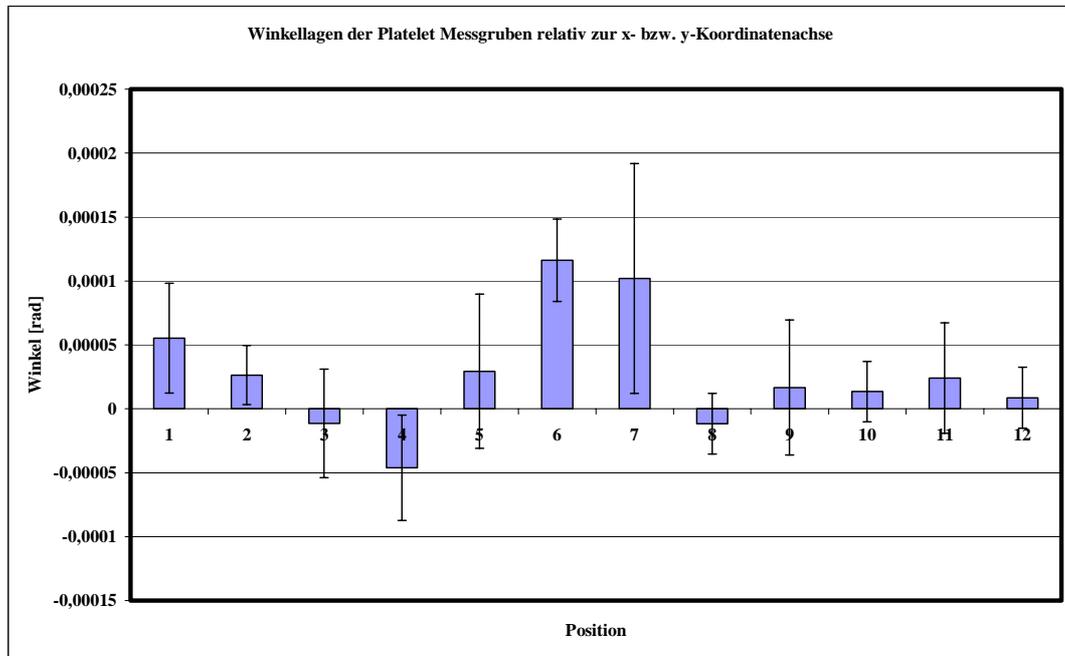
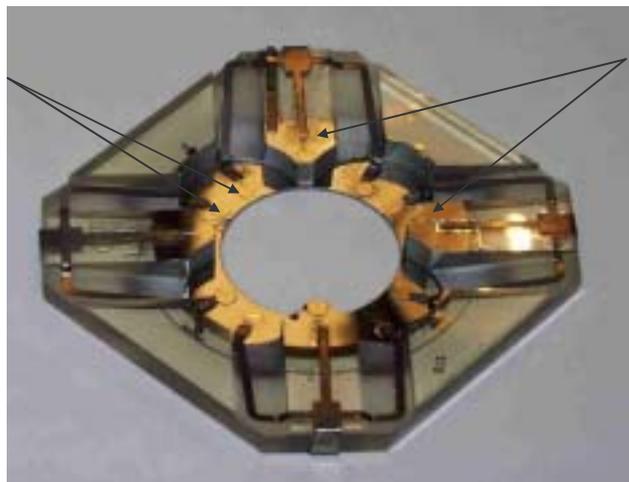


Abb. 164 Winkellagen der zwölf Si-Platelets

Die Abbildung 165 zeigt eine fertiggestellte Referenzplatte mit den vier Si-Platelets auf der oberen Referenzebene und den acht Si-Platelets auf der unteren Referenzebene.

Zwei Si-Platelets auf  
unterer Referenzebene



Zwei Si-Platelets auf  
oberer Referenzebene

Abb. 165 Fertige und kontaktierte Referenzplatte

#### 6.4 Formatblenden

In Anlehnung an den in Kapitel 2.2 vorgestellten SOI WFP wurde ein Fertigungsprozess für spezielle Lochmasken, sogenannte Formatblenden, entwickelt. Formatblenden sind im Vergleich zu den IPL Projektionsmasken sehr einfach aufgebaut, da sie nur als Aperturblenden fungieren und bezüglich der Minimalstruktur und Strukturvielfalt keine so hohen Prozessanforderungen stellen. Die wesentlichen Unterschiede zum Standard SOI WFP hinsichtlich Strukturätzung und Prozessführung werden in diesem Kapitel erklärt.

Für diese Aufgabenstellung musste ein  $25\mu\text{m}$  tiefer Si-Trockenätzprozess und ein Verfahren für die präzise Vereinzelung der Blenden entwickelt werden. Formatblenden werden in Elektronenstrahlenschreibern, die nach dem „Variable Shaped Beam“ Schreibprinzip (vgl. Kapitel 6.4.1) arbeiten, verwendet. In diesem Anwendungsbereich haben die Blenden eine Si-Membrandicke von etwa  $25\mu\text{m}$  und Membranflächen im Bereich von  $4\text{mm}^2$ . Neben der Membrangröße und -dicke sind die wesentlichen Unterschiede dieser Formatblenden im Vergleich zu der  $3\mu\text{m}$  Stencilmaske:

- (i) Nur quadratische Strukturen mit Kantenlängen von  $10\text{-}50\mu\text{m}$ .
- (ii) Hochpräzise und rechteckförmige Außenabmessungen.
- (iii) Quadratische Membranfläche.

Die Abbildungen 166 und 167 zeigen Aufnahmen dieses speziellen Formatblendentyps. Die Vorder- und Rückseite der Blenden ist durch das Membranfenster deutlich unterscheidbar. Der Strukturbereich für diesen Blendentyp besteht aus insgesamt neun quadratischen Öffnungen, die einen Winkel von  $90^\circ$  bzw.  $45^\circ$  zur x-Achse einnehmen.

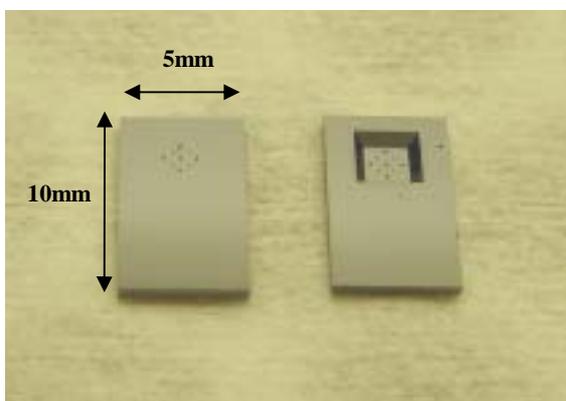


Abb. 166 Blenden Vorder- und Rückseite

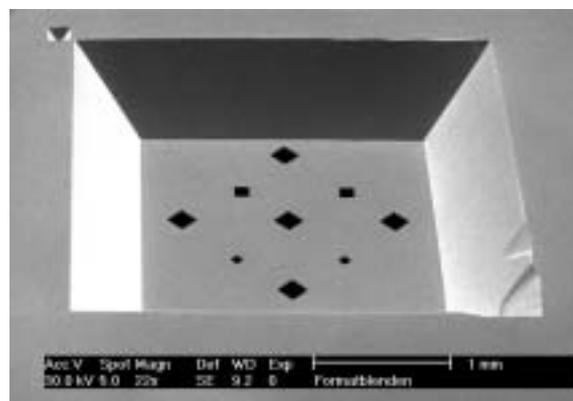


Abb. 167 SEM Aufnahme der Blendenstrukturen

## 6.4.1 Schreibprinzip

Das Schreibprinzip mit einem Formstrahlschreiber soll kurz dargestellt werden, da es vor allem zum Problemverständnis bei der Lithografie von „Any Angle Strukturen“, die in magnetischen Datenträgern vorhanden sind (vgl. Kapitel 6.5), notwendig ist.

Abbildung 168 zeigt eine vereinfachte Darstellung des Strahlenganges und der Formgebung. Aus einer punktförmigen Elektronenquelle wird ein Elektronenstrahl emittiert und über eine erste Blende ( $AP_1$ ) im elektronenoptischen Strahlengang in eine rechteckige oder quadratische Geometrie geformt. Mit einer nachgeschalteten Kondensator Linse wird der Strahl dann in die Ebene einer x-y Ablenkeinheit fokussiert. Durch die x/y-Ablenkung wird eine Überlappung des geformten Elektronenstrahles an einer zweiten Aperturblende ( $AP_2$ ) vorgenommen und die gewünschte Strahlgeometrie hergestellt. Eine nachgeschaltete 28x-Verkleinerungsoptik (in Abb. 168 nicht gezeichnet), projiziert diesen Elektronenstrahl in die Waferebene.

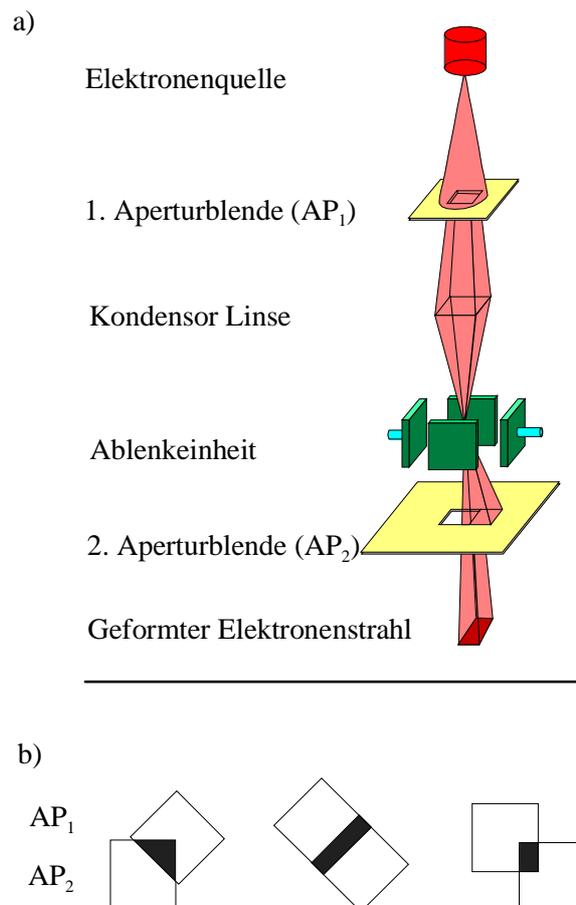


Abb. 168 a) „Variable Shaped Beam“ Strahlengang b) Verschieden geformte Strahlgeometrien

Bei Verwendung von quadratischen Formatblendenstrukturen können durch Überlappung der beiden Formatblenden Typen ( $90^\circ$ - oder  $45^\circ$ -Blende) die in Abbildung 168 b) gezeigten Strukturgeometrien erzeugt werden. Die Designdaten werden nun bei der Belichtung durch diese Strukturgeometrien treppenförmig approximiert. Die Abbildung 169 zeigt die Approximation einer Strukturschräge durch rechteckig geformte „Einzelshots“.

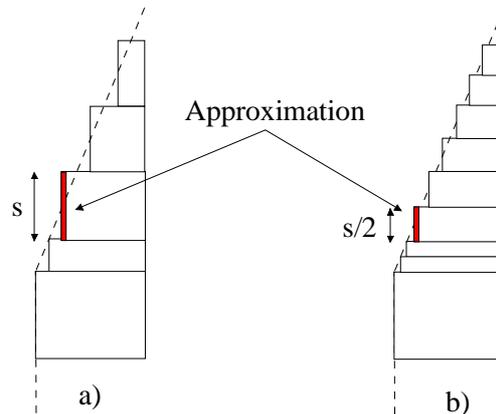


Abb. 169 Approximation einer Strukturschräge durch Einzelshots

Die Linienrauigkeit hängt dabei von der verwendeten Approximation ab, die mit der Anzahl der Einzelshots korreliert. Die Zahl der Einzelshots wiederum hängt von der Winkellage der auftretenden Designdaten ab (vgl. Kapitel 6.5.3) und ist ein Faktor, der die Schreibzeit mitbestimmt. Die Approximation der Strukturschräge in Abb. 169 a) wurde mit Rechtecken der Kantenlänge  $s$  durchgeführt, die zu einer Kantenrauigkeit von  $s/2$  und einer Shotanzahl von vier führt. Wird die Approximation um den Faktor zwei verbessert und mit Rechtecken der Kantenlänge  $s/2$  durchgeführt, so resultiert daraus eine Rauigkeit von  $s/4$  und einer Erhöhung der Shotanzahl auf acht.

Der große Vorteil des „Variable Shaped Beam“ Schreibprinzips in der Elektronenstrahl-Lithografie liegt im Vergleich zu gaussförmigen Punktstrahlschreibern in einer höheren Schreibgeschwindigkeit und, daraus resultierend, einem höheren Wafer-/Maskendurchsatz [55].

#### 6.4.2 Herstellungsprozess

Die Unterschiede im Herstellungsprozess der Formatblenden im Vergleich zum SOI WFP in Abbildung 8 sind:

- (i) Verwendung einer 1,5 $\mu\text{m}$  dicken TEOS SiO<sub>2</sub>-Hartmaske für die Trenchätzung.
- (ii) 25 $\mu\text{m}$  tiefer Trenchätzprozess.
- (iii) Vereinzelung der Blenden nach der Membranätzung in TMAH und Dielektrika Ätzung in HF.
- (iv) Kein Bedarf einer C-Schutzschicht für Elektronen.

Die Darstellung der Entwicklungsleistung soll auf die Punkte ii) und iii) beschränkt bleiben, da diese prozesstechnisch den Hauptunterschied zum Standard SOI WFP darstellen.

Für die Si-Strukturätzung mit der Gas Chopping Ätztechnik wurde der Entwicklungsschwerpunkt bei den Formatblenden auf zwei Parameter gelegt, nämlich eine Minimierung der Seitenwandrauigkeit und Eckenverrundung in den Blendenöffnungen. Untersuchungen von [95] haben gezeigt, dass eine zu große Seitenwandrauigkeit die Verschmutzung der Blenden im Einsatz durch Ablagerungen an den Seitenwänden begünstigt.

Die Abbildung 170 zeigt SEM Aufnahmen von Blendenecken, die mit verschiedenen Trockenätzprozessen geätzt und zur Prozessbeurteilung herangezogen wurden. Die geätzten Proben wurden unter einem 75° Kippwinkel im SEM aufgenommen, wobei deutliche Unterschiede von Abbildungen 170 a)-d) hinsichtlich der beiden Entwicklungsschwerpunkte zu sehen sind. Aus Tabelle 19 sind die entsprechenden Parameter für die vier verschiedenen Ätzprozesse ersichtlich. Ein Vergleich dieser Parameter mit den zugehörigen SEM Aufnahmen aus Abbildung 170 zeigt, dass neben dem Verhältnis und Dauer der Ätz- und Passivierungszeiten der Prozessdruck und die Elektrodenleistung eine entscheidende Rolle spielen.

Ein Zusammenhang zwischen der Seitenwandrauigkeit und den Zeiten im Ätz- und Passivierungsschritt ist nach den Ausführungen in Kapitel 3 offensichtlich.

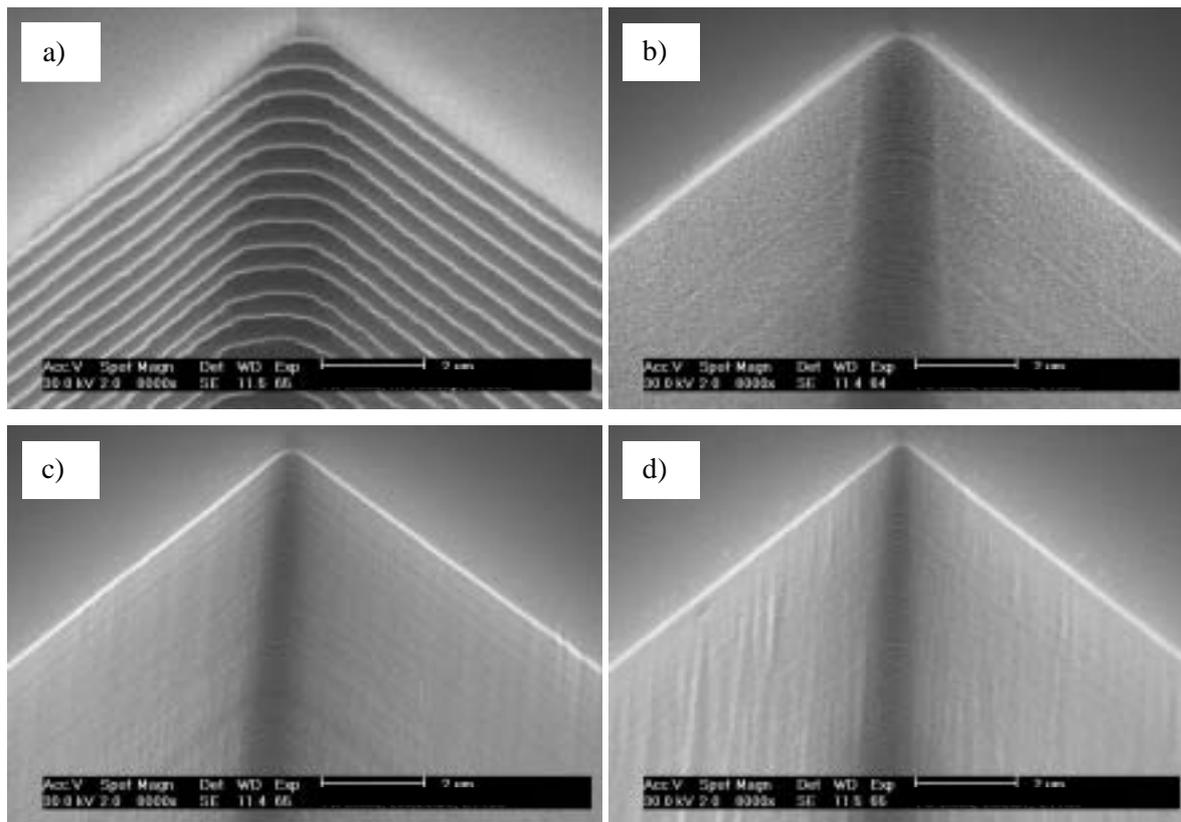


Abb. 170 Seitenwandrauigkeit und Eckenverrundung an Blendenstrukturen

Ein geringer Prozessdruck besagt nach Gleichung 7 eine große mittlere freie Weglänge der Ionen, und eine hohe Elektrodenleistung bewirkt eine große Ionenstromdichte, die auf die Waferoberfläche trifft. Insgesamt sorgen beide Parameter für eine hohe physikalische Komponente bei der Ätzung und dementsprechend für eine kleine isotrope Komponente. Dies wird beim Vergleich des SEM Bildes 170 a) mit den drei anderen deutlich. Die Länge einer einzelnen Ätzwelle, die ein Maß für die Seitenwandrauigkeit ist, beträgt  $\sim 1000\text{nm}$ .

Ein Vergleich der gemessenen TEOS  $\text{SiO}_2$ -/Si-Selektivitäten in den Prozessen aus Tabelle 19 von 1:300 bis zu einem Wert von 1:44 unterstreicht die Zunahme der physikalischen Ätzkomponente von Prozess a)-d). Das beste Ergebnis mit einer Seitenwandrauigkeit von  $\sim 70\text{nm}$ , und einer Eckenverrundung von  $\sim 500\text{nm}$  wurde mit Prozessvariante d) erzielt. Dabei ergab eine SEM Messung der Kantenrauigkeit [96], die für diesen Blendentyp vorgenommen wurde, einen  $3\sigma$  Wert von  $48\text{nm}$ .

Die Vereinzelung der etwa 100 Formatblenden, die sich auf einem 150mm SOI Wafer befanden, wurde über einen Sägeprozess durchgeführt. Mit der in Kapitel 4.3 beschriebenen Präparations-technik, wurde der Formatblendenwafer nach erfolgter Membran- und Dielektrika-Ätzung (vgl. Abb. 8; Schritt 9, 10) mit der Rückseite auf einen Trägerwafer aufgeklebt. Die Klebung mit der Waferrückseite auf den Trägerwafer erwies sich für die Reinigung als vorteilhaft, da die Membrankavität somit nicht in Kontakt mit Partikeln während der Vereinzelung kam.

Auf der Wafervorderseite befanden sich in den jeweiligen Eckpunkten der Einzelblenden Sägemarken, die beim Strukturierungsprozess der Blendenöffnungen mit hergestellt wurden. Anhand dieser Marken liess sich der Wafer in die einzelnen Blenden mit einer Parallelität (Winkeligkeit) von  $\sim 10\text{mrad}$  und einer Längenabweichung vom Sollwert von  $\leq 10\mu\text{m}$  zersägen.

Parameter	Formatblenden Ätzprozesse							
	Prozess a)		Prozess b)		Prozess c)		Prozess d)	
	Ätz.	Pass.	Ätz.	Pass.	Ätz.	Pass.	Ätz.	Pass.
O <sub>2</sub> Fluss [sccm]	15	-	15	-	15	-	15	-
C <sub>4</sub> F <sub>8</sub> Fluss [sccm]	-	85	35	100	35	100	35	100
SF <sub>6</sub> Fluss [sccm]	130	-	100	-	100		100	
Druck [mT]	37	22	18	13	18	13	15	10
ICP Leistung [W]	650	650	650	650	650	650	650	650
Elektrodenleistung [W]	12	-	20	-	20	-	30	-
Elektrodentemperatur [°C]	20	20	20	20	20	20	20	20
T <sub>Ätz.</sub> [min]	0:12	-	0:08	-	0:06		0:06	
T <sub>Pass.</sub> [min]	-	0:08	-	0:05		0:05		0:05
T <sub>Schritt</sub> [min]	31:00		31:00		31:00		31:00	
Ätzrate [ $\mu\text{m}/\text{min}$ ]	3,0		1,48		1,03		1,06	
Selektivität TEOS SiO <sub>2</sub> : Si	1:300		1:100		1:70		1:44	

Tabelle 19 Parameter der vier verschiedenen Formatblenden Ätzprozesse

## 6.5 Die Ionen-Projektions-Strukturierung von magnetischen Datenschichten

Die gezielte Modifikation von Oberflächen und Materialeigenschaften mit Ionen wird in der Technik schon lange bei einer Vielzahl -auch nicht gleichartiger Prozesse- ausgenutzt. Beispiele hierfür sind das ionenunterstützte Abscheiden von Schichten, das Ionenstrahlätzen [97], das ionenunterstützte Ätzen (vgl. Kapitel 3) und die Ionen-Implantation. Der Stand der Technik und die Verwendung von Si-Stencilmasken als neue Methode für die Strukturierung magnetischer Speichermedien sollen im Folgenden erläutert werden.

Die Realisierung von magnetischen Datenträgern beruht auf der Strukturierung einer magnetischen Trägerschicht in getrennte magnetische Inselbereiche (Bitzellen). Diese Strukturierung wird bei den jetzigen Speichermedien durch einen magnetische Schreib-/Lesekopf am Ende der Speicherplattenherstellung vorgenommen. Bei diesem Formatierungsvorgang werden die verschiedenen Speicher- und Servobereiche (vgl. Abb. 173) auf der Platte festgelegt. Die maximale Speicherdichte, die mit dieser Technik erreicht werden kann, liegt bei etwa  $100\text{Gbit}/\text{inch}^2$  [98], darüberhinaus kommt es zu Kopplungsphänomenen der einzelnen Bitzellen untereinander durch den superparamagnetischen Effekt .

Eine Möglichkeit diesen Effekt zu umgehen ist die Strukturierung einer magnetischen Datenträgerschicht in einzelne -geometrisch getrennte- magnetische Bitzellen. Dies kann durch direktes serielles Ionenstrahlätzen, bevorzugt mit  $\text{Ga}^+$ -Ionen [99], durch Ätzen mit Hilfe einer strukturierten Resistschicht oder durch ein Stempelverfahren [100] erreicht werden. Das Resultat ist ein strukturierter magnetischer Datenträger, wie er in Abbildung 171 zu sehen ist. Die Nachteile dieser Art Datenträger sind:

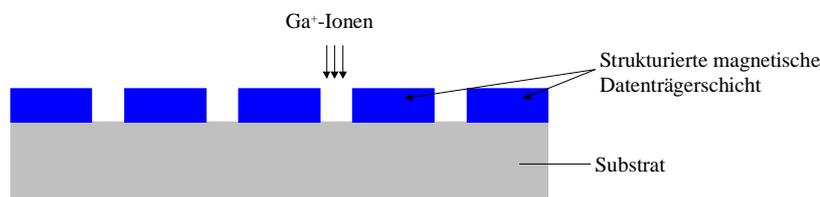


Abb. 171 Ionengeätzter magnetischer Datenträger

- (i) Die Topografie, welche den Einsatz in einem Speicherlaufwerk mit rotierender Speicherplatte und fliegendem Schreib-/Lesekopf limitiert [102]. Die tolerable Oberflächenrauigkeit der Datenträgerschicht muss aus tribologischen Gründen etwa eine Größenordnung kleiner sein

als der Abstand zwischen Speicherplatte und Schreib-/Lesekopf. Auch muss dieser Abstand geringer sein als die laterale Dimension der Bitzelle, weil nur dann ein sicheres und reproduzierbares Schreiben und Lesen der Datenbits möglich ist. Typische Abstände betragen bei der jetzigen Generation der magnetischen Datenträger etwa 10-20nm. Bei weiterer Verkleinerung der Strukturabmessungen werden aber Abstände zwischen Speicherplatte und Schreib-/Lesekopf von 3-5nm erwartet [101]. Dies kann mit magnetischen Datenträgern, wie in Abbildung 171 skizziert, nach dem derzeitigen Entwicklungsstand nicht erreicht werden.

- (ii) Die drei Herstellverfahren. Die Herstellung magnetischer Datenträger mittels seriellen Ionenstrahlätzen ist ein sehr zeitaufwendiger Prozess, der für die industrielle Fertigung von großflächigen Speichermedien ausscheidet. Die Verwendung eines Stempels oder einer Resistmaskierung haben beide den Nachteil, dass prozessbedingt Partikel generiert werden. Diese Partikel können im Betrieb zu einem Zusammenstoß und zur Zerstörung des Schreib-/Lesekopfes führen.

Im Gegensatz zu den beschriebenen Verfahren wird bei der Ionen-Projektions-Direkt-Strukturierung (IPDS) von magnetischen Schichten der Patternbereich einer Stencilmaske mit einem parallelen Ionenstrahl durchstrahlt [102]. Über eine nachgeschaltete Verkleinerungsoptik wird dann nach demselben Prinzip wie in der IPL das Maskenpattern auf eine empfindliche Datenträgerschicht abgebildet. Als Datenträgerschichten werden Co/Pt- [103], Fe/Pt- [104], Au/Fe-Multischichten [105] verwendet. Die bestrahlten Bereiche (Bitzellen) sind dabei in eine magnetische Matrix eingebettet, welche die magnetischen Eigenschaften der Ausgangsschicht beibehält, während innerhalb der Bitzellen durch den Einfluss der Ionenstrahlung eine Durchmischung der Atome am Interface der Multischichten stattfindet. Die Abbildung 172 zeigt schematisch die magnetische Datenträgerschicht nach der IPDS.

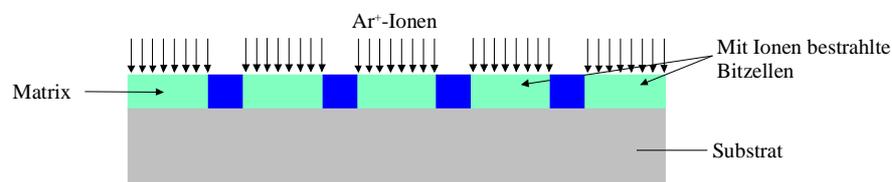


Abb. 172 IPDS von magnetischen Datenträgerschichten

Die Durchmischung an den Grenzflächen der Multischichten führt zu einer Herabsetzung der benötigten äußeren Magnetfeldstärke für die Magnetisierung der Bitzellen [106, 107]. Auf diese Weise sind die bestrahlten Bereiche magnetisch weicher und können bei Anlegen eines äußeren

magnetischen Feldes ummagnetisiert werden, während die magnetisch härtere Matrix unbeeinflusst bleibt. Die Vorteile im Vergleich zu der Anordnung in Abbildung 171 und den entsprechenden Herstellungsverfahren sind:

- (i) Keine Topografie auf dem magnetischen Datenträger nach der IPDS.
- (ii) Keine direkte Partikelkontamination beim Strukturierungsprozess.
- (iii) Projektionsverfahren.

#### 6.5.1 Spezifische Anforderungen an die Stencilmaske

Der Einsatz und die Anforderung an Si-Stencilmasken in der IPDS unterscheidet sich in wesentlichen Punkten von den Maskenanforderungen in der Lithografie für die Mikroelektronik. Für Stencilmasken, die zur Strukturierung von magnetischen Speichermedien verwendet werden sollen, sind folgende Besonderheiten zu berücksichtigen:

- (i) Die Belichtungen von magnetischen Speichermedien sind Erstbelichtungen und haben keine Overlay Anforderungen, wie sie bei der Herstellung von CMOS Bauelementen in der Mikroelektronik gelten. Neben einer Vereinfachung des Belichtungsvorganges werden dadurch die Toleranzen für die Lagetreue der Stencilmasken-Strukturen entspannt.
- (ii) Die Datenstrukturen auf Festplattenspeichern sind rotationssymmetrisch angeordnet. Alle Winkellagen kommen in den Designdaten vor und müssen lithografisch generiert werden. Für Elektronenstrahlschreiber, die nach dem Formstrahlprinzip arbeiten, bedeutet dies -je nach der Genauigkeit der Strukturzerlegung- eine sehr große Anzahl an Belichtungsshots. Diese ist aber direkt proportional zu der benötigten Schreibzeit und dementsprechend groß (vgl. Kap. 6.5.3).
- (iii) Die magnetischen Informationen werden, wie schon erwähnt, von einem über die Speicherplatte fliegenden Schreib- und Lesekopf geschrieben oder gelesen. Für die Positionsbestimmung und Orientierung des Kopfes sind in bestimmten Bereichen auf der Platte sogenannte Servoinformationen vorhanden (vgl. Abb. 173). Ist der Kopf nicht richtig auf einer Datenspur orientiert, wird dies über die Servobereiche festgestellt und die Position über Aktuatoren korrigiert. Des Weiteren kann die Position des Kopfes innerhalb einer Umdrehung des Speichermediums korrigiert werden, weil sich die Servobereiche etwa alle drei Winkelgrad auf dem Speichermedium befinden. Daher können sowohl die Spurbreiten  $S_B$ , die Spurbstände  $S_A$  und die Rotationssymmetrie, definiert als Quotient aus dem Radius  $R$  und Winkel  $\varphi$ , in der Stencilmaske nach der Fertigung und im Einsatz variieren. Nach Dietzel

[108] gelten folgende Toleranzen: Spurbreitentoleranz  $\Delta S_B = 40\text{nm}$  ( $\Leftrightarrow S_B \times 0,1$ ), Spurabstands-toleranz  $\Delta S_A = 50\text{nm}$  und Rotationssymmetrietoleranz  $\Delta R/\Delta\phi = 4\text{nm/Grad}$ .

- (iv) Für die IPDS werden schwere Ionen wie  $\text{Ar}^+$  oder  $\text{Xe}^+$  verwendet. Dadurch ergeben sich andere Anforderungen an eine Schutzschicht als bei leichten  $\text{He}^+$ -Ionen in der IPL. Im Gegensatz zu  $\text{He}^+$ -Ionen treten bei schweren Ionen Sputtereffekte auf und die Eindringtiefe beträgt bei gleicher Energie etwa 10% (vgl. Abbildungen 125-126).
- (v) Die Belichtungszeiten und damit die Belastung der Stencilmaske sind je nach verwendeter Ionensorte und magnetischer Speicherschicht momentan im Bereich von einigen 10s-30min [102], also deutlich länger als in der Lithografie für die Mikroelektronik.

### 6.5.2 Belegungsgrad und Stabilitätsuntersuchungen

Die Abbildung 173 zeigt einen Designausschnitt aus einem momentanen Magnetspeicher-Pattern. Es sind die beiden Hauptstrukturbereiche erkennbar, nämlich der reale Speicherbereich, der die rechteckigen magnetischen Bitzellen mit einer Strukturgröße von  $2000\text{nm} \times 400\text{nm}$  (Länge  $\times$  Breite) beinhaltet sowie der Servobereich, der Positionsinformationen für den Schreib- und Lesekopf enthält. Bei einer 4x-Abbildung beträgt die Minimalstruktur also  $500\text{nm} \times 100\text{nm}$ . Der Servobereich besteht aus durchgehenden, mehrere mm langen L&S Bereichen mit einem Übergangsbereich, der sowohl L&S Strukturen wie auch isolierte Lochstrukturen aufweist. Die Strukturbreite im Servobereich beträgt  $800\text{nm}$ . Der Öffnungsgrad in einer Stencilmaske mit diesem Pattern liegt bei ca. 45%. Neben den Anforderungen an die Elektronenstrahlithografie von „Any Angle Strukturen“ ergeben sich zwei wichtige Kriterien für die Stencilmasken Fertigung:

- (i) Herstellung von langen freitragenden L&S Strukturen für den Servobereich.
- (ii) Herstellung von großflächigen Stencilmasken mit einem Öffnungsgrad von ca. 50%.



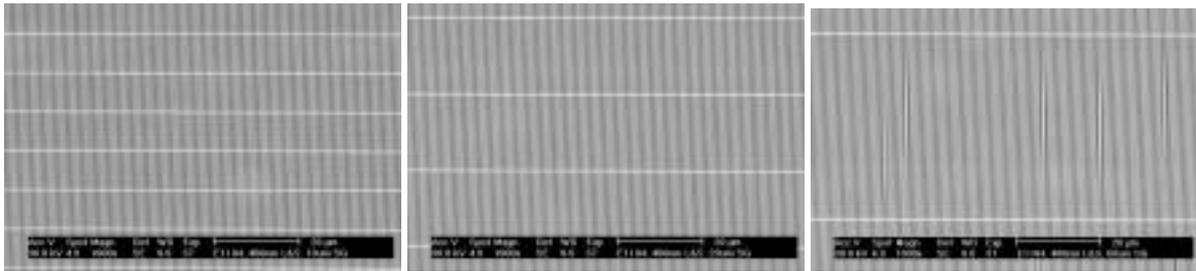


Abb. 175 400nm L&amp;S mit 10µm-, 20µm- und 50µm-Stützgitterabstand

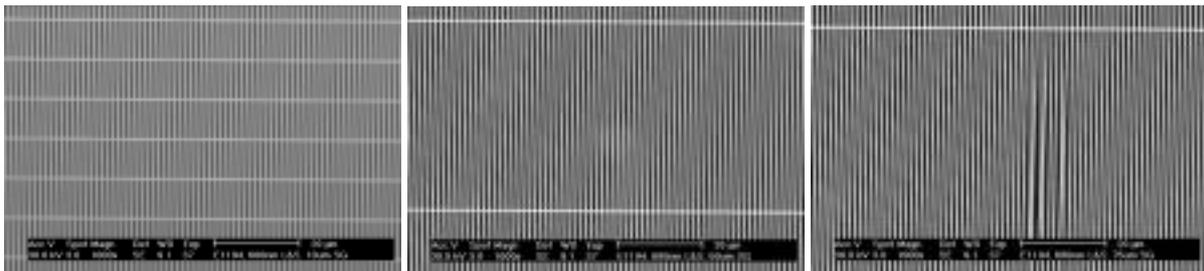


Abb. 176 600nm L&amp;S mit 10µm-, 50µm- und 75µm-Stützgitterabstand

Die Abstände sind an den jeweiligen SEM Aufnahmen angegeben. Auffällig an den drei Bilderserien ist, dass ab einem bestimmten Stützgitterabstand innerhalb einer Strukturgröße einzelne Linienbereiche sich berühren und zusammenkleben. Eine Auswertung der jeweiligen Aspektverhältnisse (Strukturlänge/Strukturbreite), bei der dieser Effekt auftritt, enthält Tabelle 20.

	<b>0,25µm L&amp;S</b>	<b>0,4µm L&amp;S</b>	<b>0,6µm L&amp;S</b>
Stützgitterabstand	Aspektverhältnis	Aspektverhältnis	Aspektverhältnis
30µm	120		
50µm		125	
75µm			125

Tabelle 20 Aspektverhältnisse für Berührung der L&amp;S Strukturen

Die Berührung der L&S Strukturen beginnt stets bei einem Aspektverhältnis im Bereich zwischen 120-125. Die Ursache dieser Strukturberührungen müssen Kräfte sein, die senkrecht zu den Strukturen beim Bewegen der Stencilmasken in den flüssigen Ätz- und Reinigungsmedien auftreten, also bei der Oxidätzung in konzentrierter HF-Lösung (vgl. Abb. 8, Schritt 10), oder bei anschließenden Spül- und Reinigungsschritten. Das Zusammenkleben von einzelnen Strukturen konnte vor Entfernung der SiO<sub>2</sub>-Ätzstoppschicht nicht festgestellt werden, da diese als eine Art

Trägerschicht für die Si-Strukturen noch eine ausreichende Stabilität aufrecht erhielt.

Eine quantitative Abschätzung der auftretenden Kräfte auf die Si-Strukturen ist sehr schwierig, weshalb eine qualitative Abschätzung der Durchbiegung der verschiedenen Strukturlängen und Struktur厚dicken vorgenommen wurde. Ein einfaches Modell, welches diesen Sachverhalt beschreibt, ist die Durchbiegung eines Balkens mit einem rechteckigen Querschnitt, der auf zwei Auflagepunkten A und B gelagert ist. Abbildung 177 zeigt diesen Sachverhalt.

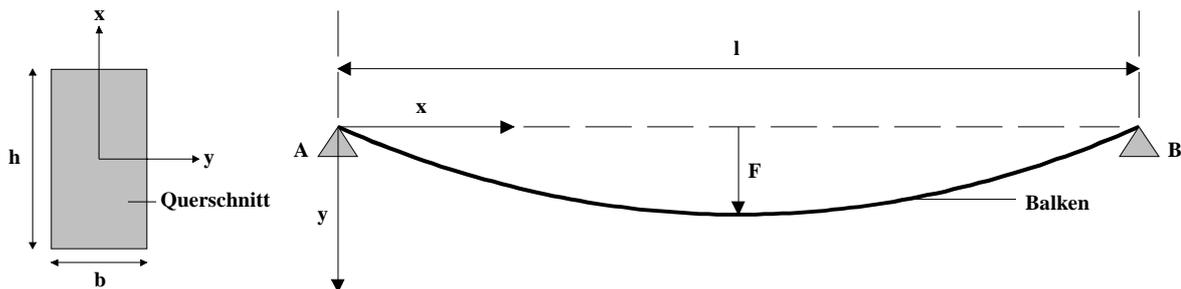


Abb. 177 Querschnitt und Biegung eines Balkens

Ein Balken mit der Höhe  $h$ , der Breite  $b$  und der Länge  $l$  erfährt unter der Einwirkung einer äusseren Kraft  $F$  eine Durchbiegung  $y_b$ . Für die Biegekennlinie  $y_b(\xi)$  gelten mit dem Elastizitätsmodul  $E$ , dem axialen Flächenmoment  $I_y$  und der Annahme einer zentralen Kraftwirkung an der Position  $\xi = x/l = 1/2$  nach Hütte [109] folgende Gleichungen:

$$y_b(\xi) = \frac{W\xi}{48} (3 - 4\xi^2) \quad [\text{Gl. 42}]$$

$$W = Fl^3 / EI_y \quad [\text{Gl. 43}]$$

$$I_y = bh^3 / 12 \quad [\text{Gl. 44}]$$

Unter der Annahme, dass die Kraft  $F$  für alle Strukturabmessungen gleich groß ist, lässt sich mit Einführung der Konstanten  $\alpha = F/E$  ein Wert für die Durchbiegung  $y$  nach den Gleichungen 42-44 ermitteln. Tabelle 21 zeigt die errechneten Werte.

Werte	Strukturdimension		
	0,25µm L&S	0,4µm L&S	0,6µm L&S
d [µm]	0,25	0,4	0,6
b [µm]	0,25	0,4	0,6
h [µm]	3	3	3
I <sub>Y</sub> [µm <sup>4</sup> ]	0,14	0,36	0,81
l [µm]	30	50	75
W [µm]	192857,14·α	347222,22·α	520833,33·α
y <sub>b</sub> [µm]	4017,86·α	7233,80·α	10850,69·α

Tabelle 21 Ergebnisse für die verschiedenen Strukturdimensionen

Der Quotient aus den verschiedenen Durchbiegungen  $y_{0,25}$ ,  $y_{0,4}$  und  $y_{0,6}$  sollte dabei proportional zum Quotienten aus den Strukturabständen  $d_{0,25}$ ,  $d_{0,4}$  und  $d_{0,6}$  sein. Der Quotientenvergleich ist in Tabelle 22 dargestellt und zeigt für die jeweiligen Wertepaare eine gute Übereinstimmung.

Quotientenberechnung					
$d_{0,6}/d_{0,4}$	$y_{0,6}/y_{0,4}$	$d_{0,6}/d_{0,25}$	$y_{0,6}/y_{0,25}$	$d_{0,4}/d_{0,25}$	$y_{0,4}/y_{0,25}$
1,5	1,5	2,4	2,7	1,6	1,8

Tabelle 22 Quotientenvergleich der Durchbiegungen und Strukturabstände

Reale magnetische Speicherplatten, wie beispielsweise die IBM Microdrive™, haben einen Kreisdurchmesser von einem Zoll (2,54 Zentimeter). Bei einer 4x-IPDS Abbildung müsste der Strukturbereich in der Stencilmaske für eine vollständige Belichtung also etwa einen Durchmesser von 10,16cm haben. Für die Machbarkeitsstudie solch einer Stencilmaske mit einem ähnlich großen Patternbereich und einem hohen Belegungsgrad, wurde ein quadratisches 80mm x 80mm Feld mit 1µm Lochstrukturen und 1,25µm Periode in einer 3µm dicken und 126mm großen Membran gefertigt. Der Belegungsgrad dieser Maske beträgt mit diesem Pattern etwa 64%. Die Abbildung 178 a) zeigt diese Stencilmaske in Durchlicht, während in Abbildung 178 b) eine Detailaufnahme der Lochstrukturen zu sehen ist.

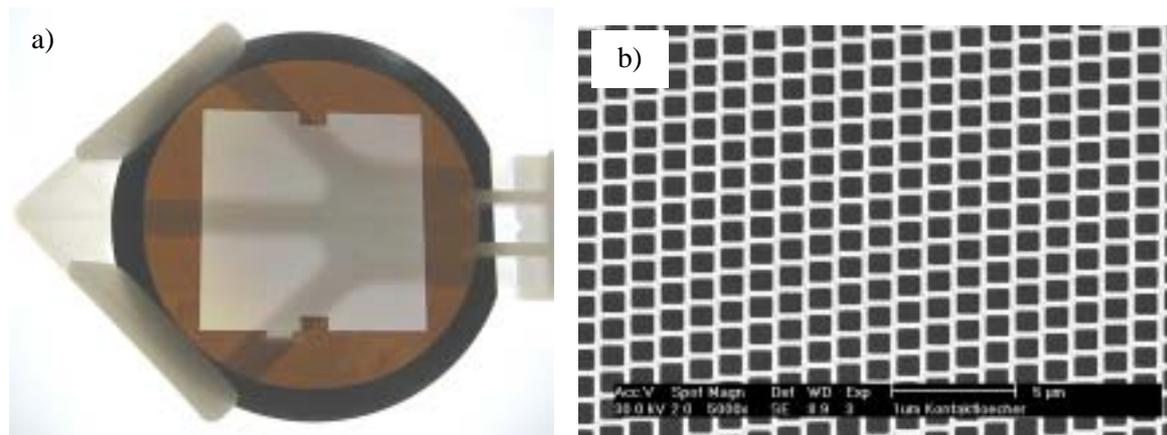


Abb. 178 a) Stencilmaske mit 80mm x 80mm Patternbereich b) SEM Abbildung der Lochstrukturen

Somit konnte gezeigt werden, dass es möglich ist, mit dem in Kapitel 2.2 vorgestellten SOI WFP Stencilmasken mit anwendungsrelevanten Größen des Patternbereiches und ausreichenden Strukturichten für die IPDS herzustellen.

### 6.5.3 Lithografie von „Any Angle Maskenstrukturen“

Für die Untersuchung und Festlegung der Approximation von realen Microdrive™ Speicherstrukturen (vgl. Kapitel 6.5.4) wurden verschiedene Strukturapproximationen und Belichtungen mit dem Leica SB-350 Elektronenstrahlschreiber an rotationssymmetrischen „Any Angle Maskenstrukturen“ vorgenommen.

Die Abbildung 179 a) zeigt die Zerlegung dieser rotationssymmetrischen Strukturen in Rechtecke, Quadrate und Dreiecke, die als Teststruktur für IPDS Ionenbelichtungen entworfen wurden. Die Strukturgröße der einzelnen Rechtecke beträgt  $1,5\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$  und die gewählte Strukturapproximation 100nm. Daneben ist in Abbildung 179 b) die zugehörige SEM Aufnahme des selben Strukturbereiches zu sehen. In dieser Übersichtsaufnahme zeigt sich, dass durch die orthogonale Lage des Rechteckes mit der Nummer 1 diese Struktur in zwei quadratischen Shots geschrieben werden konnte und daher die Kantenrauigkeit im Vergleich zu den anderen Strukturen deutlich reduziert ist.

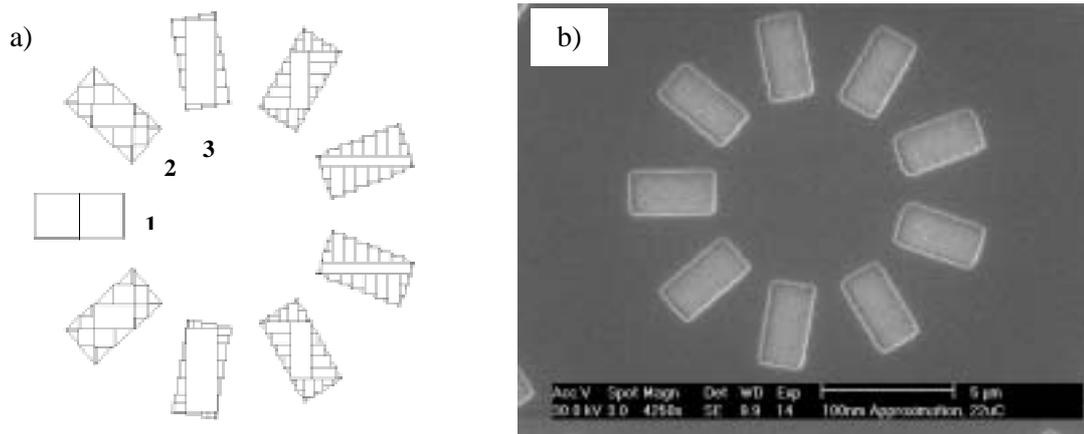


Abb. 179 a) Datenzerlegung mit 100nm Approximation und b) SEM Aufnahme

Die beiden Strukturen 2 und 3 (vgl. Abb. 179 a)) sind in einer höheren Vergrößerung mit den zugehörigen Strukturzerlegungen und SEM Aufnahmen in der Bilderserie 180-182 zu sehen. Die gewählte Approximation ist dabei in Schritten von 100nm, 50nm bis zu 20nm abgestuft. Die Korrelation der Kantenrauhigkeit mit der gewählten Approximation und dementsprechender Shotanzahl bei der Elektronenstrahl-Lithografie ist offenkundig zu sehen.

Nach diesen Vorversuchen wurde für die Datenaufbereitung der Microdrive™ Stencil-Testmasken (vgl. Abb. 187, 188) eine 20nm Approximation gewählt.

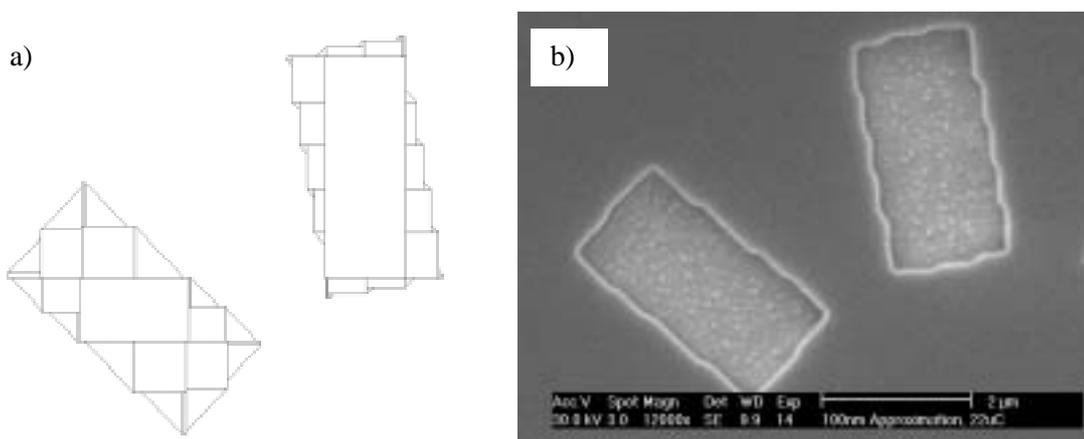


Abb. 180 a) Datenzerlegung mit 100nm Approximation und b) SEM Aufnahme

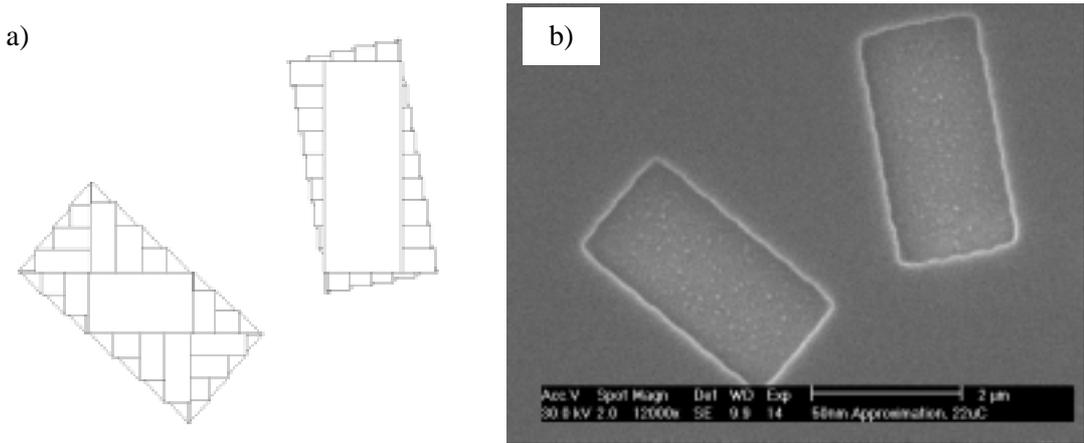


Abb. 181 a) Datenzerlegung mit 50nm Approximation und b) SEM Aufnahme

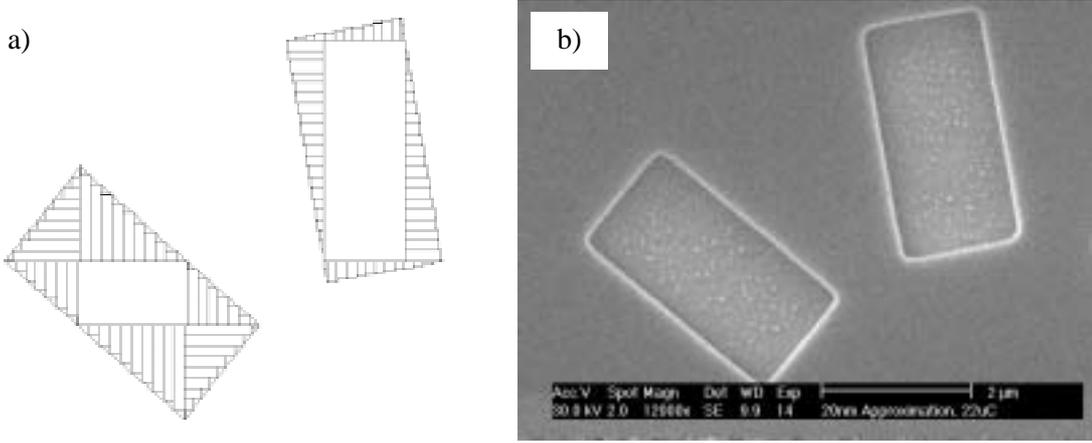


Abb. 182 a) Datenzerlegung mit 20nm Approximation und b) SEM Aufnahme

## 6.5.4 Bestrahlungsergebnisse auf magnetischen Datenträgern

Belichtungen von magnetischen Co/Pt-Multilayerschichten wurden mit Miniretikel Stencilmasken, die nach dem SOI WFP gefertigt waren, bei Brünger et al. [102] durchgeführt. Die Abbildung 183 zeigt eine solche  $3\mu\text{m}$  dicke Miniretikel Stencilmaske in Durchlicht. Die quadratischen Außenabmessungen betragen ungefähr  $29\text{mm} \times 29\text{mm}$  und die Membrangröße  $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ . Als Teststrukturen sind unter anderem  $0,75\mu\text{m}$  Kontaktlochstrukturen mit  $3\mu\text{m}$  Periode und  $0,5\mu\text{m}$  Kontaktlochstrukturen mit  $2\mu\text{m}$  Periode in der Maske vorhanden (vgl. Abb. 184). Diese Lochstrukturen wurden mit einem Ionenprojektor, dessen Optik einen 8,7fachen Verkleinerungsfaktor hatte und mit  $\text{Ar}^+$ -Ionen in eine magnetische Co/Pt-Datenträgerschicht übertragen. Die Abbildung 185 zeigt eine Auswertung dieser bestrahlten Co/Pt-Multilayersubstrate mit Hilfe eines Magnetischen Kraftmikroskopes (MFK).

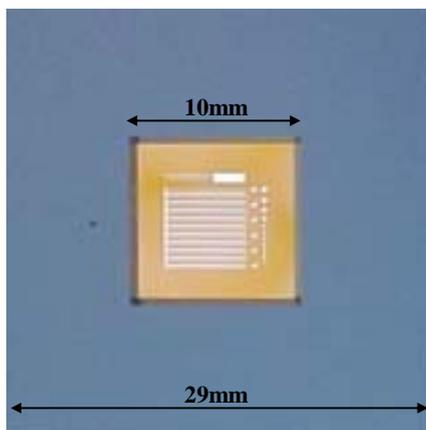


Abb. 183 Miniretikel Stencilmaske

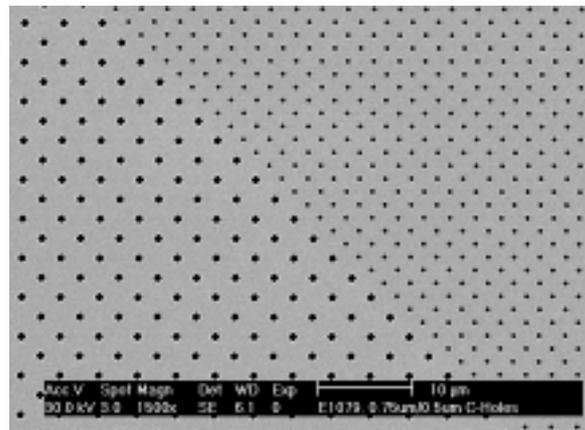
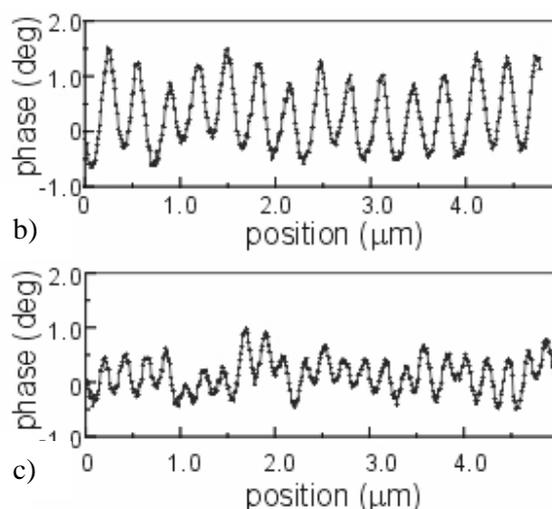
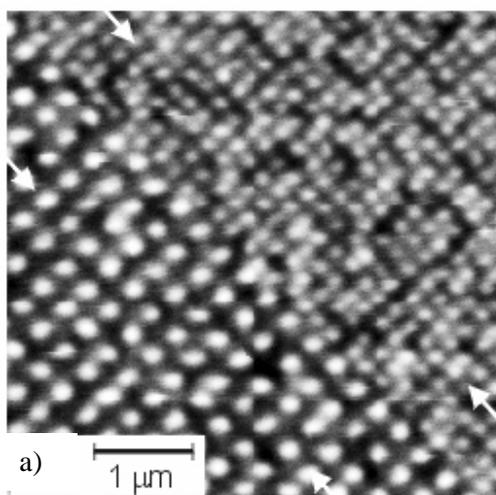
Abb. 184  $0,75\mu\text{m}$  und  $0,5\mu\text{m}$  Lochstrukturen

Abb. 185 MFK Aufnahme und Linienprofilmessung an den bestrahlten Co/Pt-Multilayersubstraten

Der Ausschnitt in Abbildung 185 a) entspricht dabei etwa dem SEM Ausschnitt der Kontaktlochstrukturen in Abbildung 184. Vor der MFK Messung wurden die magnetischen Momente der bestrahlte Probe zuerst in einem äußeren Magnetfeld mit einer Stärke von 18000Oe vollständig in eine Richtung magnetisiert und damit ausgerichtet. Bei einer geringeren Feldstärke von 5000Oe wurde die Probe anschließend in Gegenrichtung magnetisiert und zwar nur die magnetischen Momente in den bestrahlten Probengebieten; die magnetischen Momente in der Matrix (unbestrahlte Probengebiete) blieben dagegen unbeeinflusst. Die so ausgerichteten magnetischen Momente konnten dann mit dem MFK auf das Vorhandensein als Speicherdot und laterale Ausdehnung hin untersucht werden. Linienprofilmessungen entlang der Markierungspfeile in Abbildung 185 a) sind für die 0,75 $\mu\text{m}$  und 0,5 $\mu\text{m}$  Kontaktlochstrukturen in den Abbildungen 185 b) und c) dargestellt. Die nominellen Struktur- und Periodengrößen für die 0,5 $\mu\text{m}$  und 0,75 $\mu\text{m}$  Kontaktlochstrukturen sollten bei einer 8.7fachen Verkleinerung bei 57nm/230nm und 86nm/344nm liegen. Bei einer Länge von 5 $\mu\text{m}$  für die Linienprofilmessung sollten rechnerisch ca. 15 Maxima für die 0,5 $\mu\text{m}$  Lochstruktur und 22 Maxima für die 0,75 $\mu\text{m}$  Lochstruktur zu sehen sein. Dieser Zusammenhang ist auch tatsächlich gegeben. Allerdings ist eine Aufweitung der nominellen Dotgröße deutlich sichtbar. Mögliche Gründe für diese Aufweitung sind durch folgende Fehlerbeiträge gegeben:

- (i) Fehler in der ionenoptischen Abbildung,
- (ii) Probendrift während der Belichtung ( $t_{\text{Bel.}}=100\text{s}$ ),
- (iii) Magnetische Kopplungsphänomene einzelner Bitzellen,
- (iv) MFK Abbildungsfehler

Die bisher erreichte Minimalstruktur lässt sich nur mit  $d_{\text{min}} < 100\text{nm}$  angeben und ist neben dem Effekt der Versetzung einzelner Bitzellen bei hohen Speicherdichten (vgl. Abb. 185 a)) Gegenstand weiterer, zukünftiger Untersuchungen [108].

Für die Anwendung der magnetischen Speichermedien in einem rotierenden Laufwerk müssen die Strukturen, wie in Kapitel 7.2.1 beschrieben, rotationssymmetrisch angeordnet sein. Nur dann können die magnetischen Informationen in kürzester Zeit sowohl ausgelesen als auch geschrieben werden. Für IPDS Experimente, die am PDT durchgeführt wurden, sind großflächige Stencilmasken mit realen Speicher- und Servostrukturen in rotationssymmetrischer Anordnung hergestellt und charakterisiert worden. Es wurden 2 x 50 Datenspuren auf zwei verschiedenen Kreisradien mit Elektronenstrahl-Lithografie strukturiert und geätzt (vgl. Abb. 186). Die beiden Abbildungen 76 a) und b) in Kapitel 4.2.2 zeigen eine solche Stencilmaske mit den beiden Datenspuren während des Fertigungsprozesses.

Die Radien liegen dabei für die innere Datenspur bei  $\sim 24,5\text{mm}$  und für die äußere Datenspur bei  $\sim 34,1\text{mm}$ . Ein Überblick über dieses Gesamtpattern und ein Ausschnitt aus dem Datenstrukturbereich ist in den beiden Abbildungen 186 und 187 zu sehen.

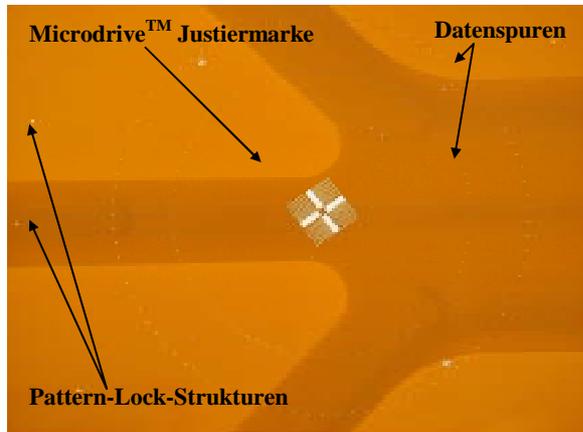


Abb. 186 Microdrive™ Testpattern

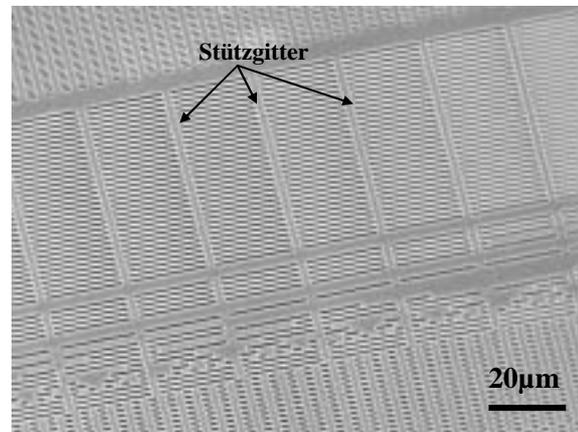


Abb. 187 Stencilmaskenstrukturen

Der Ausschnittsbereich der realen Maskenstrukturen in Abbildung 187 entspricht in etwa dem Designausschnitt aus Abbildung 173. Deutlich zu sehen ist das Stützgitter, welches in den Servobereich integriert wurde um ein Zusammenkleben der Balkenstrukturen zu verhindern. Die äußeren 50 Datenspuren belegen eine Fläche von  $\sim 0,43\text{cm}^2$  und die inneren 50 Spuren eine Fläche von  $\sim 0,29\text{cm}^2$ . Die Abbildung 188 zeigt eine SEM Aufnahme der Speicherstrukturen in dieser Stencilmaske mit einer Strukturbreite von  $\sim 380\text{nm}$  und  $\sim 600\text{nm}$  Periode.

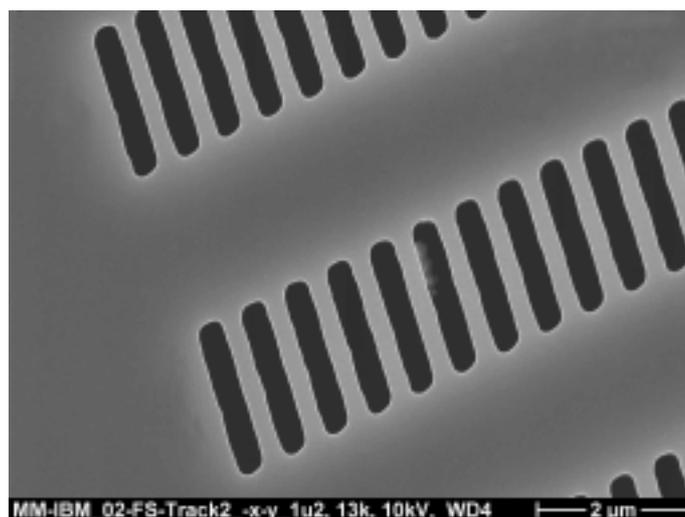


Abb. 188 Speicherstrukturen in Stencilmaske

Nach den Ausführungen in Kapitel 6.5.3 über die Approximation von „Any Angle Strukturen“ ist die benötigte Zeit für die Lithografie der IPDS Stencilmaske ein entscheidender Faktor für die Anwendung und Cost of Ownership der IPDS Gesamttechnologie. Die Gesamtschreibzeit der Elektronenstrahl-Lithografie für die 2 x 50 Datenspuren betrug mit dem 50keV Leica SB350 Elektronenstrahlsschreiber, dem CARL Resistprozess und einer 20nm Approximation ca. 15h. Für die komplette Belichtung eines Microdrive™ Substrates mit einem Außendurchmesser von 2,54cm (1inch) und einem Innendurchmesser von 1,23cm müsste die entsprechende Stencilmaske, vorausgesetzt ein 4x-Verkleinerungsfaktor würde bei der Belichtung verwendet, einen Patternbereich mit einer Fläche von  $\sim 62,2\text{cm}^2$  besitzen. Rein Rechnerisch würde diese Fläche eine Schreibzeit von etwa 53 Tagen beanspruchen, was nicht anwendbar wäre. Diese sicherlich sehr grobe und unvollständige Abschätzung zeigt aber die Grundproblematik der Lithografie von IPDS Stencilmasken.

Daher soll in einer Fortführung des jetzigen BMBF Projektes „Erzeugung von planaren magnetischen Speichermedien mit Speicherdichten größer als 100Gbit/in<sup>2</sup>“ (Förderkennzeichen 13N7837 ) gezielt diese Aufgabe bearbeitet werden. Zielstellung ist u.a. durch eine modifizierte Datenaufbereitung die Schreibzeit von kompletten Microdrive™ Stencilmasken Datensätzen mit dem Elektronenstrahlsschreiber Leica SB350 unter 40h zu verkürzen [108].

Die Belichtung eines realen Microdrive™ Testsubstrates mit 45keV Ar<sup>+</sup>-Ionen und einer Dosis von  $4 \times 10^{13}$  Ionen/cm<sup>2</sup> wurden am PDT durchgeführt. Die Belichtungszeit für diese Dosis betrug ca. 40 Sekunden. Das Belichtungsergebnis ist in Abbildung 189 anhand einer MFK Aufnahme des belichteten und magnetisierten Microdrive™ Testsubstrates zu sehen. Sowohl der Speicher-, als auch der Servobereich ist deutlich aufgelöst. Zusätzlich ist eine Topografieaufnahme derselben Probenstelle abgebildet, die keine Korrelation der Topografie mit der MFK Aufnahme erkennen lässt. Die mittlere Rauigkeit  $R_a$  betrug 1.4nm.

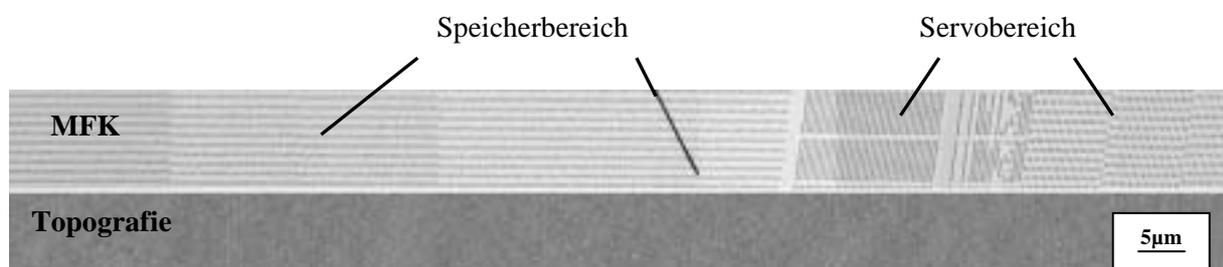


Abb. 189 MFK- und Topografie-Aufnahme von bestrahlten und magnetisierten „Real Device Strukturen“ auf einem Microdrive™ Testsubstrat

Die beiden Abbildungen 190 und 191 zeigen einen höher aufgelösten MFK- und zugehörigen Topografieausschnitt aus dem Speicherbereich. Die Strukturbreite beträgt  $\sim 90\text{-}100\text{nm}$  in einer  $150\text{nm}$  Periode, daraus resultiert eine Speicherdichte von  $\sim 4\text{Gbit}/\text{inch}^2$ .

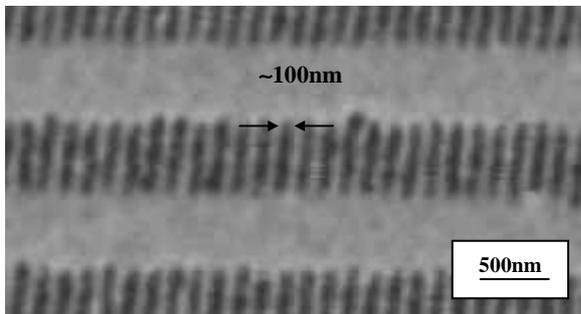


Abb. 190 MFK Aufnahme der Speicherstrukturen

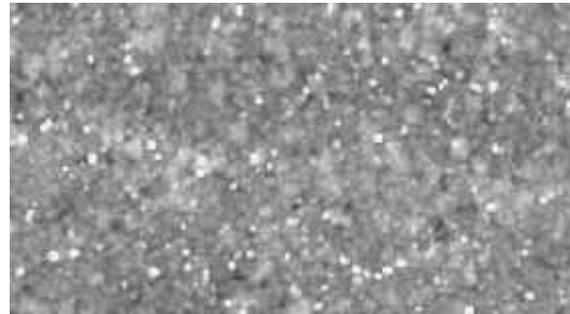


Abb. 191 Topografieaufnahme

## 7 ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK

Verschiedene Struktur- und Membranätzprozesse, die auch für mikromechanische Anwendungen benötigt werden, sind für die Herstellung von Projektionsmasken in der Nanolithografie im Rahmen dieser Dissertation entwickelt und charakterisiert worden. Die Projektionsmasken gliedern sich dabei in Membran-Lochmasken, sogenannte Stencilmasken, und Membranmasken mit strukturiertem Al-Metallabsorber.

Grundlage für die Prozessentwicklung der Stencilmasken war der völlig neue Ansatz, SOI Wafer als Ausgangssubstrate für die Membranmaskenherstellung zu verwenden. Durch diese Wahl konnte ein 150mm Wafer-Flow-Prozess entwickelt werden, bei dem zuerst eine Resistmaske mit Hilfe der Elektronenstrahlithografie strukturiert und anschließend die Strukturübertragung des Maskenpatterns in eine 1,8 $\mu\text{m}$ -3 $\mu\text{m}$  dicke SOI-Schicht über einen Trockenätzprozess auf einem massiven Wafer vollendet wurde. Der fragile Membranätzschritt, bei dem ein 150mm SOI Wafer von der Rückseite her auf einem Kreisdurchmesser von 126mm bis auf die 3 $\mu\text{m}$  SOI-Schicht gedünnt werden musste, erfolgte am Ende des Gesamtprozesses. Sowohl für die Strukturübertragung als auch für die Membranätzung war die vergrabene thermische Oxidschicht ein qualitativ hochwertiger Ätzstop.

Drei chemisch verstärkte Resists wurden für die Maskenherstellung evaluiert und miteinander verglichen. Einlagen- und Zweilagensesistchemata wurden bezüglich Ätzselektivität und Kantenrauigkeit untersucht und bewertet. Aufgrund der sehr geringen Kantenrauigkeit wurde das CARL-Resistschema für die Maskenherstellung ausgewählt. Mit der 50keV Elektronenstrahlithografie konnten in diesen Resist Minimalstrukturen im Bereich von 150nm realisiert werden. Der vorgestellte dreistufige Si Strukturätzprozess, der mit einer SF<sub>6</sub>/C<sub>4</sub>F<sub>8</sub> Gas Chopping Ätztechnik durchgeführt wurde, ermöglichte es, sub 200nm Strukturen maßhaltig und mit einem definierten Öffnungswinkel in eine 3 $\mu\text{m}$  SOI-Schicht zu übertragen. Lack- und Ätzmaße wurden mit dem Rasterelektronenmikroskop auf prozessierten SOI Wafern an Loch- und Linienstrukturen vermessen. Sie ergaben eine laterale Aufweitung der Strukturen durch den 3 $\mu\text{m}$  Ätzprozess im Bereich von 50nm.

Linienbreiten Messungen an fertigen Stencilmasken, die in der 4x-Ionen-Projektions-Lithografie eingesetzt wurden, ergaben für die Ätzuniformity des 3 $\mu\text{m}$  SOI Trockenätzprozesses bei 200nm L&S Strukturen einen 3 $\sigma$  Wert von 9nm. Mit den so gefertigten Stencilmasken konnten bei Belichtungsexperimenten mit der Ionen-Projektions-Lithografie (IPL) Strukturen <50nm in Photoresists übertragen werden [110].

Die Möglichkeit einer weiteren Verkleinerung der lateralen Si-Strukturdimensionen in den sub 100nm Bereich über Auffüllprozesse wurde für das ESE (Electrostatic Step Exposure)-Maskenkonzept geprüft. Gesputterte Al-Schichten mit einer Dicke von 130nm konnten auf großflächige Stencilmasken aufgebracht werden. Die resultierende Strukturverkleinerung und Schutzschichteigenschaft von Al-Sputterschichten für die IPDS wurde gemessen und diskutiert.

Für den schwierigen Membranätzschritt wurden nasschemische Ätzverfahren und Trockenätzprozesse untersucht. Als nasschemische Si-Ätzmedien wurden wässrige KOH- und TMAH-Lösungen charakterisiert und die Ergebnisse bezüglich der Si-Ätzraten und Selektivitäten zu Dielektrikschichten ausgewertet. Die daraus resultierenden Werte für die Aktivierungsenergien befanden sich in sehr guter Übereinstimmung mit Literaturdaten. Für die nasschemische Membranätzung wurde eine Zweischrittätzstrategie entwickelt. Der erste Ätzschritt wurde in einer 30%igen KOH-Lösung bei 70°C bis zu einer vorläufigen Membrandicke von 40µm in speziellen mechanischen Ätzzellen durchgeführt. Verschiedene Entwicklungsstufen dieser Ätzzellen wurden gebaut und getestet. Dabei konnte eine Zelle für das simultane Ätzen von zwei SOI Wafern erfolgreich in die Fertigung eingeführt werden. Der zweite Si-Membranätzschritt wurde in einer 2%igen TMAH-Lösung bei 80°C außerhalb des Schutzes der Ätzzelle durchgeführt. Voraussetzung für dieses schonende Vorgehen war das Vorhandensein einer Schutzschicht auf der Wafervorderseite, welche die Si-Membran und Strukturen vor dem Ätzmedium schützte. Thermische SiO<sub>2</sub>-, TEOS SiO<sub>2</sub>-, O<sub>3</sub>-TEOS SiO<sub>2</sub>- und Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Dielektrikschichten und Schichtkombinationen wurden als Schutzschichten erfolgreich eingesetzt und erprobt.

Diese Ätzstrategie, bei der der SOI Wafer in der Endphase der Membranätzung ohne äußere Zwangskräfte gehalten wurde, war der entscheidende Schritt für eine hohe Membranausbeute im SOI Wafer-Flow-Prozess. Mit dem Zweischritt-Membranätzprozess, der eine Gesamtprozesszeit von etwa 17h benötigt, konnten in einem Zeitraum von vier Jahren etwa 500 Membranmasken erfolgreich hergestellt werden. Der maximale Membrandurchmesser betrug bei einer Membrandicke von 1,8µm-3µm etwa 126mm. Zudem konnten mit diesem schonenden Zweischritt-Membranätzprozess auch unstrukturierte Si-Membranen mit einer Membrandicke im Bereich von 100-200nm und Membranflächen von 4mm<sup>2</sup>-125mm<sup>2</sup> angefertigt werden

Für großflächige Si-Trockenätzprozesse wurde ein Klebeverfahren entwickelt, bei dem der zu ätzende SOI Wafer auf einen Trägerwafer geklebt wurde, und dadurch eine sichere Halterung und Weitergabe des gedünnten SOI Wafers bei und nach dem Ätzvorgang möglich war. Die

entscheidenden Prozessparameter für die Ätzuniformity und der Einfluss des Belegungsgrades wurden untersucht und mit bestehenden Theorien verglichen. Es konnte für den kreisförmigen, 126mm großen Si-Membrandurchmesser eine Ätzuniformity von  $+8\%$  und eine Si-Ätzrate von etwa  $2,5\mu\text{m}/\text{min}$  erreicht werden. Mit Prozessvarianten für die Trockenätzung, bei der mit Hilfe eines Si-Uniformityringes oder mit Resistverlaufsmasken Ätzungen durchgeführt wurden, konnte eine Verbesserung der Ätzuniformity auf etwa  $+4\%$  erzielt werden. Mit einer Kombination aus den entwickelten Trocken- bzw. Nassätzprozessen konnte die Gesamtzeit für die Membranätzung auf etwa 6h reduziert werden. Eine Prozessvariante, bei der als Ausgangswafer für die Stencilmaskenherstellung  $3\mu\text{m}$  SOI Wafer mit zwei vergrabenen Oxidschichten eingesetzt wurde, wurde ebenfalls vorgestellt und diskutiert.

Basierend auf den Prozess Erfahrungen für die Herstellung der  $3\mu\text{m}$  Stencilmasken wurden für verschiedene Aufgabenstellungen weitere Prozessvarianten entwickelt, für die  $10\text{-}675\mu\text{m}$  tiefe Si-Trockenätzprozesse und spezielle Nassätzprozesse benötigt wurden. Alle Ätzprozesse wurden bezüglich Profil, Si-Ätzrate und Selektivität zu verschiedenen Maskierschichten charakterisiert.

Die Zugabe von Additiven in TMAH-Lösungen wurde für die spezielle Anwendung der grossflächigen Si-Membranätzung untersucht. Die  $[100]$  Si-Ätzrate konnten durch die Zugabe von Ammoniumperoxodisulfat ( $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ ) um  $25\text{-}30\%$  gesteigert werden. Durch den Zusatz von Kieselsäure ( $\text{Si}(\text{OH})_4$ ) konnte in TMAH-Lösungen eine Passivierung von gesputterten Al-Schichten erreicht werden. Dieser Effekt wurde bei der Membranätzung von  $150\text{-}200\text{nm}$  dicken  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Membranmasken mit strukturierten Al-Absorber ausgenutzt. Dadurch konnten Masken mit  $150\text{nm}$  Minimalstrukturen im Al-Absorber und Membranflächen bis zu einer Größe von  $125\text{mm}^2$  realisiert werden.

Si-Stencilmasken mit rotationssymmetrischen „Any Angle-Strukturen“ für die 4x-Ionen-Projektions-Direkt-Strukturierung (IPDS) von magnetischen Datenträgerschichten wurden gefertigt. Die Anforderungen an diesen speziellen Stencilmaskentyp wurden erörtert und Untersuchungen zum Belegungsgrad und Stabilität von spezifischen IPDS Maskenpattern durchgeführt.  $100\text{ nm}$  Strukturen konnten mit  $\text{Ar}^+$ -Ionen in IBM Microdrive™ Substrate übertragen werden.

In Zusammenarbeit mit der Fa. Infineon Technologies wurde weltweit die erste Stencilmaske auf Basis von  $200\text{mm}$  SOI Wafern hergestellt. Dabei wurden alle Prozessschritte bis zur Membranätzung in der Infineon  $200\text{mm}$  Waferlinie in Dresden ausgeführt, während die Membranätzung in einer

speziell konstruierten 200mm Wafer-Ätzzelle im Institut für Mikroelektronik Stuttgart durchgeführt wurde. Die Abbildung 192 zeigt eine Aufnahme der so hergestellten 200mm Stencilmaske. Die Membran hat eine quadratische Form mit einer Seitenlänge von 110mm und eine Membrandicke von 3 $\mu$ m. Der aktive Patternbereich hat eine Größe von 88mm x 88mm und enthält eine komplette Lithografieebene eines 256Mb DRAM Chips, gefertigt in einer 0.2 $\mu$ m Technologie. Der Chip ist insgesamt 32mal auf die Maske belichtet und in einer 8 x 4 Matrix angeordnet. Die Anzahl der Speicherstrukturen auf der Maske entspricht also einem 8Gb DRAM Speicherchip. Eine 4:1 Abbildung dieser 200mm Stencilmaske mit der IPL Technologie würde Minimalstrukturen im Bereich von 50nm auf der Waferebene ergeben und zu einem 64Gb DRAM Speicherchip führen.

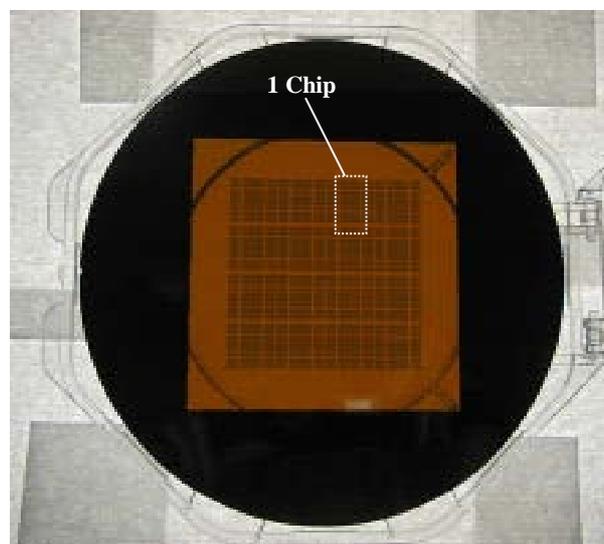


Abb. 192 200mm Stencilmaske

Dieses Ergebnis ist für die zukünftig immer größer werdenden Chipflächen und dementsprechend notwendigen großen Masken und Bildfelder in der CMOS Lithografie und IPDS sehr bedeutend. Es zeigt, dass die entwickelte Stencilmaskentechnologie das Potenzial hat, auf mehrere Technologiegenerationen ausgedehnt zu werden.

Das dieser Dissertation zugrundeliegende Vorhaben wurde mit Mitteln des Bundesministers für Forschung und Technologie unter dem Förderkennzeichen 01 M 2983 B gefördert. Die Verantwortung für den Inhalt liegt beim Autor.

## ANHANG

Auflistung der wichtigsten im SOI WFP (vgl. Abb. 8) verwendeten Anlagen:

Ionen-Implantation: Eaton Nova 3206

Ausheilschritt: ASM Diffusionsofen

Resist Belackung: Convac Modul 2000

Resist Entwicklung: Convac Modul 6000

Resist Silylierung: Convac Modul 6000, Genesis Microstar 200C

Trockenentwicklung: Oxford Instruments Plasmalab 90

Elektronenstrahl-Lithografie: Leica SB 350, Hitachi HL 700

PECVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Abscheidung: Electrotech Delta 201

PECVD  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Ätzung: Applied Materials Centura 5000

Si-Trenchätzung: Surface Technologie Systems ICP Cluster Tool Anlage

PECVD/CVD Abscheidung von TEOS  $\text{SiO}_2$ - bzw.  $\text{O}_3$ -TEOS  $\text{SiO}_2$ : Applied Materials Precison 5000

Rückseitenlithografie: Süss MA-/BA-6

## LITERATURVERZEICHNIS

- [1] G.E. Moore, „Progress in digital integrated Electronics“, Techn. Digest of 1975 IEDM, 1975
- [2] E.K. Kawamura, T. Haruki, Y. Manabe, I. Hanyu, „Simple method of correcting optical proximity effect for 0,35 $\mu$ m logic LSI circuits“, Japanese Journal of Applied Physics 24, pp. 6547-6551, 1995
- [3] M.D. Levenson, N.S. Viswanathan, R.A. Simpson, „Improving resolution in photolithography with a phase shifting mask“, IEEE Trans Electron Devices ED-29(12), pp. 1812-1846, 1982
- [4] J.P. Silverman, „Proximity X-Ray Lithography“, White paper, SEMATECH/NGL Workshop, 1997
- [5] H.C. Pfeiffer, „Prevail: Proof-of-Concept and Results“, Microelectronic Engineering 53 (2000) pp. 61-66
- [6] C.W. Gwyn, R. Stulen, D. Sweeney, D. Attwood, „Extreme ultraviolet lithography“, J. Vac. Sci. Technol. 16 pp. 3142-3149 (1998)
- [7] J. Melngailis, A.A. Mondelli, I.L. Berry, R. Mohondro, „A review of ion projection lithography“, J. Vac. Sci. Technol. B10(6) pp. 927-957 (1998)
- [8] H. Löschner, G. Stengl, H. Buschbeck, A. Chalupka, G. Lammer, E. Platzgummer, H. Vonach, P.W.H. de Jager, R. Käismaier, A. Ehrmann, S. Hirscher, A. Wolter, A. Dietzel, R. Berger, H. Grimm, B.D. Terris, W.H. Brünger, D. Adam, M. Böhm, H. Eichhorn, R. Springer, J. Butschke, F. Letzkus, P. Ruchhöft, J.C. Wolfe, „Large-field ion-optics for projection and proximity printing and for mask-less lithography (ml<sup>2</sup>)“, SPIES'th 27<sup>th</sup> International Symposium on microlithography, Emerging Lithographic Technologies VI, 5-7 March 2002, Santa Clara, California, USA, to be published in Proc. SPIE Vol. 4688
- [9] The International Technology Roadmap for Semiconductors, Semiconductor Industry Association, USA, 1999
- [10] Ruth De Jule, „Mix and Match: A necessary Choice“ Semiconductor International, August 2000
- [11] J. Butschke, F. Letzkus, R. Springer, „Ionen-Projektions-Lithografie Stencilmasken“, BMBF Forschungsbericht 01 M2983 B, 2001
- [12] G. Stengl, R. Sacher, P. Wolf, R. Kaitna, „Novel Microfabrication Process without Lithography using an Ion Projection System“, Proc. 5<sup>th</sup> Int. Conference on Ion Implantation in Semiconductors and other Materials, 1976, pp. 563

- [13] H. Löschner, R. Käsmaier, P.W.H. de Jager, B. Mertens, „Ion Projection Lithography“, White Paper, eingereicht bei International Sematech, Austin, USA, 1999
- [14] A. Heuberger, W.H. Brünger „Ion Projection Lithography for Nano Patterning“, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol 584 (2000)
- [15] H. Vonach „Results of the IMS Space Charge Experiment in particular concerning the expected blur for the PDT-IOIS and PDT-SHRINK“, IMS Wien interner Bericht, 1998
- [16] P.W.H. de Jager, G. Derkens, B. Mertens, E. Cekan, G. Lammer, H. Vonach, H. Buschbeck, M. Zeininger, C. Horner, H. Löschner, G. Stengl, A.J. Bleeker, J. Benschop, F. Shi, B. Volland, P. Hudek, H. Heerlein, I.W. Rangelow, R. Käsmaier, „Experimental results of the stochastic Coulomb interaction in Ion Projection Lithography“, J. Vac. Sci. Technol. B17(6) pp. 3098 (1999)
- [17] P. Kruit, J.E. Barth, G. Lammer, A. Chalupka, H. Vonach, H. Löschner, G. Stengl, „Stochastic Coulomb Interactions in ion projection lithography systems with aberration broadened cross over“, J. Vac. Sci. Technol. B15 (6) pp. 2369-2372 (1997)
- [18] L. Karapiperis, I. Adesida, C.A. Lee, E.D. Wolf, J. Vac. Sci. Technol. 19, pp. 1259, (1975)
- [19] D.F. Kyser, N.S. Visnathan, J. Vac. Sci. Technol. 12, pp 1305, (1975)
- [20] W.M. Moreau, „Semiconductor Lithography-Principles, Practices, and Materials“, Plenum Press, New York, 1988
- [21] M. Ando, J.J. Muray, „Spatial resolution limit for focused ion beam lithography from secondary-electron energy measurements“, J. Vac. Sci. Technol. B6, pp. 986-988, (1988)
- [22] W.H. Brünger, H. Buschbeck, E. Cekan, S. Eder, T.H. Fedynyshyn, W.G. Hertlein, P. Hudek, I. Koszic, H. Löschner, I.W. Rangelow, M. Torkler, „DUV resist UVII applied to high resolution electron beam lithography and tomasked ion beam proximity and reduction printing“, J. Vac. Sci. Technol. B15, pp. 2355, (1997)
- [23] C. Damm, T. Peschel, S. Risse, U.C. Kirschstein, „Wafer stage assembly for ion projection lithography“, Microelectronic Engineering 57-58 (2001), pp. 181-185
- [24] J. Butschke, „Die SOI-Scheibe der Mikroelektronik als neue Prozessbasis für nanostrukturierte Siliziummembranmasken“, Dissertation, Universität Stuttgart, 2003
- [25] J. Riordon, L. Didenko, J. Melngailis, H. Löschner, G. Stengl, A. Chalupka, A. Shimkunas, B. Rolfson, „Control of temperature and distortion in stencil masks“, International workshop high resolution charged particle lithography, Kauai, Hawaii, 1997
- [26] B. Kim, R. Engelstad, E. Lovell, A. Chalupka, E. Haugeneder, G. Lammer, H. Löschner, J. Lutz, G. Stengl, „Optimization of the temperature distribution across stencil mask membranes under ion beam exposure“, J. Vac. Sci. Technol. B16, pp. 3602-3605, (1998)

- [27] P. Hudek, P. Hrkut, M. Drzik, I. Kostic, M. Belov, J. Torres, J. Wasson, J.C. Wolfe, A. Degen, I. W. Rangelow, J. Voigt, J. Butschke, F. Letzkus, R. Springer, "Directly sputtered and stress compensated carbon protective layer for silicon stencil masks", J. Vac. Sci. Technol. B17, pp. 3122 (1999)
- [28] X. Zhuang, M. Feldmann, „Distortion correction in adaptive membrane masks“, EIPBN 2001
- [29] W. Zappka, „Laser Cleaning of Masks for Ion-Projection Lithography“, EMC-1999: The 16<sup>th</sup> European Mask Conference on Mask Technology for Integrated Circuits, VDE/VDI Proceedings, Munich, Germany, 1999
- [30] A.J. de Marco, J. Melngailis, „Lateral growth of FIB deposited platinum for stencil mask repair“, EIPBN 1999, Marco Island, USA, 1999
- [31] K.T. Kohlmann, L. M. Buchmann, W. H. Brünger, „Repair of open stencil masks for ion projection lithography by e-beam induced metal deposition“, Microelectronic Engineering 17 (1992) pp. 427-430
- [32] U. Behringer, „Membranmaskentechnologie“, VDI Berichte Nr. 1102, 1993
- [33] P.E. Mauger, A.R. Shimkunas, J.C. Wolfe, S. Sen, H. Löschner, G. Stengl, „Silicon stencil masks for lithography below 0,25µm by ion projection exposure“ J. Vac. Sci. Technology B10, pp. 2819-2823, 1992
- [34] E.D. Palik, Y.M. Bermudez, O.J. Glembocki, „Ellipsometric study of the etch stop mechanism of heavily doped Silicon“, J. Electrochem. Society, 132, pp. 135-141, 1985
- [35] S. Feng, „Nasschemische Ätzprozesse zur Mikrostrukturierung des Siliziums für die Mikromechanik“, Dissertation, Universität Gesamthochschule Kassel, 1994
- [36] F. Letzkus, J. Butschke, A. Ehrmann, M. Irmscher, R. Käismaier, K. Kragler, J. Mathuni, E. Haugeneder, H. Löschner, I.W. Rangelow, C. Reuter, F. Shi, R. Springer, „PN and SOI Wafer-FlowProcess for Stencil Mask Fabrication“, EMC-1998: The 15<sup>th</sup> European Mask Conference on Mask Technology for Integrated Circuits, VDE/VDI Proceedings, Munich, Germany, 1998
- [37] L. Peters, „Outlook on new transistor materials“, Semiconductor International, Oktober 2001
- [38] E. Haugeneder, „Mask measurement and finite element analysis“, IMS Wien interner Bericht, 1998
- [39] E. Haugeneder, A. Chalupka, T. Lammer, H. Löschner, F.M. Kamm, T. Struck, A. Ehrmann, R. Käismaier, A. Wolter, J. Butschke, M. Irmscher, F. Letzkus, R. Springer, „Measures to achieve 20nm IPL stencil mask distortion“, The 18<sup>th</sup> European Mask Conference on Mask Technology for Integrated Circuits, VDE/VDI Proceedings, Munich, Germany, 2001
- [40] Y. Nishi, R. Doering, „Handbook of Semiconductor Manufacturing Technology“, Verlag Marcel Dekker Inc., 2000

- [41] F.A. Trumbore, „Solid Solubilities of Impurity Elements in Germanium and Silicon“, *Bell. Syst. Tech. J.*, 39, 205, (1960)
- [42] T.E.F.M. Standaert, „High density fluorocarbon etching of silicon in an inductively coupled plasma: Mechanism of etching through a thick steady state fluorocarbon layer“, *J. Vac. Sci. Technol. A*16(1) pp. 239-249 (1998)
- [43] K.T. Sung, S.W. Pang, „Etching of Si with Cl<sub>2</sub> using an electron cyclotron resonance source“, *J. Vac. Sci. Technol. A*11(4) pp. 1206-1210 (1993)
- [44] H. Ashraf, J.K. Bhardwaj, „Advanced silicon etching using high density plasmas“, *SPIE*, Vol. 2639, 1995
- [45] C.P. D’Emic, K.K. Chan, J. Blum, „Deep trench plasma etching of single crystalsilicon using SF<sub>6</sub>/O<sub>2</sub> gas mixtures“, *J. Vac. Sci. Technol. B*10(3) pp. 1105-1110 (1992)
- [46] J.C. Wolfe, S. Sen, S.V. Pendharkar, „Magnetically enhanced triode etching of large area silicon membranes in a molecular bromine plasma“, *J. Vac. Sci. Technol. B*10(6) pp. 2716-2719 (1992)
- [47] I.W. Rangelow, H. Löschner, „Reactive ion etching for microelectrical mechanical system fabrication“, *J. Vac. Sci. Technol. B*13(6) pp 2394-2399 (1995)
- [48] I. W. Rangelow, „Dry etching-based silicon micro-machining for MEMS“, *Vacuum*. 62 pp. 279-291(2001)
- [49] F. Lärmer, A. Schilp; Deutsches Patent DE4241045
- [50] J. Bhardwaj, H. Ashraf, A. McQuarrie, „Dry silicon etching for MEMS“, *Symposium on Microstructures and Microfabricated Systems*, Electrochemical Society, Montreal, Quebec, Canada, May 4-9, 1997
- [51] H. Ashraf, J. Bhardwaj, J. Hopkins, A.M. Hynes, I. Johnston, N. Sheperd, „Recent advantages in silicon etching for MEMS using the ASE process“, *Sensors and Actuators*, 2183, 1-4 (1998)
- [52] B. Volland, F. Shi, P. Hudek, H. Heerlein, I.W. Rangelow, „Dry etching with gas chopping without rippled sidewalls“, *J. Vac. Sci. Technol. B*17 (6) pp. 2768-2771 (1999)
- [53] M. Gmür, A. Dommann, H. Rothuizen, R. Widmer, P. Vettiger, „SIGA: a new High Aspect Ratio Micro System Process“, *Second International Conference on Integrated Micro /Nanotechnology for Space Applications*, Pasadena, CA, April 11-15, 1999
- [54] I. Johnston, H. Ashraf, J. Bhardwaj, J. Hopkins, A. Hynes, G. Nicholls, S. McAuley, S. Hall, L. Atabo, G. Bogart, A. Kornblit, A. Novembre, "Etching 200mm diameter SCALPEL masks with the ASE Process", Presented at the SPIE 2000 Published in *Proceedings of SPIE*, Volume: 3997 - Emerging Lithographic Technologies IV - Editor(s): Dobisz, Elizabeth A.- Published: 7/2000

- [55] P. Rai-Choudhury, „Handbook of Microlithography, Micromachining and Microfabrication“, Band 1, SPIE optical Engineering Press, IEE Materials and Devices Series 12, 1997
- [56] M. Irmscher, K. Elian, J. Butschke, F. Letzkus, C. Reuter, R. Springer, „Comparative evaluation of e-beam single layer TSI and bilayer CARL process for stencil mask making“, J. Vac. Sci. Technol. B17 (6) pp. 3122-3126 (1999)
- [57] M. Irmscher, D. Beyer, J. Butschke, C. Constantine, T. Hoffmann, C. Koepf, C. Kraus, B. Leibold, F. Letzkus, D. Müller, R. Springer, P. Vöhringer, „Comparative evaluation of e-beam sensitive chemically amplified resists for mask making“, Symposium on photomask and NGL mask technology IX, Photomask Japan, 23-25 April 2002
- [58] F. Letzkus, J. Butschke, B. Höfflinger, M. Irmscher, C. Reuter, R. Springer, „Dry etch improvements in the SOI Wafer-FlowProcess for IPL stencil mask fabrication“ Microelectronic Engineering 53 (2000) pp. 609-612
- [59] J. Liu, L. Huppert, H.H. Sawin „Ion bombardment in rf plasmas“ J. Appl. Phys. 68 (8), 1990
- [60] J.W. Coburn, H.F. Winters „Conductance considerations in the reactive ion etching of high aspect ratio features“, Appl. Phys. Lett. 55 (26), 1989
- [61] J.C. Arnold, D.C. Gray, H.H. Sawin, „Influence of reactant transport on fluorine reactive ion etching of deep trenches in silicon“, J. Vac. Sci. Technol. B11 (6), 1993
- [62] R. Kortner, IMS Wien interner Bericht, 2000
- [63] R. Kortner, IMS Wien interner Bericht, 2001
- [64] T. Struck, A. Ehrmann, J. Butschke, F. Letzkus, M. Irmscher, R. Springer, E. Haugeneder, H. Löschner, „IPL stencil mask distortions: Experimental and theoretical analysis“, Proceedings SPIE Vol. 3997, 2000
- [65] Aylin Mersin, „Einflüsse von Verunreinigungen im Silicium und in der Ätzlösung auf das anisotrope Ätzen von Silicium in wässrigen KOH-Ätzlösungen“ Dissertation, TU Berlin, 2000
- [66] H. Seidel, L. Csepregi, A. Heuberger, H. Baumgärtel, „Anisotropic Etching of Crystalline Silicon in Alkaline Solutions“, J. Electrochem. Soc., Vol. 137, No. 11, 1990
- [67] D. C. Gray, I. Tepermeister, H.H. Sawin, „Phenomenological modeling of ion enhanced surface kinetics in fluorine based plasma etching“ J. Vac. Sci. Technol. B11 (4) pp. 1243-1257 (1993)
- [68] N.F. Raley, Y. Sugiyama, T. van Duzer, „100 silicon etch-rate dependance on boron concentration in Ethylenediamine-Pyrocatechol-water solutions“, J. Electrochemical Society 131, pp. 161, (1984)
- [69] Spinetch Si-Ätzprozesse der Firma SEZ, Österreich, vgl. [www.sez.com](http://www.sez.com)
- [70] D. Widmann, H. Mader, H. Friedrich „Technologie hochintegrierter Schaltungen“ Springer-Verlag, 2. Auflage (1996)

- [71] A. Heuberger „Mikromechanik“, Springer Verlag, 1. Auflage, (1988)
- [72] H. Fischer, H. Kaul, „Mathematik für Physiker 1“, Teubner-Studienbücher, 1988
- [73] S. Brida, A. Faes, V. Guarnieri, F. Giacomozzi, B. Margesin, M. Paranjape, G.U. Pignatelli, M. Zen, „Microstructures etched in doped TMAH solutions“, *Microelectronic Engineering* 53 (2000) pp. 547-551
- [74] F. Laermer, A. Schilp, K. Funk, M. Offenberger, „Bosch deep silicon etching: improving uniformity and etch rate for advanced MEMS applications“, *Twelfth IEEE International Conference on Micro Electro Mechanical Systems 1999, MEMS 99*
- [75] J. Bhardwaj, H. Ashraf, J. Hopkins, I. Johnston, S. McAuley, S. Hall, G. Nicholls, L. Atabo, A. Hynes, C. Welch, A. Barker, B. Gunn, L. Lea, E. Guibarra, S. Watcham, „Advances in High Rate Silicon and Oxide Etching Using ICP“, Presented at the MEMS/MST Technology Symposium at SEMICON West 99
- [76] Surface Technology Systems, „ASE User meeting“, Semicon Europa, Munich, Germany, 2002
- [77] C.J. Mogab, „The loading effect in plasma etching“, *J. Electrochemical Society*, pp. 1662-1268, (1977)
- [78] Firma SEH, Japan
- [79] C. Harendt, H.G. Graf, B. Höfflinger, E. Pentecker, „Wafer fusion bonding: Characterization of the bond quality“, *Sensors and Materials*, 3, 3 (1992), pp. 173-187
- [80] F. Letzkus, J. Butschke, R. Springer, A. Ehrmann, „Verfahren zur Herstellung großflächiger Membranmasken mittels Trockenätzen“; Deutsche Patentanmeldung 10130139.7
- [81] R. Jähn, W. Berndt, M. Lisek, F. Schmidt, H. Tyrroff, „Ionenprojektionsverfahren-Lithografische Kennwerte und Anwendung“, *Nachrichtentechnik, Elektronik Berlin*, pp. 34-39, 1984
- [82] A. Kirsch, C. Kunath, B. Noack, „Ionenprojektionsverfahren-Anwendung“, Mitteilung aus dem VEB ZFTM, Nachfolgebericht zu [81]
- [83] A.E. Braun, „ALD breaks materials, conformality barriers“, *Semiconductor International*, Oktober 2001
- [84] R. Behrisch, „Sputtering by ion bombardment I“, Springer Verlag, 1981
- [85] J.F. Ziegler, J.P. Biersack, SRIM Computer Simulation Software Version 2000-40, [www.srim.org](http://www.srim.org)
- [86] M.M. Alkaisi, R.J. Blaikie, S.J. McNab, „70nm features on 140nm period using evanescent near field optical lithography“, *Microelectronic Engineering* 53 (2000) pp. 237-240

- [87] P.M. Sarro, S. Brida, C.M.A. Ashruf, W.v.d. Vlist, H.v. Zeijl, „Anisotropic etching of silicon in saturated TMAHW solutions for IC-compatible micromachining“, SPIE Micromachining and Microfabrication '96, Symposium Austin, Texas, USA, October 1996, SPIE vol. 2879, pp. 242
- [88] U. Schnakenberg, W. Benecke, P. Lange, „TMAH etchants for silicon micromachining“, Proceedings Transducers 1991, San Francisco, USA, 1991, pp. 815-818
- [89] O. Tabata, „pH-controlled TMAH etchants for silicon micromachining“, Sensors and actuators A, Vol. 53, (1996), pp. 335-339
- [90] G.G Stoney, Proc. R. Soc. London Ser. A82, 172 (1909)
- [91] F. Letzkus, J. Butschke, M. Irscher, C. Reuter, R. Springer, S. Eder, H. Löschner, R. Eberhardt, M. Mohnhaupt, A. Ehrmann, J. Mathuni, B. Panzer, T. Struck, „Reference plate manufacturing process for the ion projection lithography pattern lock system“, Microelectronic Engineering 57-58, 2001, pp. 213-218
- [92] S. Eder, „Ion reference beam“, IMS Wien interner Bericht, 2000
- [93] Thomas Struck, Infineon Technologies LMS-IPRO Messbericht, 2000
- [94] E. Haugeneder, IMS Wien interner Bericht, 2000
- [95] P. Hudek, Leica interner Messbericht, 2001
- [96] P. Hamann, Leica interner Messbericht, 2001
- [97] P. Gnauck, „Aufbau und Test einer in situ-Ionenätzeinrichtung zur lokalen Objektdünnung im Transmissionselektronenmikroskop (TEM)“, Diplomarbeit, Universität Tübingen, 1995
- [98] T. Howell, „Data Storage“, September 1991, 21
- [99] J.G. Zhu, X. Lin, L. Guan, W. Messner, „FIB of thin film disk for servo marks“ IEEE Trans. Mag. 36 (2000)
- [100] L. Kong et al. ,IEEE Transactions on Magnetics 33, pp. 3019, 1997
- [101] D. Speliotis, Data Storage, Januar (1999)
- [102] A. Dietzel, R. Berger, H. Grimm, C. Schug, W. H. Brünger, C. Dzionk, F. Letzkus, R. Springer, H. Loeschner, E. Platzgummer, G. Stengl, S. Anders, Z. Z. Bandic, C. T. Rettner, B. D. Terris, H. Eichhorn, M. Böhm, D. Adam, „Resistless Patterning of Magnetic Storage Media Using Ion Projection Direct Structuring“, MRS Fall Meeting, Boston, Nov. 26-30 (2001)
- [103] W.H. Brünger, C. Dzionk, R. Berger, H. Grimm, A. Dietzel, F. Letzkus, R. Springer, „Evaluation of Ion Projection Using Heavy Ions for Resistless Patterning of Thin Magnetic Films“, Microelectronic Engineering 2001, September 2001, Grenoble
- [104] W.H. Brünger, M. Torkler, C. Dzionk, B. D. Terris, L. Folks, D. Weller, H. Rothuizen, P. Vettiger, G. Stangl, W. Fallmann, „Ion Projection Lithography for Resistless Patterning of Thin Magnetic Films“, Microelectronic Engineering 53 (2000) pp. 605-608

- 
- [105] I. Sakamoto et al., „Ar Ion Irradiation in Au/Fe Multilayers“, J. Magn. Magn. Mater., 193, 507 (1999)
- [106] C. Chappert, H. Bernas, J. Ferre, V. Kottler, J.-P. Jamet, Y. Chen, E. Cambri, T. Devolder, F. Rousseaux, V. Mathet, H. Launois, Science 280, 1919 (1998)
- [107] B.D. Terris, L. Folks, D. Weller, J. E. E. Baglin, A. J. Kellock. H. Rothuizen, P. Vettiger, „Ion Beam Patterning of Magnetic Films Using Stencil Masks“, Appl. Phys. Lett. 75, 403 (1999)
- [108] A. Dietzel, Projektskizze: „Schichtsysteme und Masken für die Erzeugung von planaren magnetischen Nanostrukturen in zukünftigen Speichermedien und magnetoresistive Sensoren mittels direkter Ionen Projektions Strukturierung“, eingereicht beim Projektträger VDI, Dezember 2001
- [109] Hütte: Die Grundlagen der Ingenieurwissenschaften; Horst Czichos, Springer Verlag Berlin, Kapitel 5.4-5.7
- [110] H. Löschner et al., IMS Wien Posterpräsentation, EIPN 2002, Commercial Session, Anaheim, California, 28-29.5. 2002

## DANKSAGUNG

Ich möchte den Kolleginnen und Kollegen in der Technologie des Instituts für Mikroelektronik und allen danken, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Im Besonderen:

Herrn Prof. B. Höfflinger und Herrn Prof. H. Sandmaier für die Begutachtung und Vertretung dieser Arbeit an der Fakultät für Maschinenbau der Universität Stuttgart.

Herrn Dr. R. Springer für die kontinuierliche Unterstützung und konstruktive Kritik. Sein Führungsstil und die offenen Diskussionen waren nicht nur in fachlicher, sondern auch in menschlicher Hinsicht sehr wichtig für mich.

Herrn Dr. H. Löschner für die Bereitstellung diverser SEM Bilder und Frau R. Kortner für die Durchführung der CD Messungen an Stencilmasken.

Herrn Dr. A. Dietzel für die Freigabe der MFK Bilder.

Meiner Frau Heike für die permanente Unterstützung und das Verständnis dafür, dass viele Abende und Wochenenden nicht für gemeinsame Aktivitäten zur Verfügung standen.

Vor allem aber danke ich meinen Eltern für die vorbehaltlose finanzielle und persönliche Unterstützung in den Jahren des Studiums.

Meine akademischen Lehrer waren die Herren Professoren und Dozenten:

Baumann, Clement, Dittrich, Fässler, Gaukler, Gönnenwein, Hartmann, Hübener, Kasper, Kaul, Kern, Lichte, Lindner, Lutz, Mertens, Müther, Nakel, Reinhardt, Ruder, Schwenk, Staudt, Stumpf, Wagner, Wittern

---

## LEBENS LAUF

### Persönliche Angaben

Name Florian Letzkus  
geboren 18. August 1967 in Tübingen  
Anschrift Schwärzlocherstraße 58  
72070 Tübingen

Familienstand verheiratet mit Heike Letzkus, einen Sohn Philipp Letzkus

### Ausbildung

1973 - 1977 Aischbach-Grundschule Tübingen  
1977 - 1986 Wildermuth-Gymnasium Tübingen  
Abschluß: Allgemeine Hochschulreife (Juni 1986)  
1986 - 1988 Wehrdienst beim Raketenartilleriebataillon 250 in Engstingen  
1988 - 1996 Studium der Physik an der Universität Tübingen  
Vordiplomprüfung im September 1991  
1994 - 1996 Diplomarbeit am Institut für Angewandte Physik der Universität Tübingen  
(Prof. D. Kern) Thema: Kombinierte AFM/STM Untersuchungen an  
isolierenden Schichten mit metallisierten AFM-Kraftsensoren (in  
Zusammenarbeit mit dem NMI in Reutlingen)  
Studienabschluß: Juli 1996

1994 - 1997 Wissenschaftliche Hilfskraft/Wissenschaftlicher Angestellter am Natur-  
wissenschaftlichen und Medizinischen Institut (NMI) in Reutlingen, Abteilung  
Angewandte Physik (Dr. W. Nisch)

seit 1997 Wissenschaftlicher Angestellter am Institut für Mikroelektronik Stuttgart,  
Abteilung Lithografie (Dr. R. Springer)

