

**Ein neuartiger Prozess zur Herstellung
vakuumgekapselter MEMS-Mikroscannerspiegel auf
Waferenebene**

D i s s e r t a t i o n

zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
(Dr.-Ing.)

der Technischen Fakultät
der Christian-Albrechts-Universität zu Kiel

Marten Oldsen

Hamburg
2009

1. Gutachter: Prof. Dr. H. Föll
2. Gutachter: Prof. Dr. W. Benecke

Datum der mündlichen Prüfung: 28. Juli 2009

Danksagung

Diese Dissertation wurde am Fraunhofer Institut für Siliziumtechnologie (ISIT) in der Abteilung Mikrosystemtechnik in Itzehoe angefertigt. Viele Menschen haben Anteil am Erfolg dieser Arbeit, denen ich an dieser Stelle einen herzlichen Dank schulde.

Besonders möchte ich mich bei meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr. Helmut Föll und seiner Arbeitsgruppe bedanken. Er hat mir nicht nur die Möglichkeit zur Promotion an seinem Lehrstuhl für Allgemeine Materialwissenschaft der Technischen Fakultät der Christian-Albrechts-Universität zu Kiel gegeben, sondern hat mich darüber hinaus auch jederzeit überaus kompetent betreut. Gleichfalls danke ich dem Leiter des Fraunhofer ISIT, Herrn Prof. Dr. Wolfgang Benecke, für die Aufnahme in seinem Institut und die Übernahme der Zweitprüfung meiner Arbeit. Den Leitern der Abteilung Mikrosystemtechnik, Prof. Dr. Bernhard Wagner und Dr. Klaus Reimer, schulde ich Dank für die Bereitstellung meines Promotionsthemas.

Der Firma Planoptik, namentlich Herrn Carsten Wesselkamp und Herrn Thomas Höftmann, möchte ich danken für das Polieren der Glaswafer und für Diskussionen und Erfahrungsaustausch rund um das Thema Glasfließen.

Ulrich Hofmann und Hans-Joachim Quenzer haben mich und meine Arbeit am Fraunhofer ISIT betreut - fachlich und menschlich. Ihr Wissen, die zahlreichen Diskussionen und so manche Dispute mit ihnen bei Tee und Fernfahrerkafee haben meine Arbeit entscheidend geprägt und bereichert. Deswegen: Vielen lieben und herzlichen Dank!

Ohne meine Kollegen und deren Hilfe am ISIT hätte die Arbeit nicht solchen Spaß gemacht. Nie vergessen werde ich die Frühstück-Sausen mit unglaublichen Mengen an Maurermarmelade und so manche Eis- und Berlinerschlacht. Dank ihnen weiß ich nun auch, dass Aschaffenburg wirklich unterhalb des Ruhrgebiets liegt.

Ganz herzlich danke ich meiner Mutter und meiner Familie, die mir auch in schwierigen Zeiten immer Rückhalt gegeben und mich motiviert hat.

Und natürlich: **Danke Bianca!**

"Please hold on! Please set luggage cart brakes to on!"
Ansage im Airtrain, San Francisco Airport

Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis	vi
Tabellenverzeichnis	ix
I. Grundlagen	1
1. Einleitung	2
1.1. Mikrosystemtechnik	2
1.2. Mikrosystemtechnik für Displays	3
1.2.1. Mikrospiegel-Arrays	3
1.2.2. Modulatorzeilen	4
1.2.3. Laserbasierte Mikrodisplays mit Scannerspiegeln	5
1.3. Ziel und Inhalt der Arbeit	7
1.3.1. Zieldefinition	7
1.3.2. Gliederung der Arbeit	7
2. Grundlagen des Projektionsverfahrens	9
2.1. Auflösungsvermögen	9
2.1.1. Rasterprojektionsverfahren	9
2.1.2. Lissajous-Projektion	10
2.2. Deformationen der Spiegelplatte	12
2.3. Verwendung von Lasern	13
3. MEMS-spezifische Fertigungstechnologien	16
3.1. Oberflächenmikromechanik mit dickem Polysilizium	16
3.1.1. Gasphasenabscheidung	17
3.1.2. Chemisch-mechanisches Polieren	19
3.1.3. Anisotropes Trockenätzen von Silizium	22
3.2. Verbindungsverfahren auf Waferebene	23
3.2.1. Anodische Verbindung	24
3.2.2. Glaslotverbindung	26
3.2.3. Eutektische Verbindung	26
4. Stand der Technik	29
4.1. Mikroscannerspiegel	29
4.1.1. Thermisch angetriebene MEMS-Scanner	30
4.1.2. Piezoelektrisch angetriebene MEMS-Scanner	31
4.1.3. Elektromagnetisch angetriebene MEMS-Scanner	32

4.1.4.	Elektrostatisch angetriebene MEMS-Scanner	33
4.2.	Hermetisch gekapselte MEMS	36
II. Herstellungstechnologie		38
5.	Herstellung der Mikroscanner	39
5.1.	Anforderungen	39
5.2.	Herstellungsprozess der Scanner	40
5.2.1.	Herstellungsablauf im FrontEnd	40
5.2.2.	Herstellungsablauf im BackEnd	42
5.3.	Prozessentwicklung wichtiger Einzelprozesse	45
5.3.1.	Epitaxie der Polysiliziumschicht	45
5.3.2.	CMP der epitaktisch abgeschiedenen Polysiliziumschichten	46
5.3.3.	Lithografien auf verschiedenen Belichtern	49
5.3.4.	DRIE der Waferrückseite	52
6.	Kapselung auf Waferebene (Wafer-Level Packaging)	54
6.1.	Konzept	54
6.2.	Vermeidung von Reflexen in der Bildebene	55
6.3.	Herstellung des transparenten Deckelwafers	57
6.3.1.	Strukturierungsverfahren für Glaswafer	57
6.3.2.	Strukturierung des Glaswafers durch viskose Abformung	58
6.4.	Herstellung des Bodenwafers	61
6.4.1.	Siliziumbodenwafer ohne Stützstrukturen	61
6.4.2.	Bodenwafer zur statischen Verkippung der Scannerstruktur	63
6.5.	Verbindung der Wafer	65
6.5.1.	Vorbehandlung	65
6.5.2.	Fügen des Glaswafers	65
6.5.3.	Fügen des Bodenwafers	68
6.5.4.	Hermetisches Package	70
7.	Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers	73
7.1.	Entspiegelung durch optische Ein- und Mehrfachschichten	73
7.1.1.	Optische Eigenschaften des Schichtsystems	73
7.2.	Herstellung der Schichtstapel mit PECVD	75
7.2.1.	SiO_x	76
7.2.2.	SiN_y	79
7.2.3.	SiO_xN_y	81
7.3.	Optimierung von Antireflexions-Schichten	83
7.3.1.	Breitband-Entspiegelung	85
7.3.2.	Optimierte Entspiegelung für diskrete Wellenlängen	85
7.3.3.	Numerische Optimierung	86
7.4.	Zusammenfassung	91

8. Metallschichten zur Reflexionsverbesserung	92
8.1. Aluminium	93
8.2. Gold	94
8.3. Silber	97
8.3.1. Schichtaufbau	98
8.3.2. AlN-Schutzschicht	98
8.3.3. Galvanische Verstärkung der Drahtbondkontakte	99
8.3.4. Zusammenfassung	101
III. Bauteilcharakterisierung	102
9. Designrules	103
9.1. Kantenabstand EP2 zu EPOX	103
9.2. Potentialführung	104
9.3. DRIE der Vorder- und Rückseite	104
9.4. Bondrahmen	104
9.5. HFGPE der Oxidmembran	105
10. Mechanische und elektrische Beschreibung eines Beispieldesigns	106
10.1. Aufbau des Bauteils	106
10.2. Potenzialführung	108
10.3. Eigenmoden	110
11. Messungen an gefertigten Bauteilen	113
11.1. Statische Verbiegung der Spiegelplatte	113
11.1.1. Messung	113
11.1.2. Berechnung der Spannung	116
11.1.3. Zusammenfassung	118
11.2. Bestimmung des Innendrucks	119
11.2.1. Mechanische Güte resonanter Systeme	119
11.2.2. Eichkurve zur Bestimmung des Innendrucks	122
11.2.3. Messaufbau	124
11.2.4. Messergebnisse	125
12. Zusammenfassung und Ausblick	128
12.1. Zusammenfassung	128
12.2. Ausblick	129
12.3. Veröffentlichungen und Patente	131
Literaturverzeichnis	133
A. Berechnung von Antireflexionsschichten	139
A.1. Reflexion an einer Einfachschicht	139
A.2. Reflexion an Mehrfachschichten	141

B. Numerische Optimierung der AR-Schichten mit Mathematica	143
B.1. Breitbandentspiegelung	144
B.1.1. Entspiegelung mit drei Schichten	144
B.1.2. Entspiegelung mit fünf Schichten	146
B.2. Entspiegelung für diskrete Wellenlängen	147
C. Interferometer-Messung des Krümmungsradius der Spiegelplatte	149
C.1. Messung der Al-Spiegel vor der Temperung	149
C.2. Messung der Al-Spiegel nach der Temperung (430 °C, 30 Min.)	149
C.3. Messung der Ag/AlN-Spiegel vor der Temperung	150
C.4. Messung der Ag/AlN-Spiegel nach der Temperung (430 °C, 30 Min.)	150

Abbildungsverzeichnis

1.1. Funktionsprinzip DMD-basierter Projektoren	3
1.2. Funktionsprinzip GLV-basierter Projektoren	5
1.3. Funktionsprinzip Mikroskanner-basierter Projektoren	6
2.1. Anforderungen an das ΘD -Produkt und die horizontale Ablenkfrequenz des Scanners bei verschiedenen Bildauflösungen	11
2.2. Horizontale Scanfrequenzen während der Lissajousprojektion bei unterschiedlichen Bildauflösungen und Bildwiederholraten.	12
2.3. Dynamische Deformation der Spiegelplatte (nach [1])	13
2.4. Farbdreiecke für verschiedene Lichtquellen in der CIE-Normfarbtafel (schematisch).	14
3.1. Prozessablauf zur Herstellung oberflächenmikromechanischer MEMS-Aktuatoren	18
3.2. Schematischer Aufbau einer CMP-Poliermaschine.	20
3.3. Prozessmerkmale von DRIE-Prozessen	22
3.4. Siliziumgras-Bildung während des DRIE-Prozesses	23
3.5. Prinzip einer anodischen Verbindung	25
3.6. Phasendiagramm des Systems Au/Si	28
4.1. Aufbau eines Bimorph-Aktors zum thermischen Antrieb	30
4.2. Aufbau eines Heteromorph-Piezoaktors	31
4.3. Schematischer Aufbau eines Plattenkondensators.	33
4.4. Ebener elektrostatischer Fingerkammantrieb für MEMS-Aktuatoren.	34
4.5. Schematischer Aufbau eines höhenversetzten Kammantriebs.	35
5.1. Schematischer Prozessablauf zur Herstellung der Mikroskanner (FrontEnd-Teil) .	41
5.2. Schematischer Prozessablauf zur Herstellung der Mikroskanner (BackEnd-Teil) .	43
5.3. REM-Aufnahme eines höhenversetzten Fingerkamms	44
5.4. Rückseitenöffnung der aktiven Scannerstruktur durch DRIE	44
5.5. Absoluter Schichtstress und Stressgradient von epitaktisch abgeschiedenem Polysilizium bei verschiedenen Schichtdicken.	46
5.6. Oberflächenrauigkeit von epitaktisch abgeschiedenen Polysilizium-Schichten . .	47
5.7. Schichtdicken nach dem ersten CMP-Prozess	48
5.8. Weißlichtinterferometeraufnahme der resultierenden Oberflächenbeschaffenheit der zweiten Epipoly-Schicht nach dem CMP-Prozess.	49
5.9. Verwendete Markenstrategie der Mix&Match-Lithografien auf unterschiedlichen Belichtern.	50
5.10. Aufnahmen verschiedener Markenstrukturen	50

5.11. Versatz von unterer und oberer Epipoly-Schicht durch ungenügende Overlay-Genauigkeit (Hier durch die Verwendung eines Maskaligners anstelle eines Steppers).	51
5.12. Lackkantenprofile von verschiedenen Fotoresists	52
5.13. Beschädigung der Scanneraufhängung während des DRIE der Waferrückseite	53
6.1. Packagingkonzept eines Mikrosanners.	54
6.2. An den Grenzflächen des Glasdeckels erzeugt Laserreflex	56
6.3. Ansätze zur Unterdrückung des Störreflexes in der Bildebene	56
6.4. Mikroskopaufnahmen nasschemisch geätzter Glassubstrate	58
6.5. Ablauf des Strukturierungsverfahren für den Glaswafer	59
6.6. Fertig prozessierter Glasdeckelwafer mit tiefen Kavitäten.	60
6.7. Prozessabfolge des Herstellungsprozesses des Bodenwafers aus Silizium	62
6.8. Unterätzung der Oxidmaske durch KOH	62
6.9. Schematische Prozessabfolge des Bodenwafers mit Stempelstrukturen	63
6.10. Fertig prozessierter Stempelwafer mit zusätzlicher Titan-Getterschicht.	64
6.11. Temperatur- und Spannungsprofil während der anodischen Verbindung des Glasdeckels mit dem MEMS-Wafer.	66
6.12. Temperatur- und Anpresskraftprofil während der Verbindung des Glasdeckels mit dem MEMS-Wafer unter Verwendung der Glaspaste FERRO 11-036.	67
6.13. Temperatur- und Anpresskraftprofil während der eutektischen Au-Si Verbindung des Bodenwafers mit dem MEMS-Wafer.	69
6.14. Einfluss des eutektischen Bondens auf die Glasfrittverbindung des Glasdeckels	70
6.15. Hermetisches Package ohne statische Verkippung der Spiegelplatte	71
6.16. Hermetisches Package mit statischer Verkippung der Spiegelplatte	72
7.1. Reflexion einer s-polarisierten (TE) Welle an einer Einfachschicht	74
7.2. Standardprozess für die PECVD-SiO-Abscheidung	77
7.3. Variation des in die Prozesskammer eingeleiteten N ₂ während der PECVD von SiO	78
7.4. Variation der Generatorleistung während der PECVD von SiO bei zwei unterscheidlichen N ₂ -Mengen (0 und 2000 sccm)	80
7.5. Standardprozess für die PECVD-SiN-Abscheidung	82
7.6. Abhängigkeit der Brechzahl der SiON-Schicht vom SiH ₄ - und NH ₃ -Gasfluss	83
7.7. Beispielhafter Aufbau eines Entspiegelungsschichtsystems mit PECVD-Schichten bestehend aus drei $\lambda/4$ -Schichten	84
7.8. Ergebnisse der Optimierung der breitbandigen Entspiegelung	88
7.9. Spektrale Reflexionsgrade für weitere $\lambda/4$ -Dreischichtsysteme	89
7.10. Berechneter (a) und gemessener (b) spektraler Reflexionsgrad des Dreischichtsystems zur Entspiegelung für diskrete Wellenlängen	90
8.1. Spektraler Reflexionsgrad von Silizium und verschiedener Metalle	92
8.2. Spektraler Reflexionsgrad von einer 100 nm dicken Al-Schicht	93
8.3. Lichtmikroskopaufnahme einer bei 450 °C (30 Min.) getemperten Au-Ti-Schicht	95
8.4. Reflexionsgrad verschiedener Au-Schichten mit Diffusionsbarriere aus 40 nm gesputtertem AlN	95

8.5. Phasendiagramme von Au-Ti, Au-Pt und Au-Ni [2].	96
8.6. Vollständiger Schichtstapel zur Herstellung einer mit AlN passivierten Ag-Spiegelschicht mit Au-Bondpads.	98
8.7. Phasendiagramm von Ag-Si [2].	99
8.8. Spektraler Reflexionsgrad diverser Ag-Schichten	100
8.9. Schichtstress einer ungeschützten und einer mit 130 nm AlN passivierten Ag-Ti-Schicht	100
8.10. Lichtmikroskopische Aufnahme der goldgalvanisch verstärkten Drahtbond-Bereiche und Justagemarken auf Silberuntergrund.	101
9.1. Minimale Strukturbreite im EP2 und Abstand EP2 zu EPOX.	103
9.2. REM-Aufnahme eines Antrieb-Fingers nach zu langer Gasphasenätzung	105
10.1. Mikroskopaufnahme eines doppeltresonanten 2D-Scanners mit 1 mm Spiegel-durchmesser.	107
10.2. Benötigte elektrische Potenziale zum Betrieb des Scanners	109
10.3. Berechneter Frequenzgang des Kardanrahmens und der Spiegelplatte	110
10.4. Die ersten sechs Eigenmoden des 2D-Scanners	111
11.1. Krümmungsradius der Spiegelplatte mit verschiedenen Metallschichten.	114
11.2. Weißlichtinterferometer-Messung der Spiegelverbiegung (Al-Spiegel)	115
11.3. Weißlichtinterferometer-Messung der Spiegelverbiegung (Ag/AlN-Spiegel)	117
11.4. Schematische Abhängigkeit des Gütefaktors vom Umgebungsdruck	121
11.5. Eichkurve zur Ermittlung des Innendrucks von gekapselten Bauteilen (Schnelle Achse).	123
11.6. Foto eines gekapselten MEMS-Wafers mit freigesägten Anschlusspads.	124
11.7. Messaufbau zur Vermessung der Bauteile auf Waferebene (Schematisch).	125
11.8. Messung der Gütefaktoren eines gekapselten Wafers	126
A.1. Reflexion einer s-polarisierten (TE) Welle an einer Einfachschicht	140

Tabellenverzeichnis

3.1. Mechanische Materialeigenschaften von Silizium im Vergleich mit anderen Metallen [3, 4, 5].	17
3.2. Verwendete Prozessgase bei der PECVD von dielektrischen Schichten.	19
3.3. Ansprüche typischer MEMS-Bauteile an das Waferverbindungsverfahren.	24
3.4. Eigenschaften der wichtigsten Waferverbindungsverfahren	25
3.5. Typische Eigenschaften der Sealglaspaste FERRO 11-036	27
4.1. Merkmale für unterschiedliche Antriebsmechanismen mikrosystemtechnischer Aktoren	29
5.1. DRIE-Prozessparameter Rückseitenätzung.	53
7.1. Verwendete Prozessparameter zur PECVD der SiO _x Standardschichten.	76
7.2. Optimierte Prozessparameter zur PECVD der SiO _x AR-Schicht und daraus resultierende Schichteigenschaften.	81
7.3. Prozessparameter zur PECVD der SiN _y AR-Schicht und daraus resultierende Schichteigenschaften.	81
10.1. Wichtige Abmessungen des Referenzdesigns	106
11.1. Zusammensetzung der Luft	127

Teil I.
Grundlagen

1. Einleitung

1.1. Mikrosystemtechnik

Ursprünglich aus der Mikroelektronik hervorgegangen stellt die Mikrosystemtechnik eine faszinierende Welt komplexer, hochminiaturisierter Bauteile dar, die heutzutage immer mehr das alltägliche Leben des Menschen beeinflusst. Dabei ist der Grundgedanke von der Entwicklung solcher mikroelektromechanischen Systeme (MEMS) nicht gerade neu. Schon im Jahr 1959 hielt Richard P. Feynman vor der American Physical Society seine legendäre Rede "Plenty of Room at the Bottom", die die moderne Mikro- und Nanotechnologie begründete [6]. In dieser Rede präsentierte Feynman seine Vision, makroskopische Systeme mikroskopisch zu verkleinern und sie auf diese Weise kleiner, günstiger und leistungsfähiger zu machen. Allerdings sollte es noch viele Jahre dauern, bis Feynmans Gedanke durch die Entwicklung der modernen Fertigungsverfahren der Siliziumtechnologie in die Tat umgesetzt werden konnte.

Ursprünglich wurden MEMS als Erweiterung der Mikroelektronik um mechanische Komponenten betrachtet. Die heutige Mikrosystemtechnik beinhaltet hingegen auch optische, fluidische und thermische Elemente, die zu zahlreichen Anwendungsmöglichkeiten in der Automobilindustrie, Luft- und Raumfahrttechnik, Kommunikation, Biologie und Optik führten. In der Automobil-, Druck- und Displaytechnik werden schon heute Mikrosysteme aufgrund ihrer geringen Kosten und hohen Funktionalität in großen Stückzahlen eingesetzt. So wird die Inertialsensorik im Automobil durch MEMS-Beschleunigungs- und Drehratensensoren vertreten, mikrosystemtechnisch hergestellte Druckköpfe in günstigen Tintenstrahldruckern ermöglichen den Ausdruck mehrfarbiger Bilder in Fotoqualität und bildgebende Mikrospiegelarrays in DLP-Videoprojektoren erzeugen Bilder, die im Vergleich zu konventionellen LCD-Videoprojektoren unerreichten Kontrast, brillantere Farben und bessere Schärfe aufweisen.

Da die heutige Mikrosystemtechnik auf der Mikroelektronik und deren Herstellungsverfahren aufbaut, basiert sie ebenso wie diese auf der Siliziumtechnologie. Dabei zeichnet sich Silizium durch günstige halbleitende, thermische und chemische (z.B. qualitativ hochwertiges Oxid zur elektrischen Isolation) Eigenschaften nicht nur zur Herstellung hochkomplexer elektronischer Schaltungen aus, sondern weist auch hervorragende mechanische Eigenschaften auf, die es ermöglichen, leistungsfähige mechanische Bauteile zu fertigen. Silizium ist preiswert, lässt sich mit hoher Reinheit herstellen, ist bis hin zu hohen Temperaturen ideal elastisch und hat einen niedrigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Außerdem ermöglicht die Siliziumtechnologie die gleichzeitige Herstellung vieler Einzelbauteile mit äußerster Präzision durch die Verarbeitung im Waferverbund (Batch-Fertigung). Allerdings spiegelt die Vielfalt der Anwendungsbereiche solcher Systeme auch die Fülle der physikalischen Prinzipien wider, auf denen sie beruhen. So können Antriebe für MEMS-Aktuatoren z.B. elektrostatischer, elektromagnetischer, thermischer oder piezoelektrischer Natur sein. Aus diesem Grund ist es vonnöten, die Fertigungstechnologie der Mikroelektronik laufend um MEMS-spezifische Herstellungstechnologien und Materialien zu ergänzen.

1.2. Mikrosystemtechnik für Displays

Schon heute stellt der Displaybereich eines der größten Einsatzgebiete für MEMS dar. Neben Mikrospiegel-Arrays, die in Millionenstückzahlen in Videoprojektoren eingesetzt werden, wird an weiteren MEMS-Bauteilen entwickelt, die in Massenmärkten in Konkurrenz zu bereits etablierten Systemen treten bzw. neue Märkte erschließen können. Im Folgenden sollen die wichtigsten MEMS-Bauteile für Displays kurz vorgestellt werden.

1.2.1. Mikrospiegel-Arrays

Mitte der achtziger Jahre begann unter anderem die Firma Texas Instruments Mikrospiegel-Arrays, so genannte DMD¹, zu entwickeln und sie später unter dem Namen DLP² zu vermarkten [7, 8]. Diese Mikrospiegel-Arrays bestehen aus vielen kleinen einzeln verkippbaren Spiegeln mit einer Kantenlänge von etwa 12 μm (Bild 1.1 a).

Verwendet werden die Arrays hauptsächlich in Videoprojektoren. Jeder dieser Einzelspiegel kann separat durch eine in den Spiegelchip integrierte Ansteuerungselektronik kontrolliert verkippt werden. Bilder werden erzeugt, indem Licht durch eine Abbildungsoptik auf das DMD gerichtet und dadurch anschließend auf die Bildebene über eine weitere Projektionsoptik reflektiert wird (Bild 1.1 b).

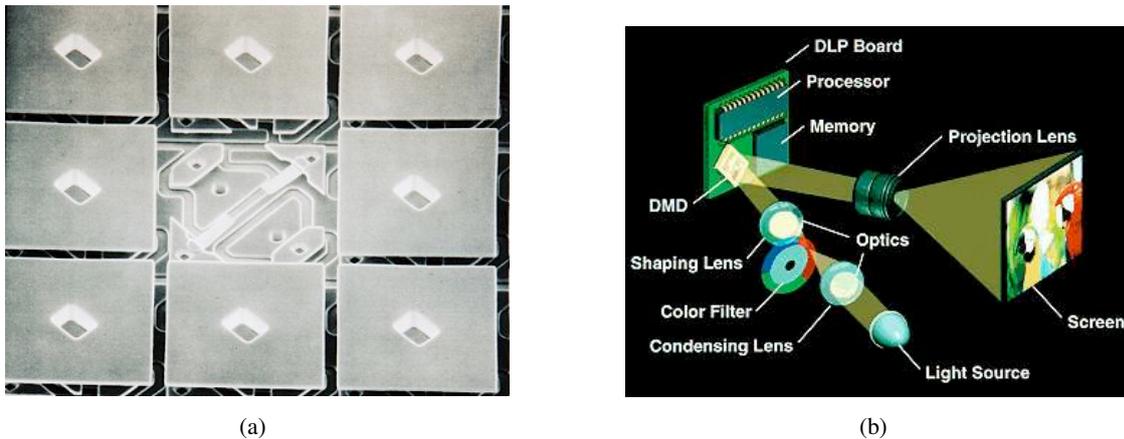


Bild 1.1. a) REM-Aufnahme eines DMD-Chips [9]. b) Funktionsprinzip eines DMD-basierten Videoprojektors [10].

Dabei repräsentiert ein einzelner Mikrospiegel jeweils ein Bildpixel. Wird der Einzelspiegel verkippt, gelangt kein Licht zur Bildebene und das Pixel erscheint dunkel. Analog erscheint das Pixel hell, wenn der Spiegel im unverkippten Zustand Licht auf die Bildebene reflektiert. Moduliert wird die Helligkeit durch das Tastverhältnis zwischen verkipptem und unverkipptem Zustand des Einzelspiegels, wobei die benötigte Zeit für den Wechsel zwischen diesen beiden Zuständen

¹Digital Mirror Device

²Digital Light Processing

nur 16 μ s beträgt. Farbige Bilder können erzeugt werden, indem das Licht durch ein Farbrad chromatisch zerlegt und nacheinander auf das DMD gelenkt wird. Dies hat allerdings den Nachteil, dass immer zwei Drittel des Lichts ungenutzt bleiben und die effektive Lichtausgangsleistung in Relation zur Lampenleistung niedrig ist. Eine bessere Lichtausbeute lässt sich durch die (allerdings teurere) Verwendung von drei separaten DMDs erreichen.

Der Vorteil dieser mikrosystemtechnisch hergestellten Mikrospiegelarrays verglichen mit der herkömmlichen LCD-Technologie liegt in der höheren Ausgangslichtleistung und des besseren Helligkeitskontrasts. Der große Nachteil hingegen besteht im Funktionsprinzip selber. So hängt die erreichbare Auflösung direkt von der Anzahl der Mikrospiegel ab. Soll die Auflösung verbessert werden, muss gleichzeitig die Spiegellanzahl gesteigert werden. Für ein HDTV-Display mit einer Auflösung von 1920*1080 Bildpunkten werden dementsprechend über zwei Millionen Spiegel benötigt. Ein solches System ist somit zum einen komplex, aber auch der benutzte Chip ist vergleichsweise groß und damit teuer.

1.2.2. Modulatorzeilen

Neben den bereits in hohen Stückzahlen verkauften Mikrospiegel-Arrays stellen Mikro-Modulatorzeilen eine weitere Gruppe von MOEMS³ dar, die in Displayanwendungen Einsatz finden. Im Gegensatz zu den auf Lichtreflexion basierenden Spiegel-Arrays beruht das Funktionsprinzip dieser Modulatorzeilen auf der Lichtbeugung. Prominentester Entwickler solcher Systeme ist die Firma Silicon Light Machines, die Projektionssysteme basierend auf diesem Prinzip unter dem Namen Grating Light Valve (GLV) hauptsächlich für hochauflösende Displayanwendungen vermarktet [11].

Den DMDs ganz ähnlich, bestehen die Modulatorzeilen aus vielen kleinen einzelnen spiegelnden Streifenelementen (Bild 1.2 a), welche unabhängig voneinander, durch Anlegen einer Spannung, ausgelenkt werden können. Die gesamte Zeile wirkt wie ein optisches Phasengitter, deren Gitterprofil durch geschicktes Ansteuern der auslenkbaren Einzelkomponenten moduliert wird und auf diese Weise einfallendes Licht beugt, anstatt es einfach zu reflektieren (Phasenmodulation eines Phasengitters). Bei der Bildprojektion agieren immer mindestens vier der Einzelemente als Gitter für jeweils einen Bildpunkt, während die gesamte Modulatorzeile einer Bildzeile entspricht. Je mehr Streifen für die Modulation eines Pixels verwendet werden, desto ausgeprägter ist der Beugungseffekt. Für die Projektion wird ausschließlich gebeugtes Licht benutzt, d.h. reflektiertes Licht gelangt nicht zur Bildfläche und an diesen Stellen erscheint das Bild dunkel, während das durch aktivierte Modularelemente gebeugte Licht hell erscheint [11]. Ein komplettes Bild entsteht durch eine Ablenkung eines zusätzlichen langsamen Spiegel, der das Beugungsbild der Modulatorzeile mit der Bildwiederholfrequenz über die Bildebene scannt (Bild 1.2 b).

Gegenüber DMDs haben die Modulatorzeilen den Vorteil, dass die Schaltvorgänge der Einzelstreifen viel schneller erfolgen (ca. 20 ns) und somit feinere Abstufungen zwischen einzelnen Farbnuancen erreicht werden können. Allerdings ist die Beugungseffizienz dieser Systeme recht bescheiden, so dass starke Lichtquellen benötigt werden. Außerdem gilt auch für diese Bauteile, dass die erreichbare Bildauflösung von der Gesamtzahl der Einzelemente abhängt. Bei einer

³Mikro- Opto- Elektro- Mechanische Systeme

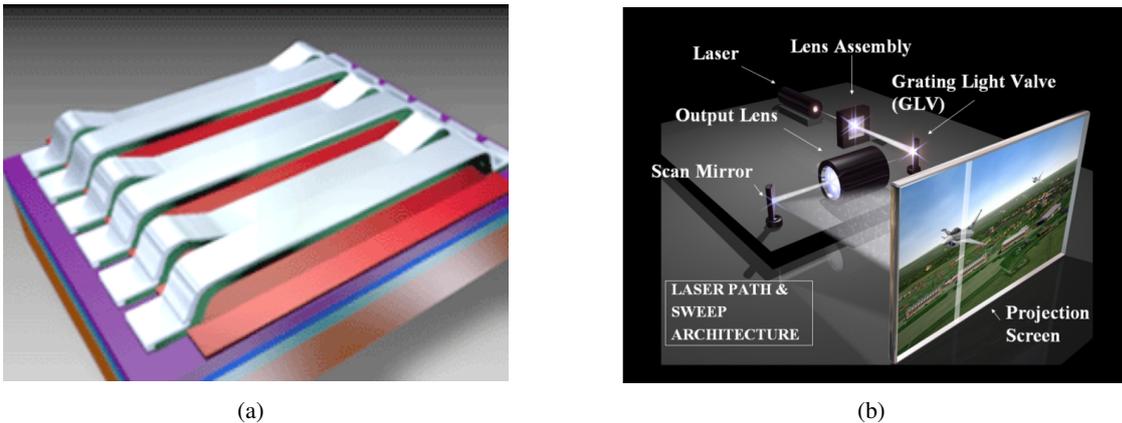


Bild 1.2. a) Modulatorzeile (schematisch) [11]. b) Funktionsprinzip eines GLV-basierten Videoprojektors [12].

HDTV⁴-Auflösung werden bei einem Gitter mit sechs $3\ \mu\text{m}$ breiten Streifenelementen pro Pixel insgesamt 6480 Elemente benötigt, die in horizontaler Richtung über die Bildebene gescannt werden. Die Gesamtgröße der Zeile beträgt damit in etwa 2 cm [13], womit das Gesamtsystem vergleichsweise groß, teuer und komplex wird.

1.2.3. Laserbasierte Mikrodisplays mit Scannerspiegeln

Der Nachteil der beiden zuvor vorgestellten Projektionsverfahren liegt in der direkten Abhängigkeit der erreichbaren Auflösung von der Anzahl der Einzelemente. In beiden Fällen wird eine bessere Auflösung mit gesteigerter Komplexität und Größe und höheren Kosten des Gesamtsystems erkaufte. Laserbasierte Projektionsysteme mit Mikroscannerspiegeln besitzen derartige Nachteile nicht. Schon in den Anfängen der siliziumbasierten Mikrosystemtechnik im Jahr 1980 hat K. Petersen [14] beschrieben, wie sich mit Mikroscannerspiegeln Projektionsysteme realisieren lassen. Dazu wird Laserlicht auf die bewegliche Spiegelplatte eines MEMS-Scannerspiegels (Abb. 1.3 a) gerichtet, von dieser reflektiert und ähnlich den Elektronen in einer Bildröhre durch die Bewegung des Spiegels über die gesamte Bildfläche gescannt (Abb. 1.3 b). Bei der Verwendung von Scannern, die in zwei senkrecht zueinander stehenden Achsen kippbar sind (d.h. deren Spiegelplatte kardanisch in zwei Achsen aufgehängt ist), wird nur ein einziger Scanner benötigt, der das Licht sowohl horizontal als auch vertikal ablenkt. Es ist aber auch möglich, zwei einachsige Scanner zu verwenden, wobei jeweils ein Scanner die horizontale bzw. vertikale Ablenkung übernimmt.

Eine Steuerungselektronik synchronisiert die Laserstrahlposition auf der Bildebene mit der Signalansteuerung der Laserquellen. Auf diese Weise kann mit bestenfalls nur einem MEMS-Bauelement ein komplettes Bild dargestellt werden, welches, wenn keine zusätzliche Abbildungsoptik verwendet wird, in jeder Entfernung scharf abgebildet wird.

⁴High Definition Television, Bildauflösung mit maximal 1920×1080 Bildpunkten

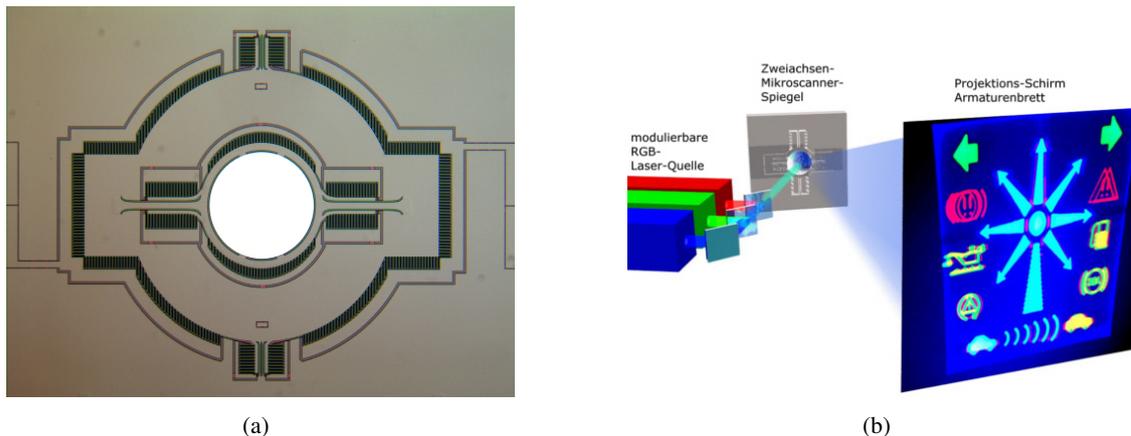


Bild 1.3. a) 2D-MEMS-Mikroscannerspiegel. b) Funktionsprinzip der Laserprojektion mit Mikroscannerspiegeln

Grundsätzlich könnten derartige Systeme auch mit konventionellen Galvanometer- und Polygonscannern aufgebaut werden, die erreichbare Auflösung des Projektionsystems hängt jedoch von den charakteristischen Parametern - insbesondere vom erreichten Kippwinkel und der Kippfrequenz der Spiegelplatte - der Scanner ab. Da aber Galvanometerscanner nur relativ niedrige Scanfrequenzen von einigen kHz erreichen, und Polygon- und Galvanometerscanner dabei noch im Vergleich zu MEMS-Scannern groß und teuer sind, wäre eine Lösung mit diesen feinwerktechnisch hergestellten Bauteilen wirtschaftlich nicht sinnvoll.

Kompakte und günstige Projektionssysteme allerdings eröffnen viele neue Anwendungsfelder in Massenmärkten wie mobiler Kommunikation sowie im Automobil- und Flugzeugbau:

- ultrakompaktes Projektionsdisplays im Handy oder PDA
- Head-Up Displays in Automobilen und Flugzeugen
- frei konfigurierbare und individuelle (z.B. mit gekrümmten Oberflächen) Armaturenbrett-Anzeigen im Automobil
- frei konfigurierbare virtuelle Tastaturen

Neben Projektionssystemen können auch kompakte Systeme zur aktiven Bild- und Objekterfassung aufgebaut werden, die teilweise mit konventionellen Bauelementen, wie z.B. Galvanometerscannern, nicht oder nur mit viel zu hohen Kosten realisierbar wären. Kleinere Barcode-Scanner, Objekterfassung für aktive Sicherheitssysteme im Automobil mit kompakten LIDAR-Systemen⁵ und kompakte Bilderfassungssysteme mit hoher Auflösung [15] können auf diese Weise wirtschaftlich hergestellt werden.

⁵Light Detection and Ranging

1.3. Ziel und Inhalt der Arbeit

1.3.1. Zieldefinition

Im vorangegangenen Kapitel wurden die grundlegenden Anwendungsgebiete, Eigenschaften und Anforderungen vorgestellt, die an MEMS-Mikroscannerspiegel gestellt werden. Diese Bauteile ermöglichen es besonders kompakte und kostengünstige laserbasierte Scansysteme zu realisieren, die vorzugsweise in mobilen Anwendungen ihren Einsatz finden können. Dies stellt allerdings sehr hohe Anforderungen an das MEMS-Bauelement:

- Hohe Bildauflösungen verlangen, dass die Scanner hohe Scanfrequenzen von einigen 10 kHz bei gleichzeitig sehr großen mechanischen Auslenkwinkeln von mehreren Grad erreichen.
- Optische Verzerrungen durch den Spiegel sollten allerdings trotz dieser starken mechanischen Belastungen vermieden werden. Aus diesem Grund ist es vonnöten die statischen und dynamischen Deformationen der Spiegelplatte weitgehend zu minimieren.
- Die Qualität des optischen Systems hängt zum großen Teil von der Oberflächenbeschaffenheit des MEMS-Elementes ab. Sie sollte so beschaffen sein, dass die Strahlqualität nicht herabgesetzt wird. Die Spiegeloberfläche sollte zudem einen hohen Reflexionskoeffizienten für die verwendeten Laserwellenlängen haben.
- Gerade der Einsatz in mobilen Anwendungen verlangt, dass das MEMS-Element robust gegenüber äußeren Einflüssen, wie z.B. Staub, Feuchtigkeit und Temperaturschwankungen ist.
- Da mobile Geräte nicht unbegrenzt Energie liefern können, sollte der für den Spiegelbetrieb erforderliche Leistungsbedarf möglichst niedrig gehalten werden.

Deswegen ist das Ziel dieser Arbeit:

Die Entwicklung einer neuartigen Fertigungstechnologie zur Herstellung elektrostatisch angetriebener MEMS-Mikroscannerspiegel mit Vakuum-Verkapselung auf Waferebene.

Eine kostengünstige hermetische Kapselung dieser Bauteile auf Waferebene soll es ermöglichen, die Scanner resonant in einer Vakuumumgebung zu betreiben, um so den Vorteil der Amplitudenüberhöhung gering gedämpfter mechanischer Resonatoren ausnutzen zu können und sie gleichzeitig vor schädlichen Umwelteinflüssen zu schützen. Zudem soll sie, neben resonant betriebener Scanner, die Möglichkeit bieten, Spiegel quasistatisch anzutreiben, um mit einem einzigen zweiachsigen Scanner Bilder im Rasterscanverfahren zu projizieren.

1.3.2. Gliederung der Arbeit

Diese Arbeit ist in drei Teile unterteilt mit jeweils vier Kapiteln. Der erste Teil erläutert die zum Verständnis dieser Arbeit benötigten Grundlagen. Es werden die Grundzüge des Projektionsver-

1. Einleitung

fahrens, sowie wichtige, in dieser Arbeit eingesetzte, MEMS-Technologien beschrieben. Mit diesem Hintergrund wird eingehend der Stand der Technik unterschiedlicher Antriebskonzepte von MEMS-Scannern, deren Herstellung und Verpackung auf Waferenebene beleuchtet.

Der zweite Teil erklärt die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte, neuartige Herstellungstechnologie der Mikroscanner. Dabei wird, neben der Herstellung des eigentlichen MEMS-Bauelements und dessen Verkapselung auf Waferenebene, auf die Entwicklung von Antireflexionsschichten zur Entspiegelung des zur Verpackung benötigten Glasdeckels, als auch auf unterschiedliche Metallschichten zur Verspiegelung der Spiegelplatte des Scanners eingegangen.

Der dritte und letzte Teil dieser Arbeit charakterisiert die mit dieser Herstellungstechnologie hergestellten Bauteile. Neben einigen, aus der Herstellung abgeleiteten, Designrules wird die Funktionalität der Bauteile anhand der FE-Modellierung eines Beispieldesigns näher beleuchtet und mit Messungen auf Waferenebene verifiziert. Zuletzt werden die wichtigsten Aspekte der Arbeit in einer Zusammenfassung aufgeführt. Ein Ausblick auf weiterführende Arbeiten schließt die Arbeit ab.

2. Grundlagen des Projektionsverfahrens

Grundsätzlich existieren drei unterschiedliche, scannende Projektionsverfahren. Beim Vektorscan-Verfahren werden beide Spiegelachsen quasistatisch betrieben, d.h. sie folgen jedem beliebigen Steuersignal. Vektorscans werden unter anderem in Lasershows zur Projektion von Vektorgrafiken eingesetzt. Das Gegenteil zu diesem Verfahren stellt die Lissajous-Projektion dar, bei dem beide Spiegelachsen resonant betrieben werden und, angeregt durch Ansteuersignale, immer eine harmonische Schwingung in ihrer Eigenfrequenz ausführen. Durch die Wahl eines geeigneten Frequenzverhältnisses der horizontalen und vertikalen Ablenkung wird somit eine dicht gepackte Lissajous-Figur auf die Bildebene geschrieben. Neben diesen beiden Verfahren existiert zudem das Rasterprojektionsverfahren, bei dem durch eine schnelle Horizontal- und einer langsamen Vertikalbewegung der Spiegelplatte der Laserstrahl über die Bildebene gerastert wird. Dabei entspricht die Frequenz der langsamen Vertikalbewegung der Bildwiederholfrequenz. Für eine hochauflösende Laserprojektion eignet sich indes nur das Lissajous- und das Rasterprojektionsverfahren, da nur mit diesen beiden Verfahren die benötigten hohen horizontalen Ablenkfrequenzen erreicht werden können.

2.1. Auflösungsvermögen

Das Auflösungsvermögen von auf MEMS-Scannern basierten Laserprojektionssystemen ist nicht abhängig von der Anzahl der verwendeten Bauteile. Tatsächlich hängt die Bildauflösung von verschiedenen Bauteilparametern des Scanners ab. Wichtigste Parameter dabei sind u.a. [16]:

- die Größe der Spiegelplatte,
- der horizontale und der vertikale maximale Kippwinkel der Spiegelplatte
- und die Frequenzen, mit denen die Spiegelplatte horizontal bzw. vertikal abgelenkt wird.

2.1.1. Rasterprojektionsverfahren

Die Anzahl der Bildpunkte n , die entlang einer Bildzeile aufgelöst werden können, ergeben sich aus der Länge der projizierten Zeile L und dem Durchmesser d des Laserspots

$$n = \frac{L}{d} \quad (2.1)$$

Für den Fall, dass das Projektionssystem keine weiteren abbildungsoptischen Elemente enthält, stellt der Spiegeldurchmesser die strahlbegrenzende Apertur des optischen Systems dar. Nach [17] gilt dann für die Pixelanzahl n

$$n = \frac{L}{d} = k_{os} \frac{2D\Theta}{k\lambda} \quad (2.2)$$

wobei D der Durchmesser der Spiegelplatte, Θ der halbe optische Scanwinkel in der jeweiligen Kippachse, und λ die Wellenlänge des benutzten Lichts ist. Da resonant betriebene Scannerspiegel eine Sinusschwingung ausführen, ist die Verweildauer des Laserstrahls im Randbereich der Scanbewegung am längsten und erscheint deswegen am hellsten. Aus diesem Grunde wird nicht der komplette Winkelbereich des Scanners genutzt, sondern nur der Teil, in dem die Strahlbewegung nahezu konstant ist. Dies wird durch den Faktor k_{os} berücksichtigt, welcher das Verhältnis aus mechanisch ausgeführtem Kippwinkel und dem Winkel, der zur Projektion tatsächlich benutzt wird, wiedergibt. Ist die Spiegelplatte im Vergleich zum Laserstrahldurchmesser klein, führt dies zu einer beugungsbedingten Strahlaufweitung des Laserspots, die durch den Faktor k berücksichtigt wird. Der Faktor k wiederum ist abhängig vom Verhältnis T des Durchmessers des Laserstrahls D_L zur Spiegelplatte (D_S) $T = D_L/D_S$ und kann für ein gaußförmiges Strahlprofil (mit einem Durchmesser, bei dem die Strahlintensität auf $1/e^2$ der Gesamtintensität abgefallen ist - FWE2) nach folgender Formel bestimmt werden [16]

$$k = 1,037 - \frac{0,057}{T} + \frac{0,156}{T^2} \quad (2.3)$$

Die für die gewünschte Auflösung erforderliche horizontale Scanfrequenz f_h hängt von der Bildwiederholrate f_v ab, die im Falle der Rasterprojektion der vertikalen Ablenkfrequenz der Spiegelplatte entspricht, der vertikalen Zeilenanzahl n_v und dem vertikalen Overscan-Faktor k_{os} und leitet sich nach folgender Gleichung

$$f_h = \frac{f_v n_v}{2 k_{os}} \quad (2.4)$$

ab.

Vereinfachend gilt für das Rasterprojektionsverfahren, dass die auflösbare Zahl der Bildpixel mit dem Produkt ΘD skaliert, während die erforderliche Scan-Frequenz der schnellen Achse zudem noch durch die Bildwiederholrate, d.h. durch die Ablenkfrequenz der langsamen Achse, bestimmt wird. Gerade bei höheren Auflösungen, wie z.B. SXGA oder gar HDTV, werden sehr hohe Anforderungen an das MEMS-Bauteil gestellt. So muss der Scanner zur Darstellung eines HDTV-Bildes ein ΘD -Produkt von 67 °mm erreichen, d.h. ein 1 mm großer Spiegel muss mechanisch in eine Richtung jeweils um knapp 17° verkippt werden. Gleichzeitig muss diese Verkipfung mit einer Frequenz von 30 kHz ausgeführt werden (Abb. 2.1).

2.1.2. Lissajous-Projektion

Bei der Lissajous-Projektion korreliert die Scanfrequenz der langsamen Kippachse nicht mehr mit der Bildwiederholrate, sondern wird ebenso wie die schnelle Achse in Resonanz betrieben. Dies bedeutet, dass beide Achsen eine Sinusschwingung in ihrer Eigenfrequenz ausführen und dementsprechend eine Lissajousfigur der Form

$$\begin{pmatrix} x(t) \\ y(t) \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A_x \sin(2\pi f_x t + \phi_x) \\ A_y \sin(2\pi f_y t + \phi_y) \end{pmatrix} \quad (2.5)$$

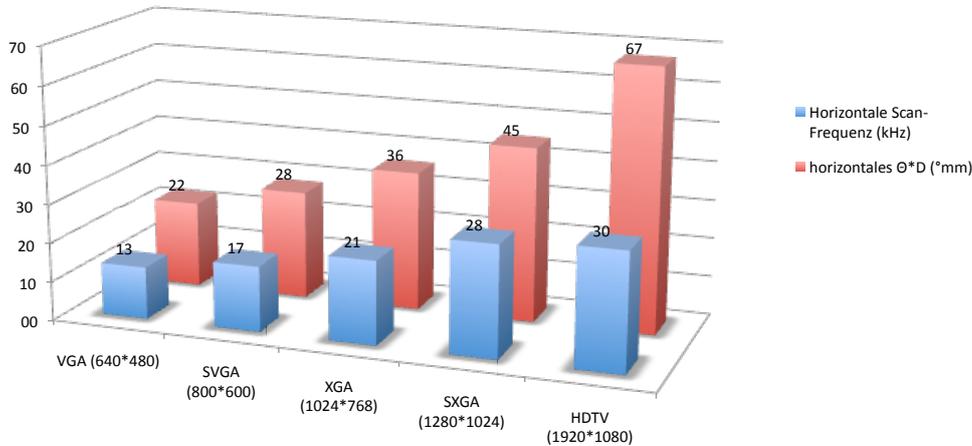


Bild 2.1. Anforderungen an das ΘD -Produkt und die horizontale Ablenkfrequenz des Scanners bei verschiedenen Bildauflösungen bei einer Wellenlänge von 550 nm, eines Overscan-Faktors von 0,9 und einer Bildwiederholrate von 50 Hz im Rasterprojektionsverfahren.

auf die Bildfläche gezeichnet wird, wobei im Falle der Bildprojektion $f_x > f_y$ gilt. Durch eine geeignete Wahl der Frequenzen f_x und f_y ist es möglich eine dicht gepackte Figur zu projizieren und so eine ausreichende Pixeldichte pro Einzelbild zu erzeugen.

In [18] wurde versucht, die für die Lissajous-Projektion benötigten horizontalen Ablenkfrequenzen annäherungsweise zu bestimmen. Dazu wurde angenommen, dass die generierte Lissajousfigur durch entsprechende Wahl von Φ_x und Φ_y geschlossen und symmetrisch ist und dass f_x und f_y inkommensurabel sind. Für den Fall, dass die Kippwinkel und damit die Amplituden der harmonischen Schwingungen A_x und A_y in beiden Achsen gleich groß sind, gilt für die horizontale Ablenkfrequenz

$$f_x \geq \frac{\pi}{2} n_v f_{frame} \quad (2.6)$$

mit der vertikalen Auflösung n_v und der Bildwiederholrate f_{frame} . Abb. 2.2 zeigt die für die unterschiedlichen Bildauflösungen und Bildwiederholraten benötigten horizontalen Ablenkfrequenzen. Die Lissajousprojektion erfordert im Vergleich mit dem Raster-Scan-Verfahren wesentlich höhere horizontale Scanfrequenzen. So wird während des Raster-Scans für eine SVGA-Auflösung und eine gewünschte Bildwiederholrate von 50 Hz eine Ablenkfrequenz von 17 kHz benötigt, während die Lissajous-Projektion dafür eine Frequenz von 47 kHz erfordert. Allerdings wurde in [18] bei der Abschätzung der Resonanzfrequenzen vereinfachend davon ausgegangen, dass beide Schwingungsamplituden gleich groß sind. In den gängigen Bildstandards beträgt das Verhältnis zwischen horizontaler und vertikaler Bildgröße jedoch 4:3 oder 16:9, so dass die tatsächlich erforderlichen Frequenzen, um die Bildfläche homogen auszuleuchten, etwas geringer ausfallen.

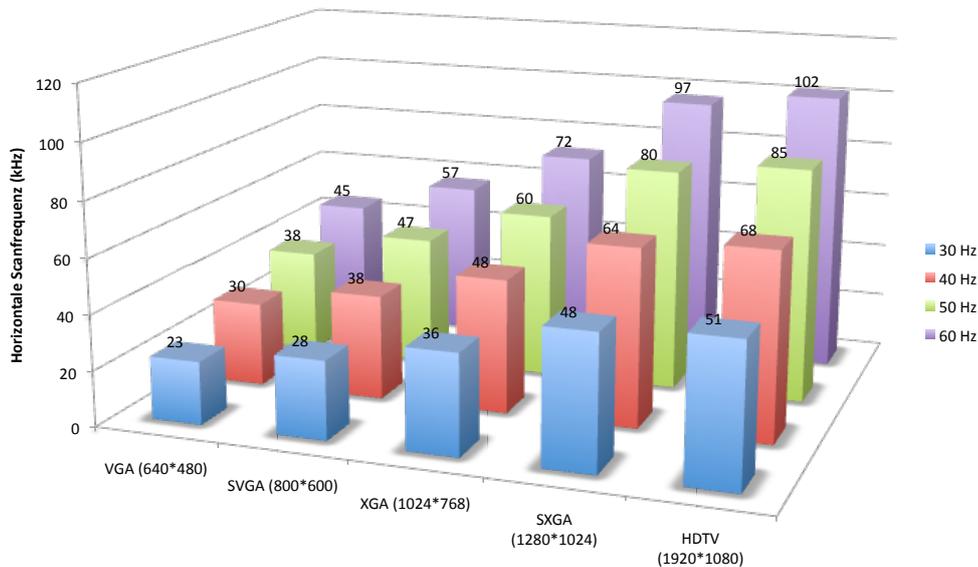


Bild 2.2. Horizontale Scanfrequenzen während der Lissajousprojektion bei unterschiedlichen Bildauflösungen und Bildwiederholraten.

2.2. Deformationen der Spiegelplatte

Gute Bildqualitäten stellen hohe Anforderungen an das MEMS-Bauteil nicht nur in Bezug auf die Resonanzfrequenzen, Kippwinkel und das ΘD -Produkt der Spiegelplatte, sondern verlangen auch eine Minimierung der optischen Verzerrungen. Gerade weil Laserdisplays auf Basis von MEMS-Mikroscannern nur wenig abbildungsoptische Elemente benötigen, wird die Bildqualität maßgeblich durch die Güte der Spiegelplatte des MEMS-Scanners bestimmt. Deformationen der Platte würden zu einer Divergenz des Laserstrahls und damit zur Aufweitung eines Bildpixels führen und folglich das Auflösungsvermögen des Gesamtsystems herabsetzen. Deswegen sollten die auftretenden Spiegeldeformationen nicht größer sein als $\lambda/10$ der kürzesten verwendeten Wellenlänge, d.h. im Falle des blauen Lichts einer RGB-Lichtquelle mit einer Wellenlänge von 450 nm dürften die Deformationen nicht größer sein als 45 nm. Dieses Problem könnte durch die Einführung weiterer abbildungsoptischer Elemente (d.h. Fokussierung des Laserstrahls auf die Spiegelplatte und anschließende Kollimierung) in den Strahlengang eliminiert werden. Allerdings würde diese dazu führen, dass das Gesamtsystem erheblich komplexer und größer wird.

Generell gibt es bei MEMS-Mikrospiegeln zwei unterschiedliche Ursachen für die Deformation der Spiegelplatte. Einerseits kann es durch Schichtstress und Stressgradienten in den verwendeten Materialschichten zur Herstellung des Spiegels zu einer statischen Deformation der Spiegelplatte kommen, die durch geeignete Prozessführung minimiert werden muss. Andererseits entstehen durch die hohen auftretenden Beschleunigungen, die auf die Spiegelplatte gerade während des Umkehrpunktes der Scan-Bewegung auftreten, Spiegeldeformationen. Diese dynamischen Deformationen führen zu einer S-förmigen Verbiegung der Spiegelplatte (Abb. 2.3) und

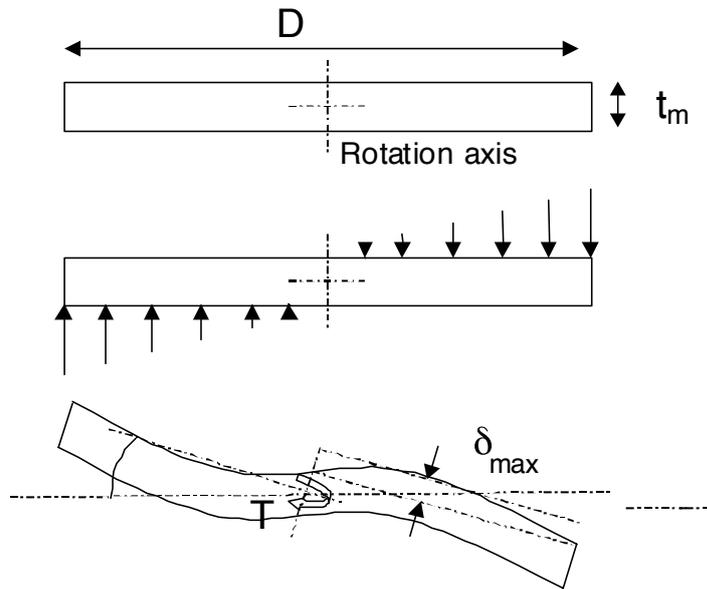


Bild 2.3. Dynamische Deformation der Spiegelplatte (nach [1])

wurden in [1] für rechteckige Spiegelplatten bestimmt. Die Biegeform einer deformierten Platte kann durch folgende Funktion

$$\delta(u) = 0.56 \delta_{max} (u^5 - 10u^3 + 20u^2 - 11u) \quad (2.7)$$

beschrieben werden (mit der normalisierten Spiegeloberflächen-Koordinate u , die senkrecht auf der Drehachse steht), aus der die maximale Spiegeldeformation

$$\delta_{max} = 0.217 \frac{\rho f_h^2 D^5 \Theta_{hmech}}{E t_m^2} \quad (2.8)$$

bestimmt werden kann, wobei ρ die Materialdichte und E das Elastizitäts-Modul des verwendeten Materials ist. Anhand dessen ist zu ersehen, dass der mechanische Kippwinkel Θ_{hmech} lediglich linear und die horizontale Scanfrequenz f_h quadratisch zur Spiegeldeformation beitragen, die Größe der Spiegelplatte D jedoch in der fünften Potenz. Da die Dicke der Spiegelplatte t_m dem nur umgekehrt quadratisch entgegenwirkt, kann die Deformation damit nur teilweise kompensiert werden.

2.3. Verwendung von Lasern

Laser sind für das scannende Projektionsverfahren mit MEMS-Scannern unumgänglich. Nur diese Lichtquellen bieten die Möglichkeit, ohne weitere abbildende Optik ein nahezu perfekt kollimiertes Lichtbündel in beliebiger Entfernung als Pixel scharf abzubilden. Doch nicht nur die

2. Grundlagen des Projektionsverfahrens

Strahlqualität von Lasern ist für bildgebende Verfahren interessant, sondern auch die Güte des emittierten Lichts. Da die Wellenlänge von Lasern im Vergleich zu anderen Lichtquellen, wie z.B. LEDs oder Halogenlampen, eine sehr viel geringere spektrale Bandbreite aufweist, ermöglichen laserbasierte Projektionsysteme die Darstellung von erheblich mehr Farben. Verdeutlichen lässt sich dieser Effekt durch den Vergleich der aufgespannten Farbdreiecke in der CIE-Normfarbtafel (Abb. 2.4). Da die Stützpunkte des durch die Laser aufgespannten Farbdreiecks durch die geringe Spektralbreite auf den Rändern des sichtbaren Farbraums liegen, ist die umschlossene Fläche viel größer, d.h. es lassen sich deutlich mehr und brillantere Farben darstellen.

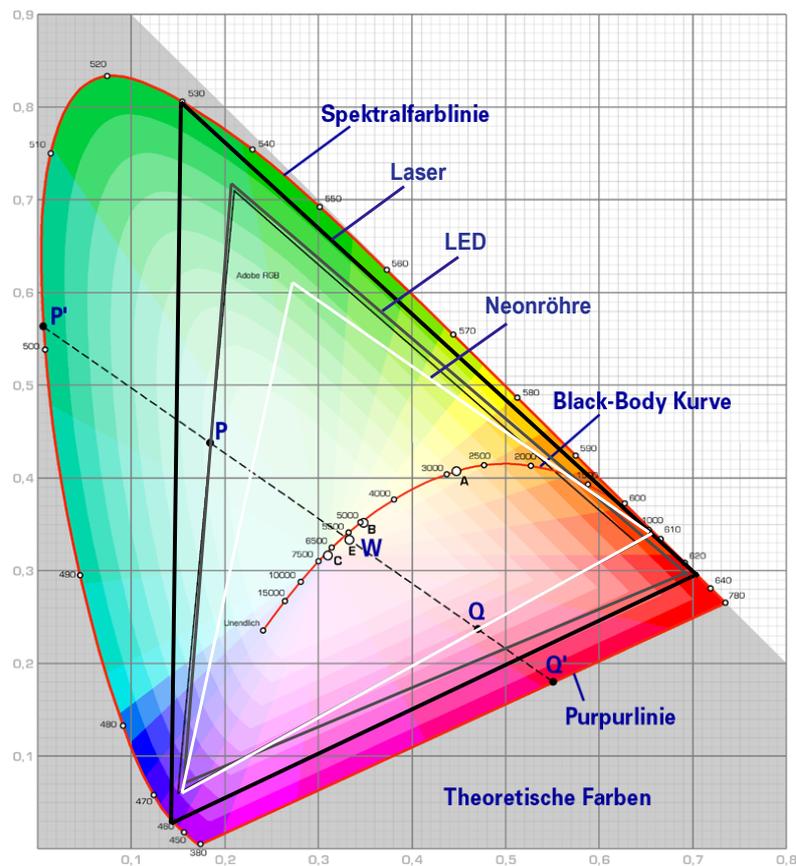


Bild 2.4. Farbdreiecke für verschiedene Lichtquellen in der CIE-Normfarbtafel (schematisch).

Allerdings werden, bedingt durch die hohen Scanfrequenzen während der Projektion, hohe Anforderungen an die Modulierbarkeit der Laserquellen gestellt. Schon bei niedrigen Auflösungen, wie z.B. VGA, werden für die Rasterprojektion Modulationsfrequenzen von über 35 MHz benötigt (HDTV-Auflösung benötigt gar 115 MHz) [16]. Direktmodulierte Laserdioden, die den Kompaktheitsanforderungen von Miniaturprojektoren entsprechen und über ausreichende Lichtleistungen von bis zu ca. 100 mW verfügen, sind zur Zeit nur für den roten und blauen Spektralbereich kommerziell verfügbar. Im Gegensatz dazu kann derzeit grünes Laserlicht aus Laserdioden nur durch Frequenzverdoppelung von IR-Licht erzeugt werden, welches anschließend extern mo-

duliert (z.B. durch einen Akustooptischen Modulator) wird. Derartige Lichtquellen sind bis jetzt noch recht groß und lichtschwächer verglichen mit direktmodulierten Laserdioden, allerdings arbeiten verschiedene Arbeitsgruppen an der Miniaturisierung und Steigerung der Lichtleistung dieser Komponenten [19, 20]. Um dennoch ein optimal ausgeleuchtetes Bild projizieren zu können, müssen die Verluste durch Streuung und Absorption durch den MEMS-Scanner minimiert werden. Der Reflexionsgrad der Spiegelplatte muss für die benutzten Wellenlängen möglichst hoch sein, zudem müssen die Oberflächen der im Strahlengang befindlichen Oberflächen glatt sein und - bei transparenten Oberflächen - einen möglichst hohen Transmissionsgrad aufweisen.

3. MEMS-spezifische Fertigungstechnologien

Obwohl die moderne Mikrosystemtechnik auf Fertigungsprozessen der Mikroelektronik basiert, haben sich im Laufe der Zeit verschiedene Fertigungstechnologien etabliert, die den besonderen Ansprüchen von MEMS Rechnung tragen. Im Gegensatz zu mikroelektronischen Bauelementen bestehen MEMS meist aus mechanisch beweglichen, sehr filigranen und äußerst kleinen Strukturen mit Abmessungen im Bereich weniger μm . Aus diesem Grund erwachsen in erster Linie zwei Anforderungen an die Herstellungstechnologie für mikrosystemtechnische Bauelemente:

- Zum einen verlangen MEMS-Strukturen nach in die konventionelle Siliziumtechnologie integrierbaren Materialien, die mit hohen Aspektverhältnissen auf einfache Weise strukturiert werden können und gleichzeitig gute mechanische Eigenschaften aufweisen.
- Zum anderen bedarf es eines adäquaten Schutzes der filigranen Strukturen vor äußeren Einflüssen während bestimmter Prozessschritte und des Betriebs, da schon eine Verunreinigung durch Staub zum Versagen der Bauteile führt.

Die erste Forderung führte u.a. zur Entwicklung der auf dicken, in Epitaxie-Reaktoren abgeschiedenen, Polysiliziumschichten¹ basierenden Oberflächenmikromechanik, welche mit DRIE² strukturiert und durch das Entfernen einer Opferschicht freigestellt werden. Aus der zweiten Forderung entstanden verschiedene Waferverbindungs-Technologien, die es ermöglichten zwei Wafer miteinander zu verbinden, und so kostengünstige, hermetische Verpackungen auf Wafer Ebene herzustellen. Beide Technologien sollen im Folgenden vorgestellt werden.

3.1. Oberflächenmikromechanik mit dickem Polysilizium

Silizium bzw. polykristallines Silizium hat im Vergleich zu Metallen einen niedrigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten, eine hohe Streckgrenze und Härte (Tab. 3.1), besitzt aber gleichzeitig eine geringere Dichte. Anders als duktile Metalle ist Silizium ein sprödes Material und damit nahezu ideal elastisch bis hin zu seiner Bruchgrenze und zeigt auch nach vielen Lastwechseln keine Ermüdungserscheinungen durch Kriecheffekte [3]. Aus diesem Grund hat es sich zur Herstellung von MEMS-Strukturen als geeignet erwiesen. Um robuste und leistungsfähige mikromechanische Systeme mit Siliziumschichten herzustellen, eignen sich besonders Siliziumschichten mit einer Dicke von einigen $10 \mu\text{m}$. Zum einen kann so eine ausreichende Kapazität für elektrostatische

¹Im Folgenden werden diese Schichten auch *Epipoly-Siliziumschichten* genannt, obwohl dies einen Widerspruch in sich darstellt. Epitaktische Schichten, wie z.B. bei der Si-Homoepitaxie, übernehmen die Kristallorientierung des Substrats. Bei den in der Mikromechanik verwendeten Polysilizium-Schichten ist das jedoch nicht der Fall. Vielmehr wird hier die, den im Epitaxie-Reaktor eingestellten Depositionsbedingungen geschuldete, hohe Abscheiderate ausgenutzt. Das Abscheideergebnis ist hingegen polykristallin - bedingt durch die notwendige polykristalline Startschicht. Allerdings hat sich für diese Schichten im mikrosystemtechnischen Sprachgebrauch die Bezeichnung Epipoly durchgesetzt.

²Deep Reactive Ion Etching

	Streckfestigkeit (GPa)	Härte nach Knoop (kg/mm ²)	E-Modul (GPa)	Dichte (10 ³ kg/m ³)	Therm. Ausdehn- ungskoeff. (10 ⁻⁶ /°C)
Silizium (kristallin)	2,8-6,8	850-1100	190(111)	2,32	2,616
Polysilizium	1,8		150-170		2,8
Eisen	0,13	400	196	7,8	12
Stahl (Rostfrei)	0,5-1,5	660	206-235	7,9-8,2	17,3
Al	0,17	130	70	2,7	25

Tabelle 3.1. Mechanische Materialeigenschaften von Silizium im Vergleich mit anderen Metallen [3, 4, 5].

Antriebe und Detektion bereitgestellt werden, zum anderen sind die damit gefertigten Bauteile hinreichend verwindungsfest, um unerwünschte Deformationen während des Betriebs, wie z.B. die dynamische Deformation von Mikroscooperspiegeln (Kap. 2.2), zu vermeiden. Da allerdings gängige Abscheideverfahren, wie z.B. Sputtern und LPCVD³, viel zu niedrige Abscheideraten besitzen, ist es vorteilhaft, dicke polykristalline Siliziumschichten epitaktisch abzuschneiden. Dabei werden Abscheideraten von bis zu 2 $\mu\text{m}/\text{min}$ erreicht. Allerdings weisen diese Schichten nach der Abscheidung Rauigkeiten im Bereich von 1-2 μm auf, und müssen deswegen mittels eines chemisch-mechanischen Planarisierungsprozesses (CMP) poliert werden, da nur auf glatten polierten Oberflächen lithografisch Strukturgrößen um einen μm erreicht werden können. Im Zuge der Entwicklung wurde ebenso ein anisotropes Trockenätzverfahren (DRIE) entwickelt, das es erlaubt, in die epitaktischen Polysiliziumschichten Strukturen mit hohen Aspektverhältnissen einzubringen.

Ein typischer Prozessablauf von oberflächenmikromechanisch hergestellten MEMS, basierend auf dicken Epipoly-Siliziumschichten, ist schematisch in Abb. 3.1 dargestellt. Auf ein Substrat wird eine SiO₂ Opferschicht aufgebracht und an den Stellen geöffnet, an denen die spätere Aktuatorstruktur am Substrat fixiert wird (a). Damit auf dieser Opferschicht eine epitaktische Siliziumschicht aufwachsen kann, wird eine 100-200 nm dünne Startschicht aus Polysilizium benötigt, die durch einen LPCVD-Prozess abgeschieden wird. Danach wird die eigentliche Epipoly-Siliziumschicht abgeschieden und anschließend poliert (b). Diese Schicht wird durch einen Hochratentrockenätzprozess strukturiert (c). Der fertig prozessierte MEMS-Aktuator wird zuletzt durch das Entfernen der Opferschicht freigestellt (d).

3.1.1. Gasphasenabscheidung

Mithilfe der Gasphasenabscheidung⁴ lässt sich eine Vielzahl unterschiedlicher Schichten, darunter auch Polysilizium, abscheiden. Das grundlegende Funktionsprinzip von CVD-Abscheidungsprozessen besteht dabei darin, dass entsprechende Prozessgase (auch Precursor genannt) über die erhitzte Waferoberfläche geleitet werden, auf der sich die gewünschte Schicht abscheidet. Auf

³Low Pressure Chemical Vapour Deposition

⁴Chemical Vapour Deposition - CVD

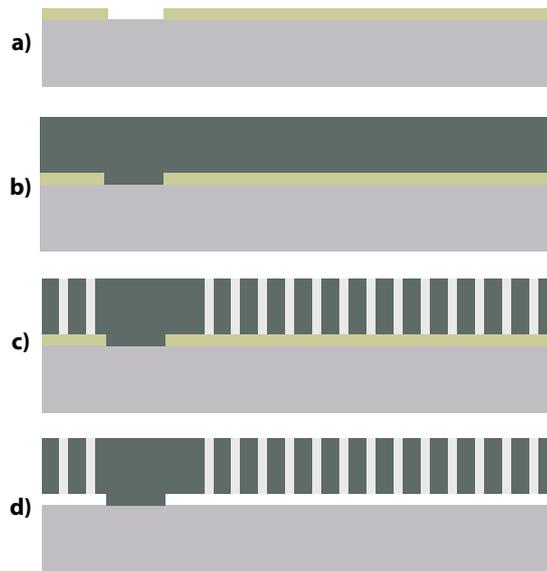


Bild 3.1. Schematischer Prozessablauf zur Herstellung oberflächenmikromechanischer MEMS-Aktuatoren

der Substratoberfläche kommt es zu einer thermisch aktivierten chemischen Reaktion der Prozessgase, wodurch einerseits auf dem Wafer die gewünschte Schicht entsteht und andererseits gasförmige Reaktionsprodukte aus dem Reaktor wieder herausgeführt werden [21]. Damit diese Reaktion stattfinden kann, wird eine gewisse Aktivierungsenergie benötigt, die auf unterschiedlichen Wegen bereitgestellt werden kann. In der thermischen CVD erfolgt die Zuführung der Energie nur durch eine Heizung des Substrats oder des gesamten Reaktors, die Plasma-induzierte CVD⁵ nutzt teilweise die Energie der Gasentladung eines Plasmas, welches mit den Precursoren gezündet wird und in der laser-induzierten CVD⁶ wird die Energie durch einen Laserstrahl bereitgestellt [22].

3.1.1.1. Epitaktische Siliziumabscheidung

In der klassischen (thermischen) LPCVD-Abscheidung betragen die Substrattemperaturen etwa 600 - 800°C und es werden damit Abscheideraten von nur wenigen $\mu\text{m}/\text{h}$ erreicht. Zudem wird üblicherweise in konventionellen thermischen CVD-Anlagen der gesamte Reaktor geheizt, so dass sich die Reaktionsprodukte nicht nur auf den Wafern sondern auch an den Reaktorwänden abscheiden. Diese müssen deswegen innerhalb bestimmter Intervalle gereinigt werden. Somit ist es - obwohl mehrere Lose gleichzeitig bearbeitet werden können - nicht wirtschaftlich, dieses Verfahren für Schichtdicken oberhalb von 2-5 μm zu verwenden, da die Standzeit der Anlagen erheblich verkürzt werden würde.

Bei der Epitaxie - eigentlich eine Untergruppe der thermischen CVD-Abscheidung - werden hingegen Temperaturen über 1000°C verwendet, die dazu ausreichen, auf monokristallinem Un-

⁵PECVD - Plasma Enhanced CVD

⁶LACVD - Laser Assisted CVD

tergrund ebenfalls einkristallines Silizium aufwachsen zu lassen. In den meisten Epi-Reaktoren wird nur das Substrat (z.B. durch eine Halogenlampenheizung) beheizt, sodass die gewünschte Schicht nur auf dem Substrat selber abgeschieden wird. Ein angenehmer Nebeneffekt der Epitaxie ist zudem, dass die erreichbare Abscheiderate wesentlich höher ist. Lange et al. [23, 24] haben im Jahr 1995 in einem vertikalen Epitaxiereaktor einen Polysilizium-Abscheidungsprozess mit einer Abscheiderate von $0,55 \mu\text{m}/\text{min}$ entwickelt, mit dem sie $10 \mu\text{m}$ dicke Polysiliziumschichten für mikromechanische Bauteile hergestellt haben.

Dieser am Fraunhofer ISIT entwickelte Prozess wird heute noch in ähnlicher Form verwendet, dabei dient während der Abscheidung Dichlorsilan (SiH_2Cl_2) als Precursor, das durch die Substrattemperatur von 1080°C in Silizium und HCl zerfällt



Während der Abscheidung wird zum Dichlorsilan eine gewisse Menge Phosphin (PH_3) gegeben, und somit die aufwachsende Polysiliziumschicht in-situ n-dotiert.

3.1.1.2. PECVD

Die Plasma-induzierte CVD liefert die für eine Aktivierung der Reaktionspartner notwendige Energie durch eine Gasentladung, indem mit den Precursor-Gasen ein Plasma gezündet wird. Zudem werden die Wafer durch eine Substratheizung geheizt. Die typischen Temperaturen bei der PECVD betragen $300\text{-}400^\circ\text{C}$. Somit können auch andere Substratmaterialien (z.B. Glaswafer) beschichtet werden, die mit den hohen Temperaturen bei der thermischen CVD-Abscheidung nicht kompatibel sind.

Im Plasma werden aus den Precursoren chemisch reaktive Radikale erzeugt, die zur Substratoberfläche diffundieren und dort adsorbiert werden. Auf der geheizten Waferoberfläche reagieren die Radikale und bilden die gewünschte Schicht. Hauptsächlich wird PECVD zur Abscheidung von dielektrischen Schichten (SiO_x , SiN_x , SiO_xN_y) verwendet, die nicht stöchiometrisch sind [3] und damit je nach Prozesseinstellung unterschiedliche Eigenschaften haben (u.a. optische Brechzahl n). Tabelle 3.2 listet die wichtigsten Prozessgase auf, die in PECVD-Prozessen Anwendung finden.

Prozessgas	Anwendung
N_2	Trägergas zur Prozessstabilisierung
N_2O	Sauerstofflieferant (O^* -Radikale) bei SiO_x - und SiO_xN_y -Abscheidung
NH_3	Stickstofflieferant (N^* -Radikale) bei SiN_x - und SiO_xN_y -Abscheidung
SiH_4	Siliziumlieferant (Si^* -Radikale)

Tabelle 3.2. Verwendete Prozessgase bei der PECVD von dielektrischen Schichten.

3.1.2. Chemisch-mechanisches Polieren

Chemisch-mechanisches Polieren (CMP) ist ein Planarisierungsprozess, der die vorhandene Topographie von metallischen, Oxid- und Polysiliziumoberflächen auf einem Wafer einbrennen kann.

CMP kann entweder als chemisch unterstütztes mechanisches Polieren oder als mit mechanischer Einwirkung stattfindendes nasschemisches Ätzen aufgefasst werden. Während des Prozesses wird der Wafer von einem Waferhalter (Chuck) auf den Polierteller (Platen) gepresst (Abb. 3.2). Ein Retainingring sorgt dafür, dass der Wafer nicht seitlich unter dem Chuck herausrutschen kann. Zwischen Wafer und Chuck befindet sich ein weiches Tuch (Backingfilm). Dieser dient dazu, leichte Unebenheiten auf dem Wafer zu kompensieren. Während des Polierens kann über zwei regelbare Druckluft-Kreisläufe lokal Kraft auf die Rückseite des Wafers ausgeübt werden. Hierdurch kann das Abtragsverhalten sowohl im äußeren als auch im mittleren Bereich des Wafers beeinflusst werden. Auf dem Polierteller ist das eigentliche Poliertuch (Pad) aufgeklebt. Typische Pads bestehen aus geschäumtem Polyurethan, wobei die schaumartige Morphologie Poren auf der Oberfläche des Pads erzeugt. Die Padoberfläche kann mit verschiedenen Topographien versehen sein. Die gebräuchlichsten Varianten sind sogenannte k-grooved (k von konzentrischen Gräben) und xy-grooved (senkrecht zueinander verlaufende Gräben) Pads. Neben diesen Varianten gibt es außerdem perforierte Pads, die zusätzlich zu den Gräben (oder auch ausschließlich) Lochstrukturen besitzen. Die Topographie des Pads dient zur homogenen Verteilung des für den Polierprozess benötigten Poliermittels (Slurry) auf dem Pad.

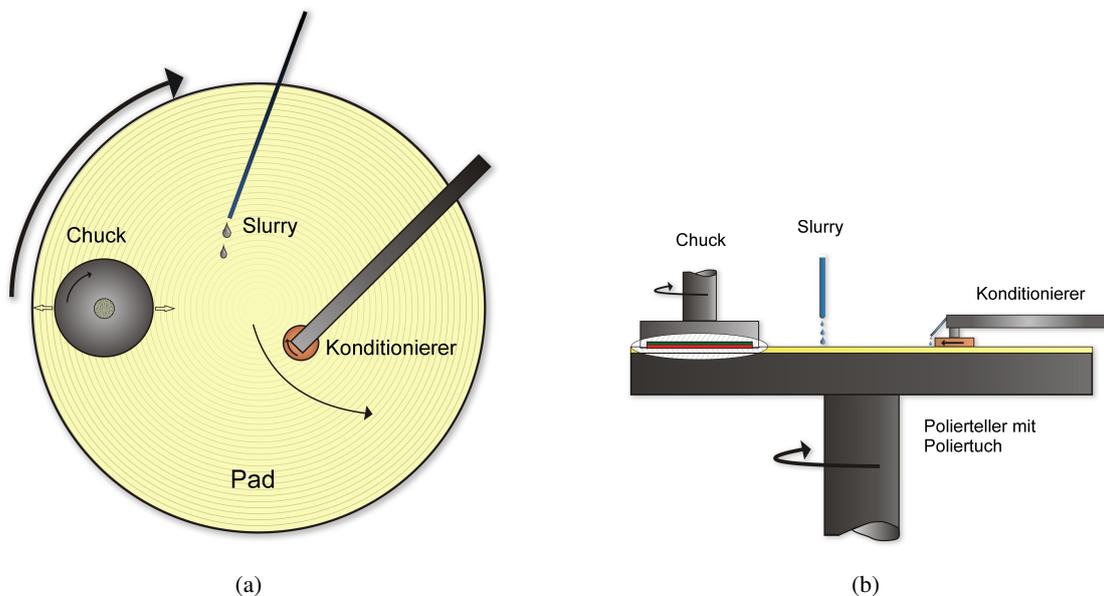


Bild 3.2. Schematischer Aufbau einer CMP-Poliermaschine.

Die Slurry ist das eigentliche Poliermittel. Grundsätzlich kann sie hinsichtlich ihrer Wirkungsweise in zwei Grundtypen unterteilt werden:

- Bei chemischen Slurries bewirken hauptsächlich chemische Reaktionen an der Waferoberfläche den resultierenden Abtrag,
- wohingegen die Abtrags Eigenschaften bei mechanischen Slurries durch ein Abrasiv beeinflusst werden.

Bei beiden Typen sind aber jeweils beide Komponenten vorhanden, da ansonsten kein Abtrag erfolgen würde. Die Abrasiva können ebenfalls, bedingt durch die unterschiedliche Art der Herstellung, in zwei Typen unterschieden werden:

- Sogenannte fumed Abrasiva werden pyrolytisch (Silica-Partikel z.B. durch das Verbrennen von Chlorsilanen mit Wasserstoff und Sauerstoff) hergestellt. Die so hergestellten Partikel werden trocken gelagert und später in z.B. Wasser dispergiert. Die Partikelform erinnert an Ascheflocken.
- Kolloide Abrasiva werden in flüssiger Phase durch Fällung hergestellt. Die Partikelform der Abrasiva ist dabei eher kugelig mit glatten Oberflächen.

Das Abrasiv ist in einer Flüssigkeit (meist Wasser) dispergiert. Weitere Bestandteile einer Slurry können Säuren, Basen, Oxidationsmittel, Inhibitoren, Komplexbildner, Tenside oder Stabilisatoren sein. Säuren und Basen dienen einerseits dazu, die Partikel am Agglomerieren zu hindern und andererseits dazu, die Waferoberfläche chemisch zu verändern. Der Materialabtrag basiert auf dem Zusammenwirken von chemischen Reaktionen an der Waferoberfläche und dem mechanischen Entfernen dieser Reaktionsprodukte. Dabei ist es wichtig, dass das abgetragene Material in dem vorherrschenden Medium (Wasser) in irgendeiner Form löslich ist und so, ohne Schäden auf der Waferoberfläche zu produzieren, abtransportiert werden kann.

Die Abtragsrate RR ist proportional zu dem Produkt aus Anpressdruck p des Wafers auf das Polierruch und der Geschwindigkeit v , mit der sich Wafer und Polierruch zueinander bewegen, und berechnet sich nach dem Preston-Gesetz

$$RR = C_p \cdot p \cdot v \quad (3.1)$$

Der Druck p ergibt sich dabei aus der Kraft, die auf den Wafer von oben durch den Chuck ausgeübt wird und der Waferfläche. Die Proportionalitätskonstante C_p ist der so genannte Preston-Koeffizient [25].

Nach dem eigentlichen Polierprozess folgt ein zweiter - auch Touch-Up genannter - Prozessschritt, der weniger auf hohen Materialabtrag abzielt, sondern vielmehr für eine Verbesserung der Oberflächengüte sorgt und zudem die Waferoberfläche von Slurry- und Materialrückständen reinigt. Die hierbei verwendeten Polierrücher bestehen aus einem vliesartigen Polyurethan und besitzen eine sehr weiche Oberfläche.

Das Polierergebnis hängt einerseits von Vorprozessen als auch von einigen Prozess-Parametern ab. Vorprozesse, insbesondere die Abscheidung von Polysilizium, hinterlassen eine gewisse Wafer-Geometrie und -Topographie (z.B. Stress, Bow, Homogenität der epitaktischen Abscheidung). Diese Faktoren bestimmen, wie der Wafer an welcher Stelle wie stark auf das Pad gedrückt wird. Da der Druck die Abtragsrate bestimmt (siehe Gl. 3.1), wirkt sich ein nicht perfekt ebener Wafer negativ auf die Uniformität aus. Im Normalfall beobachtet man ein Center-Fast- (in der Wafermitte mehr Abtrag) oder Edge-Fast-Verhalten (mehr Abtrag am Waferrand) beim Polieren. Einem Center-Fast-Verhalten kann mit einem gewissen Geschwindigkeitsunterschied in der Bewegung von Chuck und Platen entgegengewirkt werden. Die unterschiedlichen Drehbewegungen bewirken einen höheren Abtrag am Waferrand als in der Wafermitte. Zeigt der Prozess bei gleichen Drehgeschwindigkeiten von Platen und Chuck allerdings ein Edge-Fast-Verhalten, muss der Rückseitendruck auf den Wafer angepasst werden. Hierbei wird Druckluft hinter die Wafermitte

gegeben und dadurch die Anpresskraft in der Wafermitte erhöht. In einem gewissen Bereich kann auf diese Weise ein Edge-Fast-Verhalten ausgeglichen werden.

3.1.3. Anisotropes Trockenätzen von Silizium

Bis zur Mitte der 1990er Jahre existierte kein adäquates Verfahren, um dicke Polysiliziumschichten mit hohen Aspektverhältnissen strukturieren zu können. Durch den von F. Laermer und A. Schilp entwickelten anisotropen Trockenätzprozess (DRIE) wurde dieses Manko beseitigt. Dieser

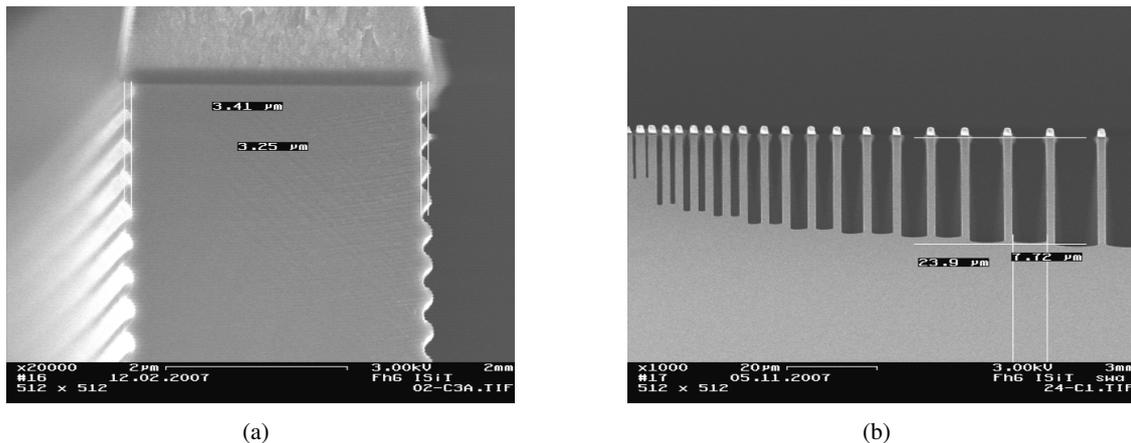


Bild 3.3. Prozessmerkmale von DRIE-Prozessen. a) Scalloping bei DRIE-geätzten Siliziumstrukturen. b) RIE-lag bei unterschiedlich großen Lacköffnungen.

von der Firma Bosch (und deswegen auch Bosch-Prozess genannte) patentierte Prozess [26] ermöglicht das Ätzen von Silizium und Polysilizium mit Aspektverhältnissen von bis zu 1:50 und Ätzraten von mehreren $\mu\text{m}/\text{min}$. Grundsätzlich setzt sich das Verfahren aus zwei Einzelsequenzen zusammen:

- in einem Ätzschritt wird in die Prozesskammer ein fluorhaltiges Gas (zumeist SF_6) geleitet. Mit dem im Normalzustand chemisch inerten Gas wird ein Hochfrequenz-Plasma gezündet und die darin erzeugten chemisch aktiven Ionen durch ein elektrisches Feld auf das Substrat beschleunigt. Während der chemische Ätzangriff zu einer isotropen Ätzung führt, besitzt der physikalische Anteil eine Vorzugsrichtung.
- nach dem Ätzschritt wird der Einlass des Ätzgases in die Kammer gestoppt, und im Austausch dazu wird ein Passivierungsgas (meist C_4F_8) eingeleitet, welches die Seitenwände der zu ätzenden Struktur durch eine Polymer-Passivierung (Plasmapolymerisation) schützt. Im anschließenden Ätzschritt wird durch die kinetische Energie der Ionen diese Passivierung auf den horizontalen Flächen wieder entfernt, so dass dort eine weitere Ätzung erfolgen kann.

Diese beiden Sequenzen werden entsprechend oft wiederholt, bis die gewünschte Ätztiefe erreicht ist. Typisch für diesen Ätzprozess ist die Riefenbildung - auch 'Scalloping' genannt - an

den geätzten Seitenwänden, die durch die sich abwechselnden Ätz- und Passivierungssequenzen hervorgerufen wird (Abb. 3.3 a). Ein weiteres typisches Merkmal des Bosch-Prozesses ist der so genannte RIE-lag [27]. Werden Strukturen mit unterschiedlich großen Öffnungen in der schüt-

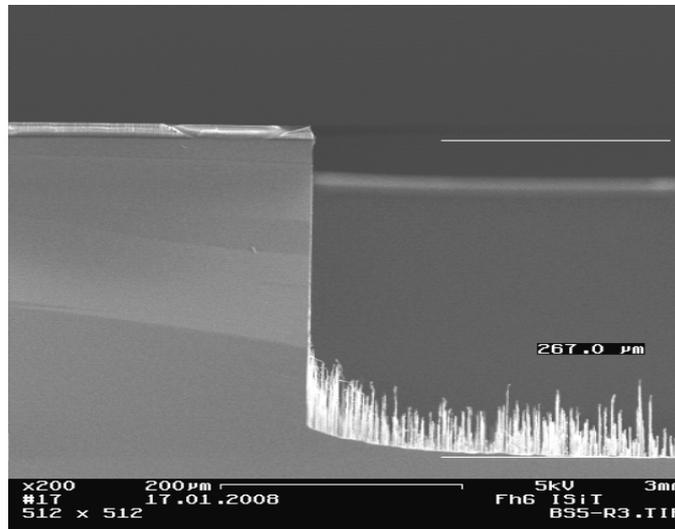


Bild 3.4. Siliziumgras-Bildung während des DRIE-Prozesses

zenden Lackmaske geätzt, so hat dies zu Folge, dass die Strukturen mit den kleineren Öffnungen langsamer geätzt werden, als die mit den größeren Öffnungen (Abb. 3.3 b). Um die Überätzzeit während des Ätzprozesses zu minimieren, muss durch entsprechende Designrules dafür gesorgt werden, dass die zu ätzenden Strukturen möglichst einheitlich große Lacköffnungen aufweisen.

Der Bosch-Prozess ist ein sehr komplexer Prozess, der durch zahlreiche Prozessparameter, wie z.B.

- die Gasflüsse der Ätz- und Passivierungsgase
- die Generatorleistung zur Erzeugung des Plasmas
- die Leistung zur Beschleunigung der reaktiven Ionen auf das Substrat
- die Zykluszeit des Ätz- bzw. Passivierungsschritts
- und der Prozesskammerdruck,

beeinflusst werden kann. Siliziumgras-Bildung durch Mikromaskierungen ist ein häufiger Defekt, der durch ungünstige Wahl der Prozessparameter auftreten kann (Abb. 3.4). Es kann z.B. entstehen, wenn die kinetische Energie der Ionen, die während des Ätzschritts auf das Substrat beschleunigt werden, nicht ausreicht um die Passivierungsschicht komplett zu entfernen.

3.2. Verbindungsverfahren auf Waferebene

Mikrosystemtechnische Bauelemente bestehen zumeist aus sehr feinen, filigranen Strukturen, die leicht durch äußere Einflüsse beschädigt und gealtert werden können. Durch den Einfluss harscher

3. MEMS-spezifische Fertigungstechnologien

Umgebungsbedingungen, wie z.B. kondensierende Feuchte und Verunreinigungen, während des Betriebs - und sogar während bestimmter Herstellungsprozesse (z.B. Bauteilvereinzelung durch Sägeprozesse) - kann es zum vorzeitigen Ausfall der Bauteile kommen. Um dies zu verhindern, müssen die Bauteile in hermetische Gehäuse gesetzt werden. Aus Kosten- aber auch aus Fertigungsgründen hat es sich durchgesetzt, dieses hermetische Kapseln auf Waferebene vor dem Vereinzelungsschritt in diskrete Bauteile durchzuführen. Dazu wird der - die eigentlichen MEMS-Strukturen enthaltende - Wafer mit einem zweiten Deckelwafer verbunden, der wiederum an den entsprechenden Stellen Kavitäten aufweist und so, zusammen mit dem MEMS-Wafer, hermetische Gehäuse bildet.

Im Laufe der Entwicklung wurden unterschiedliche Verfahren vorgestellt, die es ermöglichen die Bauteile durch die Verbindung von MEMS- und Deckelwafer hermetisch zu verkapseln. Zusätzlich erlauben es einige der Verfahren, ein Vakuum in den Kavitäten einzuschließen und dies über lange Zeiträume zu erhalten. Das optimale Verbindungsverfahren wird durch die Ansprüche und Einsatzgebiete der jeweiligen MEMS-Bauteile festgelegt (Tab. 3.3).

	Hermetizität	Vakuum	Verbindungstemperatur	Topographieausgleich
Gyroskop	+	+	-	o
Accelerometer	+	-	-	o
RF-MEMS	+	-	+	+
Mikros scanner	+	+	o	-

Tabelle 3.3. Ansprüche typischer MEMS-Bauteile an das Waferverbindungsverfahren.

Die verschiedenen Waferverbindungstechniken (auch Waferbonding genannt) lassen sich grob in zwei Klassen einteilen. Direkte Verfahren fügen ohne weitere Zwischenschichten zwei Wafer miteinander. Zusätzlich gibt es Verfahren, die die Wafer mittels Zwischenschichten verbinden und z.T. während des Verbindungsprozesses ein flüssiges Lot ausbilden. In Tabelle 3.4 werden die wichtigsten Verfahren und deren Eigenschaften aufgeführt. Zur hermetischen Vakuum-Verkapselung von MEMS-Bauteilen eignen sich indes nur das anodische, das eutektische und das Glaslot-Waferbonden. Die übrigen Verfahren lassen eine für die Vakuumbereitstellung essentielle Getterintegration nicht zu (Weichlöten) oder sind, durch die notwendige besondere Prozessführung und Vorbehandlung der Wafer vor dem Verbinden (Fusion und Niedrigtemperatur Direktbonden), schlicht nicht oder nur schwierig in den Herstellungsablauf der MEMS-Bauteile zu integrieren.

Da im Rahmen dieser Arbeit vom eutektischen, anodischen und Glasfritt-Verbindungsverfahren Gebrauch gemacht wird, sollen diese im Folgenden kurz vorgestellt werden.

3.2.1. Anodische Verbindung

Die anodische oder auch elektrostatische Verbindung (engl. anodic bonding) von einem Glaswafer auf einen Siliziumwafer ist heutzutage eine häufig eingesetzte Verbindungsart, mit der MEMS-Bauteile langzeitstabil hermetisch gekapselt werden können [29, 30]. Voraussetzung für das Verfahren ist zum einen, dass die verwendeten Glas- und Siliziumwafer nahezu gleiche thermische

3.2. Verbindungsverfahren auf Wafer Ebene

	Direkte Verbindungen			Verbindungen mit Zwischenschichten		
	Anodisches Bonden	Fusion Bonden	Low-T Direkt	Eutektisches Bonden	Weichlöten	Glaslot
Prozess-temperatur	400 °C	>1000 °C	200-400 °C	AuSi: 400 °C AuSn: 300 °C	SnAg: 260 °C	430 °C
Verbindungs-festigkeit	hoch	hoch	mittel	hoch	hoch	hoch
Ausgasen	O ₂	H ₂ O	H ₂ O	Ar	–	CO, H ₂ O, C _x H _y
Rahmenbreite	> 20 μm	> 30% Oberfl.	> 30% Oberfl.	> 60 μm	> 100 μm	> 250 μm
Topographietoleranz	10 nm	0	0	< 1 μm	< 3 μm	< 2 μm
Nebenwirkung	Elektrostatik	Vorbehandlung	Aktivierung	kein	kein	kein
Vakuum (o. Getter)	2-10 mbar	>20-50 mbar	>20-50 mbar	> 0,1 mbar	> 0,1 mbar	1-5 mbar
Getterintegration	möglich	nein	limitiert	möglich	schwer möglich (Aktiv. Temp.)	möglich
Leckrate	niedrig	?	?	niedrig	niedrig	niedrig

Tabelle 3.4. Eigenschaften der wichtigsten Waferverbindungsverfahren [28]

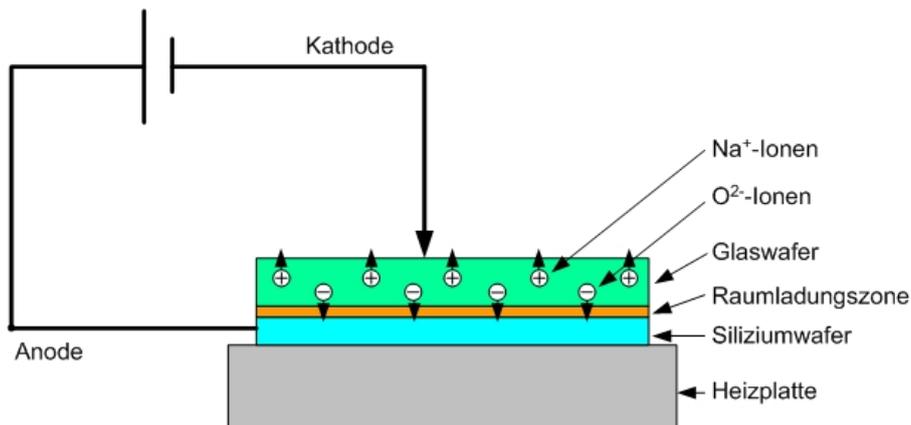


Bild 3.5. Prinzip einer anodischen Verbindung

Ausdehnungskoeffizienten besitzen, da ansonsten thermisch induzierte mechanische Spannungen zum Waferbruch führen könnten. Zum anderen muss das verwendete Glassubstrat einen Anteil an Alkaliionen (z.B. Na^+) aufweisen. Das am häufigsten verwendete Glas ist Pyrex-7740 [3, 29], welches einen recht ähnlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten ($\alpha = 3,3 \cdot 10^{-6}/\text{K}$) wie Silizium aufweist.

Durch ein angelegtes elektrisches Gleichspannungsfeld (50-1000V) und gleichzeitige Erwärmung der Wafer auf Temperaturen von 200 - 530 °C diffundieren die Na^+ -Ionen zur glasseitigen Kathode und die O^{2-} -Ionen zur Grenzfläche Si/Glas (Abb. 3.5). Dadurch entsteht eine Raumladungszone, die für ein starkes elektrisches Feld zwischen dem Glaswafer und Siliziumwafer sorgt und damit einen innigen Kontakt zwischen den Bindungspartnern herstellt. Da der Sauerstoff des Glases zum Silizium diffundiert, entsteht auf der Siliziumoberfläche eine SiO_2 -Schicht, die eine chemische Bindung zwischen den beiden Wafern ausbildet (anodische Oxidation).

Nachteile der Methode hinsichtlich der Vakuumverpackung sind, dass Sauerstoff an den Kavitätsgrenzen während des Verbindungsprozesses freigesetzt wird, wodurch durch das Glas nur mäßig niedrige Drücke zu erreichen sind (Tab 3.4) und dass die Verbindungsstellen sehr glatt sein müssen, damit eine vakuumdichte Verbindung entstehen kann. Vorteilhaft hingegen ist, dass die Prozessführung bestechend einfach und die entstandene Verbindung sehr fest und langzeitstabil ist.

3.2.2. Glaslotverbindung

Glaslotverbindungen nutzen die niedrige Erweichungstemperatur bestimmter Gläser, die z.B. PbO oder ZnOB_2O_3 enthalten. Deren Erweichungstemperaturen liegen dabei im Bereich zwischen 400 und 650 °C [31]. Häufig werden diese Gläser mittels Siebdruck auf eines der zu verbindenden Substrate gebracht. Dazu wird eine Paste, die das Glas eingebettet in einer organischen Matrix enthält, durch ein strukturiertes Sieb auf den Deckelwafer gedruckt. Der organische Teil der Paste wird durch Ausbrennen in einer sauerstoffhaltigen Atmosphäre vom Deckelwafer entfernt, so dass nur noch das umgeschmolzene Glas auf dem Deckelwafer zurückbleibt. Um Deckelwafer und MEMS-Wafer miteinander zu verbinden, werden die beiden Wafer zusammengedrückt und auf Temperaturen oberhalb der Erweichungstemperatur des aufgetragenen Glases erwärmt. Tab. 3.5 zeigt die charakteristischen Daten der Glaspaste 11-036 der Firma FERRO, welches im Rahmen dieser Arbeit eingesetzt wurde [32].

Nachteilig an dieser Verbindungsmethode ist der relativ hohe Platzbedarf, weil die Glasrahmen in der Regel Breiten von ca. 300-400 μm aufweisen müssen, um eine ausreichende Verbindungsfestigkeit zu gewährleisten. Allerdings wird diese Methode heutzutage standardmäßig in der MEMS-Fertigung von Druck- und Beschleunigungssensoren eingesetzt [33, 34]. Sie ist einfach in den Herstellungsablauf zu integrieren und benötigt keine sehr ebene Topographie.

3.2.3. Eutektische Verbindung

Bei der eutektischen Verbindung wird die Erniedrigung des Schmelzpunkts bestimmter Legierungssysteme ausgenutzt. Für Si-basierte Mikrosysteme sind siliziumbasierte binäre Systeme, wie

Eigenschaften FERRO 11-036	
Viskosität	300-600 Poise
Empfohlenes Siebraster	200-250 mesh
Gedruckte Schichtdicke (nach Trocknung)	22-28 μm
Schichtdicke (nach Ausbrennen)	11-14 μm
Trocknungstemperatur	100-120 °C
Trocknungszeit	7-10 Min.
Ausbrennen	
Ausbrenn-Temperatur	400-425 °C
Haltezeit (Ausbrennen)	1-5 Min.
Dauer (Ausbrennen)	30 Min.
Verbindung	
Verbindungstemperatur	425-450 °C
Haltezeit (Verbindungstemp.)	5-10 Min.
Dauer (Verbindung)	30 Min.

Tabelle 3.5. Typische Eigenschaften der Sealglaspaste FERRO 11-036 [32]

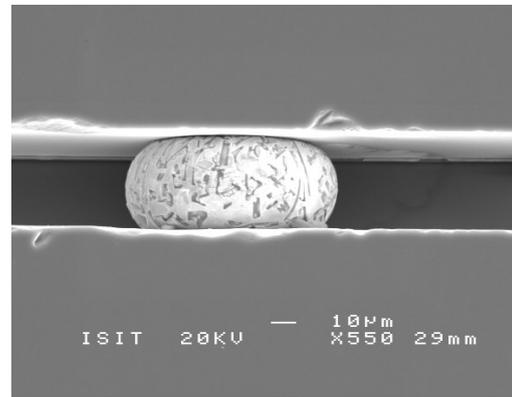
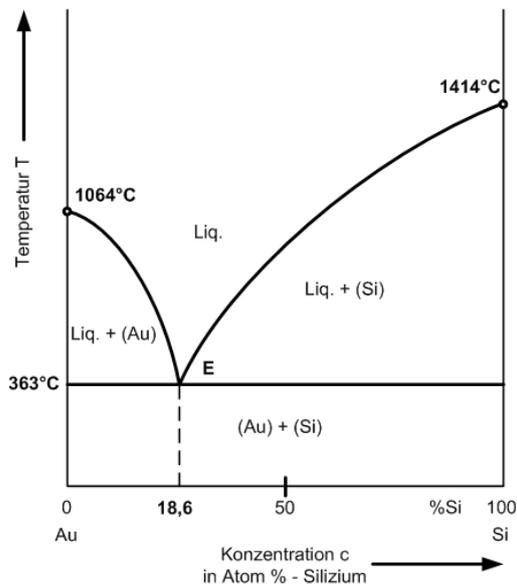
z.B. Silizium-Gold, von besonderer Bedeutung [35]. Ein wesentlicher Vorteil des eutektischen Bondens ist, dass nahezu keine Ausgasung der am Verbindungsprozess beteiligten Materialien auftritt. Außerdem werden durch metallische Verbindungen die höchsten Dichtigkeiten erreicht [3]. Aus diesen Gründen kann ein sehr gutes Vakuum innerhalb der Sensorkavitäten auch über lange Zeiträume garantiert werden.

Bei der Betrachtung von binären Systemen können grundsätzlich vier unterschiedliche Fälle auftreten:

- Systeme, die im festen sowie im flüssigen Zustand völlig unlösbar sind
- Systeme, die im festen und flüssigen Zustand vollständig mischbar sind
- Systeme, die im festen Zustand völlig unlöslich und im flüssigen Zustand vollständig löslich sind.
- Systeme, die im flüssigen Zustand vollkommen löslich sind und im festen Zustand nur eine begrenzte Löslichkeit aufweisen.

Im Falle des für die MEMS-Technologie wichtigen binären Systems Gold-Silizium liegt der dritte Fall vor, d.h. in der flüssigen Phase lassen sich die beiden Komponenten ineinander lösen, während im festen Zustand praktisch keine Löslichkeit von Gold in Silizium vorliegt (ca. $2 \cdot 10^{-4}$ at.%) [2].

Mit zunehmendem Au- bzw. Si-Gehalt sinken die Liquidustemperaturen der Legierungen stetig. Dabei kristallisieren nur die reinen Komponenten aus der Schmelze. Es entstehen stark von den jeweiligen Schmelzpunkten der Komponenten Au und Si ($T_{sSi}=1414$ °C und $T_{sAu}=1064$ °C) abfallende Teil-Liquiduslinien, die sich im Punkt E schneiden. Dieser Punkt E bei $T_{Eut}=363$ °C wird eutektischer Punkt, die Legierung mit der Zusammensetzung $c_{Si}=18,6$ at.% und $c_{Au}=81,4$ at.% eutektische Legierung und die Isotherme bei $T = T_{Eut}$ Eutektikale genannt. Unterhalb dieser Temperatur kristallisieren beide Komponenten gleichzeitig und bilden ein lamellenartiges Mikrogefüge aus (Abb. 3.6 a).



(a)

(b)

Bild 3.6. a) Phasendiagramm des Systems Au/Si (Konzentrationsangaben in Atomprozenten) für $p = 1013 \text{ mbar} = \text{const.}$ [2]. b) Eutektisches Lotgefüge (AuSi).

Beim eutektischen Bonden wird dieses Verhalten, d.h. die Erniedrigung der Schmelztemperatur, während des Verbindungsprozesses ausgenutzt. Dazu stellen Deckelwafer und MEMS-Wafer jeweils eine Komponente des für die Ausbildung eines eutektischen Lotes benötigten Systems zur Verfügung. Beide Wafer werden zueinander justiert und anschließend unter Druck oberhalb der eutektischen Temperatur erwärmt. An der Kontaktfläche der beiden Wafer kommt es durch Diffusion der Komponenten ineinander zur Ausbildung der eutektischen Konzentration und damit zur Ausbildung eines flüssigen Lotes. Werden die Wafer danach wieder heruntergekühlt, kristallisiert das Lot in die beiden Einzelkomponenten und bildet eine formschlüssige Verbindung aus.

4. Stand der Technik

4.1. Mikroscoannerspiegel

Mikrosystemtechnische Bauelemente lassen sich grob in zwei Klassen einteilen: Sensoren, die bestimmte Eigenschaften (z.B. chemischer oder physikalischer Natur) oder die Beschaffenheit der Umgebung qualitativ oder quantitativ erfassen können und Aktuatoren, welche aktiv auf ihre Umgebung einwirken. Häufig sind aber die Grenzen zwischen Sensoren und Aktuatoren fließend, da Sensoren oft auch eine aktive Komponente haben, die dem Messprinzip inhärent ist. So benötigen Drehratensensoren auf Basis von Vibrationsgyroskopen zur Erfassung der Drehrate in Automobilen für ESP¹-Systeme eine vibrierende Masse, die durch einen geeigneten Aktuator in Schwingung versetzt wird und deren Präzession um die Drehachse wiederum durch geeignete Sensorprinzipien erfasst wird [36]. Auf der anderen Seite muss häufig die Funktionalität von Aktuatoren durch entsprechende Sensoren überwacht werden.

Heutzutage haben sich in der Mikrosystemtechnik diverse Aktorprinzipien herauskristallisiert, mit denen sich Antriebe auf mikroskopischer Ebene realisieren lassen, wobei im Hinblick auf Mikroscoannerspiegel folgende Antriebe am wichtigsten sind:

- Thermomechanische Antriebe
- Piezoelektrische Antriebe
- Elektromagnetische Antriebe
- Elektrostatische Antriebe

Jeder Antriebsmechanismus hat seine eigenen Vor- und Nachteile (Tab. 4.1) und ist je nach Anwendungsfall unterschiedlich zu bewerten.

	v	F	U_A	P	a	Sonstiges
Thermomechanisch	-	++	+	-	o	
Piezoelektrisch	++	++	o	+	+	komplexe Materialien
Elektromagnetisch	+	+	+	-	-	hoher Platzbedarf, gr. Massen
Elektrostatisch	++	-	o	++	++	teilw. hohe Antriebsspannung

Tabelle 4.1. Merkmale für unterschiedliche Antriebsmechanismen mikrosystemtechnischer Aktoren. v - Geschwindigkeit, F - Kraft, U_A - benötigte Antriebsspannung, P - Leistungsaufnahme, a - Platzbedarf [37].

Im Folgenden sollen die unterschiedlichen Antriebe und die dazu wichtigsten Arbeiten kurz vorgestellt werden. Da diese Arbeit über ein Fertigungsverfahren für elektrostatisch angetriebene

¹Elektronisches Stabilitätsprogramm

Mikroscannerspiegel berichtet, werden die Arbeiten in diesem Bereich besonders ausführlich betrachtet.

4.1.1. Thermisch angetriebene MEMS-Scanner

Thermisch angetriebene Aktoren nutzen meist den Bimetall-Effekt aus. W. Riethmüller und W. Benecke [38] haben erstmalig dieses Aktuatorprinzip bei MEMS-Elementen eingesetzt. Eine Sandwichstruktur bestehend aus zwei unterschiedlichen Schichten (Bimorph), die unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten aufweisen (Abb. 4.1), wird durch ein Heizelement erwärmt und verformt sich somit. Die Auslenkung d des freistehenden Endes eines solchen Biegeelements wird beschrieben durch

$$d = \gamma_E \cdot P_i \quad (4.1)$$

und ist somit direkt proportional über den effektiven Konversionsfaktor γ_E mit der eingebrachten Leistung P_i verknüpft. Materialkombinationen, die sich einfach in den Herstellungsablauf von siliziumbasierten Mikrosystemen einbinden lassen, sind z.B. Si-Au oder Si-SiO₂ [38]. Außerdem wurden auch schon organische Bimorph-Strukturen in thermisch angetriebenen MEMS erfolgreich eingesetzt [39, 40].

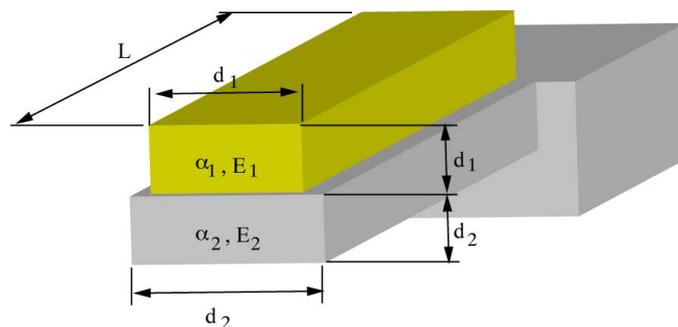


Bild 4.1. Schematischer Aufbau eines Bimorph-Aktors zum thermischen Antrieb von MEMS. α - thermischer Ausdehnungskoeffizient, E - Elastizitätsmodul.

S. Schweizer et al. [41] haben einen thermisch angetriebenen resonanten Mikroscannerspiegel entwickelt, der mit Hilfe von metallischen Bimorph-Schichten ausgelenkt wird. Erreicht wurden recht hohe mechanische Scanwinkel von über 30° bei Resonanzfrequenzen bis zu 600 Hz, wobei die Spiegelplatte mit bis zu 600 * 600 μm relativ klein ist.

Bimetallische Aktoren haben, wie zuvor beschrieben, den Vorteil, dass die erzielte Auslenkung direkt von der vom Bimetall dissipierten Energie abhängt und auch bei niedrigen Antriebsspannungen erfolgen kann. Die so erzeugte Kraft ist außerdem unabhängig von der aktuellen Position des Elements. Nachteilig hingegen ist, dass derartige Elemente träge sind und für hochauflösende Laserprojektion nicht in Frage kommen. Da der Spiegel einfallendes Laserlicht nur unvollständig reflektiert, kann der absorbierte Teil der Strahlung zu einer Verschiebung des Arbeitspunktes führen und somit zu einer statischen Offset-Auslenkung des Spiegels.

4.1.2. Piezoelektrisch angetriebene MEMS-Scanner

Der piezoelektrische Effekt basiert auf dem Phänomen, dass eine Verformung bestimmter Materialien zu einer Verschiebung der Ladungsschwerpunkte im Kristallgitter und damit zur Entstehung eines elektrischen Dipols führt. Dieser sogenannte direkte piezoelektrische Effekt generiert also bei Druckeinwirkung eine elektrische Spannung. Umgekehrt resultiert eine angelegte Spannung an ein piezoelektrisches Material in einer Deformation desselbigen (indirekter piezoelektrischer Effekt).

Definiert ist der direkte piezoelektrische Effekt durch den Zusammenhang zwischen dem auf das Material einwirkenden mechanischen Stress σ_l (N/m^2) und der daraus resultierenden Ladungsdichte D_i . Der indirekte piezoelektrische Effekt beschreibt hingegen die elastische Verformung S_k , welche durch ein angelegtes elektrisches Feld E_i erzeugt wird. Beide Effekte gehorchen den Beziehungen [42]

$$D_i = d_{ik}\sigma_k + \epsilon_0\epsilon_{ij}^T E_j \quad (4.2)$$

$$S_k = s_{kl}^E \sigma_l + d_{ik} E_i \quad (4.3)$$

mit dem Tensor d_{ik} als piezoelektrischer Koeffizient (m/V), der anschaulich die Beziehung zwischen angelegtem elektrischen Feld und erzielter Auslenkung angibt. s_{kl}^E ist dabei der Tensor der Elastizität und ϵ_{ij}^T der Tensor der dielektrischen Permittivität des Materials. Die für den Antrieb von MEMS-Elementen wichtigsten Komponenten von d_{ik} und ϵ_{ij} sind der longitudinale (d_{33}) und transversale (d_{31}) piezoelektrische Koeffizient. Ein typischer Aufbau eines MEMS-Aktors, der den transversalen indirekten Piezoeffekt ausnutzt, ist in Abb. 4.2 gezeigt. Piezoelektrische

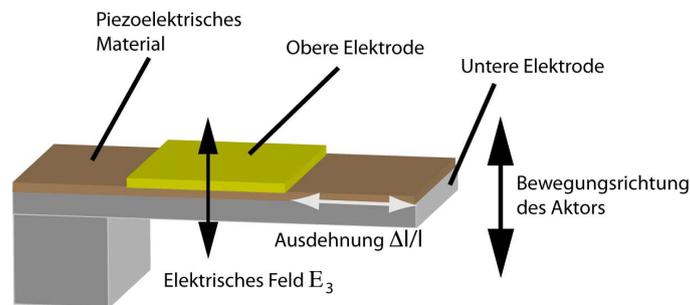


Bild 4.2. Schematischer Aufbau eines Heteromorph-Piezoaktors. Zur Vertikalauslenkung wird der transversale indirekte piezoelektrische Koeffizient d_{31} genutzt.

Materialien sind u.a. Quarz, ZnO, AlN, BaTiO₃ und PZT². Da PZT im Vergleich mit anderen piezoelektrischen Materialien um Größenordnungen höhere Piezokoeffizienten besitzt [43], ist es das Material der Wahl für piezogetriebene MEMS-Aktoren.

Bis heute wurden nur wenige Arbeiten auf dem Gebiet piezoangetriebener Mikroscooperspiegel veröffentlicht. Obwohl Piezoaktoren das Potenzial hätten, viele Vorteile anderer Antriebsprinzipien zu vereinen - sie sind schnell, können vergleichsweise hohe Kräfte aufbringen und

²Blei-Zirkonat-Titanat, Pb(Zr,Ti)O₃

sind kompakt - krankt deren Verwendung in der Mikrosystemtechnik an dem Fehlen von in die Siliziumtechnologie integrierbaren Abscheide- und Strukturierungsverfahren. Die bis jetzt zur Verfügung stehenden Abscheideverfahren sind entweder viel zu langsam - Sputterraten für PZT betragen nur einige nm/min - oder schwer in den Prozessfluß moderner MEMS-Fertigungen zu integrieren (z.B. Sol-Gel-Verfahren, Aufbonden von Bulkmaterial). Neuartige Abscheideverfahren wie das Gasflußsputtern sind äußerst vielversprechend, stecken aber noch in den Kinderschuhen [37]. Auch Strukturierungsverfahren sind bislang noch unzureichend, um piezoelektrische Schichten mit hohen Aspektverhältnissen zu strukturieren.

In [44] wird ein asymmetrisch aufgehängter Mikrospiegelchip auf eine Piezokeramik aufgebracht, und durch longitudinale Vibrationen der Piezokeramik in der Eigenfrequenz des Scanners zum Schwingen angeregt. M. Tani et al. [45, 46] nutzen eine mäanderförmig verlaufende Bimorph-Struktur zum Antrieb eines Mikrospiegels und erreichen damit recht akzeptable Scanwinkel und Resonanzfrequenzen. In [47] wird ein PZT-getriebener Scanner vorgestellt, dessen PZT-Schicht mittels Sol-Gel-Abscheidung auf den Wafern aufgebracht wird.

4.1.3. Elektromagnetisch angetriebene MEMS-Scanner

Wird ein mit einem Strom $i(t)$ durchflossener elektrischer Leiter mit der Länge \vec{l} einem Magnetfeld \vec{B} ausgesetzt, so erfährt dieser eine Kraft \vec{F} . Diese so genannte Lorentzkraft bestimmt sich zu

$$\vec{F} = i(t) \cdot \vec{l} \times \vec{B} \quad (4.4)$$

Ähnlich wie in konventionellen Elektromotoren können so ebenfalls MEMS-Aktuatoren realisiert werden. Da elektromagnetische Antriebe hohe Kräfte bereitstellen können, eignen sich diese besonders zum quasistatischen Antrieb von Mikroscannern. Zum einen können derartige Antriebe in MEMS-Scannern integriert werden, indem der bewegliche Teil des Aktuators Leiterschleifen enthält, durch die ein in der gewünschten Ablenkfrequenz alternierender Strom fließt, der durch ein externes magnetisches Gleichfeld zur Auslenkung des Aktuators führt [48, 49, 50]. Außerdem gibt es auch die Möglichkeit, ferromagnetische Metallschichten auf den beweglichen Teil des Aktuators aufzubringen und diesen durch ein externes magnetisches Wechselfeld auszulenen [51, 52].

Neben dem Vorteil der hohen erreichbaren Kräfte weist der elektromagnetische Antrieb eklatante Nachteile auf. Da das externe Magnetfeld für einen kraftvollen Antrieb ausreichend stark sein muss, benötigen elektromagnetisch angetriebene MEMS-Aktuatoren immer einen den MEMS-Chip umgebenden großen Permanentmagneten, der bis heute nicht auf Waferebene zusammen mit dem MEMS-Chip hergestellt werden kann, sondern erst nach dem Vereinzeln der Wafer auf Chiplevel mit dem MEMS-Bauteil verbunden wird. Wegen des komplexen Aufbaus (Spulen etc.), der eine Massenfertigbarkeit erschwert und hohe Kosten verursacht, des hohen Leistungsbedarfs und da der Magnetismus ein Volumeneffekt ist und damit die erreichbaren Kräfte in kleinen Volumina klein sind, sind elektromagnetische Antriebe für MEMS-Bauteile, die in hohen Stückzahlen und zu geringen Preisen verkauft werden sollen, ungeeignet.

4.1.4. Elektrostatisch angetriebene MEMS-Scanner

Geladene Körper üben aufeinander Kräfte aus. Derartige elektrostatische Kräfte werden in vielen Typen von MEMS-Aktuatoren zum Antrieb der beweglichen Teile ausgenutzt. Die einfachste Grundstruktur besteht dabei aus unterschiedlich aufladbaren planparallelen Plattenelektroden, deren Abstand durch die elektrostatische Kraftwirkung verändert werden kann.

Die Kraft zwischen den beiden Elektroden mit der Breite B , der Länge L und dem Abstand d zueinander (Abb. 4.3 a), hängt ab von der Änderung der elektrischen Feldenergie W mit dem Elektrodenabstand d , die innerhalb des von den Platten aufgespannten Volumens $V = BLd$ gespeichert wird

$$W = \frac{1}{2} \epsilon_0 \epsilon E^2 V = \frac{1}{2} \epsilon_0 \epsilon \frac{BL}{d} U^2 \quad (4.5)$$

wobei ϵ_0 die elektrische Feldkonstante ($\epsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$ AS/Vm), ϵ die relative Dielektrizitätskonstante (für Vakuum: $\epsilon = 1$, für Luft: $\epsilon \simeq 1$), E die elektrische Feldstärke und U die Spannung zwischen den beiden Elektroden ist. Die resultierende Kraft in Richtung der Flächennormalen der Elektrodenplatten ist [22]

$$F = \frac{\partial W}{\partial d} = -\frac{1}{2} \epsilon_0 \epsilon \frac{BL}{d^2} U^2 \quad (4.6)$$

und ist somit proportional zum Quadrat der angelegten Spannung und umgekehrt proportional zum Quadrat des Elektrodenabstandes. Die erreichbaren Kräfte von elektrostatischen Antrieben sind deswegen limitiert durch die Durchbruchfeldstärke V_D . Da die Plattenabstände in elektrostatischen MEMS-Antrieben im Bereich von nur wenigen Mikrometern liegen, liegt die erreichbare Durchbruchfeldstärke aufgrund des Paschen-Effekts [3] bei ca. $V_D \approx 10^8$ V/m [22].

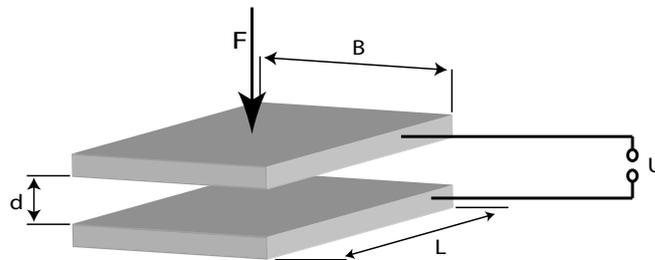


Bild 4.3. Schematischer Aufbau eines Plattenkondensators.

Die erreichbaren Kräfte von elektrostatischen Antrieben lassen sich durch die Parallelschaltung von vielen Einzelkapazitäten steigern. In MEMS-Bauelementen wird dies durch die Anordnung der Kondensatoren zu Antriebskämmen realisiert (Abb. 4.4). Die elektrostatische Kraft sorgt dafür, dass sich die Finger in der Ebene aufeinander zu bewegen. Die laterale Gesamtkraft solcher Fingerantriebe skaliert mit der Anzahl der Finger n und dem Aspektverhältnis aus Fingerhöhe H und Fingerabstand d und bestimmt sich aus

$$F_{kamm} = n \frac{1}{2} \epsilon_0 \epsilon \frac{H}{d} U^2 \quad (4.7)$$

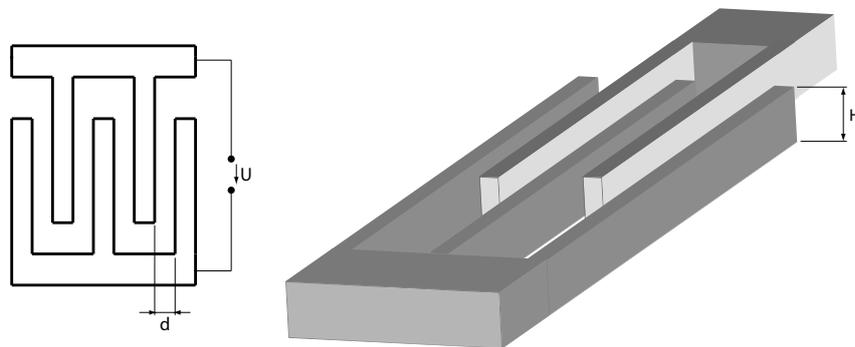


Bild 4.4. Ebener elektrostatischer Fingerkammantrieb für MEMS-Aktuatoren.

Elektrostatische Antriebe sind leicht in Siliziumtechnologie herstellbar, lassen sich nahezu leistungsfrei betreiben und können äußerst kompakt gebaut werden. Aus diesem Grund wurden schon viele Arbeiten im Bereich von elektrostatisch angetriebenen Mikrospiegeln veröffentlicht. Allerdings ist die durch ebene Kammantriebe erzeugte Lateralkraft für Mikroscoannerspiegel nicht von Bedeutung, da die für das Scannen benötigte Kippbewegung eine Kraft aus der Ebene heraus verlangt. Ebene, symmetrische Fingerkammantriebe erzeugen prinzipbedingt nur geringe Kräfte aus der Ebene heraus (Levitationseffekt durch Streufelder [53]). Erst wenn der Spiegel aus der Ebene heraus bewegt wird, kann mit ihnen eine Kraft in vertikaler Richtung aufgebaut werden.

Deswegen haben sich bei Mikroscoannerspiegeln zwei Konfigurationen für elektrostatische Antriebe durchgesetzt. Eine einfache Möglichkeit besteht darin, unter dem Aktuator Elektroden anzubringen, die die Spiegelplatte durch Anlegen einer Spannung vertikal auslenken. Eine Kraft in vertikaler Richtung kann aber auch durch Kammantriebe erzeugt werden, die eine gewisse Höhendifferenz zwischen bewegtem und unbewegtem Fingerkamm besitzen. Mithilfe dieser höhenversetzten Kämmen wird neben einem resonanten Antrieb auch eine quasistatische Verkippung der Spiegelplatte um die Rotationsachse ermöglicht, deren maximal erreichbarer Winkel [54]

$$\Theta_{max} \simeq \frac{\Delta H}{L_{bf}} \quad (4.8)$$

von der Höhendifferenz ΔH zwischen bewegtem und unbewegtem Finger und dem Abstand der Fingerspitze von der Drehachse L_{bf} abhängt. Das durch diese Kammantriebe erzeugte Drehmoment τ wird bestimmt durch die Anzahl der Finger n , des Abstands der Finger d zueinander, der Antriebsspannung U , der Länge des bewegten Fingers L_{bf} sowie des Abstands der Spitze des fixen Fingers von der Drehachse L_{ff} (Abb. 4.5) und berechnet sich nach folgender Gleichung [54]

$$\tau = n \frac{1}{2} \epsilon_0 \epsilon \frac{L_{bf}^2 - L_{ff}^2}{d} U^2 \quad (4.9)$$

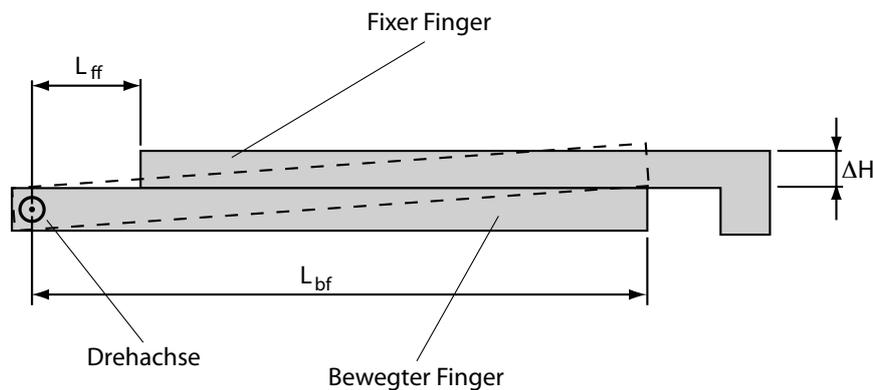


Bild 4.5. Schematischer Aufbau eines höhenversetzten Kammantriebs.

Kurt Petersen [14] hat im Jahr 1980 nicht nur erstmalig das Prinzip der Laserprojektion mit Mikrosannern vorgestellt, sondern auch einen dafür verwendbaren elektrostatisch angetriebenen einachsigen Scanner. Da es aber an der Möglichkeit eines geeigneten Strukturierungsverfahrens für Silizium mangelte, konnte er noch keine Fingerkämme zum Antrieb der Spiegelstruktur herstellen. Unter den eigentlichen Spiegelchip wurde deswegen ein Glaschip mit kontaktierbaren Metallelektroden geklebt, mit denen der Spiegel ausgelenkt werden konnte. Kurth et al. [55] entwickelten einen ähnlich aufgebauten einachsigen Scannerspiegel. Der die eigentlichen Spiegelstrukturen enthaltende Wafer wird mit einem zweiten Wafer verbunden, der durch Elektroden einen den Spiegel umgebenden Rahmen antreibt und welcher wiederum die Spiegelplatte zum Schwingen in seiner Resonanzfrequenz anregt. Die bei beiden Arbeiten gewählte Elektrodenkonfiguration hat einen entscheidenden Nachteil. Bei beiden Spiegeltypen müssen die zum Antrieb erforderlichen untenliegenden Elektroden weit von der beweglichen Struktur entfernt sein, damit der Spiegel für die Bewegung genügend freien Raum besitzt und die für die Bildprojektion benötigten großen Ablenkwinkel erreicht werden können. Dies resultiert aber auch im Resonanzbetrieb in hohen benötigten Antriebsspannungen (Gl. 4.6) von mehreren 100 V.

Ein mit ebenen Kammantrieben resonant betriebener zweiachsiger Mikrospiegel wurde von H. Schenk et al. [56, 57] vorgestellt. Das Herstellungsverfahren basiert auf einem SOI³-Wafer, der durch ein anisotropes Trockenätzverfahren (DRIE) von beiden Waferseiten strukturiert wird. Eine dünne Metallelektrode auf einem Teil des Kammantriebs sorgt für die zur Vertikalauslenkung benötigte Asymmetrie und erlaubt im resonanten Betrieb - bei Frequenzen von bis zu 30 kHz - mechanische Ablenkwinkel von 10-15° (allerdings bei sehr kleinen Spiegeln), lässt aber einen quasistatischen Betrieb nicht zu.

Besser ist der von Hah et al. [54] entwickelte Herstellungsprozess, der ebenfalls einen SOI-Wafer nutzt, um einen zweiachsigen Scannerspiegel herzustellen. Die hergestellten Fingerelektroden weisen einen Höhenversatz von 40 μm auf und erlauben auch einen quasistatischen Betrieb. Der Abstand der Finger zueinander beträgt allerdings über 10 μm. Deswegen wurden im quasistatischen Betrieb bei Antriebsspannungen von ca. 50 V nur recht bescheidene mechanische

³Silicon on Insulator

Scanwinkel von etwa 2° erreicht. Auch Jeong et al. [58] erzeugten höhenversetzte Fingerkämme, indem sie die feststehenden Fingerelektroden durch einen thermisch angetriebenen Bimorph statisch auslenken. Allerdings ist der auf diese Weise erzeugte Antrieb sehr groß und erlaubt nur geringe quasistatische mechanische Auslenkungen von $\pm 3^\circ$. Eine durch einen XeF_2 -Ätzprozess und aufwändige Trenchisolationen strukturierte $20\ \mu\text{m}$ dicke Polysiliziumschicht auf einem SOI-Wafer benutzten Carlen et al. [59], um höhenversetzte Käme zu realisieren. Nachteilig hier ist, dass zwar höhenversetzten Fingerkämme aus dicken Siliziumschichten realisiert wurden, die für die Kippbewegung benötigte Torsionsaufhängung aber herstellungsbedingt nur aus einer dünnen LPCVD-Polysiliziumschicht hergestellt werden kann. Auf diese Weise können nur weiche und stoßempfindliche Aufhängungen realisiert werden, deren Resonanzfrequenz nur wenige Hundert Hz beträgt.

Diesen Nachteil hat der von Ko [60] vorgestellte Herstellungsprozess für einachsige Scanner Spiegel nicht. Das Verfahren ermöglicht die Herstellung von höhenversetzten Fingerkämmen mit einem Abstand von nur $4\ \mu\text{m}$ und einer Aufhängung, die Resonanzfrequenzen von über 20 kHz bei Ablenkwinkeln von ca. 10° mechanisch erlauben. Das Herstellungsverfahren allerdings besteht aus fünf unterschiedlichen Wafern, die mit äußerster Präzision zueinander ausgerichtet werden müssen. So werden der statische und der bewegliche Teil der Fingerkämme aus verschiedenen Wafern gefertigt. Das Herstellungsverfahren ist damit durch die hohe Waferanzahl teuer und durch die benötigte hohe Justagegenauigkeit aufwändig.

Bis jetzt wurde noch kein Verfahren vorgestellt, das es ermöglicht, kostengünstig ein- und zweiachsige Scannerspiegel herzustellen, die durch höhenversetzte Fingerelektroden sowohl quasistatisch als auch resonant betrieben werden können, dabei aber gleichzeitig hohe Resonanzfrequenzen und Ablenkwinkel erlauben.

4.2. Hermetisch gekapselte MEMS

In MEMS-Technologie hergestellte Beschleunigungs- und Drehratensensoren werden heutzutage in großen Stückzahlen hergestellt. Weitverbreitete Anwendung finden diese Sensoren bei der Erfassung der Fahrzeugbewegung in Automobilen. Um die geforderte Lebensdauer dieser Bauteile von 25 Jahren auch unter widrigen Umgebungsbedingungen kostengünstig garantieren zu können, werden sie standardmässig mit Waferverbindungstechnologien hermetisch gekapselt. Namhafte Sensorhersteller, wie Bosch [36] und ST Microelectronics [61], setzen dazu Glaslotverbindungen ein. Die Firma Sensordynamics hat zusammen mit dem Fraunhofer ISIT einen eutektischen Verbindungsprozess (AuSi) entwickelt [62], mit dem diese Bauteile vakuumverkapselt werden. In [30] wird ein Herstellungsprozess für oberflächen-mikromechanisch hergestellte MEMS beschrieben, der einen anodischen Verbindungsprozess zur hermetischen Verkapselung einsetzt.

Auch RF-MEMS⁴ (z.B. Hochfrequenzschalter für Mobiltelefone) werden auf Wafer Ebene gekapselt, wie z.B. in [63] mittels Glassfritbondens oder in [64] mittels eutektischen (AuSn) Waferbondens.

Anders als bei Inertial- und RF-MEMS stellt das hermetische Gehäuse von Mikroscannerspiegeln nicht nur einen mechanischen Schutz dar, sondern muss auch eine optische Funktionalität

⁴Radio-Frequency MEMS

bieten. Das Gehäuse selber ist Bestandteil des optischen Systems, und muss deswegen nicht nur optisch transparent sein, sondern darf die Abbildungsqualität durch optische Verzerrungen und Dispersion nicht herabsetzen. Da aber die Einsatzgebiete (Bildgebung, Bilderfassung) nach großen Ablenkswinkeln der Spiegelplatte verlangen (Kapitel. 2.1), werden im Gegensatz zu den übrigen MEMS-Bauteilen recht große Kavitäten benötigt, um eine für den jeweiligen Anwendungsfall ausreichende Spiegelbewegung zu erlauben. So wird für einen mechanischen Kippwinkel von $\pm 15^\circ$ eines Scanners mit einer Größe von 2 mm (Spiegelplatte, Antriebskämme, kardanische Aufhängung) ein Abstand von $480 \mu\text{m}$ zur Verpackung benötigt, damit während des Betriebs kein Anschlag der Spiegelstruktur an die Wände der Verpackung stattfindet. Aus diesen Gründen ist es bedeutend schwieriger, solch eine hermetische Kapselung auf Waferenebene für die Bauteile herzustellen. Bis jetzt gibt es keine Arbeiten auf dem Gebiet der Mikroscannerspiegel, die eine erfolgreiche Lösung vorstellen.

Teil II.

Herstellungstechnologie

5. Herstellung der Mikros scanner

5.1. Anforderungen

In Kap. 2 wurden die Anforderungen an Mikros scannerspiegel aufgezeigt, die bei der Bildprojektion an die Bauteile gestellt werden. Aber auch andere Anwendungen, wie z.B. die Erfassung von Barcodes und Objekten oder LIDAR-Anwendungen, stellen ähnliche Anforderungen an die Spiegeleigenschaften. Die wichtigsten mechanischen und optischen Eigenschaften sind

- ein großer maximaler mechanischer Kippwinkel
- ein ausreichender Spiegeldurchmesser, typischerweise im Bereich von 1mm
- und hohe Ablenkfrequenzen,
- aber auch die Möglichkeit, den Spiegel quasistatisch zu betreiben.
- Zudem soll das Spiegelement für eine gute Lichtausbeute einen hohen Reflexionsgrad für die benutzten Lichtwellenlängen besitzen
- und darf möglichst keine optischen Abbildungsfehler generieren.

In Kap. 3 wurden die verschiedenartigen Antriebsmethoden von MEMS-Bauteilen vorgestellt. Dabei stellte sich heraus, dass kompakte und kostengünstige Mikros scannerspiegel zur Zeit nur mit elektrostatischen Kammantrieben realisiert werden können, da thermische Antriebe zu langsam, piezoelektrische Antriebe noch nicht verfügbar und elektromagnetische Antriebe zu groß und zu teuer sind. Das Herstellungsverfahren muss also die Möglichkeit bieten

- elektrostatische Kammantriebe herzustellen,
- die einen Höhenversatz aufweisen, damit der Aktuator aus der Ebene heraus bewegt werden kann.

Für einen Betrieb der Bauteile auch in harschen Umgebungsbedingungen bedarf es einer hermetischen Verkapselung. Diese Verkapselung soll möglichst kostengünstig sein und soll deswegen mit Waferverbindungstechnologien realisiert werden. In Kap. 4 wurden u.a. die wichtigsten Verbindungstechnologien vorgestellt. Um diese nutzen zu können,

- muss das Herstellungsverfahren ganz bestimmte Oberflächen als Schnittstellen bieten. Anodisches und eutektisches AuSi Waferbonden setzen polierte und ebene Siliziumoberflächen voraus, damit eine hermetische Kapselung erfolgen kann.
- Desweiteren bedarf es einer Art elektrischer Signaldurchführungen, damit die für den Antrieb benötigten elektrischen Potentiale in die Kavität geleitet werden können, ohne die Hermetizität durch z.B. Trench-Isolation zu gefährden.

Nachfolgend wird das entwickelte Herstellungsverfahren beschrieben, dass die o.g. Anforderungen erfüllt.

5.2. Herstellungsprozess der Scanner

Die in dieser Arbeit entwickelte Herstellungstechnologie ist angelehnt an die Fertigung oberflächenmikromechanischer MEMS-Bauteile, deren Herstellungsablauf in Kap. 3.1 schematisch vorgestellt wurde. Die Verwendung von dicken epitaktisch abgeschiedenen Polysiliziumschichten ermöglicht deren Strukturierung durch DRIE-Prozesse mit hohen Aspektverhältnissen und guter Maßhaltigkeit. Silizium ist hochtemperaturfest und erlaubt auch Prozesse bei Temperaturen oberhalb von 1100 °C. Diese Eigenschaft und auch die Möglichkeit, die Oberflächentopografie durch CMP-Prozesse einzuebnen, schafft die Voraussetzung, hermetische Gehäuse mit Waferverbindungsverfahren herzustellen.

5.2.1. Herstellungsablauf im FrontEnd

Grundsätzlich kann die Herstellungstechnologie in zwei Teile eingeteilt werden. In einem ersten Prozessabschnitt werden die Wafer mit CMOS-kompatiblen Prozessen im FrontEnd-Bereich des Reinraumes gefertigt. In diesem Bereich sind Materialien und Prozesse, die die Bauteileigenschaften von CMOS- bzw. PowerMOS-Bauteilen gefährden würden, nicht erlaubt. In Abb. 5.1 ist der CMOS-kompatible Teil der Prozessabfolge schematisch dargestellt.

Als Substratmaterial dienen doppelseitig polierte, mit Antimon n+ dotierte 6"-Siliziumwafer, mit einer Dicke von 508 μm ($\pm 10 \mu\text{m}$) und einem Widerstand von $R < 0,02 \Omega\text{cm}$. Die Wafer werden mit einer 1 μm dicken thermisch aufgewachsenen SiO_2 -Schicht versehen (a). Auf diese Oxidschicht wird in einem LPCVD-Prozess eine 190 nm dicke Polysiliziumschicht aufgebracht, die in der anschließenden Epitaxie der 35 μm dicken Polysiliziumschicht (b) als Startschicht für das Schichtwachstum dient. Die Epipoly-Siliziumschicht wird während des Abscheideprozesses in-situ durch in die Prozesskammer eingeleitetes Phosphin n-dotiert. Da diese Schicht eine hohe Rauigkeit im Bereich von 1-2 μm aufweist, muss sie durch einen CMP-Prozess planarisiert werden, um anschließend hochaufgelöste Lithografien auf den Wafern auszuführen. Auf die polierte Siliziumschicht wird in einem LPCVD-Prozess aus einer TEOS¹-Gasphase eine 1,2 μm dicke SiO_2 -Schicht abgeschieden (c).

Daran anschließend wird in einer weiteren LPCVD 500 nm Polysilizium abgeschieden. Um die Leitfähigkeit dieser Schicht zu erhöhen, wird sie mit Phosphor n-dotiert und weist danach einen Schichtwiderstand von ca. $R_S = 20 \Omega/\square$ auf. Diese Dotierung wird durch einen Diffusionsprozess in einem Vertikal-Ofen ausgeführt. Dazu werden die Wafer bei einer Temperatur von 950 °C einer mit POCl_3 angereicherten O_2 -Atmosphäre ausgesetzt und es bildet sich dabei auf der Polysiliziumschicht ein phosphorhaltiges Oxid. Nach der Oxidierung wird die Ofentemperatur auf 1050 °C erhöht und für 60 Minuten gehalten, um das Phosphor in die Siliziumschicht einzudiffundieren. Abgeschlossen wird der Diffusionsprozess, indem das verbliebene Oxid nasschemisch entfernt wird. Eine erste Lithografie auf einem i-Line Stepper² mit 1,19 μm dickem HiPR-Positivfotolack (Ebene IP) und ein darauf folgender RIE-Trockenätzschritt (auf einer Applied Materials P5000) strukturiert die Polysiliziumschicht (d). Diese dünne Polysiliziumschicht fungiert als vergrabe-

¹Tetraethylorthosilicat: $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4 \rightarrow \text{SiO}_2 + \text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$

²Nikon NSR-4425i , Auflösungsvermögen 0,8 μm

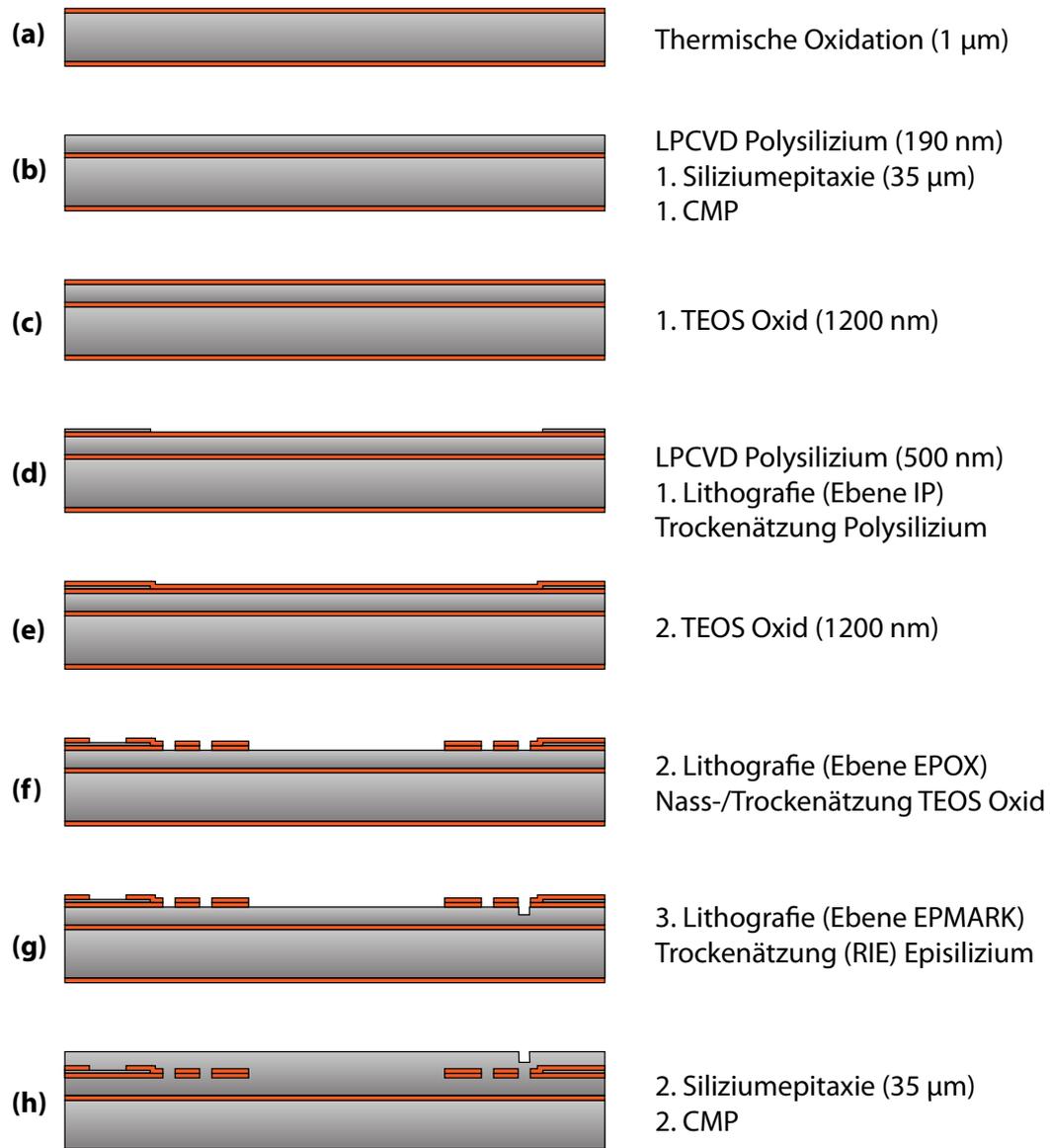


Bild 5.1. Schematischer Prozessablauf zur Herstellung der Mikroscanner (FrontEnd-Teil)

ne Leiterbahnebene, mit der unterschiedliche elektrische Potentiale zur MEMS-Struktur geleitet werden können.

Anschließend wird eine zweite, ebenfalls $1,2\ \mu\text{m}$ dicke, TEOS-Oxidschicht abgeschieden (e), welche die dünne Polysiliziumschicht elektrisch isoliert. Beide TEOS-Schichten werden in einem kombinierten Nass-/Trocken-Ätzschritt strukturiert, da das komplette Trockenätzen der relativ dicken Oxidschicht zu viel Zeit in Anspruch nehmen würde. Ein $2,49\ \mu\text{m}$ dicker Fotolack (HiPR), der durch eine zweite Stepper-Lithografie (ebenfalls auf einem Nikonstepper, Ebene EPOX) strukturiert wird, dient dazu als Ätzmaskierung. Etwa $1\ \mu\text{m}$ Oxid werden nasschemisch in einem BOE-Ätzbad entfernt. Damit eine bessere Maßhaltigkeit der auf diese Weise strukturierten Schicht gewährleistet ist, wird das übrige Oxid durch einen RIE-Trockenätzprozess (auf einer Applied Materials P5000) geätzt (f). Auf diese Weise werden Kontaktlöcher zur ansonsten vergrabenen $500\ \text{nm}$ dünnen Polysiliziumschicht geöffnet, aber auch Bereiche der dicken Epipolysiliziumschicht offengelegt.

Mit einem weiteren RIE-Trockenätzprozess und einer dritten Lithografie mit ebenfalls $2,49\ \mu\text{m}$ dickem HiPR-Lack (Ebene EPMARK) werden ca. $5\ \mu\text{m}$ tiefe Justagemarken in die nun geöffnete Epipolysiliziumschicht geätzt (g). Anschließend erfolgt, mit einer $190\ \text{nm}$ dünnen LPCVD-Polysilizium-Startschicht, eine zweite epitaktische Abscheidung einer $35\ \mu\text{m}$ dicken Polysiliziumschicht, welche die zuvor aufgebrachten Schichten vorderseitig komplett überdeckt. Neben der üblichen Rauigkeit nach der Abscheidung besitzt die Waferoberfläche zudem noch eine hohe Topographie aufgrund der darunter liegenden Schichten. Deswegen wird die Wafervorderseite durch einen zweiten CMP-Schritt planarisiert und poliert. Die resultierende Waferoberfläche ist danach außer den eingebrachten Markenstrukturen perfekt eben (h).

Da sich außer den beiden dicken Polysiliziumschichten alle weiteren durch LPCVD-Prozesse auf der Wafervorderseite aufgebrachten Schichten auch auf der Waferrückseite ablageren und deswegen deren Bearbeitung erschweren, werden die Schichten sukzessive wieder entfernt. Dazu werden alle Oxidschichten (bis auf die anfangs aufgebrachte thermische Oxidschicht) auf der Rückseite durch Abätzen in einem BOE-Bad entfernt, da die Vorderseite komplett mit der dicken Polysiliziumschicht überdeckt ist, während die Siliziumschichten mit einem ganzflächigen Trockenätzprozess abgeätzt werden. Nach dieser Rückätzung ist der FrontEnd-Teil der Prozesskette beendet.

5.2.2. Herstellungsablauf im BackEnd

Nachdem die rückseitigen Schichten entfernt wurden, werden die Wafer gewendet und mit einer Metallschicht bedampft. Diese - im einfachsten Fall $100\ \text{nm}$ dicke Aluminiumschicht (siehe Kap. 8) - dient gleichzeitig der Erhöhung des Reflexionsgrads der Spiegelplatte und als Metalluntergrund zum späteren Drahtbonden. Darauf folgt eine Lithografie (Ebene WINDOW) mit $3\ \mu\text{m}$ dickem HiPR-Lack, mit der zuerst die Metallschicht in einem nasschemischen Ätzprozess und anschließend die obere Epipolyschicht durch DRIE im Bereich der für weitere genau justierte Lithografien erforderlichen Steppermarken (Canon) geöffnet werden (Kap 5.3.3). Durch eine weitere Lithografie mit $3\ \mu\text{m}$ dickem HiPR-Lack (Ebene METAL) und einen nasschemischen Ätzprozess wird die Metallschicht strukturiert (Abb. 5.2 i). Durch einen DRIE-Prozess wird die eigentliche aktive MEMS-Struktur definiert (k). Maskiert wird die zu ätzende Struktur durch eine

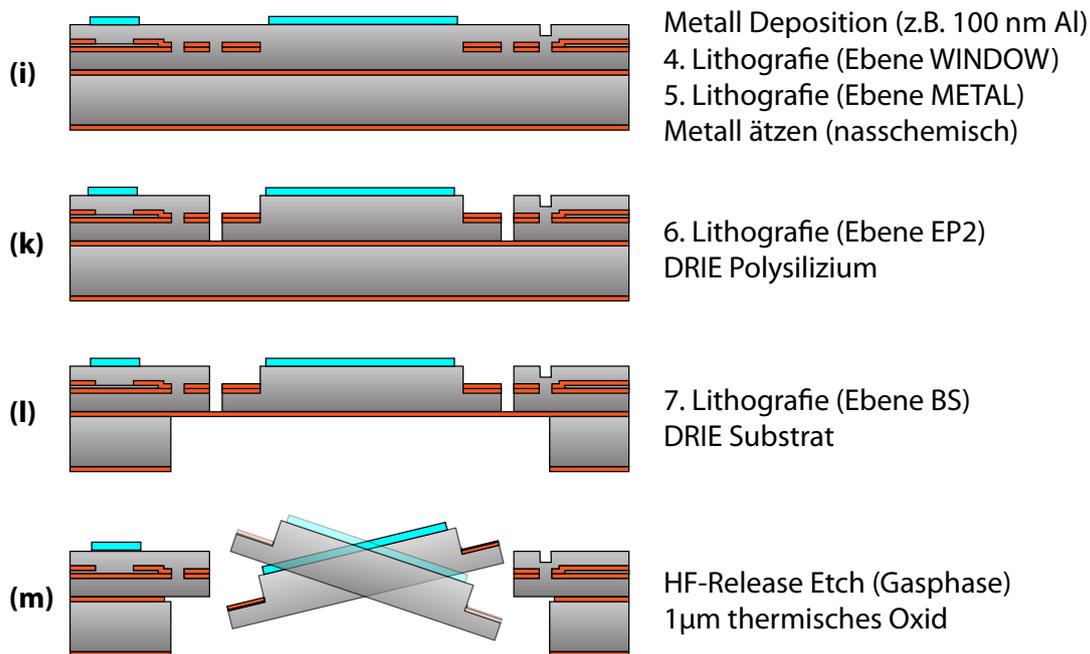


Bild 5.2. Schematischer Prozessablauf zur Herstellung der Mikroscanner (BackEnd-Teil)

dazugehörige Lithografie (Ebene EP2) mit $4,3 \mu\text{m}$ dickem OiR-Lack und der vergrabenen TEOS-Oxidschicht. Als Ätzstoppschicht dient die am Anfang der Prozesskette aufgebrachte $1 \mu\text{m}$ dicke thermische Oxidschicht (Abb. 5.1 a). So ist es in gewissen Grenzen möglich, die obere und untere Epipoly-Siliziumschicht unabhängig voneinander zu strukturieren. Höhenversetzte Fingerkämme zur vertikalen Auslenkung der Spiegelplatte (Abb. 5.3) und Federaufhängungen aus entweder 30 oder $60 \mu\text{m}$ dickem Silizium können auf diese Weise hergestellt werden. Nach der Strukturierung der Wafervorderseite werden die Wafer erneut gewendet und eine letzte Lithografie mit $25 \mu\text{m}$ dickem AZ-Lack (Ebene BS) ausgeführt. Ein weiterer DRIE-Schritt (l) legt damit die bewegliche Struktur von der Waferrückseite frei (Abb. 5.4). Auch bei diesem Hochratenätzprozess dient die erste thermische Oxidschicht (Abb. 5.1 a) als Ätzstopp.

Die Prozessierung der eigentlichen Scanner wird abgeschlossen, indem die Oxidstoppschicht durch Ätzen entfernt wird und die Scanner dadurch freigestellt werden (m). Damit die fragile MEMS-Struktur bei diesem Schritt nicht zerstört wird, erfolgt die Ätzung in gasförmiger HF-Säure.

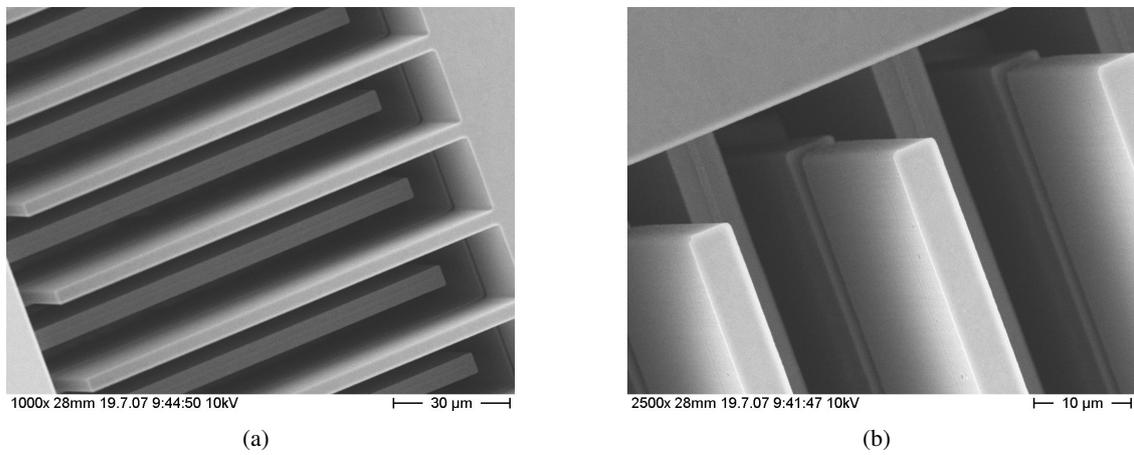


Bild 5.3. REM-Aufnahme eines Fingerkammes. a) Fingerkamm mit 30 µm Höhenversatz zum Antrieb der Scannerspiegel. b) Detailaufnahme.

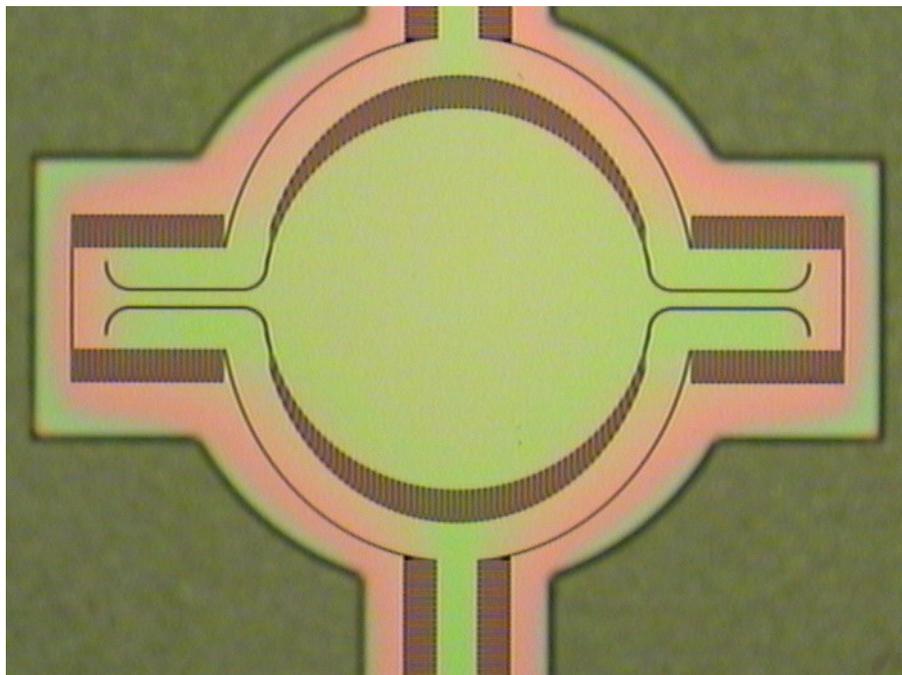


Bild 5.4. Rückseitenöffnung der aktiven Scannerstruktur durch DRIE (die farbige Oberfläche wird durch das verbleibende Oxid erzeugt).

5.3. Prozessentwicklung wichtiger Einzelprozesse

5.3.1. Epitaxie der Polysiliziumschicht

Die epitaktische Abscheidung der beiden 35 μm dicken Polysiliziumschichten findet auf einer Applied Materials Epi Centura statt, deren Prozesskammer aus lichtdurchlässigem Quarz besteht, und in der jeweils nur ein Wafer bearbeitet werden kann. Durch eine Halogenlampenheizung werden die Wafer auf die erforderliche Prozesstemperatur geheizt. Um die Heizleistung zu regeln, wird die Wafertemperatur mittels eines Pyrometers durch die Wand der Reaktorkammer gemessen. Die Lampenheizung heizt während des Abscheidungsprozesses nicht nur den zu beschichtenden Wafer, sondern ebenfalls zu einem gewissen Teil (bedingt durch die Absorption des Quarzmaterials) die Wand der Prozesskammer. Dadurch scheidet sich auch Silizium auf der Reaktorwand ab. Nach längerer Depositionszeit liefert das Pyrometer keine zuverlässigen Werte mehr, so dass die Temperaturregelung nicht mehr ordentlich funktioniert, d.h. es kann keine konstante Prozesstemperatur garantiert werden. Daher muss die Reaktorkammer durch eine Reinigungsprozedur vom Silizium wieder befreit werden. Dies geschieht durch die Einleitung von 1 slm^3 HCl in die Prozesskammer bei einer Reaktortemperatur von 1190 $^{\circ}\text{C}$.

Die 35 μm dicke Schicht kann aus diesem Grund nicht in einem Prozessschritt abgeschieden werden. Die Abscheidung erfolgt vielmehr in fünf, durch automatisierte Reinigungsprozesse unterteilte, Einzelschritten, während derer jeweils nur 7 μm Polysilizium abgeschieden werden. Die Prozesstemperatur beträgt dabei 1080 $^{\circ}\text{C}$. Als Prozessgas dient Dichlorsilan, dessen Gasfluß während der Abscheidung 0,59 slm beträgt. Die Schichten werden in-situ mit Phosphor n-dotiert. Dies geschieht durch die Einleitung von Phosphin (PH_3) mit einem Gasfluß von 172 scm^4 in die Prozesskammer. Dadurch besitzt die hergestellte Schicht einen spezifischen Widerstand von $10^{-2} \Omega\text{cm}$. Die Gesamtabscheidung für 7 μm Polysilizium, bestehend aus Waferhandling, Vor- und Nachkonditionierung der Prozesskammer, eigentlicher Abscheidungszeit und Reinigung, beträgt ca. 13 min, so dass die Brutto-Abscheiderate 0,53 $\mu\text{m}/\text{min}$ beträgt.

In Kapitel 2.2 wurde der Einfluss der Spiegeldeformation auf die optischen Eigenschaften beschrieben. Während die dynamische Deformation hauptsächlich vom Spiegeldesign abhängt, wird die statische Spiegeldeformation vor allem durch den Schichtstress bzw. Stressgradienten bestimmt. Deshalb muss der Stressgradient möglichst klein gehalten werden. Abbildung 5.5 zeigt den Schichtstress und den entsprechenden Stressgradienten bei verschiedenen Schichtdicken.

Der Hauptanteil des ohnehin recht niedrigen Stresslevels wird bestimmt durch die anfangs abgeschiedene LPCVD-Startschicht. Während der Stresswert bei dünneren Schichten unterhalb von 5 μm oberhalb von 10 MPa liegt, wird mit zunehmender Schichtdicke der Einfluss der Startschicht minimiert, sodass der Gesamtstress und - wichtiger noch - der Stressgradient für Schichten von 35 μm nahezu bei 0 MPa bzw. 0 MPa/ μm liegt. Eine durch die dicken Epipolyschichten hervorgerufene statische Spiegeldeformation kann deswegen weitestgehend ausgeschlossen werden.

Die Polysiliziumschichten besitzen nach der Deposition eine hohe Rauigkeit, die abhängig ist von der abgeschiedenen Schichtdicke und die bei einer 35 μm dicken Schicht ca. 3 μm beträgt

³standard liter per minute

⁴standard cubic cm per minute

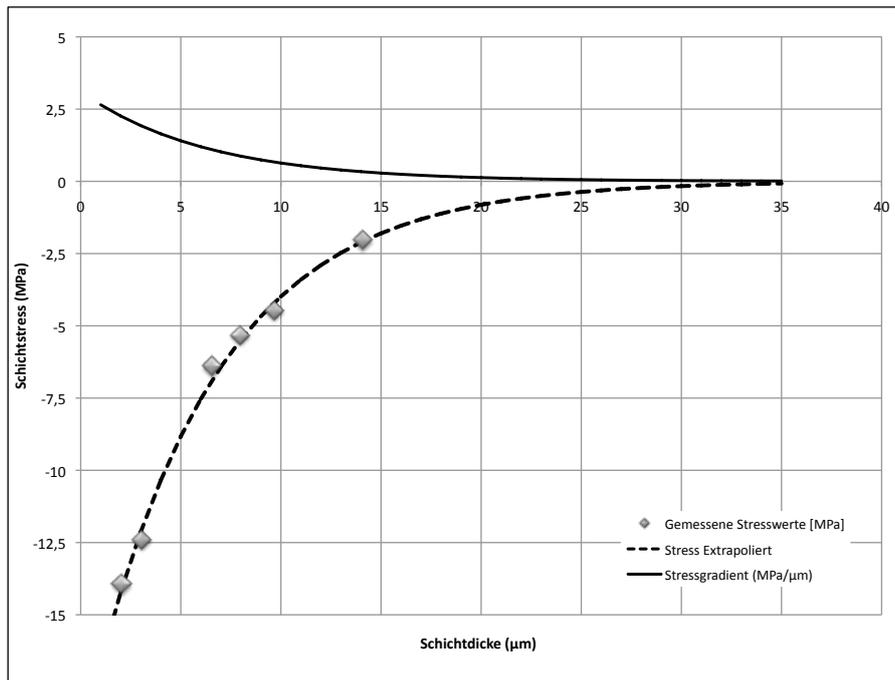


Bild 5.5. Absoluter Schichtstress und Stressgradient von epitaktisch abgeschiedenem Polysilizium bei verschiedenen Schichtdicken.

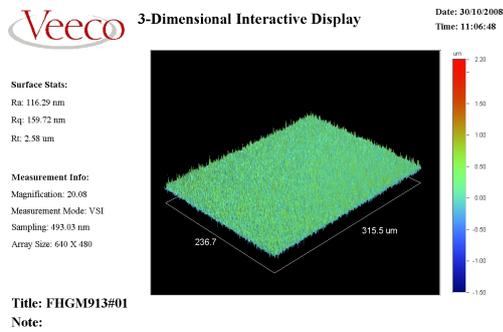
(Abb. 5.6). Diese muss, um weitere hochaufgelöste Lithografien auf der Polysilizium-Oberfläche ausführen zu können, nach der Abscheidung durch einen CMP-Prozess eingeebnet werden.

5.3.2. CMP der epitaktisch abgeschiedenen Polysiliziumschichten

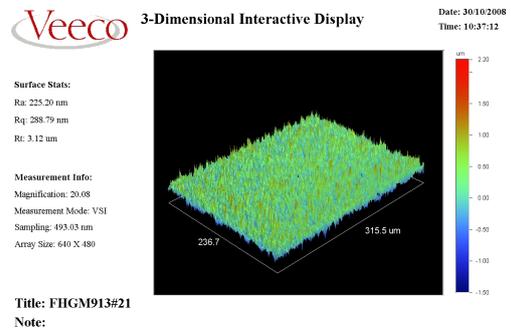
Die bei der Planarisierung von Polysilizium durch CMP verwendeten Slurries sind grundsätzlich basisch. Ein pH-Wert > 7 ist erforderlich, um chemische Reaktionen auf der Polysiliziumoberfläche ablaufen lassen zu können und somit die Wirkung des Abrasivs überhaupt zu ermöglichen. Die Oberfläche eines kristallinen Stoffes besteht aus offenen Koordinationsstellen, die sofort durch das Umgebungsmedium abgesättigt werden. In einem basischen Milieu erfolgt dieses durch Anlagerung von Hydroxyl-Anionen (OH^-) an die offenen Koordinationsstellen der Siliziumoberfläche. Hierdurch wird das kubische Atomgitter des Siliziums an seiner Oberfläche gestört und das Abrasiv kann diese geschwächte Oberfläche nun mechanisch entfernen. Das abgetragene Material wird durch die alkalische Slurry weiter hydroxyliert und es entsteht Monoorthokieselsäure, welche unter Wasserabspaltung zur Orthokieselsäure dimerisiert. Diese ist wiederum wasserlöslich und wird im Slurrystrom abtransportiert.

Beide Polierprozesse nach den Epitaxien werden auf einer Wolters P200 CMP-Maschine ausgeführt. Als Poliertuch wurde ein IC1000 k-grooved Pad der Firma Rohm & Haas verwendet, während für den Touch-Up-Prozess ein SMP3100 (ebenfalls von Rohm & Haas) eingesetzt wurde. Das Abtragsverhalten wird dabei stark durch die Art des Abrasivs beeinflusst. Die zwei verwendeten Slurries Cabot SS25 und Fujimi Planerlite unterscheiden sich darin, dass die SS25

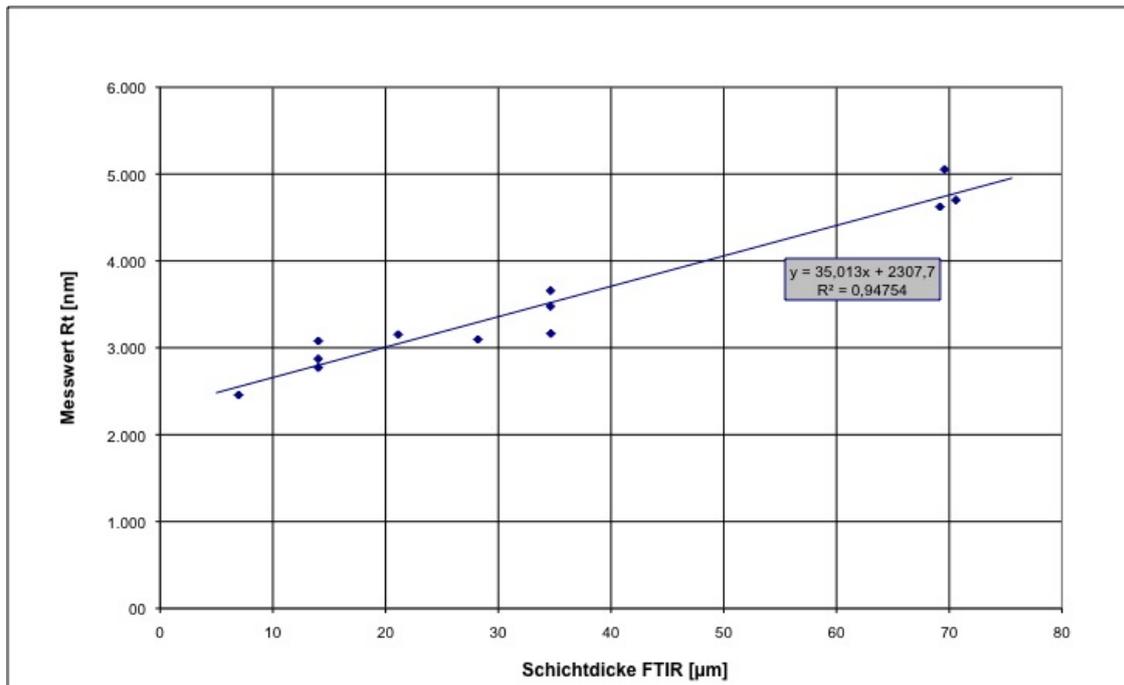
5.3. Prozessentwicklung wichtiger Einzelprozesse



(a) Oberflächenrauigkeit einer 7 μm dicken Epipoly-Siliziumschicht



(b) Oberflächenrauigkeit einer 35 μm dicken Epipoly-Siliziumschicht (nach fünf 7 Abscheidungs-schritten)



(c) Abhängigkeit der Oberflächenrauigkeit (Peak to Peak) von der Schichtdicke

Bild 5.6. Abhängigkeit der Oberflächenrauigkeit von epitaktisch abgeschiedenen Polysilizium-Schichten.

5. Herstellung der MikrosScanner

eine Fumed Slurry und die Planerlite eine kolloidale Slurry ist (die Partikel-Größen liegen bei ca. 10-50 nm). Die Abtragsrate der Planerlite ist etwa um den Faktor 2 größer als die der SS25, hinterlässt aber auch höhere Oberflächenrauigkeiten. Die Oberflächengüte wird durch einen zweiten Polierschritt, dem Touch-Up-Schritt, nachträglich verbessert. Die hierfür verwendete Slurry ist Glanzox 3900, eine basische Silica-Slurry mit sehr kleinen Partikeln. Rauigkeiten, die durch das Abrasiv im Hauptpolierschritt oder durch die Körnung des Poly-Siliziums selbst hervorgerufen worden sind, werden dadurch reduziert.

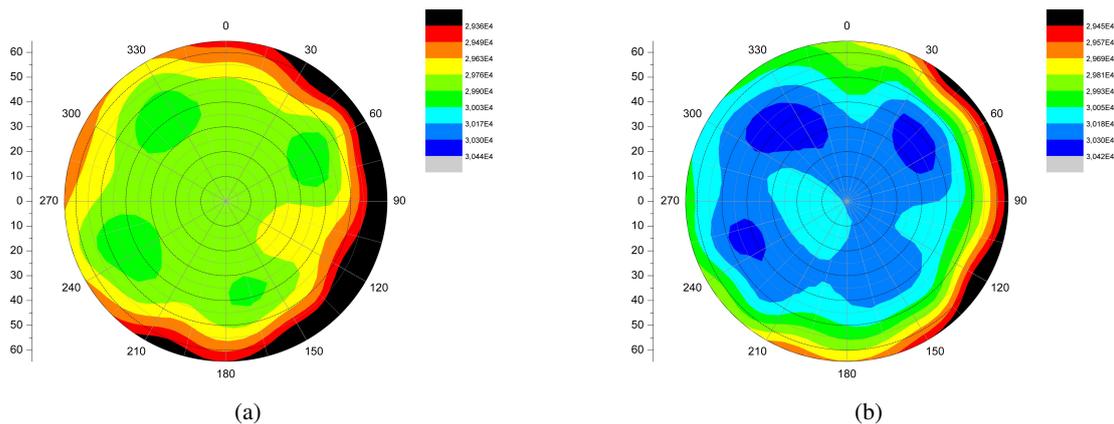


Bild 5.7. Ermittelte Schichtdicken nach dem ersten CMP-Prozess exemplarisch für zwei unterschiedliche Wafer.

Nach der ersten Epipolyabscheidung wird die ca. 35 μm dicke Poly-Schicht auf eine Zielschichtdicke von 30 μm poliert (Abb. 5.7). Da keine Oberflächentopographie durch Vorprozesse vorhanden ist, sondern nur die der Abscheidung immanente Rauigkeit (Abb. 5.6) eingeebnet werden muss, und somit die Abtragsrate nur eine untergeordnete Rolle spielt, wird die Slurry SS25 genutzt, um eine möglichst ebene und glatte Oberfläche zu erhalten. Dazu werden die Wafer jeweils für 253 Sekunden poliert.

Die Politur der zweiten Polysiliziumschicht ist durch die bereits vorhandene hohe Oberflächentopographie komplexer. Die zuvor abgeschiedenen beiden TEOS-Oxidschichten (insgesamt 2,4 μm) und die 500 nm dicke Polysiliziumschicht zwischen den beiden Epipoly-Schichten führen zu einer Oberflächentopographie mit Stufenhöhen von knapp 3 μm (Abb. 5.1). Die spätere Spiegelfläche besteht nur aus den zwei Epipoly-Schichten, und die Rauigkeit des Spiegels wird maßgeblich durch die Oberflächenbeschaffenheit der Polysiliziumoberfläche bestimmt. Aus diesem Grund muss die komplette Oberflächentopographie eingeebnet werden, bis auch die Areale des Wafers poliert sind, in denen die beiden Epipoly-Schichten direkt aufeinander liegen, ohne dass Oxidschichten diese voneinander isolieren. Aus diesem Grund muss der dazu benötigte Polierschritt zwei entgegengesetzte Ziele erreichen:

- Zum einen muss viel Material abgetragen werden, um die Oberflächentopografie einzuebneten.

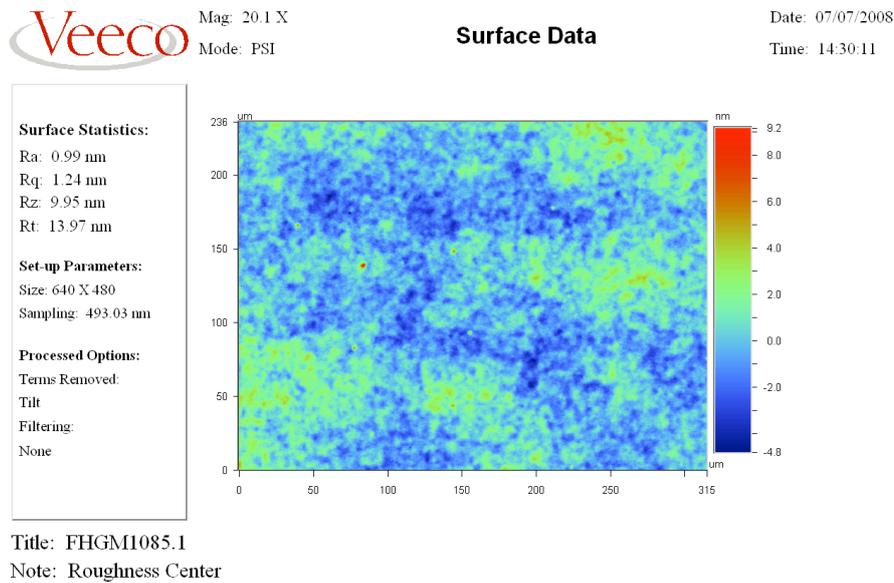


Bild 5.8. Weißlichtinterferometeraufnahme der resultierenden Oberflächenbeschaffenheit der zweiten Epipoly-Schicht nach dem CMP-Prozess.

- Andererseits muss, damit ein optimales optisches Reflexionsvermögen der Spiegelplatte garantiert werden kann, die planarisierte Oberfläche möglichst glatt sein.

Das Einebnen der Oberfläche geschieht dazu in einem ersten Polierschritt unter der Verwendung der Planerlite-Slurry. Die Abtragsrate RR bei diesem ersten Polierschritt beträgt etwa $RR \approx 700 - 750 \text{ nm/min}$, so dass nach einer Polierzeit von 207 Sekunden der Hauptteil der Topografie auf dem Wafer eingeebnet ist. Damit die erforderliche hohe Oberflächengüte (besonders im tiefliegenden Bereich der Spiegelplatte) erreicht wird, werden die Wafer anschließend durch einen zweiten Polierschritt für 168 Sekunden mit der SS25-Slurry poliert. Um eine weitere Steigerung der Oberfläche zu erreichen, erfolgt abschließend nach beiden Polierschritten ein TouchUp-Schritt mit Glanzox. Die resultierende Polysiliziumoberfläche besitzt eine Mittenrauigkeit Ra von $Ra \approx 1 \text{ nm}$ (Abb. 5.8).

5.3.3. Lithografien auf verschiedenen Belichtern

5.3.3.1. Markenstrategie

Während des Prozessablaufs werden 7 Lithografie-Ebenen zur Strukturierung verwendet, die insgesamt auf drei unterschiedlichen Belichtern ausgeführt werden. Im FrontEnd-Teil des Prozesses kommt ein Nikon NSR Widefield-Stepper zum Einsatz, mit dem die Ebenen IP, EPOX und EP-MARK lithografiert werden. Dabei werden EPOX und EP-MARK auf IP justiert. In der Ebene IP werden neben den Nikon-Marken auch Canon-Marken definiert, die für die genauen Lithografien im BackEnd benötigt werden. Nach dem zweiten CMP-Schritt verbleibt außer der durch die

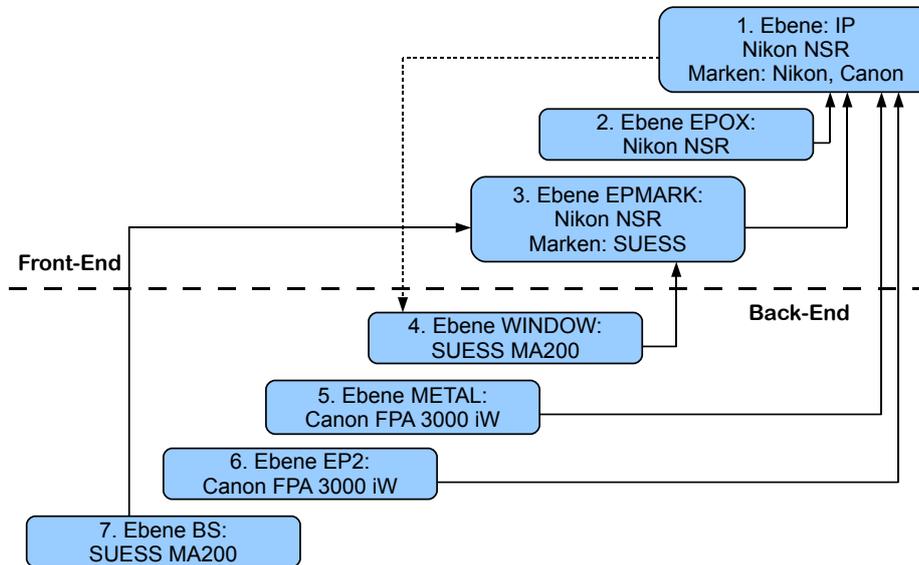
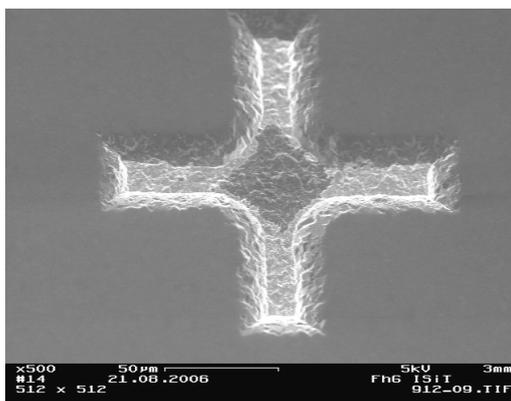
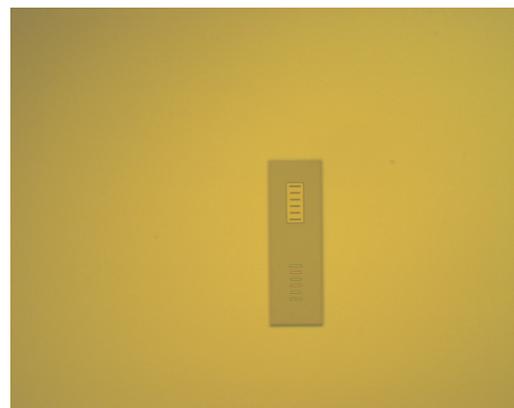


Bild 5.9. Verwendete Markenstrategie der Mix&Match-Lithografien auf unterschiedlichen Belichtern.



(a)



(b)

Bild 5.10. Aufnahmen verschiedener Markenstrukturen. Marken in oberer Epipoly-Schicht (a). Durch DRIE freigelegte Steppermarken im IP (b).

Ebene EPMARK eingebrachten SUESS-Marken keine weitere Topografie auf den Wafern. Diese SUESS-Marken (Abb. 5.10 a) werden zur Freilegung durch die Ebene WINDOW der im Front-End in IP definierten Canon-Marken benutzt (Abb. 5.10 b), welche wiederum für die Ebenen METAL und EP2 verwendet werden. Die Ebene BS, die der Strukturierung der Waferrückseite dient, wird auf EPMARK justiert (Abb. 5.9).

5.3.3.2. Overlay-Anforderungen und Lackprofil

Besonders bei der Ebene EP2 wird eine hohe Overlay-Genauigkeit zur Ebene EPOX benötigt, damit obere und untere Epipoly-Schicht nicht beim anschließenden Hochratenätzen elektrisch kurzgeschlossen werden (Abb. 5.11). Da eine Lithografie mit einem Maskaligner (Suess MA200) und den durch die Ebene EPMARK und die zweite CMP-Politur definierten Marken nicht die erforderliche Genauigkeit liefert (Overlaygenauigkeit ca. 1-2 μm), muss EP2 durch Freilegung der Marken und einer Lithografie auf einem Stepper (Overlaygenauigkeit besser als 500 nm) mittels der Ebene WINDOW direkt auf die Ebene IP justiert werden.

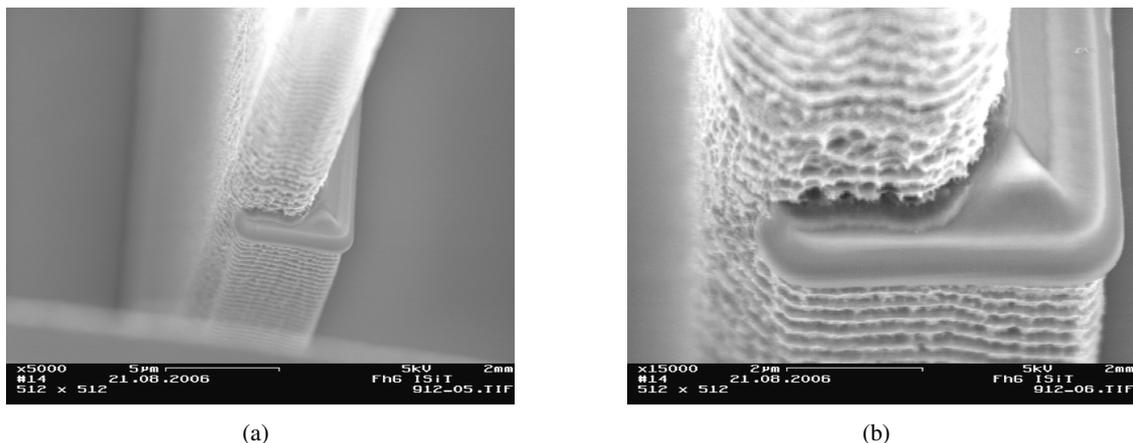
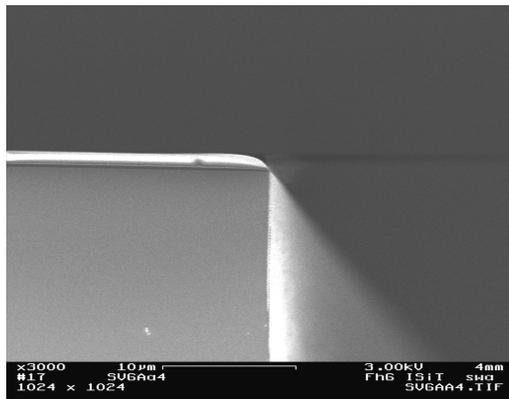
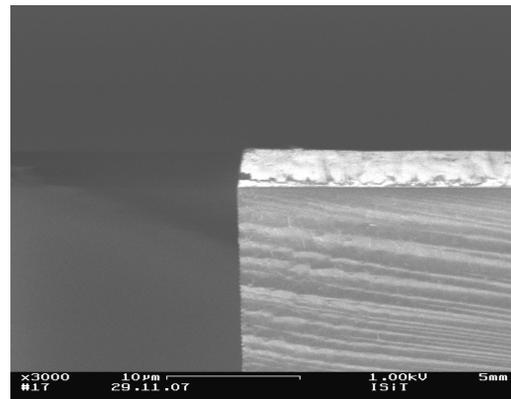


Bild 5.11. Versatz von unterer und oberer Epipoly-Schicht durch ungenügende Overlay-Genauigkeit (Hier durch die Verwendung eines Maskaligners anstelle eines Steppers).

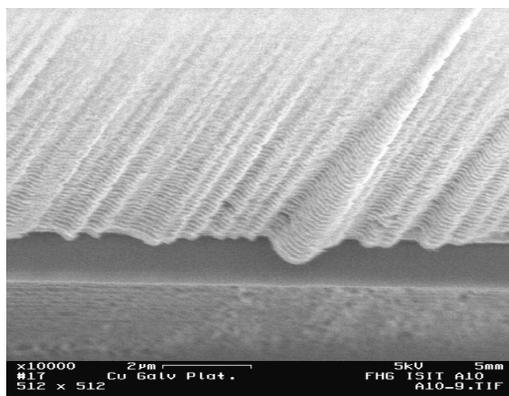
Zur Vermeidung von Kurzschlüssen zwischen oberer und unterer Epipoly-Schicht wird neben der hohen Overlay-Genauigkeit auch ein gutes Kantenprofil der Fotolacke gefordert. Lackkanten mit flachen Winkeln und entsprechend hoher Strukturaufweitung führen beim anschließenden Trockenätzschritt zu welligen Seitenwänden der geätzten Strukturen (Abb. 5.12 c, d). Die erforderliche Lackmaske während des Trockenätzens der 60 μm dicken Siliziumschicht muss eine Mindestdicke von 3 μm aufweisen, damit eine ausreichende Kantenbedeckung im Bereich der Öffnungen der Steppermarken (Ebene WINDOW) gewährleistet ist. Mit dem anfangs verwendeten Fotolack HiPR konnten mit Lackdicken von 3 μm keine zufriedenstellenden Lackprofile eingestellt werden. Die Verwendung eines dezidierten i-Line-Fotolacks (OiR 908) mit einer Lackdicke von ca. 4 μm lieferte jedoch bessere Ergebnisse (Abb. 5.12 a, b).



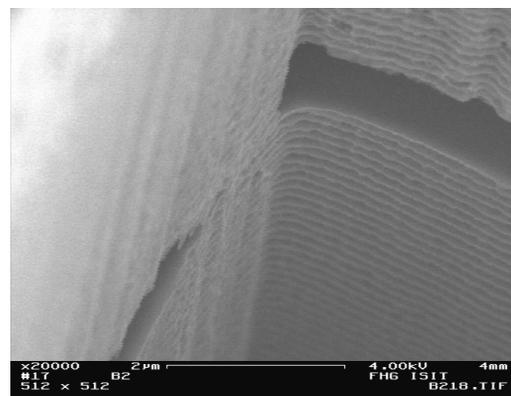
(a) Lackprofil: HiPR 6517



(b) Lackprofil: OiR 908



(c) Wellige Seitenwand



(d) Wellige Seitenwand (Detail)

Bild 5.12. Lackkantenprofile von verschiedenen Fotoresists: 3 µm HiPR 6517 (a) und 4 µm OiR908 (b). Die schlechte Kantenqualität des HiPR führt beim DRIE zu welligen Seitenwänden, die Kurzschlüsse zwischen den Epipoly-Schichten hervorrufen können (c, d).

5.3.4. DRIE der Waferrückseite

Während des Ätzprozesses wird der Wafer in der Reaktorkammer durch eine Helium-Rückseitenkühlung gekühlt. Der Druck innerhalb der Ätzkammer und der Rückseitendruck der Heliumkühlung sind voneinander verschieden. Bei der rückseitigen Ätzung des Wafers lastet diese Druckdifferenz jedoch auf der Oxidmembran, sobald sie teilweise durch den Ätzprozess freigestellt wird. Falls die Membran im Prozess reißt, gelangt das Ätzgas zu den von der Vorderseite strukturierten MEMS-Strukturen und beschädigt diese (Abb. 5.13). Deswegen muss der Prozess eine möglichst gute lokale (d.h. innerhalb der zu ätzenden Strukturen) bzw. globale (d.h. über den Wafer) Homogenität aufweisen, um lange Überätzzeiten und damit eine hohe Belastung der Membran zu vermeiden. Zudem sollte die Druckdifferenz aus Reaktordruck und Rückseitendruck beim Freilegen der Oxidmembran möglichst niedrig sein, um einem Riss vorzubeugen.

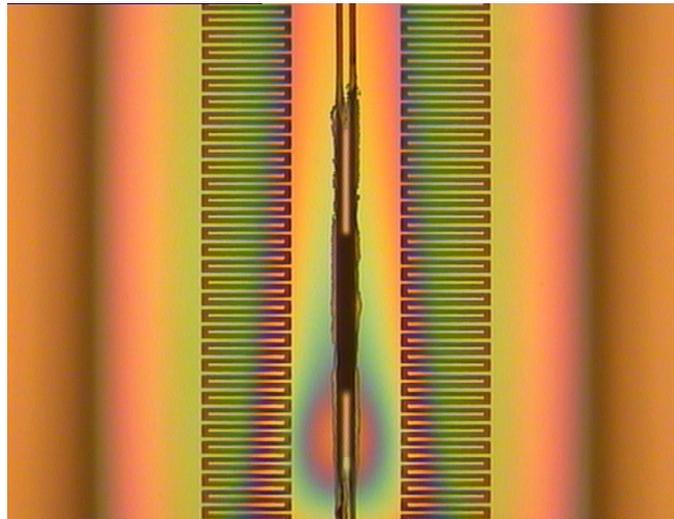


Bild 5.13. Beschädigung der Scanneraufhängung während des DRIE der Waferrückseite. Starke Überätzung führt zum Riss der Oxidmembran.

Der Ätzprozess besteht aus zwei Einzelschritten. In einem ersten Hauptätzschritt wird das 508 μm dicke Siliziumsubstrat bis auf eine Restdicke von ca. 30 μm entfernt. Die hierbei verwendeten Prozessparameter (siehe Tab. 5.1) erlauben eine hohe Ätzrate von ca. 4,7 $\mu\text{m}/\text{min}$ mit guter Homogenität von ca. 1% (Unterschied in der Ätzrate Wafermitte/Waferrand). Darauf folgend werden die Spiegelstrukturen mit einem langsameren Überätzschritt (geringere Plasmaleistung und niedriger Rückseitendruck) freigestellt (siehe ebenfalls Tab. 5.1). Auf diese Weise ist es möglich, das Substrat unterhalb der Spiegelstrukturen zu entfernen, ohne gleichzeitig die fragile Oxidmembran zu zerstören.

Prozessparameter	Mainetch	Overetch
Zykluszeit SF ₆	6 sec	8 sec
Zykluszeit C ₄ F ₈	1,2 sec	2 sec
Flow SF ₆	500 sccm	500sccm
Flow C ₄ F ₈	155 sccm	155 sccm
Leistung (Bottom)	50 W	60 W
Plasmaleistung	2500 W	1500 W
Ventilstellung	50%	50%
Wafertemperatur	5 °C	7 °C
Rückseitendruck	20 mbar	5 mbar
Ätzrate	4,7 $\mu\text{m}/\text{min}$	3,7 $\mu\text{m}/\text{min}$
Homogenität	1%	2,1%

Tabelle 5.1. DRIE-Prozessparameter Rückseitenätzung.

6. Kapselung auf Waferebene (Wafer-Level Packaging)

6.1. Konzept

Nach dem Abschluß der Wafer-Prozessierung ist die fragile MEMS-Struktur, sowohl von der Vorderseite als auch von der Waferrückseite, freistehend und beweglich. Um eine hermetische Versiegelung auf Waferebene zu etablieren, muss der Scanner dementsprechend von beiden Seiten hermetisch dicht verschlossen werden. Beide Waferseiten bieten dazu ebene, glatt polierte und saubere Siliziumflächen, die für verschiedene Waferverbindungsverfahren geeignet sind.

An die zur Versiegelung benötigten Wafer werden jedoch diverse Anforderungen gestellt:

- Der Wafer, der die Vorderseite des MEMS-Wafers abschließt, muss einerseits ein transparentes Fenster aus Glas und zusätzlich vertiefte Kavitäten von mehreren $100\ \mu\text{m}$ Tiefe besitzen, damit der Scanner die geforderten hohen Ablenkwinkel erreichen kann.
- Um das transmittierte Licht mit möglichst großer Qualität zu erhalten, sollte die Oberfläche des transparenten Fensters eine hohe Oberflächengüte (geringe Rauigkeit, hohe Planparallelität) aufweisen.
- Die Rückseite der Scanner wird durch einen weiteren Wafer versiegelt, der im einfachsten Fall aus Silizium besteht (Abb. 6.1).

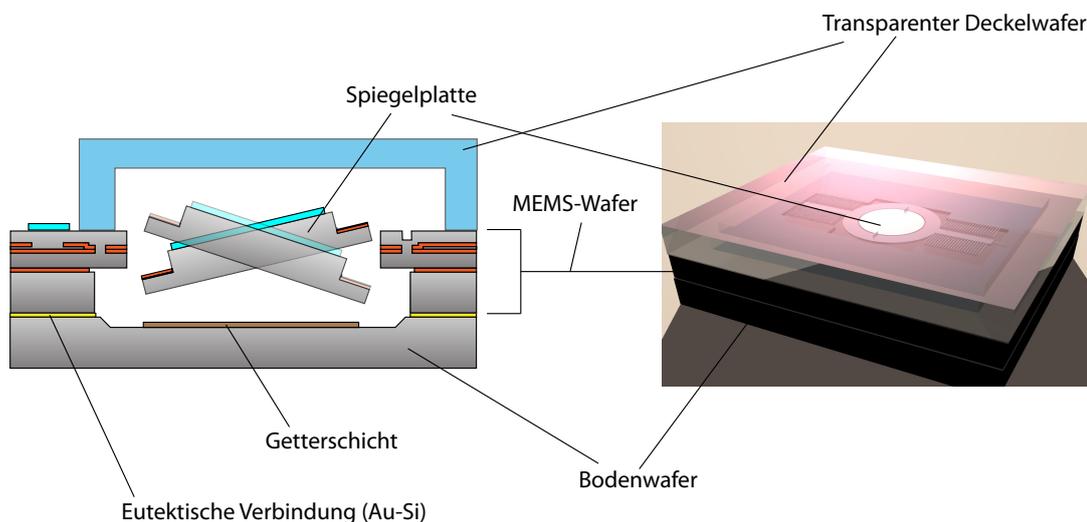


Bild 6.1. Packagingkonzept eines Mikrosanners.

- Da die MEMS-Bauteile auf der Vorderseite leicht durch mechanische Einwirkung bei der Handhabung beschädigt werden können, auf der Rückseite jedoch in einer Tiefe von $508\ \mu\text{m}$ liegen, sollte der transparente Deckelwafer zuerst mit der Vorderseite des MEMS-Wafers verbunden werden. Anschließend kann mit einem weiteren Waferbond die Rückseite mit dem zweiten Wafer versiegelt werden, ohne die filigranen Strukturen auf der Vorderseite durch die Heizplatten des Bonders zu zerstören.
- Dabei sollte eine Schwächung der ersten Waferverbindung während des zweiten Bonds vermieden werden. Aus diesem Grund müssen die Waferverbindungsverfahren aufeinander abgestimmt sein, so dass entweder die Verbindung des ersten Wafers bei einer höheren Verbindungstemperatur stattfindet als die zweite Waferverbindung, oder aber der erste Waferbond bildet eine chemische Verbindung aus, die auch bei höheren Temperaturen als der eigentlichen Verbindungstemperatur nicht gelöst werden kann.

In Kap. 3.2 wurden die verfügbaren Waferverbindungsverfahren vorgestellt. Nur drei der zahlreichen Methoden (anodisches, eutektisches und Glasfrit-Bonden) ermöglichen eine hermetische MEMS-Kapselung mit der Option ein Vakuum einzuschließen. Wegen der niedrigen erreichbaren Drücke, der hohen Verbindungsfestigkeit und der einfachen Prozessintegration in dem zuvor beschriebenen Herstellungsablauf sollte der Bodenwafer mittels eutektischem Gold-Silizium Waferbonden mit dem MEMS-Wafer verbunden werden. Dies geschieht bei einer Temperatur von ca. $400\ \text{°C}$. Da die zur Verfügung stehenden Maschinen nicht die Möglichkeit bieten, die drei benötigten Wafer gleichzeitig miteinander zu verbinden, muss der transparente Deckelwafer entweder mittels anodischen Bondens oder mit Glasfritten, deren Erweichungstemperatur oberhalb der eutektischen Temperatur von Gold-Silizium liegt, verbunden werden. Auf den Bodenwafer soll zudem, um ein besseres Vakuum in der Kavität erreichen zu können, optional eine Getterschicht aufgebracht werden können.

6.2. Vermeidung von Reflexen in der Bildebene

Das oben beschriebene Konzept besitzt einen entscheidenden Nachteil, falls die Scanner zur Bildgebung verwendet werden sollen: das transparente Fenster besitzt immer eine Restreflexion. Der dadurch an den Grenzflächen des Glases reflektierte Anteil des für die Projektion verwendeten Laserlichts wird in die Bildebene abgelenkt, da das Glasfenster und die Spiegelplatte in Ruhestellung parallel zueinander stehen. Auch bei einer sehr guten Entspiegelung des Deckelwafers (mit Entspiegelungsschichten können teilweise Reflexionsgrade unterhalb von $0,1\%$ erreicht werden) ist dieser Reflex um ein Vielfaches heller als ein normaler Bildpunkt und macht sich als heller Pixelfehler im Bild bemerkbar (siehe Abb. 6.2). Bei einer Restreflexion des Glases von $0,1\%$ ist dieses Störpixel über 300.000 mal heller als ein Bildpixel eines VGA-Bildes ($640 \cdot 480 = 307.200$ Bildpunkte).

Da das Glas nicht ideal entspiegelt werden kann, wird dieser störende Reflex immer generiert. Um den Reflex trotzdem in der Bildebene zu vermeiden, muss dieser verschoben werden. Dazu muss während des Betriebs des Bauteils eine parallele Ausrichtung der Spiegelplatte mit dem optischen Fenster vermieden werden. Damit wird sichergestellt, dass der Reflex immer außerhalb der Spiegelfläche liegt. Die dafür benötigte Inklination zwischen Glasdeckel und Spiegelruhestellung kann auf verschiedene Weisen erzeugt werden:

6. Kapselung auf Wafer Ebene (Wafer-Level Packaging)

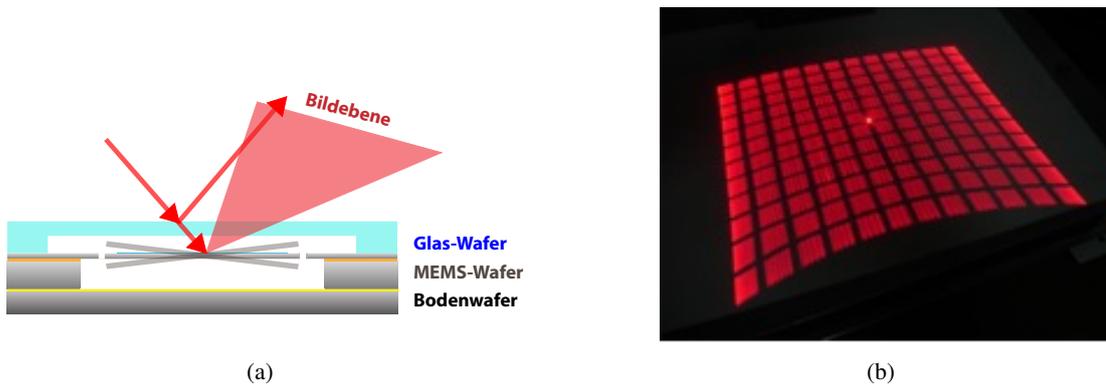


Bild 6.2. An den Grenzflächen des Glasdeckels erzeugter Laserreflex. a) Entstehungsprinzip. b) Aufnahme eines projizierten Bildes mit hellem Störpixel.

- Anstelle der Verwendung eines ebenen Glasdeckels kann ein Glaswafer verwendet werden, dessen Fenster möglichst stark verkippt ist (Abb. 6.3 a).
- Der gleiche Effekt wird erreicht, indem nicht der Glasdeckel schräg gestellt wird, sondern der Spiegel durch eine geeignete Vorrichtung statisch verkippt wird (Abb. 6.3 b). Dazu muss die eigentliche Scannerstruktur in einen weiteren Rahmen aufgehängt werden, an dessen Unterseite durch das rückseitige Hochratenätzen Stützstrukturen vorgehalten werden. Mithilfe dieser Strukturen und einem entsprechenden Gegenstück am Bodenwafer kann der Rahmen (und somit ebenfalls der Scanner) während des Fügens von MEMS- und Bodenwafer statisch verkippt werden.

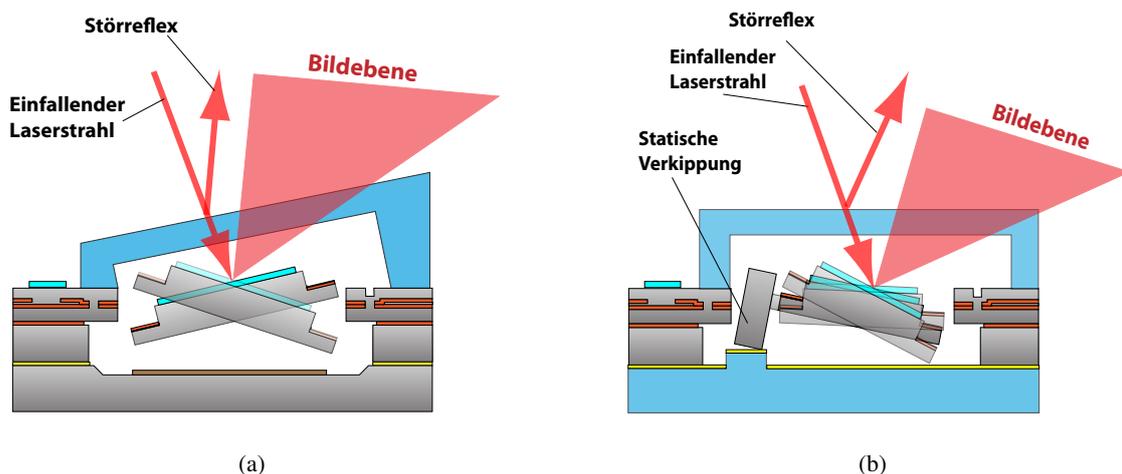


Bild 6.3. Ansätze zur Unterdrückung des Störreflexes in der Bildebene. a) Durch Inklination des Glaswafers. b) Durch statische Verkipfung der Spiegelplatte

Die Herstellung eines Deckelwafers mit schrägen Fenstern ist kompliziert und damit im Vergleich zu einem ebenen Deckelwafer aufwändig. Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit die zweite Lösung, d.h. die statische Schrägstellung der Scanner durch Stempelstrukturen auf der Unterseite der Wafer, verfolgt.

6.3. Herstellung des transparenten Deckelwafers

Da die Wafer, während der verwendeten hermetischen Waferverbindungsverfahren, Temperaturen von über 400 °C ausgesetzt sind, muss der transparente Deckelwafer aus einem Glassubstrat gefertigt sein. Kunststoffe (z.B. PMMA, PC und PET) besitzen Schmelzpunkte, die weit unterhalb davon liegen, und lassen deswegen keine hermetische Kapselung zu.

Grundsätzlich gibt es zwei Ansätze, den transparenten Deckelwafer mit tiefen Kavitäten herzustellen. Zum einen ist es möglich, einen (Glas- oder Silizium-) Wafer mit Löchern zu versehen, und diesen anschließend mit einem Glaswafer durch geeignete Verbindungsverfahren zu verbinden. Der resultierende Waferstapel kann wiederum anschließend mit dem eigentlichen MEMS-Wafer gebondet werden. Der Nachteil dieser Methode ist allerdings, dass der Gesamtstapel aus immer mehr einzelnen Wafern besteht, deren Verbindung miteinander als zusätzliche Fehlerquelle und Ausfallursache wirken kann. Eleganter ist es, den benötigten Glaswafer direkt zu strukturieren, so dass dieser die gewünschten Kavitäten und optischen Fenster aufweist. Dazu bedarf es allerdings eines geeigneten Strukturierungsverfahrens für Glassubstrate.

6.3.1. Strukturierungsverfahren für Glaswafer

Bis heute stehen nur wenige Verfahren zur Verfügung, um tiefe Strukturen in Glassubstraten zu erzeugen. Sandstrahlen ist ein solches Verfahren, um Glassubstrate zu strukturieren [65]. Maskiert durch aufgerakelte, lichtempfindliche Folien oder Metall-Schattenmasken lassen sich so tiefe Kavitäten in Glaswafern erzeugen, deren Oberflächengüte allerdings prinzipbedingt vergleichsweise schlecht ist und nicht für optische Anwendung in Frage kommt. Neben dem Sandstrahlen kann auch Ultraschallbohren [66] zum Strukturieren von Glaswafern verwendet werden, was jedoch ähnliche Nachteile mit sich bringt.

Auch nasschemisches Ätzen in HF-haltigen Säuren (z.B. HF/HCl/H₂O₂) kann zum Strukturieren verwendet werden. Aufgrund der amorphen Natur von Gläsern ist dieser Prozess jedoch immer isotrop. Sollen damit tiefe Strukturen in Glaswafer geätzt werden, bedarf es stets großer Maskenvorhalte, die zudem große Anforderungen an die Qualität der Maskenschichten stellen. Soll z.B. eine für die Verbindung erforderliche Rahmenstruktur mit einer Breite von 100 µm und einer Tiefe von 200 µm nasschemisch geätzt werden, muss die dazugehörige (Metall-)Maske eine Breite von 500 µm aufweisen. Der dafür benötigte Platz kann praktisch nicht anders genutzt werden und lässt die Bauteilgröße unnötig anwachsen. Zusätzlich kommt beim nasschemischen Ätzen von Glaswafern hinzu, dass die Wahl des Substrats große Auswirkung auf die erreichbare Oberflächengüte hat. Defektfreie Glasoberflächen nach dem nasschemischen Ätzen lassen sich nur mit speziellen Glassubstraten (Glassubstrate mit MDF-Politur der Firma Planoptik) herstellen (Abb. 6.4).

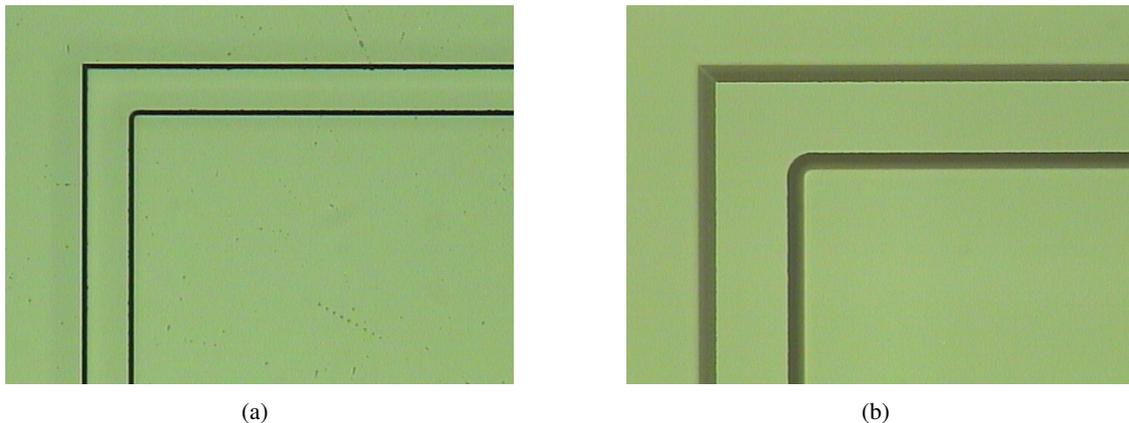


Bild 6.4. Mikroskopaufnahmen nasschemisch geätzter Glassubstrate. a) Glassubstrat ohne MDF-Politur. b) Glassubstrat mit MDF-Politur.

Weniger isotrop als nasschemische Verfahren sind Trockenätzprozesse in ICP¹-Reaktoren. Ähnlich des DRIE (Kap. 3.1.3) für Silizium werden Quarz-Glaswafer² maskiert durch kombinierte Metall- und SU8-Masken in plasma-aktivierten Ätzgasen (z.B. SF₆) [67]) geätzt. Die erreichbaren Ätzraten sind im Vergleich zu Silizium aber sehr gering (ca. 500-750 nm/min). Damit ist dieses Verfahren durch die sehr teuren verwendeten Ätzgase und die prinzipbedingte Einzelwaferbearbeitung nicht wirtschaftlich.

6.3.2. Strukturierung des Glaswafers durch viskose Abformung

Merz und Quenzer et al. [68] entwickelten am Fraunhofer ISIT einen Strukturierungsprozess für Pyrex-Glaswafer hauptsächlich zur Herstellung von Mikrolinsen. Er ermöglicht die Strukturierung von Glaswafern mit hohen Aspektverhältnissen durch die Ausnutzung der im Vergleich zur Schmelztemperatur von Silizium niedrigeren Erweichungstemperatur von Pyrex-Gläsern. Das Verfahren wurde im Rahmen dieser Arbeit angepasst, um die benötigten Glaswafer mit tiefen Kavitäten und hoher optischer Güte herzustellen. Das Verfahren beruht dabei auf der Abformung einer Urform aus Silizium. In Abb. 6.5 wird das Verfahren schematisch dargestellt. Ein Siliziumwafer (a) wird durch ein DRIE-Prozess strukturiert (b). Die geätzten Strukturen entsprechen später den erhabenen Bereichen im Glas. Anschließend wird der Wafer mit einem Pyrex-Wafer unter Vakuum mit einem anodischen Bondprozess verbunden (c). Typische Prozessparameter bezüglich Temperatur und Spannung sind $T_B = 400\text{ °C}$ und $U_B = 800\text{ V}$. Das Waferpaar wird anschließend in einem Ofen auf Temperaturen von 600-800 °C erwärmt. Diese liegen weit oberhalb der Glastemperatur T_g von Pyrex-Glas ($T_g = 525\text{ °C}$). Bedingt durch den Unterdruck in den Kavitäten, die durch den Glaswafer und den Gruben im Siliziumwafer gebildet werden, beginnt das Glas in die geätzten Bereiche der Siliziumform einzudringen bis diese komplett gefüllt sind

¹Inductively Coupled Plasma

²Die Verwendung von Borofloat-Gläsern würde während des Ätzprozesses nichtflüchtige Verbindungen ausbilden. Deswegen eignet sich dieses Verfahren nur zur Strukturierung von Quarzglas.

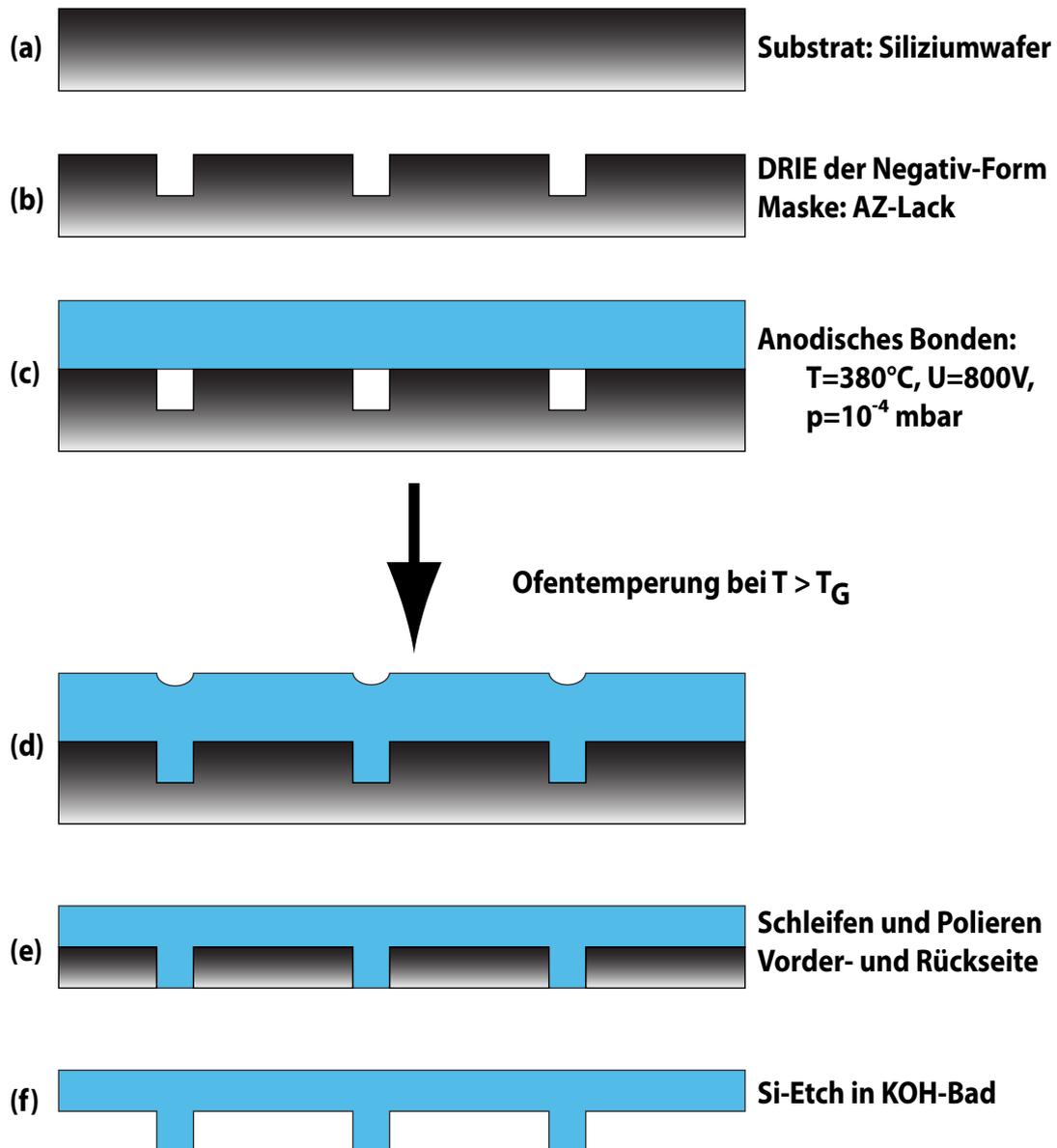


Bild 6.5. Ablauf des Strukturierungsverfahren für den Glaswafer

(d). Da die Oberfläche des Glases durch den Materialtransport während des Abformens uneben wird, muss diese nach dem Fließprozess durch Schleifen eingeebnet werden und wieder auf optische Qualität poliert werden (e). Falls zum Strukturieren des Siliziumwafers DRIE verwendet wurde, muss das Glas auf der Rückseite des Waferstapels ebenfalls plangeschliffen werden. Dazu wird die Siliziumform durch Schleifen in Teilen entfernt und das abgeformte Glas freigelegt, welches anschließend poliert wird (ebenfalls e). Das in den Gruben des polierten Glaswafers verbliebene Silizium wird durch nasschemisches Ätzen entfernt. Der Großteil des Siliziums wird in einem KOH-Bad entfernt, in den Ecken der Strukturen bleibt jedoch ein Siliziumrest zurück, der aufgrund der Kristallorientierung nur sehr langsam geätzt wird. Um auch diesen Rest zu entfernen, ohne die Wafer zu lange dem KOH-Bad auszusetzen (neben Silizium ätzt KOH auch Glas mit sehr niedrigen Ätzraten), werden diese zuletzt in einem TMAH-Bad geätzt (f) (Abb. 6.6). In den Bereichen, in denen der Glaswafer auf dem Siliziumsubstrat auflag, entspricht die Ober-

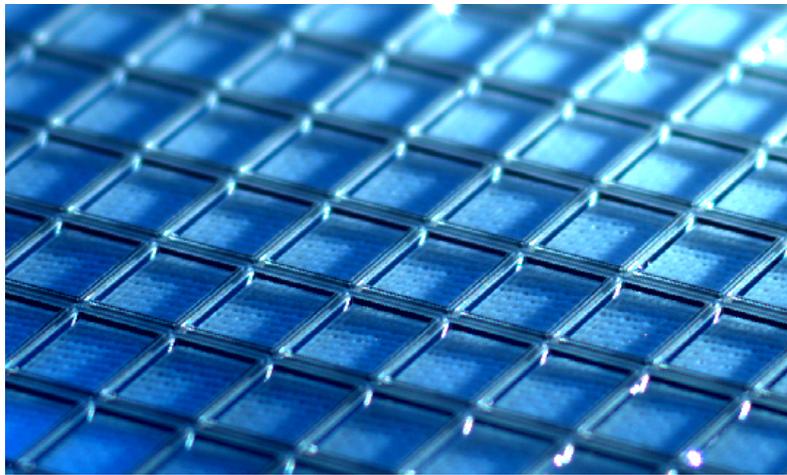


Bild 6.6. Fertig prozessierter Glasdeckelwafer mit tiefen Kavitäten.

flächenbeschaffenheit des Glaswafers der des polierten Siliziumwafers. Ein optimales Ergebnis des Strukturierungsprozesses setzt allerdings bestimmte Voraussetzungen und Randbedingungen voraus:

- Die durch den Fließprozess unebene Glasfläche wird durch Schleifen und Polieren auf optische Qualität gebracht. Dabei wird der Glaswafer insgesamt gedünnt. Je nach Größe der abzuformenden Struktur sind die auszugleichenden Unebenheiten mehr oder weniger tief. Bei $500\ \mu\text{m}$ tiefen und $350\ \mu\text{m}$ breiten Gräben z.B. beträgt die Unebenheit im Glas ca. $400\ \mu\text{m}$, so dass das verwendete Glassubstrat eine Dicke von ca. 1 mm aufweisen sollte, damit der resultierende strukturierte Glaswafer eine Restdicke von $500\ \mu\text{m}$ besitzt.
- Der Polierprozess ist sehr sensibel in Bezug auf die Verbiegung des Waferstapels. Ist die Verbiegung des Stapels zu stark, kann er nicht mehr verarbeitet werden. Während der thermische Ausdehnungskoeffizient von Pyrex-Glas α_{Pyrex} über einen weiten Temperaturbereich nahezu konstant ist (von $0\text{-}300\ \text{°C}$ ist $\alpha_{\text{Pyrex}} = 3,25 \cdot 10^{-6} 1/\text{K}$), variiert der des Siliziums (α_{Si}). Die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten können durch die hohen Temperaturen beim Glasfließen zu Spannungen im Waferstapel führen, die in gewissen

Grenzen durch Auslagerung des Waferstacks bei Temperaturen von 550 °C nach dem eigentlichen Fließvorgang minimiert werden können. Eine Verringerung der Waferverbiegung wird durch die Wahl gleicher Dicke der Ausgangsmaterialien erreicht.

- Die Silizium- und Glaswafer müssen vor dem anodischen Fügeprozess penibel gereinigt werden, um der Entstehung von Defekten, d.h. unvollständig gefügten Bereichen, vorzubeugen. An den Defektstellen wirft das Glas während des Fließvorgangs Blasen, die durch das anschließende Polieren zu Löchern im Glaswafer führen. Der Siliziumwafer wird deswegen direkt vor dem Fügeprozess zwei Minuten in einem 9:1 BOE³-Bad gereinigt. Die oberste Schicht des Glaswafer wird durch ein 30 minütiges Bad in einem HF/HCl/H₂O-Bad entfernt. Dies ist nötig, um die Entstehung von Mikrodefekten im Glas während des Glasfließens zu verhindern. Bedingung dafür ist jedoch, dass die eingesetzten Glassubstrate MDF-poliert sind, damit wiederum keine Defekte durch die Ätzlösung entstehen.

6.4. Herstellung des Bodenwafers

6.4.1. Siliziumbodenwafer ohne Stützstrukturen

Für Anwendungen, bei denen der helle Pixelfehler im Bildfeld nicht stört, werden keine Stützstrukturen benötigt, die für eine statische Verkippung zwischen Spiegelplatte und Glasdeckel sorgen. In diesem Fall kann der Bodenwafer aus einem einfachen Siliziumwafer gefertigt werden. In Abb. 6.7 wird der Herstellungsablauf schematisch beschrieben. Als Substratmaterial dient ein n-dotierter 6"-Siliziumwafer (a), der mit einem 650 nm dicken thermischen Oxid versehen wird (b). Dieses wird durch eine Lithografie und anschließender RIE-Trockenätzung strukturiert (c). In dieser Lithografieebene werden die Justagemarken definiert, die für weitere justierte Lithografien und zur Ausrichtung der Wafer vor dem Bonden benötigt werden. Um die Marken besser sichtbar zu machen und gleichzeitig die zur Verfügung stehende Fläche für eine Getterschicht zu vergrößern, werden die Wafer anschließend in einem KOH-Bad geätzt, sodass die Endtiefe der Strukturen ca. 60 µm beträgt (d). Da die Oxidmaske beim anisotropen Ätzen auch etwas unterätzt wird, ist es notwendig, die Oxidschicht zu entfernen und durch eine neue SiO₂-Schicht zu ersetzen. Andernfalls könnte es zu Kontaktierungsproblemen der späteren Gold-Platingbase kommen (Abb. 6.8). Die unterschrittene Oxidschicht muss deswegen nasschemisch in einem BOE-Bad entfernt und durch eine frische thermische Oxidschicht (650 nm) ersetzt werden (e). Für die eutektische Au-Si-Verbindung der Wafer wird eine Goldschicht auf dem Bodenwafer benötigt, deren Dicke ca. 3 µm betragen sollte, damit der Verbindungsprozess ausreichend robust gegenüber Kratzern und sonstigen Unebenheiten ist. Da das Aufdampfen einer 3 µm dicken Goldschicht nicht wirtschaftlich ist und diese nur an der Verbindungsfläche der beiden Wafer benötigt wird, wird auf die Bodenwafer ein dünner Metallschichtstapel (20 nm Ti, 100 nm Au und 400 nm Titan) aufgedampft (f), deren Goldschicht einer später ausgeführten 3 µm dicken lokalen Gold-Galvanikabscheidung als Startschicht dient. Die 400 nm dicke Titanschicht wird durch eine Fotolackmaske maskiert und nasschemisch (in HF/H₂O₂/H₂O (1:1:40)-Lösung) strukturiert (g). Aktiviert durch die hohe Verbindungstemperatur von $T_B \approx 400$ °C während des eutektischen

³Buffered Oxide Etch - mit Ammoniumhydroxid gepufferte HF-Säure

6. Kapselung auf Wafer Ebene (Wafer-Level Packaging)

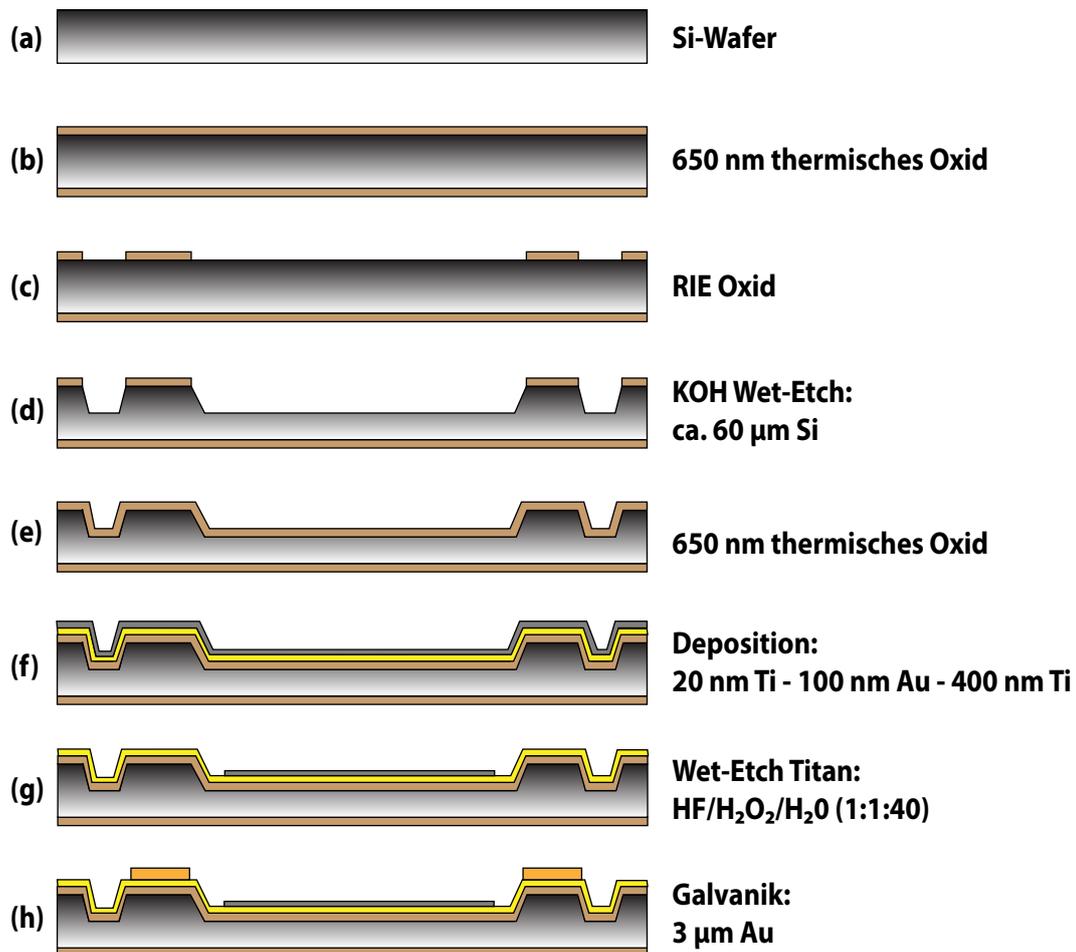


Bild 6.7. Prozessabfolge des Herstellungsprozesses des Bodenwafers aus Silizium

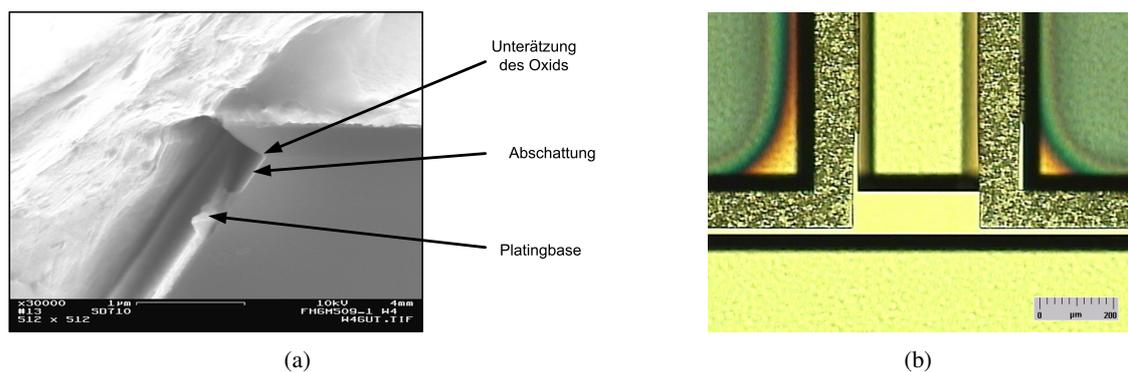


Bild 6.8. Unterätzung der Oxidmaske durch KOH. a) REM-Aufnahme des Unterschnitts. b) Fehlerhafte Galvanikschicht durch elektrische Isolation.

Bondens fungiert diese während des Bondens als Getterpumpe und adsorbiert dabei die desorbierenden Gasatome wieder. Abschließend wird, maskiert mit einer Lackmaske, die Goldschicht lokal galvanisch um $3\ \mu\text{m}$ verstärkt (h).

6.4.2. Bodenwafer zur statischen Verkippung der Scannerstruktur

Der Winkel φ_{stat} der statischen Verkippung der Scanner durch die Anordnung der Stützstrukturen (bestehend aus der Säule unterhalb des Verkipprahmens und das entsprechende Gegenstück am Bodenwafer) muss größer sein, als der maximale mechanische Scanwinkel φ_{scan} , der für die gewünschte Auflösung bei der Bildprojektion benötigt wird. Für den Fall, dass $\varphi_{scan} = 15^\circ$ betragen soll, und die Säule unterhalb des Verkipprahmens im Abstand $d = 1\text{mm}$ von der Drehachse des Rahmens angebracht ist, müssen die korrespondierenden Stempel (damit $\varphi_{stat} > \varphi_{scan}$) eine Höhe h von

$$h > d \cdot \sin(\varphi_{scan}) = 1\text{mm} \cdot \sin(15^\circ)$$

$$h > 258\ \mu\text{m} \approx 260\ \mu\text{m}$$

besitzen. Die herzustellenden Wafer müssen also einige $100\ \mu\text{m}$ hohe Stempel besitzen, gleichzeitig muss aber auch die übrige Oberfläche der Wafer ausreichend eben und glatt sein, damit eutektisches Bonden des MEMS-Wafers mit dem Bodenwafer immer noch möglich ist. Um diese Forderungen zu erfüllen, ist das in Kap. 6.3.2 beschriebene Verfahren zur Herstellung des transparenten Deckelwafers geradezu prädestiniert für die Herstellung des rückseitigen Stempelwafers. Das in Abb. 6.5 schematisch beschriebene Verfahren wird dazu um weitere Prozessschrit-

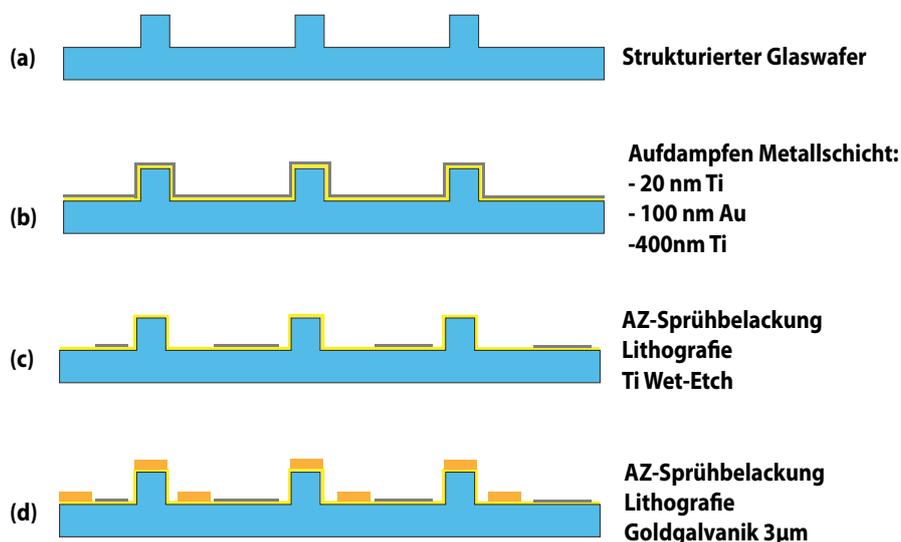


Bild 6.9. Schematische Prozessabfolge des Bodenwafers mit Stempelstrukturen

te ergänzt, um die für die eutektische Verbindung benötigte Gold- und die für den Erhalt des

6. Kapselung auf Waferebene (Wafer-Level Packaging)

Vakuums essentielle Getterschicht aus Titan auf die Wafer aufzubringen (Abb. 6.9). Nachdem die Glasseite der Wafer geschliffen und poliert und das restliche Silizium durch nasschemisches Ätzen in KOH entfernt ist, wird auf die strukturierte Seite des Glaswafers ein Metallschichtstapel (20 nm Titan, 100 nm Gold und 400 nm Titan) aufgedampft, der später einer 3 μm dicken Goldgalvanik als Startschicht dient und aus dem zunächst die Getterschicht strukturiert wird. Die dazu benötigte Lackmaske kann durch die hohe Topografie des Glaswafers nicht mehr durch Aufschleudern aufgebracht werden, sondern muss in einem Sprühprozess (AZ-Sprühlack auf SÜSS ACS 200 Sprühbelacker) auf den Wafern deponiert werden. Dieser wird durch eine Maskaligner-Lithografie mit recht hohem Proximity-Abstand (wegen der Stempelstrukturen) belichtet. Nach der Lithografie wird die 400 nm dicke Getterschicht nasschemisch in $\text{HF}/\text{H}_2\text{O}_2/\text{H}_2\text{O}$ (1:1:40) strukturiert. Nach dem Lackstrip wird erneut durch Sprühbelackung eine AZ-Lackmaske auf den Wafern aufgebracht und durch Proximity-Belichtung strukturiert. Darauf folgt abschließend die 3 μm dicke Goldgalvanik, die die - für das eutektische Bonden benötigte - Goldstartschicht lokal verstärkt.

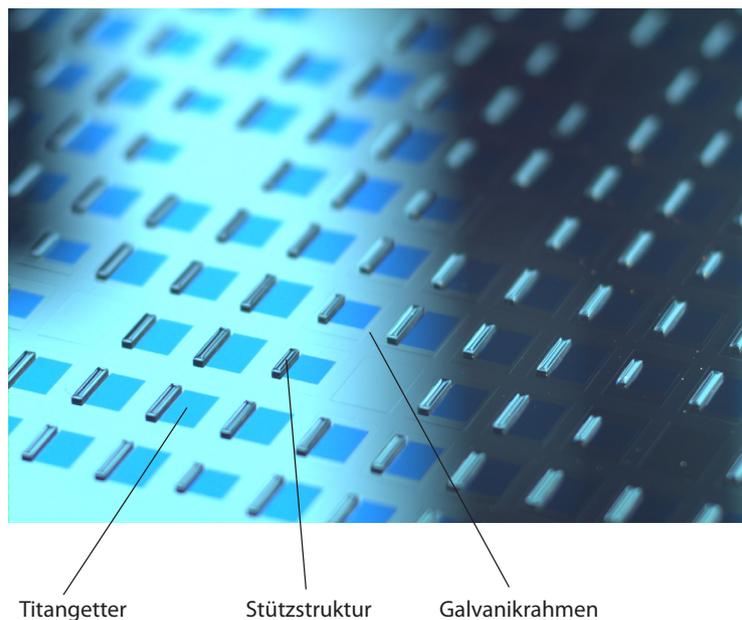


Bild 6.10. Fertig prozessierter Stempelwafer mit zusätzlicher Titan-Getterschicht.

6.5. Verbindung der Wafer

6.5.1. Vorbehandlung

Nachdem die Oxidmembran durch das Gasphasenätzen entfernt ist, müssen die MEMS-Wafer zeitnah weiter verarbeitet werden. Die verwendeten Verbindungsprozesse sind sensibel auf Verunreinigungen durch Staubpartikel, organische Kontaminationen und Oxidreste. Besonders das eutektische Bonden des Bodenwafers verlangt nach partikelfreien Oberflächen, sowohl des MEMS- als auch des Bodenwafers, da sich das Eutektikum durch Diffusion der beiden Materialien an den Grenzflächen der Wafer bildet. Verunreinigungen und Oxidschichten (auch native) wirken wie eine Diffusionssperre, die die Entstehung des Lotes behindern.

Der MEMS-Wafer wird deshalb vor dem Freiätzen in einem RER/EKC-Bad vom Fotolack befreit, und muss nach dem Freiätzen möglichst zeitnah weiterverarbeitet werden, um das Ausbilden eines nativen Oxids zu vermeiden. Für den Fall, dass der Glaswafer anodisch gebondet wird, entfernt eine RCA-Reinigung eventuell anhaftende organische und metallische Kontaminationen.

Wird eine Glasfritt-Bondung angestrebt, muss die Reinigung entsprechend angepasst werden, da die aufgedruckte Glasschicht chemisch nicht sonderlich stabil (bzw. widerstandsfähig) ist. Eine RCA-Reinigung würde diese fast komplett entfernen, so dass die Wafer vor dem Glasfritt-Bonden nur im Rinsedryer gespült und getrocknet werden. Auf diese Weise werden zumindest grobe Verunreinigungen, wie z.B. Staubpartikel, entfernt. Allerdings ist die Glasfritt-Verbindung tolerant gegenüber weiteren Verunreinigungen, so dass zusätzliche Reinigungsschritte nicht benötigt werden.

Der Bodenwafer wird am Ende des Herstellungsprozesses vom Fotolack und von eventuellen organischen Kontaminationen befreit. Nach längerer Standzeit der Wafer kann dieser Schritt wiederholt werden. Die Titan-Getterschicht schließt jedoch andere nasschemische Standard-Reinigungen (wie z.B. SC1, SC2, Piranha und RCA) aufgrund mangelnder Widerstandsfähigkeit weitgehend aus.

6.5.2. Fügen des Glaswafers

6.5.2.1. Anodisches Bonden

Die anodische Verbindung ist die prozesstechnisch einfachste Methode, um den MEMS-Wafer mit dem Glaswafer zu fügen. Ohne zusätzliche Zwischenschichten wird eine hermetisch dichte und äußerst feste Verbindung erzeugt, die - aufgrund ihrer chemischen Natur - auch durch äußere Einflüsse nicht gelöst werden kann. Die Güte der Verbindung kann durch die umgesetzte Ladungsmenge, bzw. Höhe des während der Verbindung geflossenen Stromes, einfach kontrolliert werden. Die Verwendung vergleichsweise hoher Verbindungstemperaturen von über 520 °C führt zu einer geringfügigen Erweichung des Glases, da die Erweichungstemperatur T_g von Pyrex-Glas bei $T_g = 525$ °C liegt. Obwohl anodisches Waferbonden nur bei sehr geringen Oberflächenrauigkeiten hermetische Verbindungen zulässt, können auf diese Weise erfahrungsgemäß kleinere Oberflächentopografien und -Rauigkeiten einiger weniger nm ausgeglichen werden.

6. Kapselung auf Waferebene (Wafer-Level Packaging)

Vor dem eigentlichen Verbindungsprozess werden die Wafer zueinander justiert und in einem mechanischen Halter, dem sog. Fixture, geklemmt und durch Abstandshalter voneinander separiert. Die zur Justage benötigten Marken sind auf dem MEMS-Wafer in der METAL-Ebene vorhanden. Korrespondierend dazu werden auf dem Glaswafer durch den Abformprozess ebenfalls Marken ausgeformt. Während des Bondprozesses wandern durch das elektrische Feld Natrium-Ionen zur rückwärtigen Glasoberfläche, die diese Oberflächen beschädigen können. Deswegen wird auf den Glasdeckelwafer ein zusätzlicher, mit Aluminium beschichteter, Glaswafer gelegt, der das überschüssige Natrium durchleitet und an der Elektrode abscheidet. Die Wafer werden

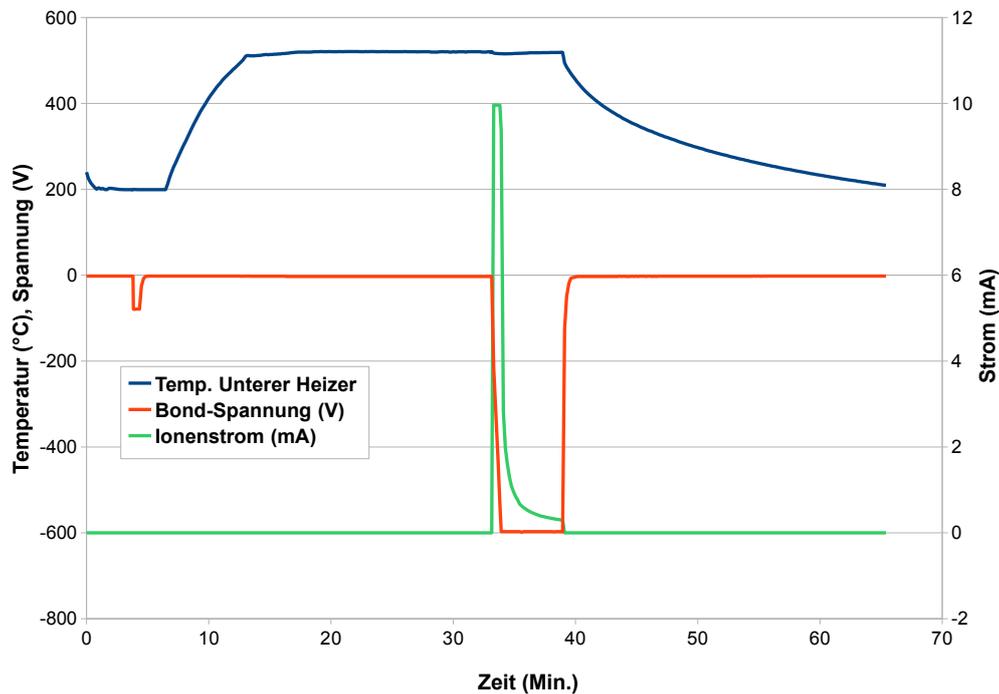


Bild 6.11. Temperatur- und Spannungsprofil während der anodischen Verbindung des Glasdeckels mit dem MEMS-Wafer.

mitsamt des Fixtures in den Wafer-Bonder (SÜSS SB6) geladen und mit dem in Abb. 6.11 dargestellten Temperatur- und Spannungsprofil miteinander verbunden. Die Prozesskammer wird auf einen Druck von etwa $p = 10^{-4}$ mbar evakuiert. Dadurch wird verhindert, dass die Waferoberfläche des MEMS-Wafers durch die hohen Verbindungstemperaturen von 520 °C durch die Umgebungsluft oxidiert wird. Bevor die Abstandshalter entfernt werden, welche die beiden Wafer voneinander trennen, wird eine Spannung $U_{Prebond} = -80\text{ V}$ angelegt, die eine erste Verbindung der Wafer hervorruft und dafür sorgt, dass das Ziehen der Föhnchen keine Fehljustage der Wafer zueinander verursacht. Nach dieser Vorverbindung und dem Entfernen der Abstandshalter wird der Waferchuck auf eine Temperatur von $T_{Bond} = 520\text{ °C}$ geheizt. Nach dem Erreichen der Temperatur wird diese ca. 20 min gehalten, bevor der eigentliche Bondvorgang durch das Anlegen einer Spannung von $U_{Bond} = -600\text{ V}$ eingeleitet wird. Der resultierende Strom wird dabei durch

das Gerät bei einem Wert von $I_{max} = 10mA$ begrenzt. Nach etwa einer Minute beginnt der Strom exponentiell abzufallen. Die Verbindung der Wafer ist nach 5 Minuten abgeschlossen. Nachdem die Wafer wieder auf 200 °C abgekühlt sind, wird die Prozesskammer belüftet und anschließend der gebondete Waferstack aus dem Gerät entnommen.

6.5.2.2. Bonden mit Glasfritte

Die Glaswafer werden mit der Glaspaste FERRO 11-036 (Tab. 3.5) bedruckt und anschließend ausgeheizt, um das organische Bindemittel der Glaspaste vollständig zu entfernen. Die Wafer werden, wie beim anodischen Bonden, unter der Verwendung derselben Marken in einem Fixture zueinander justiert und fixiert. Das Fixture mit den Wafern wird in den Bonder (SÜSS SB6) eingebracht. Dieser ist im Unterschied zum anodischen Bonder mit einer beheizbaren Presse ausgerüstet, mit der die Wafer sowohl auf der Unter- als auch Oberseite beheizt und unter mechanischem Druck gefügt werden können. Allerdings kann nur der untere Heizer durch eingeleiteten Stickstoff aktiv gekühlt werden, sodass die Abkühlgeschwindigkeit des oberen Heizers entsprechend langsamer ist.

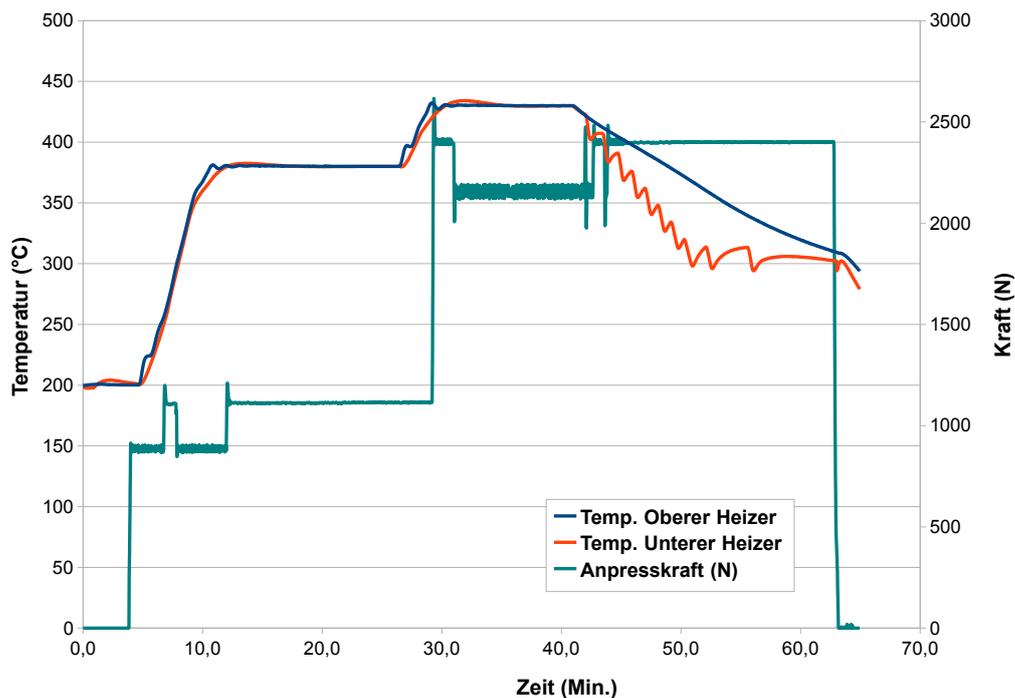


Bild 6.12. Temperatur- und Anpresskraftprofil während der Verbindung des Glasdeckels mit dem MEMS-Wafer unter Verwendung der Glaspaste FERRO 11-036.

Nach dem Einbringen des Fixtures in die Prozesskammer wird diese, ebenfalls um einer Oxidierung entgegenzuwirken, auf einen Druck von $p = 10^{-5}$ mbar evakuiert. Bevor die Temperatur

erhöht wird (Abb. 6.12), werden die Abstandshalter entfernt, so dass die Wafer direkt aufeinander aufliegen. Die Ausbeute auf Waferenebene im Hinblick auf die Dichtigkeit ist stark von der Homogenität der Temperatur und des Drucks abhängig. Damit sich eine homogene Verteilung während des eigentlichen Verbindungsprozesses einstellt, wird die Temperatur der Heizer und der Anpressdruck, mit dem die beiden Wafer zusammengedrückt werden, in zwei Stufen erhöht. In einem ersten Schritt werden die Wafer bei einer Anpresskraft von ca. 1000 N auf eine Temperatur von 380 °C aufgeheizt und für 15 Minuten gehalten. Nach dieser Zeit hat sich eine gleichmäßige Temperaturverteilung über die Heizer sowie der Wafer eingestellt. Die Wafer können nun in einem weiteren Schritt auf die eigentliche Verbindungstemperatur von $T_{Bond} = 430$ °C gebracht werden, wobei die Wafer mit einer Kraft von ca. $F_{Bond} = 2500$ N zusammengepresst werden. Bei diesen Temperaturen erweicht das Glas und bildet ein viskoses Lot aus, mit dem die beiden Wafer gefügt werden. Unter Beibehaltung der Anpresskraft F_{Bond} werden die Wafer auf eine Temperatur von 300 °C abgekühlt. Nachdem die Wafer diese Temperatur erreicht haben, wird die Pressung beendet und die Wafer können aus der Prozesskammer entnommen werden.

6.5.3. Fügen des Bodenwafers

Durch die Verbindung des Bodenwafers mit der Rückseite des MEMS-Wafers werden die Bauteile abschließend hermetisch verkapselt. In Kap. 3.2 (besonders in Tab. 3.4) wurden die Vor- und Nachteile der jeweiligen Waferbondverfahren vorgestellt. Aufgrund der einfachen Prozessführung, geringe Ausgasung während des Verbindungsprozesses und nicht zuletzt wegen der einfachen Integration einer Getterschicht bietet es sich an, das eutektische Au-Si Waferbonden zum Fügen der Wafer zu verwenden.

In Lebensdauertests [69] konnte gezeigt werden, dass die zeitnahe Verarbeitung der Wafer nach dem Freiätzen in gasförmigem HF für eine defektfreie und langzeitstabile Verbindung von essentieller Bedeutung ist. Bei zu langer Standzeit nach dem Ätzprozess bildet sich eine native Oxidschicht auf der Siliziumoberfläche des MEMS-Wafers, die die Bondreaktion behindert und später zu Ausfällen führen kann.

Deswegen schließt sich nach dem Fügeprozess des Glasdeckels sofort die eutektische Bondung des Bodenwafers an. Dazu werden die Wafer erneut zueinander justiert und durch Abstandshalter separiert. Die bereits bei der Justage des Glasdeckels benutzten Justagemarken des MEMS-Wafers können aufgrund der Transparenz des Glasdeckels auch für die rückseitige Justage herangezogen werden. Die korrespondierenden Marken im Bodenwafer werden entweder durch die KOH-Ätzung des Siliziumwafers (ebener Bodenwafer) oder während der Abformung der Siliziumform (Stempelwafer) erzeugt. Zu beachten ist, dass die Dicke der zur Justage benötigten Separatorföhnchen größer ist, als die Höhe der Stempelstrukturen des Stempelwafers, da die Wafer ansonsten nicht zueinander verschoben werden können.

In Abb. 6.13 wird das zur Verbindung verwendete Temperatur- und Anpressdruckprofil gezeigt. Nachdem das Fixture mit dem Waferstack in den Waferbonder geladen wurde, wird die Kammer auf einen Druck von $p = 10^{-5}$ mbar evakuiert. Noch durch die Separatorföhnchen auf Abstand gehalten, werden die Wafer auf eine Temperatur von 250 °C geheizt, um eventuell auf den Oberflächen der Wafer adsorbierte Gasmoleküle zu desorbieren. Die Temperatur ist jedoch so niedrig, dass die dünne Oxidschicht des Getters nicht durch Eindiffusion ins Titan entfernt und der Getter

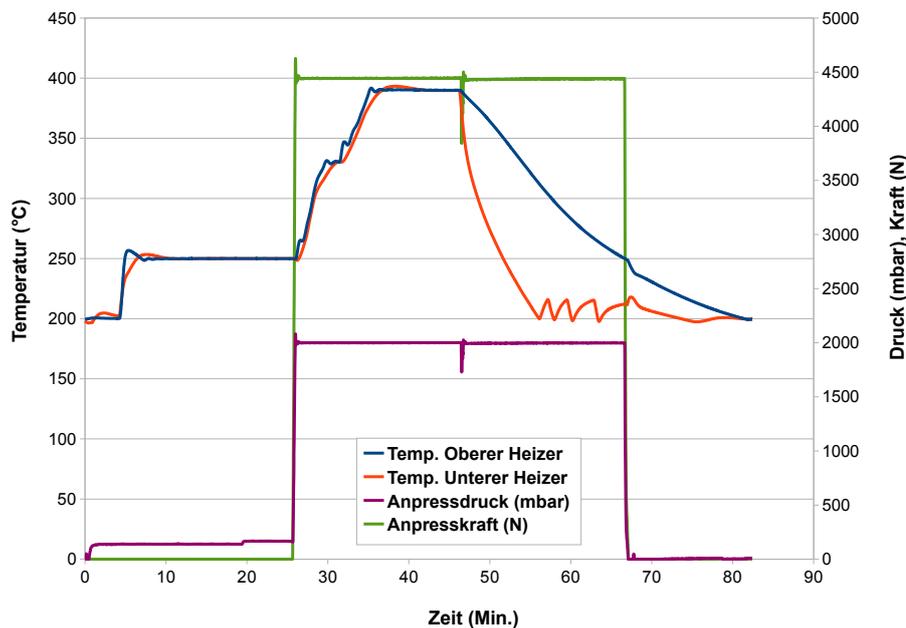


Bild 6.13. Temperatur- und Anpresskraftprofil während der eutektischen Au-Si Verbindung des Bodenwafers mit dem MEMS-Wafer.

aktiviert und dadurch gesättigt wird [69]. Nachdem die Temperatur für 20 Minuten gehalten wurde, werden die Separatorföhnchen entfernt und die Wafer in Kontakt gebracht. Die Wafer werden durch die Heiz/Druck-Platten des Bonders bei einer Anpresskraft von ca. $F_{Bond} = 4500$ N auf eine Temperatur von $T_{Bond} = 390$ °C geheizt. Durch diesen innigen Kontakt bei einer Temperatur oberhalb des eutektischen Punktes, beginnt das Gold des Bodenwafers im Kontaktbereich des MEMS-Wafers zu diffundieren (und v.v.), und eine eutektische Legierung an der Grenzfläche auszubilden, wobei ein flüssiges Lot entsteht. Auch die eigentliche Aktivierung des Getters erfolgt während dieses Verbindungsprozesses. Nach einer Haltezeit von 10 Minuten werden die Wafer unter Beibehaltung des Anpressdrucks auf 200 °C heruntergekühlt. Nachdem diese Temperatur von beiden Heizern erreicht und die Prozesskammer belüftet wurde, wird das Fixture mit dem nun vollständig gekapselten Waferstapel entnommen. Die eutektische Verbindung des Bodenwafers findet unter der Verwendung einer hohen Temperatur und Anpresskraft (390 °C und 4500 N) statt, welche die vorderseitige Glasfritt-Verbindung des Glasdeckels beeinträchtigen könnte. Um diesen Einfluss zu untersuchen, wurde ein doppelseitig polierter Siliziumwafer vorderseitig mit einem Glasdeckelwafer mittels Glasfrittbonden und rückseitig mit einem Bodenwafer eutektisch gefügt. Das Ergebnis dieser Fügesequenz ist in den Dunkelfeld-Mikroskopaufnahmen in Abb. 6.14 zu ersehen. Da die Erweichungstemperatur des Glaslots höher liegt (ca. 420 °C, Tab. 3.5) als die Verbindungstemperatur des eutektischen Fügeprozesses und die Viskosität sehr stark (exponentiell) von der Temperatur abhängt, ist keine sichtbare Veränderung der Verbindungsfläche zu erkennen, so dass die beiden unterschiedlichen Fügeprozesse bedenkenlos miteinander kombiniert werden können.

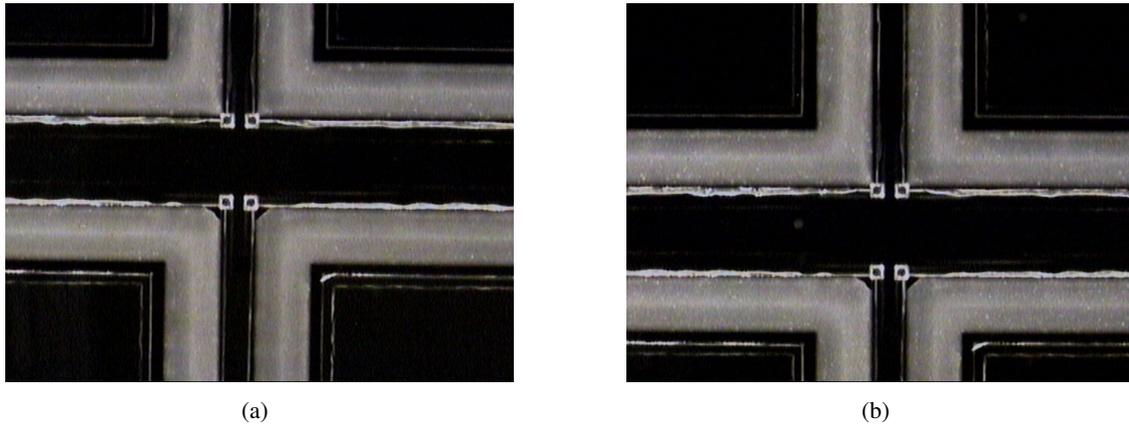


Bild 6.14. Einfluss des eutektischen Bondens auf die Glasfrittverbindung des Glasdeckels. a) Vor dem eutektischen Bonden. b) Nach dem eutektischen Bonden. Es ist keine relevante Beeinträchtigung bzw. Veränderung erkennbar.

6.5.4. Hermetisches Package

Abbildungen 6.15 und 6.16 zeigen Mikroskopaufnahmen von Querschliffen des Packages mit und ohne statische Verkippung des Scanners und korrespondierende Fotos nach der finalen Kapselung durch den Bodenwafer. Durch Sägeprozesse wurde der Waferstapel zuerst im Bereich der Drahtbond-Pads vom Glasdeckel befreit und anschließend durch einen weiteren Sägeprozess in Einzelchips zerteilt. In den Ecken des Glasdeckel-Wafers sind Reste der Siliziumform zu erkennen, die während der nasschemischen Ätzung nicht komplett entfernt wurden die Funktionalität aber nicht weiter einschränken.

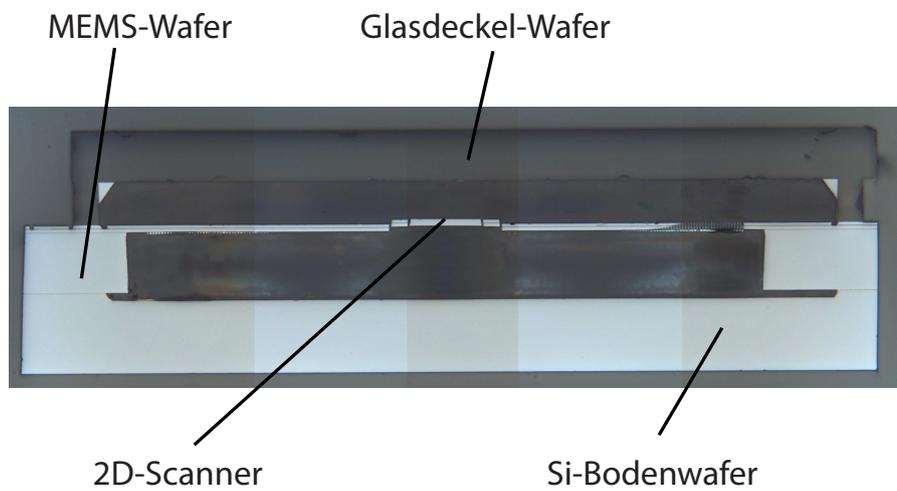
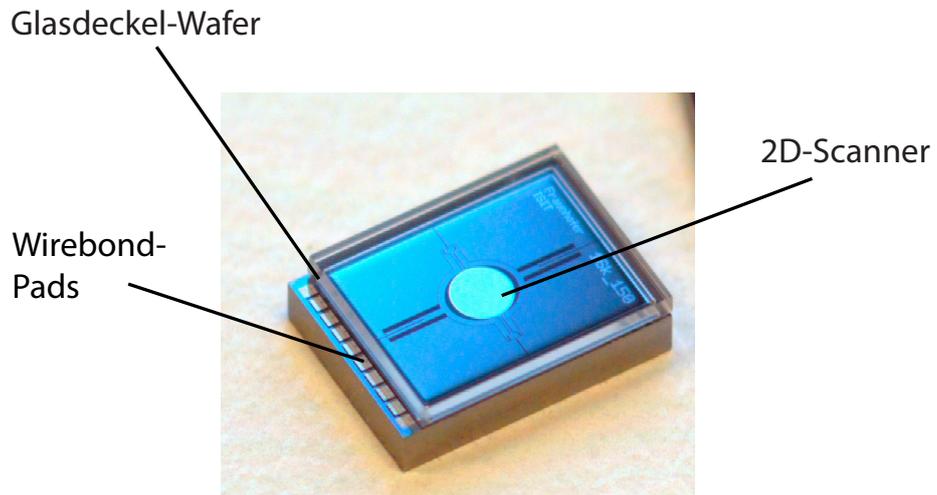


Bild 6.15. Hermetisches Package ohne statische Verkipfung der Spiegelplatte (Querschliff und Stereolichtaufnahme). Der Glasdeckelwafer wurde anodisch gefügt.

6. Kapselung auf Waferebene (Wafer-Level Packaging)

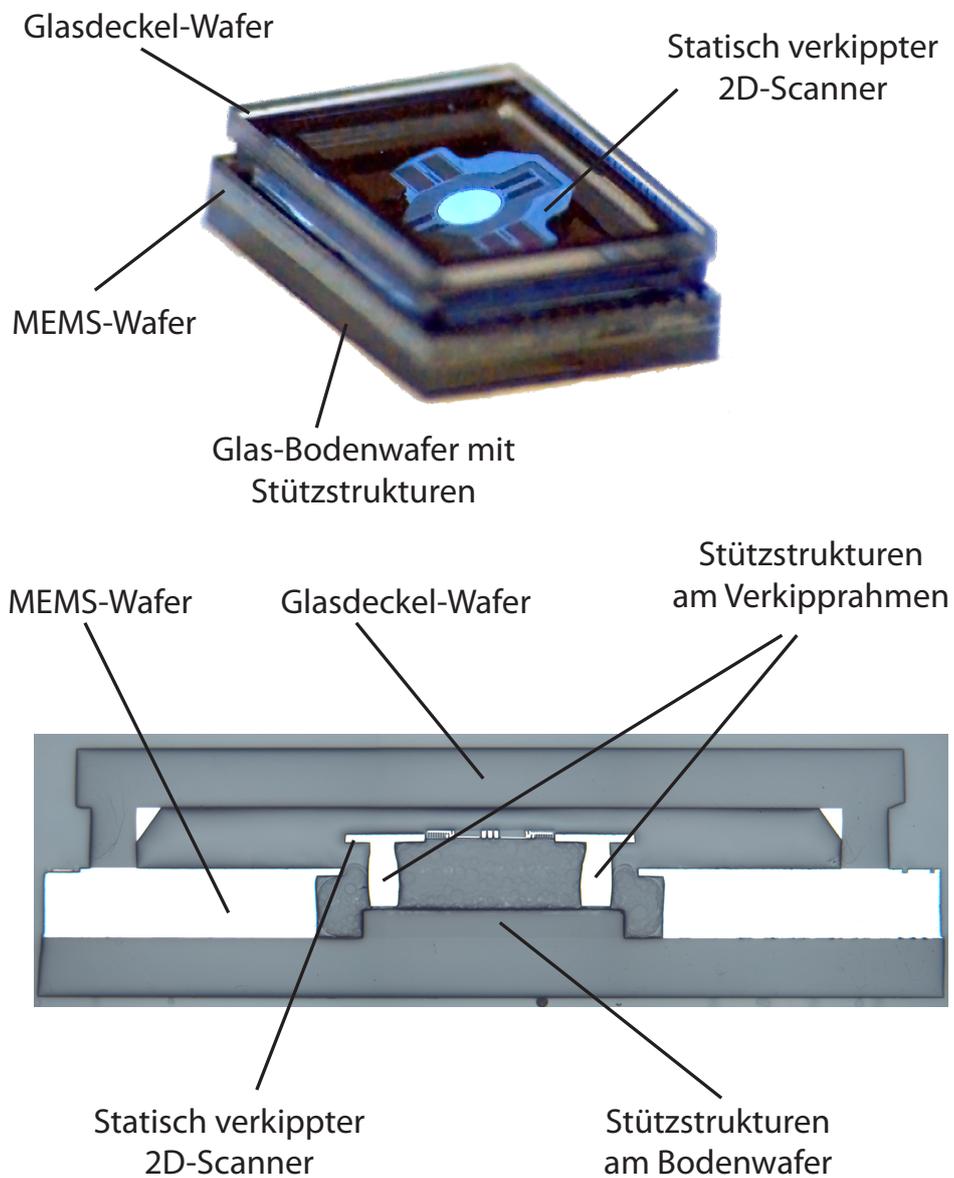


Bild 6.16. Hermetisches Package mit statischer Verkipfung der Spiegelplatte (Querschliff und Stereolichtaufnahme). Der Glasdeckelwafer wurde anodisch gefügt.

7. Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers

Obwohl die in Kap. 6.2 beschriebene Reflexion am Glasdeckel nicht durch eine Entspiegelung des Glasdeckels eliminiert werden kann, steigern jedoch Entspiegelungsschichten (AR-Coating) die Lichtausbeute des Gesamtsystems. Optische Entspiegelungen bestehen meist aus komplizierten Systemen mehrerer optisch transparenter Schichten mit unterschiedlichen Brechzahlen. Im Folgenden werden diese Schichtsysteme im Hinblick auf ihre Funktion und Herstellung näher betrachtet. Besonderes Augenmerk wird dabei auf eine in die Prozesstechnologie integrierbare Herstellung der Schichten sowie deren Optimierung gelegt.

7.1. Entspiegelung durch optische Ein- und Mehrfachschichten

Neben einigen speziellen Entspiegelungsverfahren (z.B. mittels Nano-Mottenaugenstrukturen [70] in Polymeren), sind Entspiegelungen mit dielektrischen Dünnschichtsystemen Stand der Technik. Die Bandbreite optischer Entspiegelungsschichten reicht dabei von einer Einschichtentspiegelung bis hin zu komplizierten optischen Vielschichtsystemen, die durch den Einsatz von mehr als einem Dutzend dünner Schichten mit unterschiedlichen Brechungsindizes große Wellenlängenbereiche nahezu komplett entspiegeln. Die optimale Anzahl der verwendeten Schichten wird zum einen durch den jeweiligen Anwendungsbereich vorgegeben, andererseits durch die Kosten begrenzt.

Die grundlegende Funktionsweise hingegen ist bei allen Entspiegelungssystemen identisch. Durch Interferenzeffekte an den Grenzflächen der Schichten wird bei richtiger Dimensionierung der reflektierte Anteil des einfallenden Lichtes verringert. Die mathematischen Grundlagen der Reflexion an dielektrischen Schichten werden im Folgenden kurz vorgestellt und anschließend zur Optimierung der Schichtsysteme herangezogen. Die vollständige Herleitung der Formeln wird nach [71] im Anhang A beschrieben.

7.1.1. Optische Eigenschaften des Schichtsystems

Fällt Licht auf ein optisch transparentes Substrat mit dem Brechungsindex n_2 , welches mit einer ebenfalls optisch transparenten Schicht mit dem Brechungsindex n_1 belegt ist, wird es an den jeweiligen Grenzflächen teilweise transmittiert und reflektiert (Abb. 7.1).

Durch Interferenzeffekte der elektromagnetischen Teilwellen untereinander kann es bei geeigneter Wellenlänge und Einfallswinkel des eingestrahlt Lichtes deswegen zur Auslöschung des reflektierten Anteils kommen und somit im Rahmen einer Antireflexionsbeschichtung ausgenutzt werden. Die Felder an beiden Grenzflächen (a) und (b) der transparenten Schicht, mit der das Substrat belegt ist, können mithilfe der so genannten Transfermatrix \mathbf{M}_1 verknüpft werden

$$\mathbf{M}_1 = \begin{pmatrix} m_{11} & m_{12} \\ m_{21} & m_{22} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos \Phi & j \frac{\sin \Phi}{\gamma_1} \\ j \gamma_1 \sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix}. \quad (7.1)$$

7. Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers

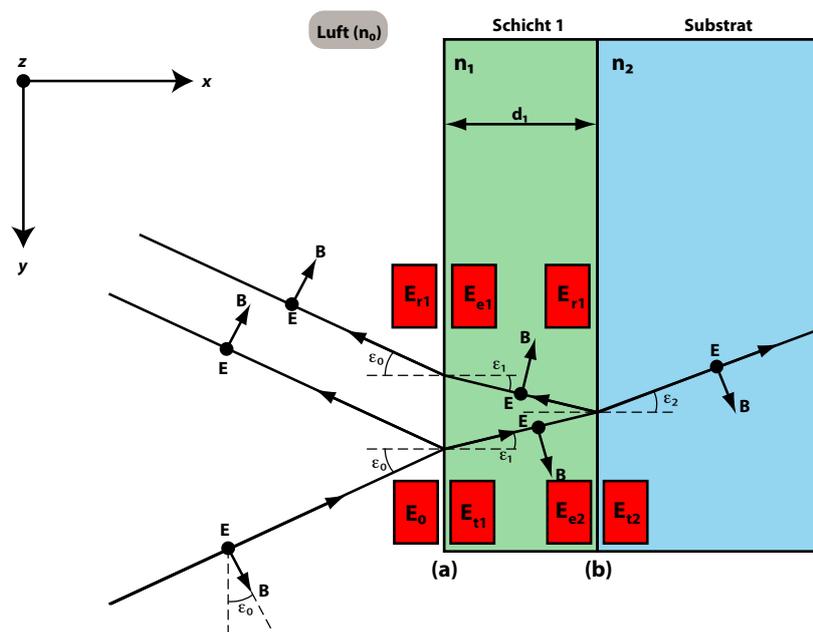


Bild 7.1. Reflexion einer s-polarisierten (TE) Welle an einer Einfachschicht. Schicht 1 hat die Brechzahl n_1 , das Substrat die Brechzahl n_2 und das umgebende Medium n_0 . Der Vektor des E-Feldes liegt parallel zu den Grenzflächen (a) und (b), d.h. senkrecht zur Zeichenebene.

mit der Phasendifferenz Φ zwischen den Teilwellen an den beiden Grenzflächen

$$\Phi = \frac{2\pi}{\lambda_0} n_1 d_1 \cos \varepsilon_1 \quad (7.2)$$

und dem γ -Parameter der Schicht 1

$$\gamma_1 = \frac{n_1}{c_0} \cos \varepsilon_1. \quad (7.3)$$

Diese Aussagen sind allerdings nur gültig für vergleichsweise kleine Einfallswinkel, da ansonsten zwischen s- und p-polarisiertem Licht unterschieden werden muss.

Mithilfe der Matrixelemente dieser Transfermatrix lassen sich Ausdrücke für den komplexen Reflexions- bzw. Transmissionsfaktor finden

$$\underline{t} = \frac{2\gamma_0}{\gamma_0 m_{11} + \gamma_0 \gamma_s m_{12} + m_{21} + \gamma_s m_{22}} \quad \text{und} \quad \underline{r} = \frac{\gamma_0 m_{11} + \gamma_0 \gamma_s m_{12} - m_{21} - \gamma_s m_{22}}{\gamma_0 m_{11} + \gamma_0 \gamma_s m_{12} + m_{21} + \gamma_s m_{22}} \quad (7.4)$$

die durch Quadrierung den messbaren Reflexions- bzw. Transmissionsgrad liefern, welche wiederum vom Verhältnis der eingestrahnten zur reflektierten bzw. transmittierten Lichtintensität abhängen

$$\rho = I_r/I_0 = \underline{r}\underline{r}^* = |\underline{r}|^2 \quad \text{und} \quad \tau = I_t/I_0 = 1 - \rho. \quad (7.5)$$

Ist das Substrat anstelle der Einzelschicht mit einem komplexen Mehrschichtsystem, bestehend aus N Schichten belegt, so lässt sich eine Gesamttransfermatrix \mathbf{M}_T bilden

$$\mathbf{M}_T = \mathbf{M}_1 \mathbf{M}_2 \dots \mathbf{M}_i \dots \mathbf{M}_N \quad (7.6)$$

aus den Transfermatrizen der N Einzelschichten, wobei die Transfermatrix der i -ten Schicht

$$\mathbf{M}_i = \begin{pmatrix} \cos \Phi & j \frac{\sin \Phi}{\gamma_i} \\ j \gamma_i \sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix}. \quad (7.7)$$

ist.

7.2. Herstellung der Schichtstapel mit PECVD

Üblicherweise bestehen Antireflexionsschichten (AR-Schichten) für den sichtbaren Spektralbereich (VIS) aus verschiedenen Metalloxiden (z.B. MgO_2 , TiO_2 , ZrO_2) oder Fluoriden (wie z.B. CaF_2 , MgF_2), die hauptsächlich durch Aufdampfen auf das zu entspiegelnde Substrat aufgebracht werden [72]. Diese Materialien sind in der herkömmlichen Halbleiterherstellung nicht gebräuchlich (insbesondere die niedrigbrechenden Fluoride).

Sehr wohl etabliert sind PECVD-Prozesse (Kap. 3.1.1.2) und die damit abgeschiedenen SiO_x , SiN_y und SiO_xN_y -Schichten. Diese Schichten sind optisch transparent und weisen Brechungsindizes auf, die für AR-Schichten verwendbar sind. Der Brechungsindex von SiO_x liegt im Bereich von ca. $n_{\text{SiO}_x} \approx 1,53$ und der von SiN_y bei etwa $n_{\text{SiN}_y} \approx 1,95$, so dass diese Werte den nutzbaren Brechzahl-Bereich zum Design der AR-Schichten definieren. Durch Anpassung der Prozessparameter kann der Brechungsindex von SiO_xN_y zwischen diesen beiden Grenzen variiert werden.

7.2.1. SiO_x

Für alle Prozesse wurde die Anlage DELTA 201 der Firma Trikon eingesetzt. Zur Beurteilung der Schichtqualität wurden die Schichten auf gereinigten Siliziumwafern abgeschieden und anschließend mit einem Ellipsometer vermessen. Die einstellbare Mindestprozesszeit beträgt maschinenbedingt fünf Sekunden, so dass die Abscheiderate niedrig genug sein muss, um die für die AR-Schichten geforderten Schichtdicken im Bereich von $nd \approx \lambda/4$ (ca. 50 - 150 nm) herzustellen. Während des Prozesses wurde der Wafer durch zwei Heizer geheizt, wobei die Temperatur des oberen Heizers 350 °C und die des unteren Heizers 300 °C betrug. Zunächst wurde

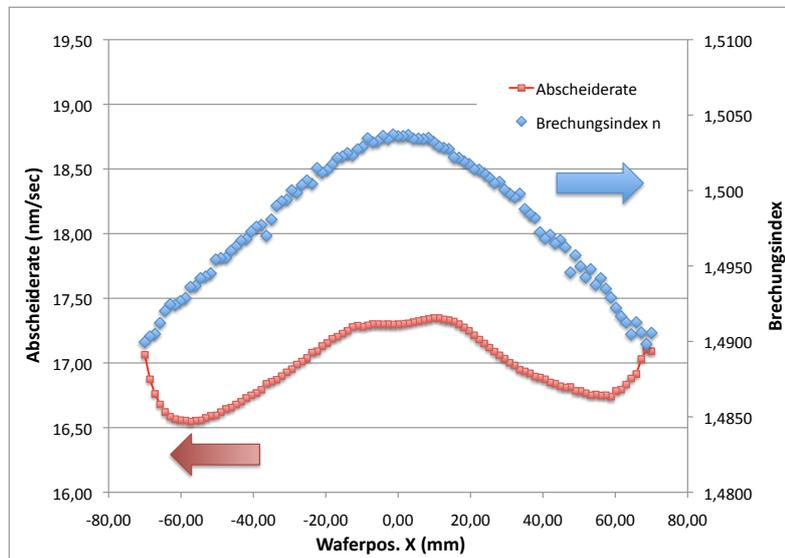
Prozessparameter	Parameterwert
N ₂ O Gasfluss	2000 sccm
N ₂ Gasfluss	0 sccm
SiH ₄	120 sccm
Kammerdruck	750 mTorr
Leistung Plasmagenerator	400 W

Tabelle 7.1. Verwendete Prozessparameter zur PECVD der SiO_x Standardschichten.

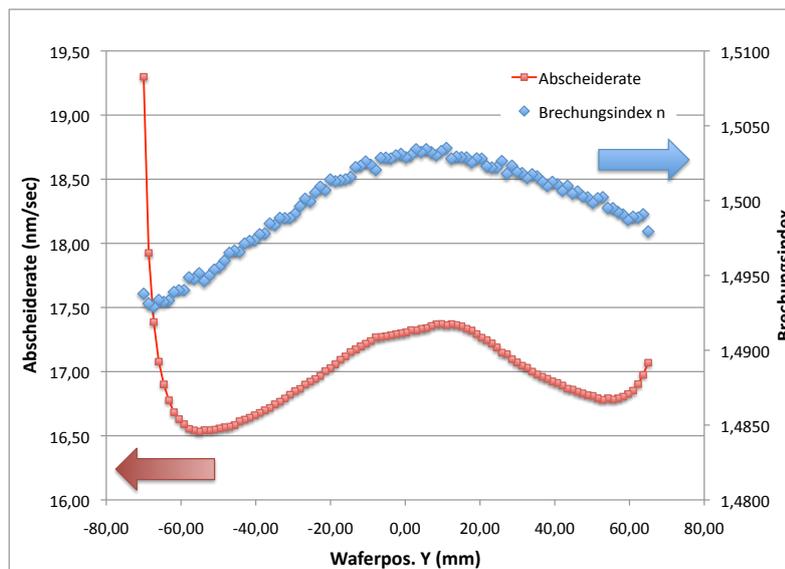
der Standard-Prozess evaluiert, der anschließend optimiert wurde, um Schichten mit Dicken im Bereich einiger 100 nm abzuscheiden (Tab. 7.1). Abbildung 7.2 zeigt die Verteilung der Abscheiderate R und des Brechungsindex n über den Wafer in Richtung senkrecht bzw. parallel zum Flat. Die Uniformität der Brechzahlverteilung ist sehr gut und weist eine Standardabweichung von lediglich $\sigma_n = 0,25\%$ auf. Allerdings ist die Uniformität der Abscheiderate R mit einer Standardabweichung von $\sigma_R = 1,83\%$ und einem Schwankungsbereich von $w = 2,77$ nm/sec nicht ausreichend zur Herstellung von AR-Schichten und bedurfte einer Optimierung.

7.2.1.1. Variation des N₂-Flusses

Verschiedene Prozessparameter wurden auf ihren Einfluss bezüglich der Abscheiderate und deren Homogenität hin untersucht. Ausgehend von den in Tab. 7.1 aufgeführten Parameterwerten, wurde zunächst eine Variation des zugeführten N₂-Gasflusses im Bereich von 0 - 2000 sccm durchgeführt (Abb. 7.3). Es ist zu erkennen, dass eine Erhöhung des eingeleiteten Stickstoffflusses eine deutliche Steigerung der Uniformität in der Abscheiderate bewirkt. Ausgehend vom Standardprozess, der eine Schwankungsbreite (Max-Min-Wert) von $w_0 = 2,77$ nm/sec aufweist, kann der Schwankungsbereich durch eine Zugabe von 2000 sccm N₂ auf $w_{2000} \approx 1,25$ nm/sec gesenkt werden. Die Abscheiderate nimmt dabei nur geringfügig ab (von $R \approx 17,4$ nm/sec auf $R \approx 15,8$ nm/sec). Auch der Brechungsindex wird durch den eingeleiteten Stickstoff nur sehr wenig beeinflusst. Mit zunehmendem N₂-Fluss steigt er von $n_0 \approx 1,51$ auf $n_{2000} \approx 1,52$ an. Auch die Uniformität der Brechzahl wird durch Zugabe von N₂ geringfügig verbessert, so dass deren Wert von ca. 0,4% auf 0,26% abnimmt (Abb. 7.3).



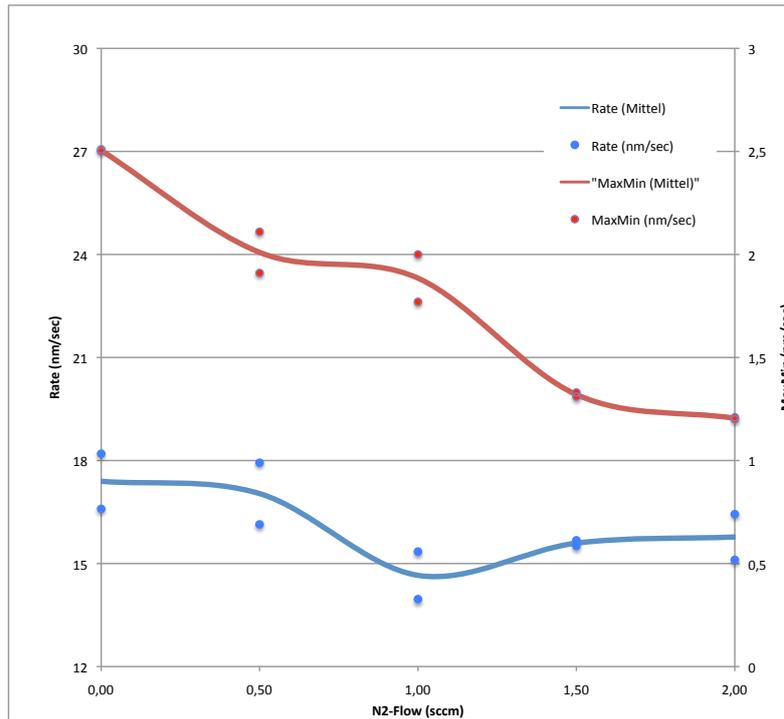
(a) Parallel zum Waferflat



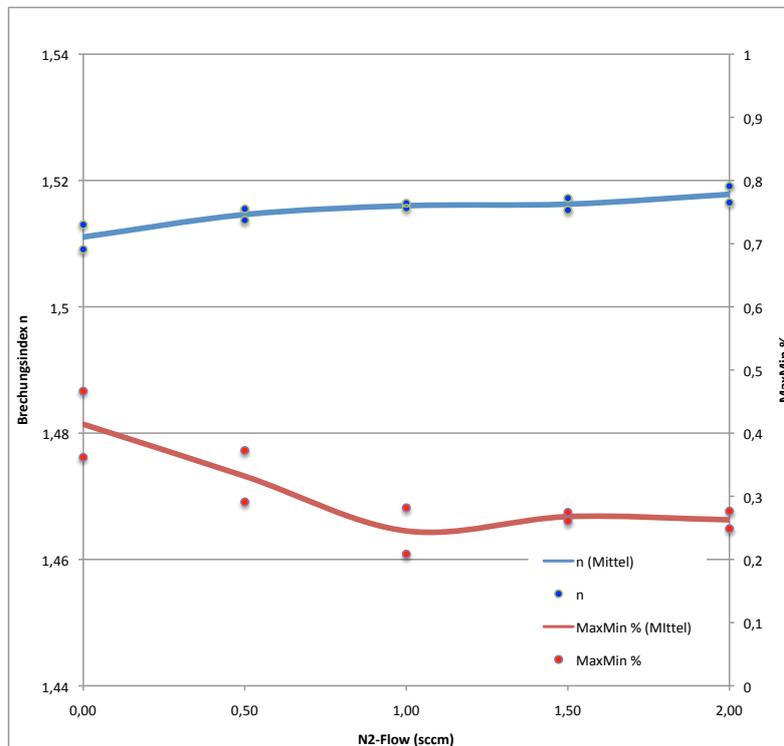
(b) Senkrecht zum Waferflat

Bild 7.2. Standardprozess für die PECVD-SiO-Abscheidung. Verteilung des Brechungsindexes und Abscheiderate über den Wafer. Die Uniformität der Brechzahl ist zufriedenstellend, die der Abscheiderate hingegen ungenügend.

7. Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers



(a) Auswirkung auf die Abscheiderate



(b) Auswirkung auf den Brechungsindex

Bild 7.3. Variation des in die Prozesskammer eingeleiteten N_2 während der PECVD von SiO_2 . Die Uniformität der Abscheiderate und des Brechungsindex nehmen zu mit steigender N_2 -Menge.

7.2.1.2. Variation der Plasmaleistung

Neben dem Einfluss von Stickstoff auf das Prozessergebnis wurde zudem der Einfluss der Plasmaleistung untersucht. Dazu wurden erneut Wafer beschichtet und die Plasmaleistung von 200 W bis zu den 400W variiert, bei ansonsten identischen Prozessparametern. Diese Variation wurde zudem für zwei unterschiedliche Stickstoffflüsse (0 sccm und 2000 sccm) ausgeführt. Abb. 7.4 zeigt die für die unterschiedlichen Generatorleistungen und Gasflüsse erzielten Werte für Abscheiderate und Brechungsindex sowie deren Schwankungsbreiten.

Durch eine Reduktion der Generatorleistung von 400 W auf 200 W sinkt die Abscheiderate von $R \approx 16,5\text{nm/sec}$ bei 0 sccm N_2 ($R \approx 16,2\text{nm/sec}$ bei 2000 sccm N_2) auf $R \approx 10,1\text{nm/sec}$ ($R \approx 8,8\text{nm/sec}$ bei 2000 sccm N_2). Die Schwankungsbreite in der Abscheiderate wird bei abnehmender Generatorleistung geringer, die höheren Werte bei 300 W scheinen durch eine Messungenauigkeit bedingt zu sein, so dass von einer nahezu linearen Abnahme der Schwankungsbreite (bzw. Zunahme der Uniformität) ausgegangen werden kann. Bei 2000 sccm N_2 und $P = 200\text{W}$ beträgt diese lediglich noch $w_R = 0,66\text{ nm/sec}$. Im Vergleich zum Standardprozess stellt dieser Wert eine Verbesserung der Schwankungsbreite um einen Faktor von 4 dar.

Der Brechungsindex hingegen steigt mit niedrigerer Generatorleistung, und zwar von $n = 1,508$ bei 0 sccm N_2 und $P = 400\text{W}$ (2000 sccm N_2 : $n = 1,513$) auf $n = 1,531$ bei 0 sccm N_2 und $P = 200\text{W}$ (2000 sccm N_2 : $n = 1,54$). Für beide Gasflüsse (0 sccm und 2000 sccm N_2) sinkt die Schwankungsbreite des Brechungsindex bis zu einer Reduktion der Generatorleistung von 400 auf 300 W. Eine weitere Reduktion der Generatorleistung führt dann nur noch zu einer geringen Abnahme (0 sccm N_2) bzw. zu einer erneuten Zunahme der Schwankungsbreite (bei 2000 sccm N_2).

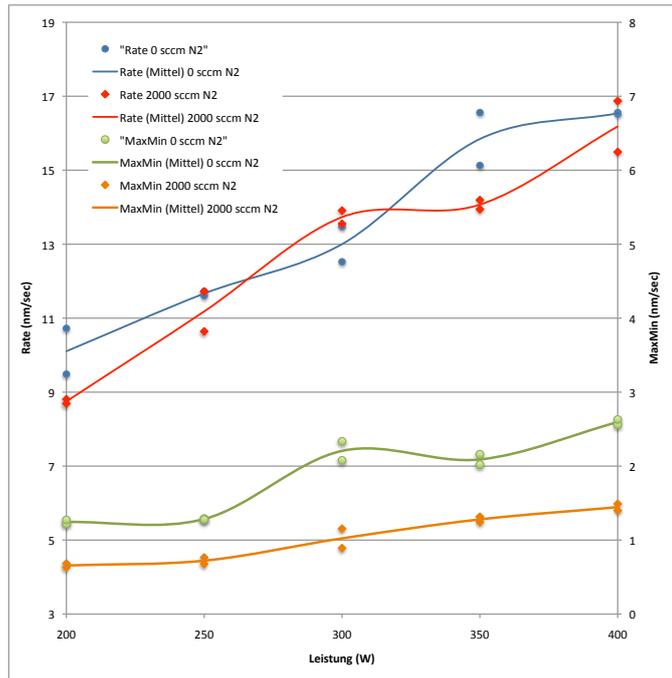
7.2.1.3. Zusammenfassung SiO_x -Abscheidung

Durch Einleitung von bis zu 2000 sccm N_2 in die Prozesskammer konnte die Uniformität der Abscheidung (sowohl in der Abscheiderate, als auch beim Brechungsindex) stark verbessert, sowie die Abscheiderate gesenkt werden. Durch eine zusätzliche Reduktion der Generatorleistung wurde die Uniformität der Abscheiderate nochmals verbessert. Allerdings steigt damit auch der Brechungsindex. Da der Brechungsindex der SiO_x -Schicht jedoch die untere Grenze des nutzbaren Indexbereiches darstellt, muss bei der Abscheidung ein Kompromiss zwischen Uniformität der Abscheidung und resultierendem Brechungsindex gefunden werden. Die zur Abscheidung der Schicht optimalen Parameter sind in Tab. 7.2 aufgelistet.

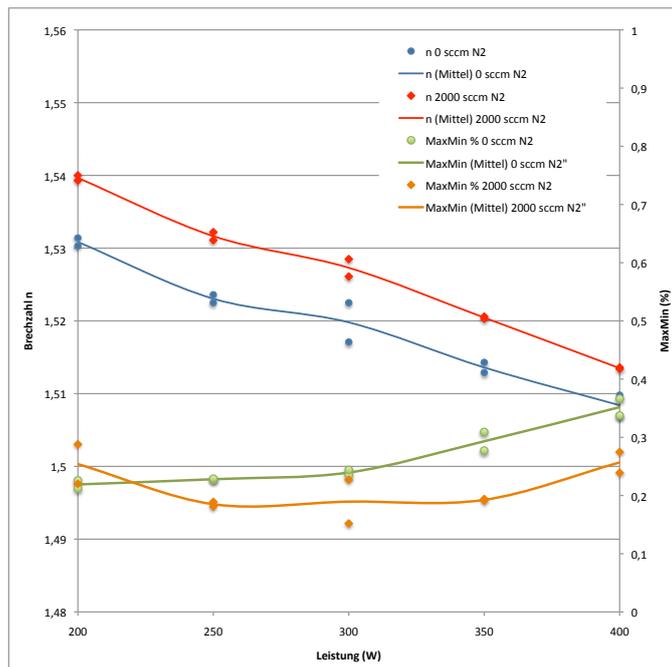
7.2.2. SiN_y

Abbildung 7.5 zeigt die resultierenden Schichteigenschaften der SiN_y -Schicht nach der Abscheidung mit den in Tab.7.3 aufgelisteten Standardparametern. Im Gegensatz zur SiO_x -Abscheidung, die nur durch eine Optimierung zur Herstellung von AR-Schichten verwendet werden kann, weist die Abscheidung der SiN_y auch mit den Standard-Parametern eine sehr gute Homogenität auf. Die Standardabweichung des Brechungsindex über den Wafer beträgt lediglich $\sigma_n = 0,13\%$ und die der Abscheiderate beträgt $\sigma_R = 0,63\%$, wobei der Schwankungsbereich w (MaxMin) der

7. Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers



(a) Parallel zum Waferflat



(b) Senkrecht zum Waferflat

Bild 7.4. Variation der Generatorleistung während der PECVD von SiO bei zwei unterschiedlichen N₂-Mengen (0 und 2000 sccm). Die Uniformität der Abscheiderate nimmt mit fallender Leistung zu. Die Uniformität des Brechungsindex nimmt ohne zusätzlichen Stickstoff unterhalb von 300 W nur noch gering ab, wird Stickstoff zugeleitet, weist sie bei ca. 300W ein Minimum auf.

Prozessparameter	Parameterwert
N ₂ O Gasfluss	2000 sccm
N ₂ Gasfluss	2000 sccm
SiH ₄	120 sccm
Kammerdruck	750 mTorr
Leistung Plasmagenerator	300 W
Abscheiderate	13,7 nm/sec
Uniformität Rate (MaxMin)	1 nm/sec
Mittlerer Brechungsindex n	1,53
Uniformität σ des Brechungsindex n	0,19 %

Tabelle 7.2. Optimierte Prozessparameter zur PECVD der SiO_x AR-Schicht und daraus resultierende Schichteigenschaften.

Abscheiderate R bei $w = 0,42$ nm/sec liegt. Die resultierenden Schichtparameter sind ebenfalls in Tab. 7.3 aufgelistet. Der Standard-SiN_y-Prozess kann daher ohne weitere Änderung für die

Prozessparameter	Parameterwert
N ₂ Gasfluss	3500 sccm
NH ₃ Gasfluss	700 sccm
SiH ₄	740 sccm
Kammerdruck	850 mTorr
Leistung Plasmagenerator	400 W
Abscheiderate R	9,1 nm/sec
Uniformität Rate w (MaxMin)	0,42 nm/sec
Mittlerer Brechungsindex n	1,95
Uniformität σ des Brechungsindex n	0,13 %

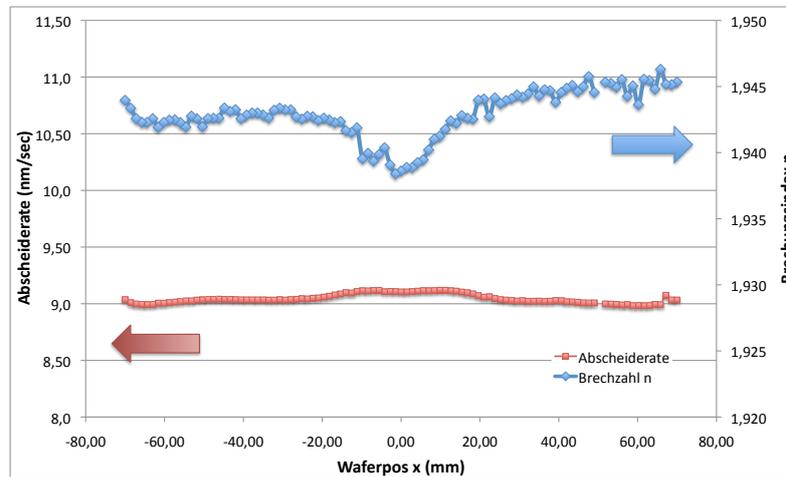
Tabelle 7.3. Prozessparameter zur PECVD der SiN_y AR-Schicht und daraus resultierende Schichteigenschaften.

Herstellung der hochbrechenden Schicht in der AR-Beschichtung eingesetzt werden.

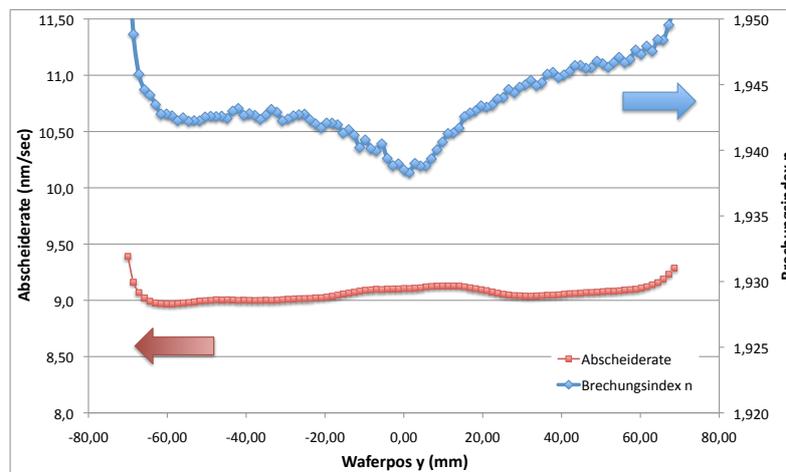
7.2.3. SiO_xN_y

Der Brechungsindex der SiO_xN_y-Schicht kann durch Variation der Prozessparameter zwischen den beiden Werten der Oxid- und Nitridschicht eingestellt werden. Soll eine niedrigbrechende Schicht erzeugt werden, so müssen die Prozessparameter denen der SiO_x-Abscheidung angenähert werden, um eine stickstoffarme SiON-Schicht zu erreichen. Umgekehrt kann eine höherbrechende Schicht realisiert werden, indem der entsprechende SiH₄- und NH₃-Gasfluss erhöht und damit der Stickstoffanteil der SiON-Schicht gesteigert wird. Abb. 7.6 zeigt die nahezu lineare Abhängigkeit des resultierenden Brechungsindex mit den korrespondierenden SiH₄- und NH₃-

7. Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers



(a) Parallel zum Waferflat



(b) Senkrecht zum Waferflat

Bild 7.5. Standardprozess für die PECVD-SiN-Abscheidung. Verteilung des Brechungsindex und Abscheiderate über den Wafer. Im Gegensatz zur SiO-Abscheidung besitzt der Standard-Abscheideprozess eine sehr gute Schicht-Homogenität (bezogen auf Abscheiderate und Brechungsindex) und eine ausreichend niedrige Abscheiderate.

Gasflüssen. Anzumerken ist dabei, dass große Gasflüsse mit schlechterer Uniformität bzw. mit höheren Schwankungsbreiten einhergehen.

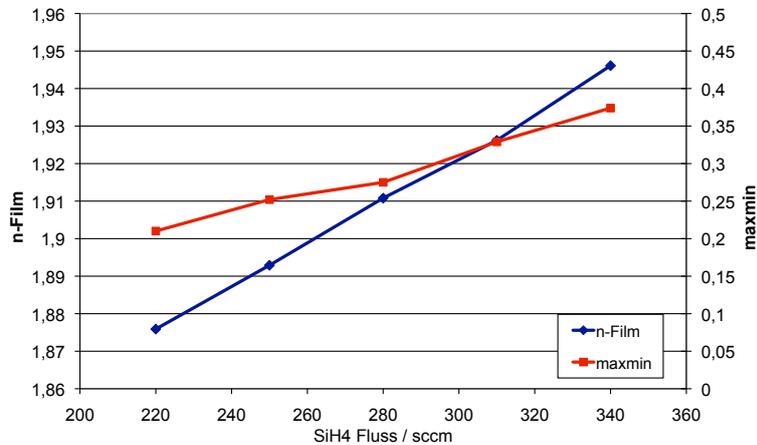
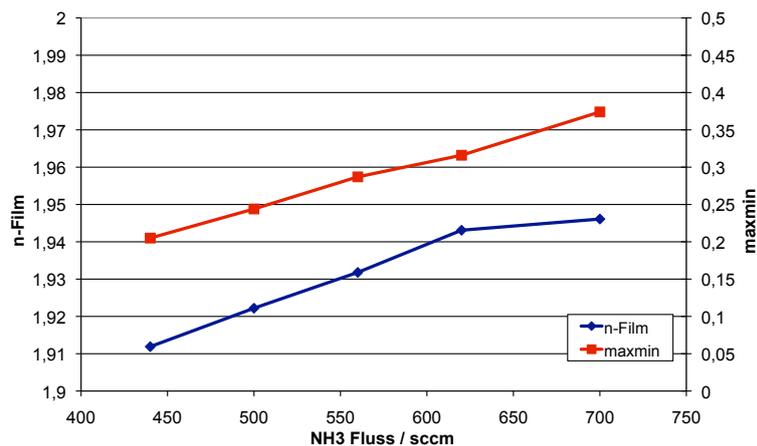
(a) Variation des SiH₄-Gasflusses(b) Variation des NH₃-Gasflusses

Bild 7.6. Abhängigkeit der Brechzahl der SiON-Schicht vom SiH₄- und NH₃-Gasfluss. Nahezu linearer Anstieg des Brechungsindex mit zunehmenden Gasflüssen.

7.3. Optimierung von Antireflexions-Schichten

Antireflexionsbeschichtungen bestehen aus alternierenden Folgen von hoch- und niedrigbrechenden Schichten. Die Dicke der Einzelschichten liegt dabei meist im Bereich von $n \cdot d = \lambda/4$. Abb. 7.7 zeigt den typischen Aufbau eines Antireflexions-Schichtstapel bestehend aus drei $\lambda/4$ -Schichten zur Entspiegelung eines Glassubstrates. Bei einer möglichst breitbandigen Entspiege-

7. Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers

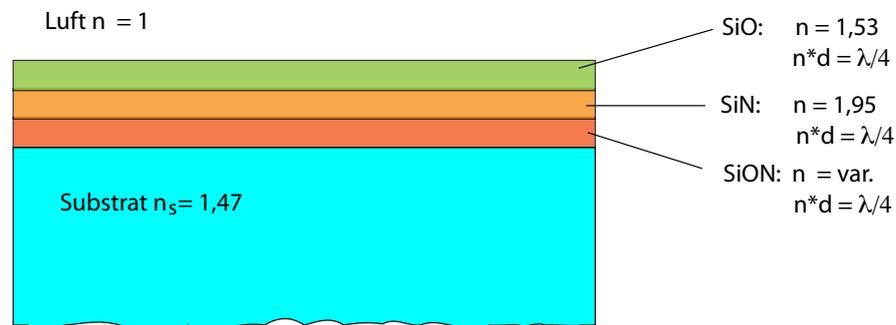


Bild 7.7. Beispielhafter Aufbau eines Entspiegelungsschichtsystems mit PECVD-Schichten bestehend aus drei $\lambda/4$ -Schichten (bezogen auf eine Mittelwellenlänge von $\lambda_m = 532 \text{ nm}$.)

lung aus drei Schichten besteht die der Luft zugewandte Schicht prinzipiell immer aus einem möglichst niedrigbrechenden Material, gefolgt von einer Schicht aus möglichst hochbrechendem Material. Der Abschluss des AR-Schichtstapels und damit die Schicht, die mit dem Substrat verbunden ist, besitzt eine Brechzahl zwischen den beiden vorangegangenen. Die Bandbreite und der minimal erreichbare Reflexionsgrad solcher Schichten hängt im Wesentlichen davon ab, wie groß die Brechzahldifferenz zwischen der eingesetzten niedrigbrechenden und hochbrechenden Schicht ist.

Mit der Optimierung solcher Schichten haben sich schon viele Forschungsgruppen beschäftigt (z.B. [72, 73, 74, 75]). Allerdings ist die Optimierung immer von der jeweiligen Anwendung und den zur Verfügung stehenden Schichten abhängig. Die Entspiegelung, die bei Mikroscooperspiegeln für die mobile Laserprojektion eingesetzt werden soll, muss zum einen eine ausreichende Entspiegelung für die benutzten Laserwellenlängen besitzen, zum anderen aber auch kostengünstig und in den Herstellungsablauf integrierbar sein.

Im vorangegangenen Abschnitt wurde die Herstellung von PECVD-Schichten vorgestellt, die zur Realisierung von AR-Schichtstapeln benutzt werden können. Der erreichbare Brechzahlbereich wird dabei durch die SiO_x -Schicht mit einem Brechungsindex von $n_{\text{SiO}} = 1,53$ nach unten und durch die SiN_y -Schicht mit einem Brechungsindex $n_{\text{SiN}} = 1,95$ nach oben hin begrenzt. Zwischen diesen beiden Grenzen ist es durch geeignete Parametervariation möglich, den Brechungsindex einer SiO_xN_y -Schicht definiert einzustellen, und auf diesem Wege eine optimierte Zusammensetzung des AR-Schichtstapels zu realisieren.

Die Tatsache, dass bei der Laserprojektion drei diskrete Wellenlängen genutzt werden, ermöglicht zwei unterschiedliche Optimierungsansätze:

- Einerseits kann eine breitbandige Entspiegelung eingesetzt werden, die, innerhalb des gesamten durch die Laserwellenlängen definierten Wellenlängenbereichs, einen möglichst niedrigen Reflexionsgrad aufweist.

- Andererseits kann der Glasdeckelwafer speziell für die Wellenlängen der Laser entspiegelt werden. Dieses hätte den Vorteil, dass für die jeweilige Wellenlänge niedrigere Reflexionsgrade erreicht werden können, als bei der Breitbandentspiegelung. Allerdings wäre dieser Ansatz auch anfälliger gegenüber fertigungsbedingter Schichtdickenschwankungen, die zu einer Verschiebung der Minima des Reflexionsgrads führen können.

Für beide Entspiegelungsarten werden nachfolgend Optimierungs-Lösungen aufgezeigt, bei denen zur Vereinfachung von senkrechter Inzidenz des Lichtstrahls auf das Schichtsystem ausgegangen wird, so dass sich der Ausdruck für die γ_i -Parameter der einzelnen Schichten zu

$$\gamma_i(0^\circ) = \frac{n_i}{c_0} \cos(\varepsilon_i = 0^\circ) = \frac{n_i}{c_0} \quad (7.8)$$

vereinfacht.

7.3.1. Breitband-Entspiegelung

Mithilfe der in Kap. A beschriebenen Beziehungen lässt sich der Reflexionsgrad (Gl. A.18) in Abhängigkeit der Wellenlänge bestimmen. Da der zu entspiegelnde Wellenlängenbereich durch die Laser exakt vorgegeben ist, verlangt eine optimierte, breitbandige Entspiegelung, dass der Reflexionsgrad innerhalb dieses benutzten Wellenlängenbereichs möglichst minimale Werte annimmt. Das bei der numerischen Optimierung zu verwendende Bewertungskriterium lautet somit

$$\int_{\lambda_{\min}}^{\lambda_{\max}} \rho(n_1, d_1, n_2, d_2, \dots, n_N, d_N, \lambda) d\lambda \rightarrow \text{Min} \quad (7.9)$$

Die zu optimierenden Variablen sind dabei die unterschiedlichen Brechungsindizes n_i und optischen Schichtdicken d_i der eingesetzten Schichten. Während die Schichtdicken innerhalb eines großen Bereiches variiert werden können - die Einstellung der Schichtdicke erfolgt durch die Depositionszeit, lediglich eine gewisse Mindestdicke sollte nicht unterschritten werden -, werden die Grenzen der zur Verfügung stehenden Brechungsindizes durch die zur Schichtherstellung verwendeten Materialien festgelegt.

7.3.2. Optimierte Entspiegelung für diskrete Wellenlängen

Das im vorangegangenen Kap. 7.3.1 vorgestellte Optimierungsproblem berücksichtigt neben den benutzten Laserwellenlängen große Bereiche, die für die Projektion nicht relevant sind. Durch eine Gewichtung speziell der zur Projektion verwendeten Wellenlängen kann die resultierende Entspiegelung für den Anwendungsfall optimiert werden. Das korrespondierende Bewertungskriterium für das nun vorliegende Optimierungsproblem lautet somit

$$\int_{\lambda_{\min}}^{\lambda_{\max}} G(\lambda) \rho(n_1, d_1, n_2, d_2, \dots, n_N, d_N, \lambda) d\lambda \rightarrow \text{Min} \quad (7.10)$$

Mit der Gewichtungsfunktion $G(\lambda)$.

Der Einfallswinkel auf die Schicht ist während der Projektion nicht konstant, sondern ändert sich prinzipbedingt. Diese Variation des Einfallswinkels muss bei der Optimierung berücksichtigt

werden, da zu schmalbandige Minima im Reflexionsgrad um die Wellenlänge bei größeren Ablenkwinkeln der Spiegelplatte zu erhöhter Reflexion führen kann. Deswegen darf $G(\lambda)$ nicht nur genau die genutzten Wellenlängen gewichten, sondern muss ebenfalls einen gewissen Bereich um diese Wellenlängen herum berücksichtigen. $G(\lambda)$ muss deswegen entweder eine Stufenfunktion sein, die für den Bereich um die Wellenlängen der Laser λ_N gleich eins ist und ansonsten 0:

$$G(\lambda) = \begin{cases} 1 & \forall (\lambda_1 - \Delta\lambda) < \lambda < (\lambda_1 + \Delta\lambda) \\ 1 & \forall (\lambda_2 - \Delta\lambda) < \lambda < (\lambda_2 + \Delta\lambda) \\ \vdots & \\ 1 & \forall (\lambda_N - \Delta\lambda) < \lambda < (\lambda_N + \Delta\lambda) \end{cases} \text{sonst } 0. \quad (7.11)$$

Neben der Stufenfunktion kann auch eine Gauss-Funktion zur Gewichtung genutzt werden

$$G(\lambda) = \sum_{i=1}^N e^{-a(\lambda - \lambda_i)^b} \quad (7.12)$$

wobei die Parameter a und b genutzt werden können, um die Kurve steiler bzw. breiter zu gestalten.

7.3.3. Numerische Optimierung

Mithilfe eines *Mathematica*-Programms wurden beide Ansätze einer AR-Schicht, d.h. eine breitbandige sowie eine Entspiegelung für diskrete Wellenlängenbereiche, berechnet und optimiert. Das komplette Programm ist im Anhang B aufgelistet. Prinzipiell muss zunächst aus den einzelnen Transfermatrizen \mathbf{M}_i der involvierten Schichten die Gesamttransfermatrix \mathbf{M}_T gebildet werden. Diese wird dazu benutzt, um einen Ausdruck für den komplexen Reflexionsfaktor r zu finden, welcher wiederum durch Multiplikation des komplex konjugierten Ausdrucks r^* den Reflexionsgrad ρ ergibt. Der Reflexionsgrad ρ ist abhängig von der Wellenlänge λ , den Schichtdicken und Brechungsindizes der benutzten i Schichten

$$\rho = \rho(n_1, d_1, n_2, d_2, \dots, n_N, d_N, \lambda). \quad (7.13)$$

7.3.3.1. Breitbandentspiegelung

Bei der Breitbandentspiegelung besteht das zur Optimierung notwendige Bewertungskriterium aus der Minimierung der Fläche unterhalb der Kurve des Reflexionsgrads im relevanten Wellenlängenbereich. Die Integration von Gl. 7.13 über diesen Wellenlängenbereich ergibt dabei einen Ausdruck, der nur noch von den Schichtparametern - n_i und d_i - abhängig ist. In *Mathematica* kann nun mit der Funktion `NMinimize`¹ dieser Ausdruck durch Variation den Schichtparameter numerisch optimiert werden. Die berücksichtigten Randbedingungen dabei sind:

¹Bei dieser nichtlinearen Optimierungsaufgabe nutzt die Funktion `NMinimize` den Simplex-Algorithmus nach Nelder und Mead in Zusammenhang mit Differential evolution

- um den Aufwand, welcher durch die Abscheidung der PECVD-Schichten entsteht, innerhalb eines vertretbaren Rahmens zu halten, wird die Entspiegelung für ein aus drei Einzelschichten bestehenden Schichtstapel berechnet. Der nutzbare Brechzahlbereich ist durch die in Kap. 7.2 ermittelten Werte vorgegeben. Auf die Optimierung eines aus fünf Einzelschichten bestehenden Schichtsystems wird im Anhang B eingegangen.
- Die Mittenwellenlänge, auf die die Schichtdicken referenziert werden, liegt bei $\lambda_m = 532$ nm. Diese entspricht der Wellenlänge des grünen Lasers, dessen Lichtleistung im Vergleich zu roten und blauen Laserquellen gering ist.
- Bei der Optimierung wurden zwei Wellenlängenbereiche berücksichtigt. Zum einen wurde über einen Bereich integriert, dessen Grenzen genau an den voraussichtlich verwendeten Laserwellenlängen liegen, die durch den blauen Laser bei $\lambda_{blau} = 450$ nm nach unten und durch den roten Laser bei $\lambda_{rot} = 650$ nm nach oben definiert sind. Der zweite Bereich besitzt die Grenzen $\lambda_{min} = 300$ nm und $\lambda_{max} = 800$ nm.

Die Parameteroptimierung für den schmaleren Wellenlängenbereich liefert folgende

$$\text{a) } \begin{array}{c|c|c|c|c} \text{Luft} & 1,53 & 1,95 & 1,7 & \text{Glas} \\ \hline 1,00 & 0,242\lambda_m & 0,243\lambda_m & 0,238\lambda_m & 1,47 \end{array}$$

Werte für das Dreischichtsystem. Für den größeren Bereich ($\lambda = 300 - 800$ nm) ergeben sich leicht unterschiedliche Werte:

$$\text{b) } \begin{array}{c|c|c|c|c} \text{Luft} & 1,53 & 1,95 & 1,7 & \text{Glas} \\ \hline 1,00 & 0,228\lambda_m & 0,291\lambda_m & 0,214\lambda_m & 1,47 \end{array}$$

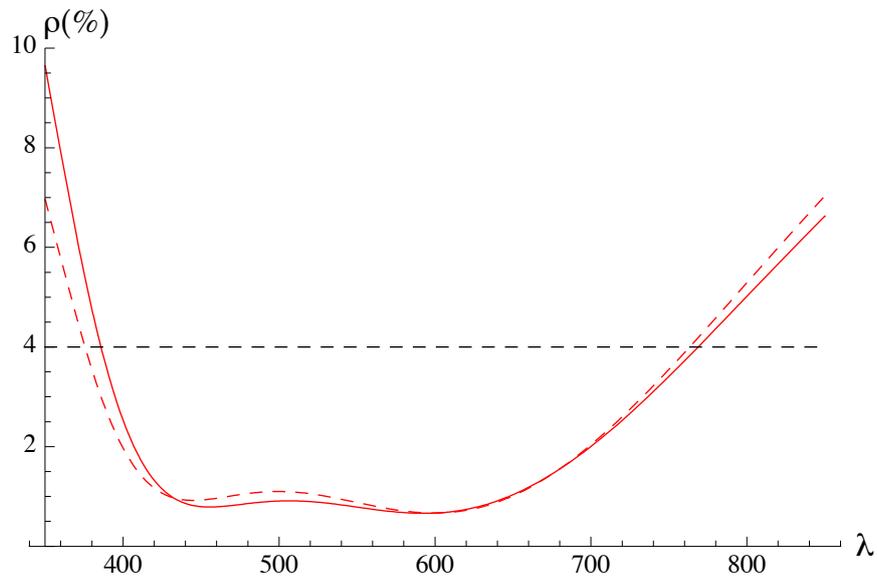
Liegen die Schichtdicken der PECVD-Schichten für die schmalbandigere Entspiegelung im Bereich des $\lambda/4$ -Werts (bezogen auf die Mittenfrequenz $\lambda_m = 532$ nm), so weichen die entsprechenden Werte für die breitbandigere Entspiegelung stärker ab. Der Brechungsindex der SiON-Schicht liegt bei beiden Berechnungen bei $n_{SiON} = 1,70$. Abb. 7.8 zeigt den berechneten spektralen Verlauf des Reflexionsgrades für beide Fälle. Im Vergleich zu einem nicht entspiegelten Glassubstrat, dessen spektraler Reflexionsgrad im sichtbaren Bereich (VIS) bei etwa $\rho = 4\%$ pro Grenzfläche liegt, wird durch die berechnete Entspiegelung in diesem Bereich ein Reflexionsgrad von teilweise unterhalb $\rho_{opt} = 1\%$ erreicht. Erwartungsgemäß liefert die Optimierungsroutine für den größeren Wellenlängenbereich eine breitere Entspiegelung, die jedoch, verglichen mit der des kleineren Bereichs, nicht so niedrige Reflexionsgrade erreicht. Abb. 7.8 b) zeigt die Vermessung von zwei mit dem errechneten Schichtstapel beschichteten Glaswafern.

Um zu beurteilen, ob die berechneten Werte das Optimum darstellen, was mit den zur Verfügung stehenden Schichten erreichbar ist, wurden die spektralen Reflexionsgrade zusätzlich für folgende weitere Schichtzusammensetzungen

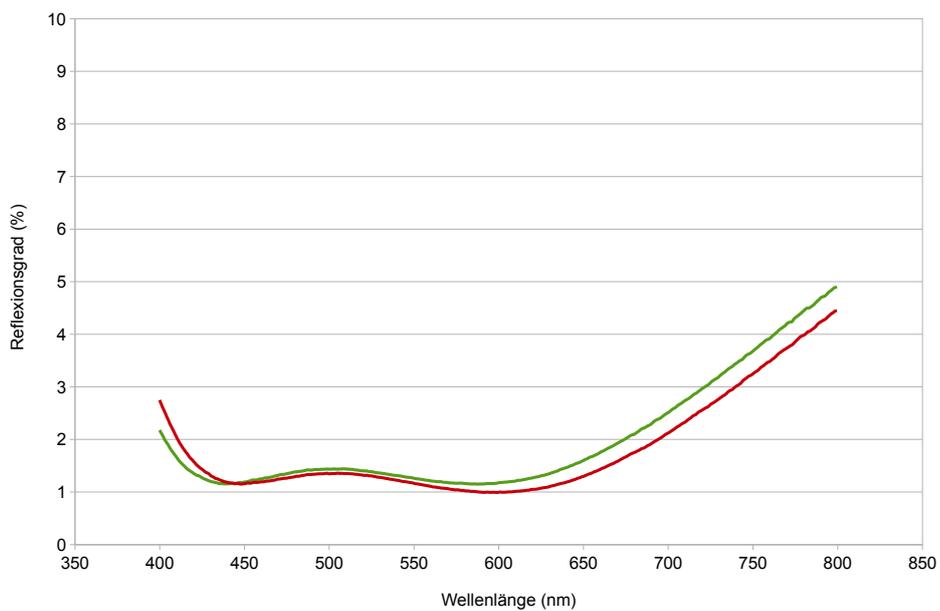
$$\text{c) } \begin{array}{c|c|c|c|c} \text{Luft} & 1,53 & 1,95 & 1,6 & \text{Glas} \\ \hline 1,00 & 0,25\lambda_m & 0,25\lambda_m & 0,25\lambda_m & 1,47 \end{array}$$

und

7. Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers



(a) Berechneter spektraler Reflexionsgrad des optimierten Schichtstapels



(b) Messung an entspiegelten Glassubstraten mit VIS-Spektrometer

Bild 7.8. Ergebnisse der Optimierung der breitbandigen Entspiegelung. a) Berechnung: Entspiegelung für Wellenlängenbereich von $\lambda = 450 - 650$ nm rot, für Wellenlängenbereich von $\lambda = 300 - 800$ nm rot gestrichelt, Reflexionsgrad eines nicht entspiegelten Borofloatglases schwarz gestrichelt. b) Spektrometermessung an zwei Wafern.

d)	Luft	1,53	1,95	1,8	Glas
	1,00	$0,25\lambda_m$	$0,25\lambda_m$	$0,25\lambda_m$	1,47

berechnet (Abb. 7.9). Die Variation des Brechungsindex der SiON-Schicht hat gravierende Auswirkungen und zeigt, dass im Vergleich mit den berechneten Werten entweder der entspiegelte Bereich zu schmalbandig wird, um den geforderten Bereich adäquat zu entspiegeln (blaue Kurve), oder aber der Reflexionsgrad an bestimmten Stellen unerwünschte Maxima mit höherer Brechzahl aufweist (grüne Kurve).

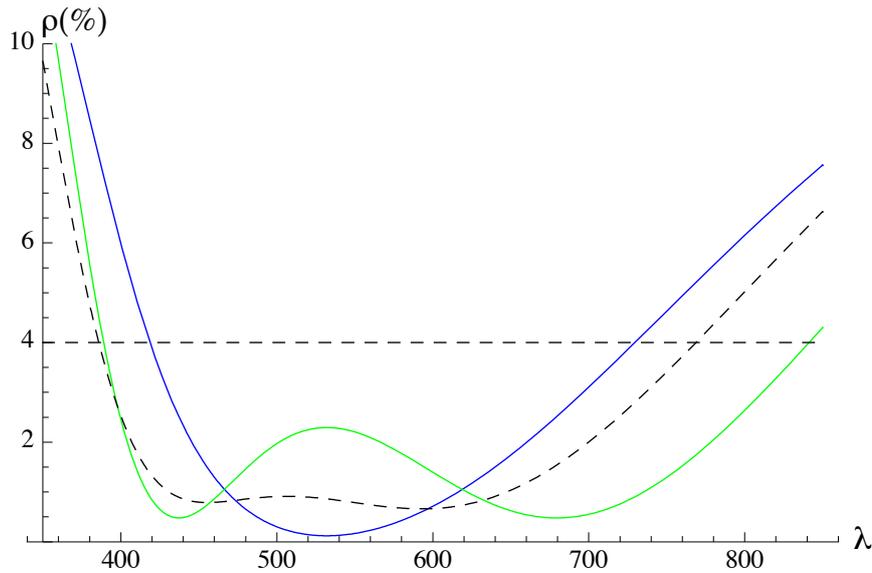


Bild 7.9. Spektrale Reflexionsgrade für weitere $\lambda/4$ -Dreischichtsysteme. Blaue Kurve - Brechungsindex der SiON-Schicht $n=1,6$. Grüne Kurve - $n=1,8$. Schwarze gestrichelte Kurve - Werte aus a).

7.3.3.2. Entspiegelung für diskrete Wellenlängen

Neben der Breitbandentspiegelung kann das Schichtsystem auch dahingehend ausgelegt werden, dass nur die Bereiche um die jeweiligen Wellenlängen der verwendeten Laserquellen berücksichtigt werden. Dies geschieht mit der Gewichtungsfunktion 7.11 bzw. 7.12. Unter der Verwendung der Gewichtungsfunktion 7.12 mit

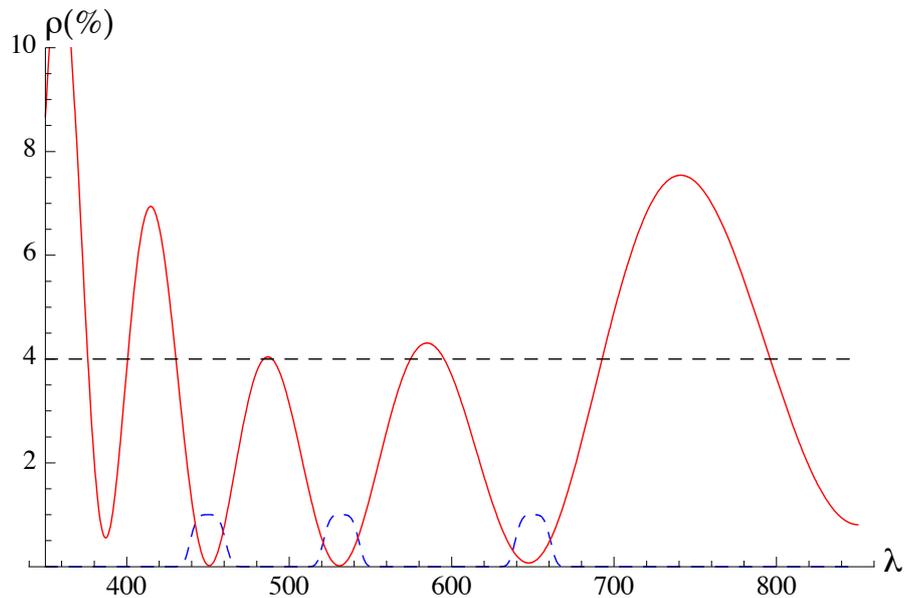
$$a = 1/2, b = 4$$

berechnet sich ein aus drei Schichten zusammengesetztes System zu

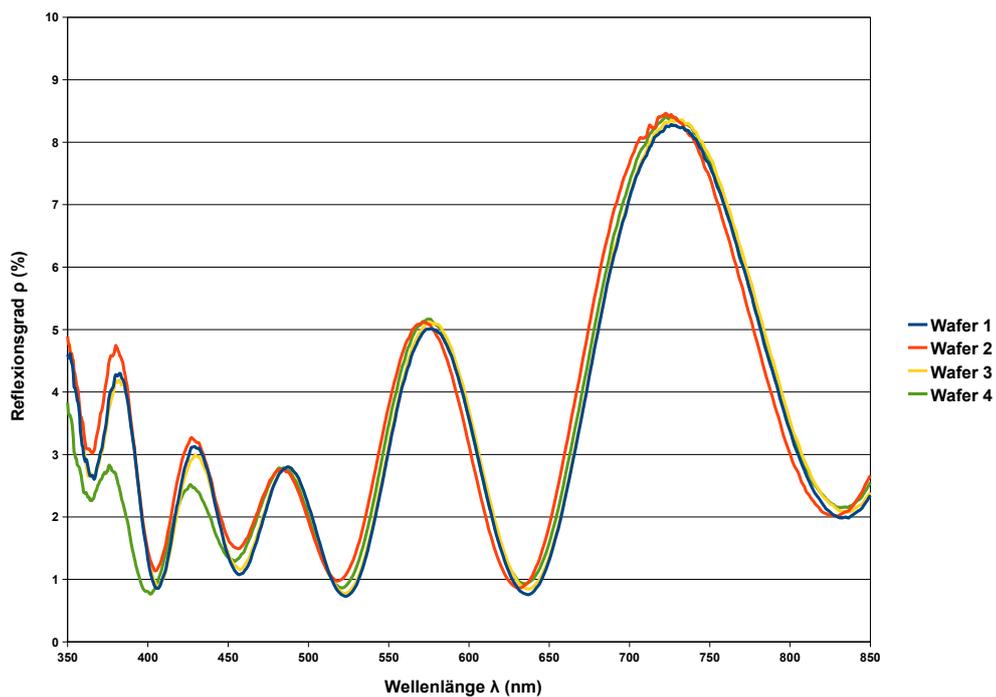
Luft	1,53	1,95	1,88	Glas
1,00	$0,246\lambda_m$	$2\lambda_m$	$0,254\lambda_m$	1,47

Den resultierenden spektralen Reflexionsgrad dieses Schichtsystems zeigt Abb. 7.10. Während die Wellenlängen der Laser nahezu komplett entspiegelt werden können, erreicht der Reflexionsgrad in den Zwischenbereichen teilweise Werte oberhalb des nicht entspiegelten Substrats.

7. Antireflexionsbeschichtung des Glasdeckelwafers



(a) Berechneter spektraler Reflexionsgrad des optimierten Schichtstapels



(b) Messung an entspiegelten Glassubstraten mit VIS-Spektrometer

Bild 7.10. Spektraler Reflexionsgrad des Dreischichtsystems zur Entspiegelung für diskrete Wellenlängen ($\lambda_1 = 450 \text{ nm}$, $\lambda_2 = 532 \text{ nm}$, $\lambda_3 = 650 \text{ nm}$).

Allerdings zeigt die Spektrometermessung an Wafern, die mit diesem Schichtstapel entspiegelt wurden, dass die berechneten Minimalwerte von nahezu 0% Reflexionsgrad nicht erreicht werden können. Es verbleibt vielmehr eine Restreflexion an den Laserwellenlängen von ca. $\rho = 1\%$.

7.4. Zusammenfassung

Durch eine Optimierung der Abscheideparameter können PECVD-Schichtsysteme (bestehend aus SiO_x -, SiN_y - und SiO_xN_y -Schichten) zur Entspiegelung des zur Versiegelung benutzten Glaswafers verwendet werden. Der nutzbare Brechzahlbereich ist dabei durch die SiO_x -Schicht mit einem Brechungsindex von $n = 1,53$ nach unten hin und durch die SiN_y -Schicht (Brechungsindex $n = 1,95$) nach oben hin begrenzt. Innerhalb dieses Bereichs kann die Brechzahl der SiO_xN_y -Schicht durch Variation der Abscheideparameter (SiH_4 - und NH_3 -Gasfluss) eingestellt werden.

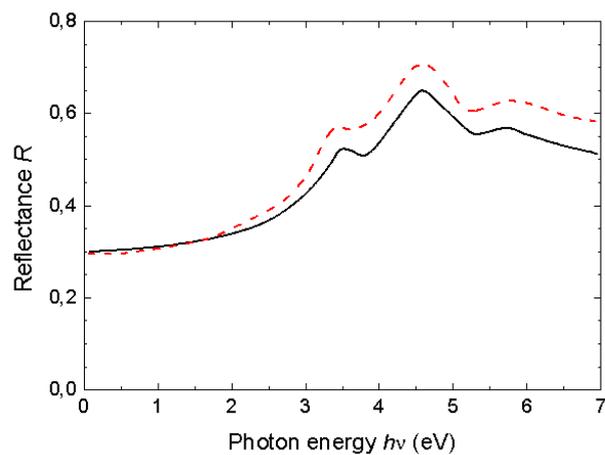
Der Einsatz der Bauteile in der Bildprojektion zusammen mit Laserquellen mit diskreten Wellenlängen erlaubt die Auslegung des Schichtsystems zur Entspiegelung des Glaswafers in zwei verschiedenen Varianten. Zum einen wurde ein optimiertes Schichtsystem zur breitbandigen Entspiegelung eines größeren Wellenlängenbereichs von $\lambda = 450 - 650$ nm (bzw. $\lambda = 300 - 800$ nm) berechnet und hergestellt, dessen resultierender spektraler Reflexionsgrad in diesem Bereich knapp oberhalb von 1% liegt.

Zum anderen wurde ein Schichtsystem berechnet, das nicht einen kompletten Wellenlängenbereich maximal entspiegelt, sondern nur die Bereiche um die Wellenlängen der verwendeten Laserquellen. Berechnungen zeigten, dass es auf diese Weise theoretisch möglich ist, diese relevanten Bereiche nahezu komplett zu entspiegeln. In Messungen an beschichteten Wafern konnte dies allerdings nicht bestätigt werden. Obwohl die vorausberechneten Minima des spektralen Reflexionsgrads in den erwarteten Wellenlängenbereichen lagen, besaßen die auf diese Weise entspiegelten Substrate jedoch noch eine Restreflexion von ca. 1%, so dass diese Variante nur eine geringfügige Verbesserung gegenüber der Breitbandentspiegelung darstellt.

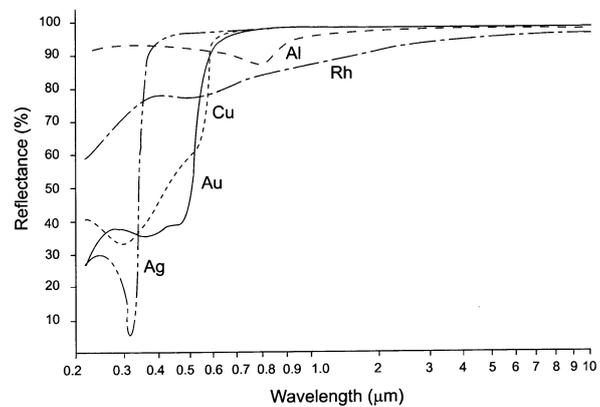
In zukünftigen weiteren Untersuchungen muss analysiert werden, inwieweit die Entspiegelungsgüte der hergestellten Schichtsysteme (insbesondere das System zur Entspiegelung für diskrete Wellenlängen) abhängig ist von der Reproduzierbarkeit und Uniformität der hergestellten Einzelschichten.

8. Metallschichten zur Reflexionsverbesserung

Reines, poliertes Silizium besitzt im sichtbaren Wellenlängenbereich einen Reflexionsgrad unterhalb von 40% (siehe Abb. 8.1 a) [76]. Um den Reflexionsgrad der Spiegelplatte und damit die



(a)



(b)

Bild 8.1. Spektraler Reflexionsgrad von a) Silizium [76] und b) verschiedener Metalle [77].

Lichtausbeute des Projektionssystems zu verbessern, muss diese mit einem hochreflektierenden Material beschichtet werden. Üblicherweise werden dazu Metallschichten verwendet, welche typischerweise Reflexionsgrade im sichtbaren Spektralbereich oberhalb von 90% besitzen. Abb. 8.1

b) zeigt den spektralen Reflexionsgrad der gängigsten Metalle. Für Anwendungen im sichtbaren Spektralbereich sind lediglich Silber, Aluminium und - für den roten Bereich des VIS bzw. IR - Gold relevant. Im Folgenden wird untersucht, wie sich Al-, Au- und Ag-Metallschichten in den Prozessablauf integrieren lassen, welche optischen Eigenschaften diese aufweisen und welche Hindernisse einer erfolgreichen Integration im Wege stehen können.

8.1. Aluminium

Aluminium ist das in der Mikroelektronik am häufigsten eingesetzte Metallisierungsmaterial. Dies ist begründet durch seine gute elektrische Leitfähigkeit, sowie durch gute Passivierungseigenschaften durch die dichte natürliche Oxidschicht. Zudem kann Aluminium direkt und ohne zusätzliche Haftvermittler auf das Silizium-Substrat aufgebracht werden, und dient außerdem als metallischer Haftuntergrund beim späteren Drahtbonden der Anschlussdrähte an die Kontaktflächen der Spiegelchips.

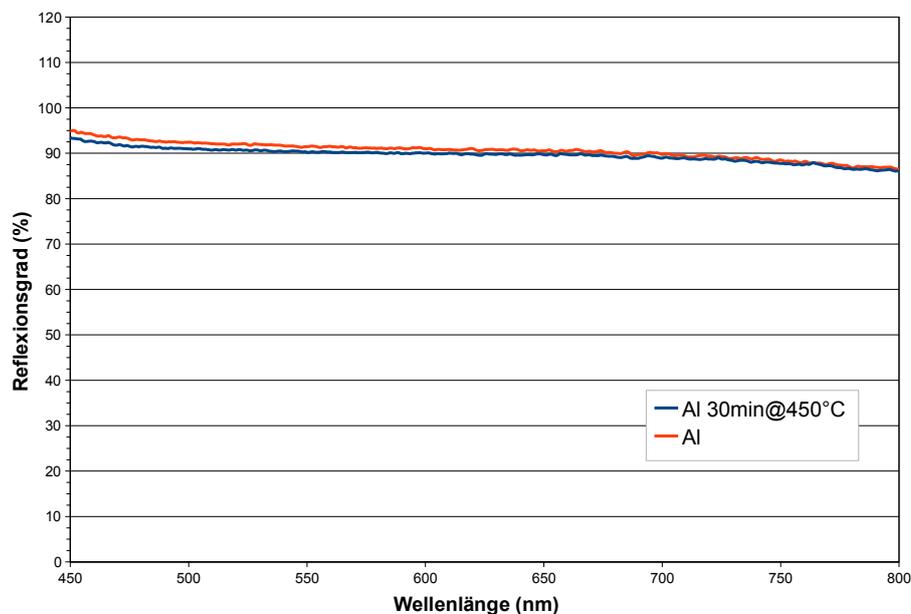


Bild 8.2. Spektraler Reflexionsgrad von einer 100 nm dicken Al-Schicht. Rot - unbehandelt, blau - nach Temperung bei 450°C (30 Min.). Referenz: Silberspiegel.

Die Integration der Aluminiumschicht in den Prozessablauf ist einfach. Aluminium kann direkt auf die polierte Epipoly-Siliziumschicht aufgedampft werden und nasschemisch z.B. in PWS¹ strukturiert werden. Da die Rauigkeit mit der Dicke der abgeschiedenen Schicht zunimmt, eine gewisse Mindestdicke jedoch erforderlich ist, um eine dichte Beschichtung der Oberfläche ohne etwaige Pinholes zu erhalten, beträgt die optimale Schichtdicke ca. 100 nm [78].

¹H₃PO₄/H₂O/HNO₃ - 80:16:4

Der Reflexionsgrad wurde mit einem UV-VIS-Spektrometer vermessen. Dabei diente ein vermessener Silberspiegel als Referenz. In Abb. 8.2 wird der spektrale Reflexionsgrad einer frischen 100 nm dicken aufgedampften Al-Schicht gezeigt. Ebenfalls gezeigt wird der Reflexionsgrad der Schicht nach einer 30 Minuten langen Temperung des Wafers bei 450 °C in Vakuum. Diese Temperung simuliert die bei der Waferverbindung auftretenden höheren Temperaturen und zeigt, dass dadurch eine leichte Reduktion des Reflexionsgrads hervorgerufen wird. Aluminiumschichten besitzen die unvorteilhafte Eigenschaft, bei Temperaturen ab 450 °C sog. Hillocks auszubilden, und damit die Oberflächenrauigkeit zu steigern und gleichzeitig den effektiven Reflexionsgrad zu senken [79, 21].

Unabhängig von den thermischen Eigenschaften, weisen Aluminiumschichten einen deutlich niedrigeren Reflexionsgrad auf als Silberschichten. So erreicht auch die ungetemperte Al-Schicht über den für die meisten Anwendungen relevanten Bereich von $\lambda = 450 - 650$ nm (VIS) nur etwa 90% des Reflexionsgrads des Referenz-Silberspiegels.

8.2. Gold

Im Gegensatz zu Aluminium besitzt Gold im kurzwelligen Spektralbereich (bis ca. 500 nm) nur einen Reflexionsgrad von etwa 40%. Ab 500 nm steigt dieser jedoch auf nahezu 100% an und ist damit deutlich höher als der von Aluminium. Für Anwendungen im längerwelligen Spektralbereich (rot und NIR) ist Gold deswegen als Spiegelmaterial interessant. Da Gold jedoch nicht ohne weiteres auf einer Siliziumoberfläche haftet, muss vor dem Aufbringen der Goldschicht ein Haftvermittler (z.B. Ti) auf das Silizium gedampft werden. Wie die Aluminiumschicht dient die Goldschicht gleichzeitig als Metallisierung für die spätere Kontaktierung der Spiegelchips durch Drahtbonds. Die Strukturierung der Gold- sowie der Haftvermittlerschicht erfolgt nach dem Aufdampfen durch nasschemisches Ätzen mit einer Lackmaske.

Für die Tests wurden Wafer mit einer 20 nm dicken Haftvermittlerschicht aus Titan und anschließend mit einer 100 nm dicken Au-Schicht bedampft. Diese Wafer wurden für 30 Minuten bei 450°C im Vakuum ausgelagert. Dabei diffundiert das Gold jedoch durch die dünne Ti-Schicht zum Silizium-Untergrund und bildet mit diesem ein eutektisches Kristallgefüge. Diese Legierung ist äußerst rau (Abb. 8.3) und eignet sich deswegen nicht als Spiegelschicht.

Um zu verhindern, dass es zur Ausbildung des eutektischen Au-Si-Gefüges kommt, wurden weitere Wafer mit einer zusätzlichen 40 nm dicken gesputterten Aluminiumnitrid-Schicht zwischen Silizium-Untergrund und Ti-Haftvermittler versehen. Diese AlN-Schicht wirkt als Diffusionsbarriere und verhindert die Ausbildung des Au-Si-Eutektikums.

Wafer mit AlN-Barriereschicht wurden ebenfalls getempert. Aus dem resultierenden Verlauf des Reflexionsgrads (Abb. 8.4 grün) ist zu erkennen, dass sich die Titan-Schicht im Gold löst und mit ihr eine Legierung ausbildet (Abb. 8.5 a). Diese Legierung besitzt jedoch einen reduzierten Reflexionsgrad gegenüber den ungetemperten Wafern. Bei Verwendung einer 200 nm dicken Goldschicht auf der 20 nm dicken Ti-Haftvermittlerschicht stellt sich zwar eine Verbesserung ein, die jedoch nicht den Reflexionsgrad der nichtausgelagerten Goldschicht erreicht (Abb. 8.4 gelb).

Um der Ausbildung dieser Legierung entgegenzuwirken, wird wiederum eine Diffusionsbarriere zwischen Au-Schicht und Ti-Haftvermittler benötigt. Als Diffusionsbarriere geeignet erschei-

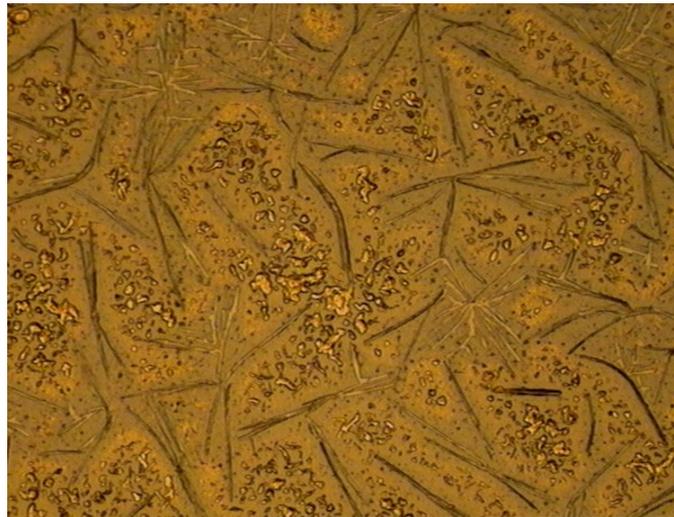


Bild 8.3. Lichtmikroskopaufnahme einer bei 450 °C (30 Min.) getemperten Au-Ti-Schicht auf Silizium ohne Diffusionsbarriere. Ausbildung eines Au-Si-Eutektikums.

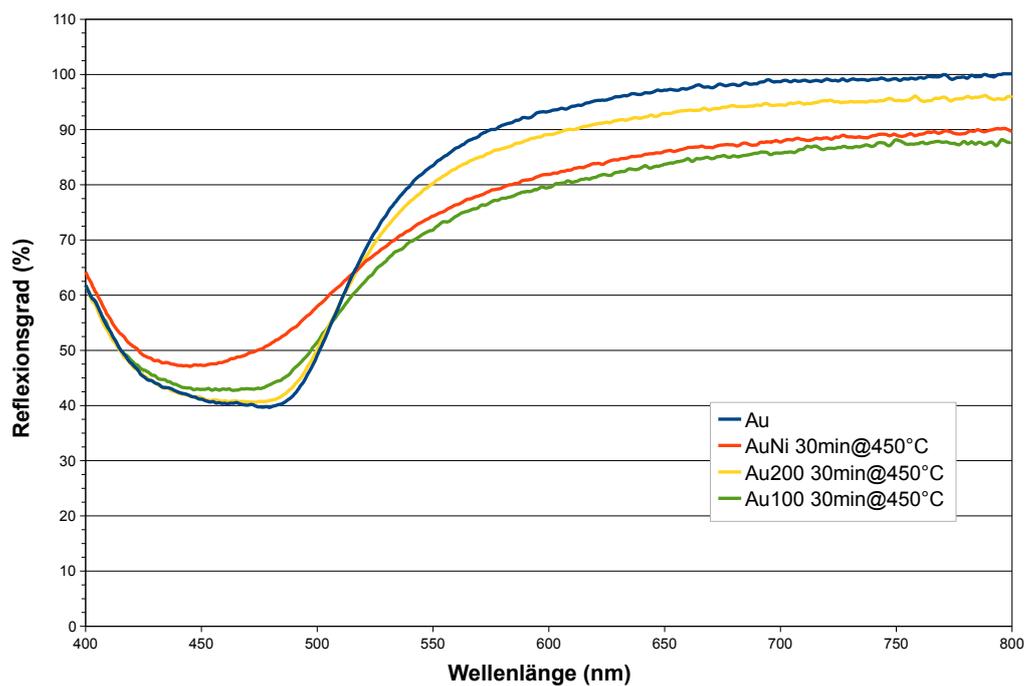
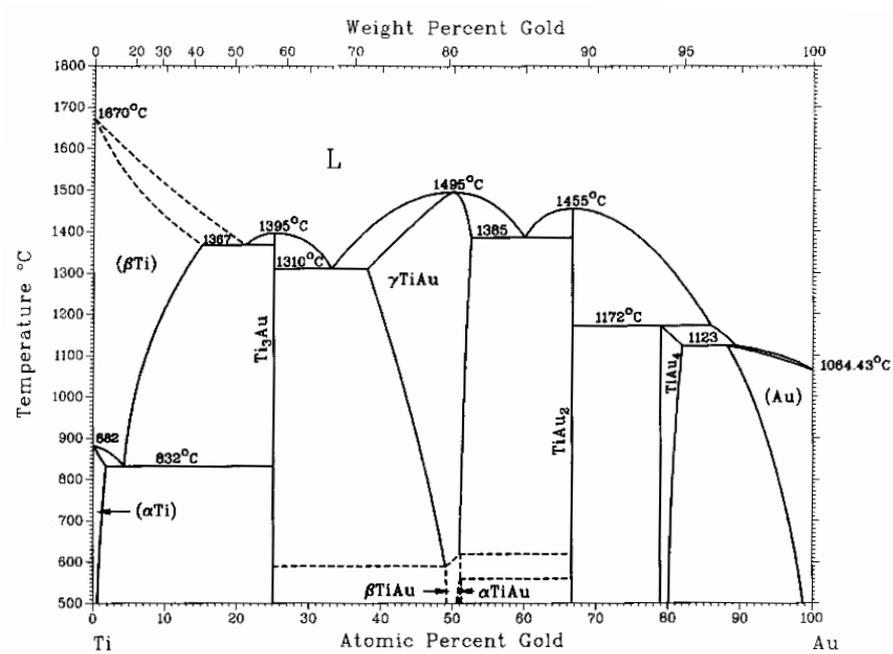
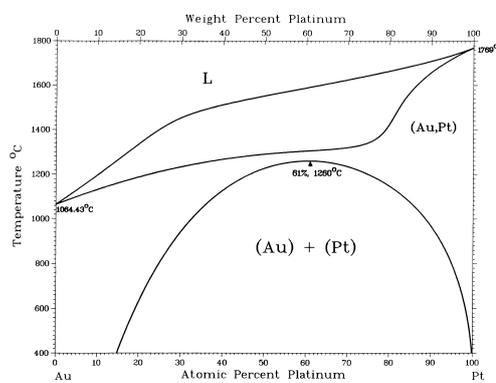


Bild 8.4. Reflexionsgrad verschiedener Au-Schichten mit Diffusionsbarriere aus 40 nm gesputtertem AlN (Blau: 20 nm Ti + 100 nm Au, Grün: 20 nm Ti + 100 nm Au ausgelagert bei 450 °C für 30 min, Gelb: 20 nm Ti + 200 nm Au ausgelagert bei 450 °C für 30 min, Rot: 20 nm Ti + 30 nm Ni + 100 nm Au ausgelagert bei 450 °C für 30 min). Referenz: Ag-Spiegel.

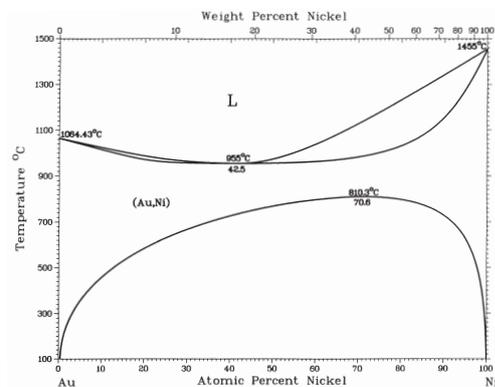
8. Metallschichten zur Reflexionsverbesserung



(a) Phasendiagramm Au-Ti



(b) Phasendiagramm Au-Pt



(c) Phasendiagramm Au-Ni

Bild 8.5. Phasendiagramme von Au-Ti, Au-Pt und Au-Ni [2].

nen Platin oder Nickel, da die entsprechenden Phasendiagramme der Systeme Au-Pt bzw. Au-Ni (Abb. 8.5 b, c) über einen großen Bereich eine Mischungslücke aufweisen.

Da aber nur sehr wenige nasschemische Ätzlösungen für Platin existieren, die zudem eine Strukturierung mittels Lackmaske nicht zulassen (z.B. Königswasser), muss die Metallisierung mittels Lift-Off strukturiert werden. Auch eine zusätzliche Nickelschicht bedeutet einen Mehraufwand. Die Vermessung einer solchen Schicht (40 nm AlN + 20 nm Ti + 30 nm Ni + 100 nm Au, Abb. 8.4 rot) zeigt, dass der Reflexionsgrad gegenüber einer Schicht ohne Nickel kaum verbessert wird. Die Integration einer Au-Spiegelschicht scheint aus diesem Grund nicht sinnvoll, da der Schichtaufbau und deren Strukturierung äußerst komplex sind, und damit letztendlich keine Vorteile gegenüber einer - ebenfalls aufwendig integrierbaren - Ag-Spiegelschicht bietet.

8.3. Silber

Silber besitzt von allen Metallen den höchsten Reflexionsgrad im sichtbaren Spektralbereich (Abb.8.1) und hat gegenüber Aluminium eine recht hohe Schmelztemperatur von 961 °C. Aus diesen Gründen stellt Silber das ideale Material für eine Spiegelschicht dar. Allerdings stehen der erfolgreichen Integration einer solchen Spiegelschicht in den Prozessablauf auch eklatante Schwierigkeiten gegenüber.

- So reagiert Silber mit dem in der Atmosphäre vorhandenen Schwefelwasserstoff und bildet eine oberflächliche Silbersulfidschicht. Diese ist verantwortlich für das allgemein bekannte schwarze Anlaufen von Silber und schließt eine Verwendung von nicht passivierten Silberschichten als Spiegelmateriale aus.
- Zusätzlich dazu haften Drahtbonds nicht auf Silberoberflächen, so dass die entsprechenden Areale mit einer dafür geeigneten Metallschicht belegt werden müssen.

Da die Oxidmembran durch einen abschließenden HF-Gasphasenätzschritt entfernt wird, ist es nicht möglich, die Silberschicht mit einem PECVD-Oxid bzw. -Nitrid zu schützen. Das Oxid würde durch den Ätzschritt wieder komplett entfernt werden und das Nitrid würde durch den Ätzangriff teilweise entfernt werden und hinterlasse bräunlich gefärbte Rückstände auf der verbleibenden Schicht. Im Gegensatz zu Oxid- und Nitridschichten ist reaktiv gesputtertes AlN unempfindlich gegen HF und hält damit dem Ätzschritt stand. Zudem lässt sich der resultierende Schichtstress durch die Variation der Substrat-Vorspannung (Bias-Spannung)² gezielt einstellen. Eine höhere Vorspannung führt zu kompakteren Schichten und somit zu vermehrter Druckspannung der abgeschiedenen Schicht. Auf diese Weise ist es möglich, den Schichtstress des Gesamtstacks - bestehend aus Haftvermittler Ti, Ag-Spiegelschicht und AlN-Schutzschicht - nahezu zu kompensieren, und damit für eine minimale statische Verbiegung der Spiegelplatte zu sorgen.

Um die Kontaktierung der Drahtbonds mit dem Spiegelchip zu ermöglichen, muss die isolierende Schutzschicht im Bereich der Anschlusskontakte entfernt werden und diese mit einem geeigneten Haftuntergrund belegt werden. Da es möglich ist, Gold direkt auf Silber galvanisch abzuscheiden, werden die Bondpads mit Gold galvanisch verstärkt. Den vollständigen Schichtstapel zeigt Abb. 8.6.

²Da die Bias-Spannung durch eine Generatorleistung an der Sputteranlage eingestellt wird, wird nachfolgend die Bias-Spannung in Watt angegeben

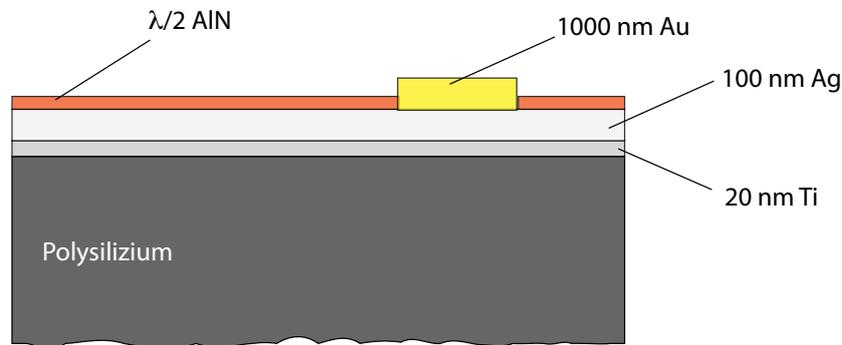


Bild 8.6. Vollständiger Schichtstapel zur Herstellung einer mit AlN passivierten Ag-Spiegelschicht mit Au-Bondpads.

8.3.1. Schichtaufbau

Zur Herstellung des Schichtstapels werden die MEMS-Wafer nach dem zweiten CMP-Schritt zunächst mit 20 nm dicken Haftvermittlerschicht aus Titan bedampft, auf die die eigentliche 100 nm dicke Ag-Schicht gedampft wird. Ag und Ti haben auch bei erhöhter Temperatur nur eine ganz geringe wechselseitige Löslichkeit (ca. 3% bei 900 K [78]), so dass die, bei der getemperten Goldschicht beobachtete, herabgesetzte Reflexion durch Legierungsbildung weitgehend ausgeschlossen werden kann. Ebenso unproblematisch ist die Löslichkeit von Ag und Si. Ähnlich dem System Au-Si (Abb. 3.6) zeigt das Ag-Si-Phasendiagramm die Charakteristik eines simplen eutektischen Systems (Abb. 8.7), wobei die beiden Komponenten vollständige wechselseitige Unlöslichkeit bis zum eutektischen Punkt aufweisen. Dieser liegt anders als der des Systems Au-Si bei einer weit höheren Temperatur ($T_{eut}=835\text{ °C}$). Wafertemperaturen im Bereich von 450 °C, die während der Waferverbindung auftreten, sind deswegen unproblematisch. Auf die Silberschicht wird eine AlN-Schicht gesputtert, die einen mechanischen und chemischen Schutz gegenüber Umwelteinwirkungen darstellt.

8.3.2. AlN-Schutzschicht

Da diese Schutzschicht im ungünstigsten Fall auch eine reflexionsmindernde Wirkung auf die Metalloberfläche hat, sollte deren Dicke entweder nur einige nm oder ca. $\lambda/2$ betragen [72]. Eine wenige nm dicke AlN-Schicht bietet nur geringen Schutz gegen mechanische Einwirkungen, so dass eine dicke Schicht vorzuziehen ist. In Abb. 8.8 wird der spektrale Reflexionsgrad verschiedener Ag-Spiegelschichten zusammengefasst. Dabei wurde die Spektrometermessung auf einen käuflich erworbenen Ag-Referenzspiegel referenziert. Durch die AlN-Schutzschicht mit der Dicke $\lambda/4$ ($d = 65\text{ nm}$, mit $\lambda = 532\text{ nm}$) wird ein Abfall genau in der Kernwellenlänge erzeugt. Allerdings sollte gerade im grünen Wellenlängenbereich (um 532 nm) ein möglichst hoher

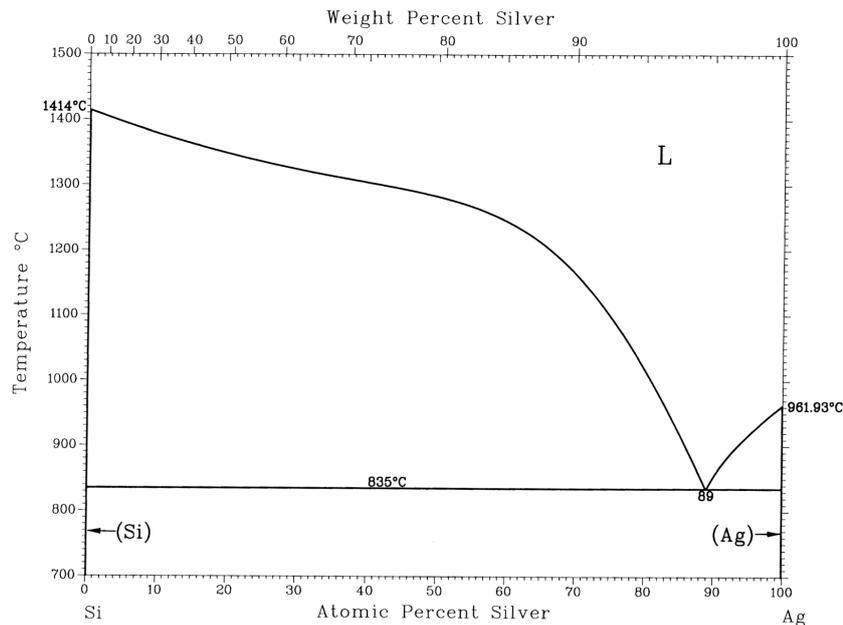


Bild 8.7. Phasendiagramm von Ag-Si [2].

Reflexionsgrad erreicht werden. Eine $\lambda/2$ -Schicht AlN ($d = 130$ nm) verschiebt das Reflexionsminimum zu kürzeren Wellenlängen. Bemerkenswert ist, dass der Reflexionsgrad einer mit AlN geschützten Ag-Schicht nach einer Temperung bei 450 °C höher ist, als bei einer ungetemperten Schicht, so dass über einen großen Wellenlängenbereich Werte oberhalb von $\rho = 95\%$ bezogen auf einen Referenzspiegel aus geschütztem Silber³ erreicht werden.

Bei der Verwendung von AlN als Schutzschicht ist es vorteilhaft, dass der Schichtstress durch Variation der Bias-Spannung während der Abscheidung gezielt eingestellt werden kann (Abb. 8.9). Die ungeschützte Schicht aus 20 nm Ti und 100 nm Ag besitzt eine Druckspannung von etwa $-1,5 \cdot 10^8$ Pa. Wird auf diese mit einer Bias-Spannung von 0 W eine 130 nm dicke AlN-Schicht gesputtert, so stellt sich eine Zugspannung von ca. $+8 \cdot 10^8$ Pa ein. Mit zunehmender Bias-Spannung nimmt der Gesamtstress linear ab und hebt sich bei einem Wert von etwa 39 W auf. Hohe Bias-Spannungen resultieren in Druckspannungen. Auch nach einer Auslagerung der beschichteten Wafer bei 450 °C für 1 h verändert sich der Stress nicht (Abb. 8.9 - grüne Linie). Daher kann eine minimale statische Deformation auch nach der erhöhten Temperatur während der Waferverbindung garantiert werden.

8.3.3. Galvanische Verstärkung der Drahtbondkontakte

Damit die Ag-Schicht im Bereich der Bondpads mit einer galvanisch aufgewachsenen Au-Schicht verstärkt werden kann, muss die AlN-Schicht in den entsprechenden Bereichen geöffnet werden. Dies geschieht in einem Tauchbad aus TMAH-haltigem Resistentwickler OPD. Nach der Ätzung

³Edmund Optics, Reflexionsgrad $\rho \approx 99\%$.

8. Metallschichten zur Reflexionsverbesserung

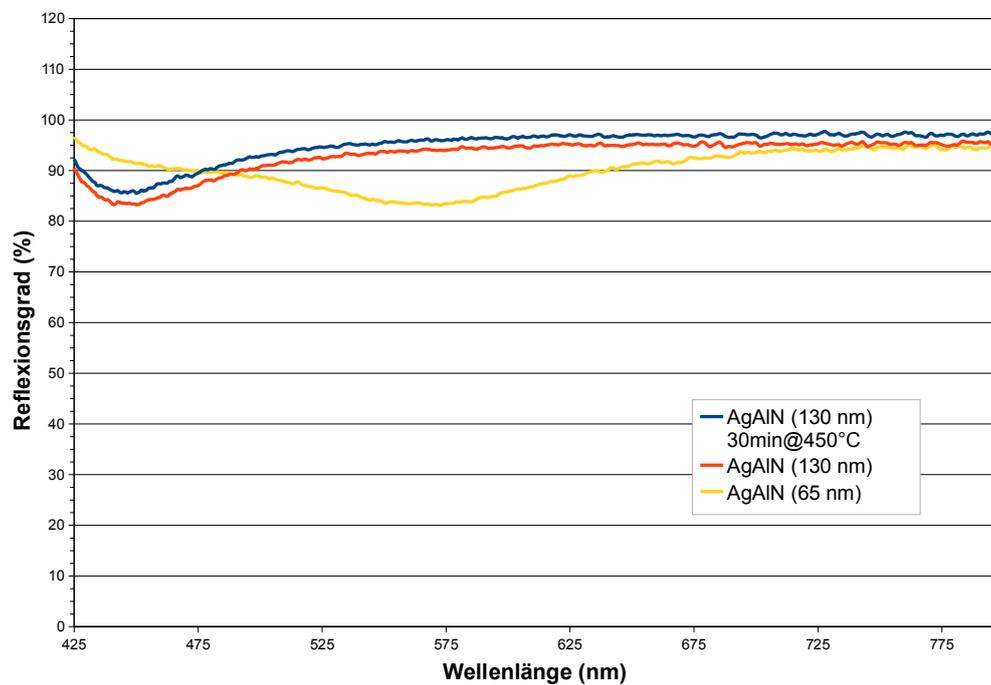


Bild 8.8. Spektraler Reflexionsgrad diverser Ag-Schichten gemessen mit VIS-Spektrometer. Rot - 20 nm Ti + 100 nm Ag + 130 nm ($\lambda/2$) AlN, blau - 20 nm Ti + 100 nm Ag + 130 nm ($\lambda/2$) AlN getempert, gelb - 20 nm Ti + 100 nm Ag + 65 nm ($\lambda/4$) AlN. Referenz: Silberspiegel.

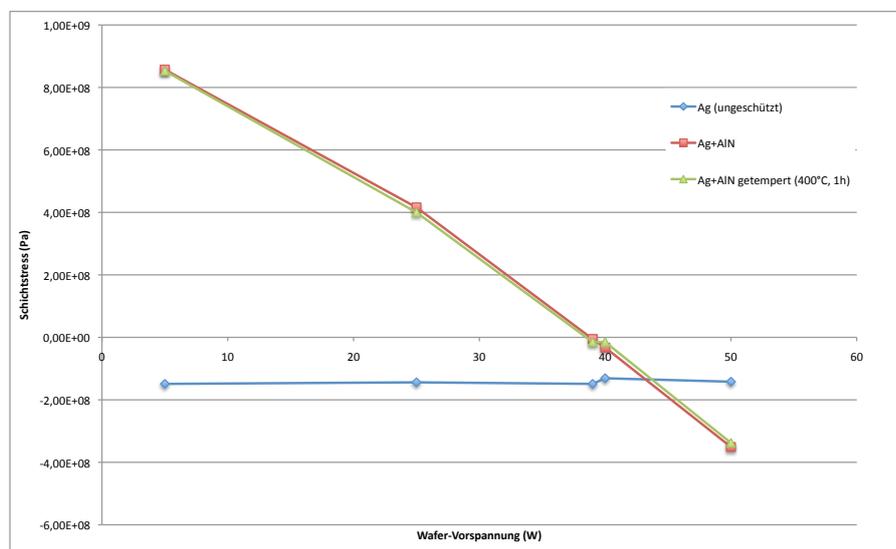


Bild 8.9. Schichtstress einer ungeschützten (blau) und einer mit 130 nm passivierten Ag-Ti-Schicht (rot - ungetempert; grün - getempert bei 450°C, 1h) in Abhängigkeit der Bias-Spannung während des reaktiven Sputterns von AlN.

kann mit derselben Lackmaske durch eine Goldgalvanikabscheidung die 1 μm dicke Goldschicht aufgebracht werden (Abb. 8.10). Eine weitere Lithografie mit anschließender nasschemischer Ätzung sorgt für die Strukturierung der AlN/Ag/Ti-Schicht.

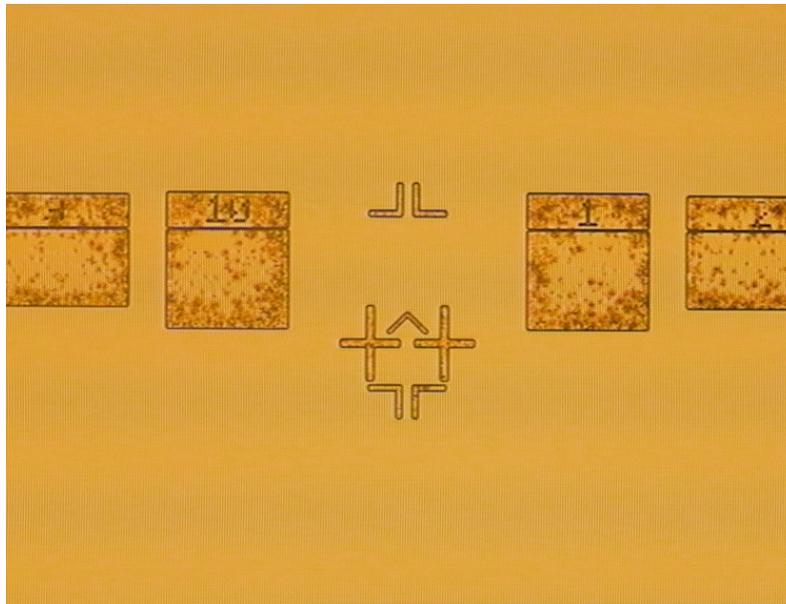


Bild 8.10. Lichtmikroskopische Aufnahme der goldgalvanisch verstärkten Drahtbond-Bereiche und Justagemarken auf Silberuntergrund.

8.3.4. Zusammenfassung

Als Spiegelmaterial optischer MEMS eignen sich die Metalle Al, Au und Ag. Während Al einen hohen Reflexionsgrad im UV-Bereich und Au einen hohen Reflexionsgrad im Infraroten besitzt, bietet Ag den höchsten Reflexionsgrad im sichtbaren Spektralbereich (VIS). Die Integration von Al-Schichten in den Prozessablauf ist einfach, da diese nasschemisch strukturiert werden können und neben den optischen Eigenschaften auch noch einen geeigneten Untergrund zum Drahtbonds bieten. Der Reflexionsgrad der Al-Schicht sinkt jedoch nach einer Temperung durch Hillock-Bildung. Im Gegensatz dazu stellt sich die Integration von Au in den Prozessablauf durch die Notwendigkeit von zwei unterschiedlichen Diffusionsbarrieren als ungleich schwieriger heraus.

Reflexionsschichten aus Silber bieten sehr hohe Reflexionsgrade. Allerdings müssen diese mittels AlN-Schichten vor schädlichen Umwelteinflüssen geschützt werden. Eine zusätzlich aufgalvanisierte Au-Schicht im Bereich der Anschlusskontakte ermöglicht die spätere Kontaktierung der Spiegelchips mittels Drahtbonds. Der resultierende Gesamtstress des Schichtaufbaus kann durch die Anpassung der Bias-Spannung während des Sputterns der AlN-Schicht nahezu vollständig kompensiert werden. Auch eine spätere Temperung der Schichten bei höheren Temperaturen hatte keinen messbaren Einfluss auf den Stress der Spiegelschicht, so dass auch nach der Waferverbindung minimale statische Deformationen der Spiegelplatte garantiert werden können.

Teil III.

Bauteilcharakterisierung

9. Designrules

Im zweiten Teil dieser Arbeit wurde die entwickelte Herstellungstechnologie vorgestellt, die es erlaubt, elektrostatisch angetriebene Mikroscooperspiegel mit höhenversetzten Fingerkämme herzustellen und diese auf Waferebene unter Einschluss eines Vakuums zu verkapseln. In diesem dritten und letzten Teil der Arbeit soll nun das Herstellungsverfahren charakterisiert werden, indem zuerst einige Regeln aus den Randbedingungen des Prozesses hergeleitet werden, die beim Design der Bauteile zu beachten sind. Um anschließend das Prozessergebnis bewerten zu können, werden die mechanischen Eigenschaften eines Beispieldesigns mit analytischen und FEM-Berechnungen näher betrachtet und mit Messungen hergestellter Bauteile verglichen.

9.1. Kantenabstand EP2 zu EPOX

In Kap. 5.3.3.2 wurde die hohe Anforderung an die Justagegenauigkeit der Ebenen EPOX und EP2 zueinander beschrieben. Bei zu großem Versatz wird die obere und untere Epipoly-Siliziumschicht kurzgeschlossen und führt so zu einem Ausfall des Bauteils. Obwohl die Lithografie mit einem Stepper ausgeführt wird, kann ein gewisser Versatz nicht ausgeschlossen werden. Um dennoch eine einwandfreie Funktion der Bauteile gewähren zu können, muss beim Design der Bauteile darauf geachtet werden, dass die EP2-Ebene pro Kante um einen Betrag von $\Delta w = 500$ nm kleiner dimensioniert wird als die darunterliegende EPOX-Ebene, da auch bei der Stepperlithografie, besonders mit den sehr tief liegenden Marken im IP, ein Overlayfehler nicht gänzlich ausgeschlossen werden kann (Abb. 9.1).

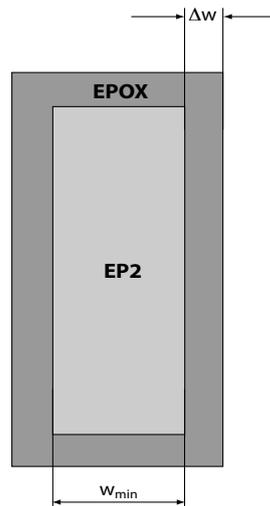


Bild 9.1. Minimale Strukturbreite im EP2 und Abstand EP2 zu EPOX.

9.2. Potentialführung

Fertigungsbedingt ist es nicht möglich, mehr als ein Potenzial an die untere Epipoly-Siliziumschicht zu übergeben. Zum einen ist es im Prozess nicht vorgesehen, Kontaktlöcher unterhalb der Leiterbahnebene aus dünnem Polysilizium zu fertigen und mit dieser die untere dicke Epischicht zu kontaktieren. Zum anderen ist es nicht möglich, diese dicke Schicht unabhängig von darüber liegenden Schichten (TEOS, Leiterbahnebene, zweite Epipoly-Siliziumschicht) zu strukturieren, womit isolierte Bereiche nicht realisierbar sind.

Die obere Epischicht kann jedoch nach Belieben mittels der Leiterbahnebene mit zahlreichen Potenzialen versorgt werden, die durch Trench-Ätzungen (EP2) elektrisch voneinander isoliert sind. Da der eigentliche Spiegel eines 2D-Scanners in einem Rahmen aufgehängt ist, müssen die benötigten Potenziale über die Torsionsfedern der Rahmenstrukturen geführt werden. Aufgrund der elektrostatischen Natur des Antriebs müssen aber nur Verschiebungsströme über diese Leiterbahn geführt werden, wodurch auch schmale ($1\text{-}2\ \mu\text{m}$) Leiterbahnen akzeptabel sind. So ist es möglich, auch über eine dünne Torsionsfeder mit $5\ \mu\text{m}$ Breite zwei Leiterbahnen zu ziehen. Im Gegensatz zu Konkurrenztechnologien (wie z.B. Schenk et al. [56]) kann der Scanner nicht nur mit Potenzialen zum Antrieb der Struktur versorgt werden, sondern auch mit Potenzialen zur kapazitiven Positionsdetektion, die einen Closed-Loop-Betrieb des Scanners ermöglichen.

9.3. DRIE der Vorder- und Rückseite

Der Trockenätzprozess, der die Scanner auf der Wafervorderseite strukturiert und auf der Rückseite freilegt, generiert ebenfalls einige Regeln, die für eine optimale Funktion beim Design der Bauteile eingehalten werden sollten. Zum einen sollte ein maximales Aspektverhältnis von ungefähr 1:10 eingehalten werden, damit die filigranen Strukturen ohne Probleme bis auf das thermische Stoppoxid durchgeätzt werden können. Des Weiteren sollte beim Design der Maske für das rückseitige Ätzen darauf geachtet werden, dass die geöffnete Struktur Ecken mit kleinen Krümmungsradien im Bereich der von beiden Seiten geöffneten Oxidmaske aufweist, da dort die Ätzrate lokal höher ist und somit die empfindliche Oxidmembran stärker belastet.

9.4. Bondrahmen

Für die Versiegelung der Wafer wird um das eigentliche MEMS-Bauteil ein Areal benötigt, das eben und frei von Durchbrüchen ist. Dieses Areal sollte, damit auch ein Versatz der zu verbindenden Wafer zueinander keinen Ausfall des Bauteils hervorruft, breiter sein als der eigentliche Verbindungsrahmen mit der Breite d_{Frame} . Ausreichend Versatztoleranz ist gegeben, wenn der Bereich zu beiden Seiten des Bondrahmens $50\ \mu\text{m}$ Platz bietet. Zusammengerechnet ergibt sich damit für

- einen anodisch gebondeten Glaswafer mit einer Rahmenbreite von $d_{Frame} = 150\ \mu\text{m}$ ein Platzbedarf von $250\ \mu\text{m}$,
- und für einen mittels Glasfritte verbundenen Glaswafer mit einer Rahmenbreite von $d_{Frame} = 375\ \mu\text{m}$ ein Platzbedarf von $475\ \mu\text{m}$,

in dem das durch EP2 strukturierte Epipoly nicht geöffnet werden darf.

Auf der Rückseite gelten ähnliche Randbedingungen. Der Bondrahmen, der für das eutektische Au-Si-Waferbonden benötigt wird, beträgt wie beim anodischen Bonden $d_{Frame} = 150 \mu\text{m}$. Auch hier sollte eine Justagetoleranz von ca. $50 \mu\text{m}$ mit einberechnet werden, die besonders im Bereich der Stützstrukturen zur statischen Spiegelverkipfung relevant ist.

9.5. HFGPE der Oxidmembran

Die Unterätzung der thermischen Oxidschicht, die auch als Stoppschicht während des DRIE der Vorder- und Rückseite dient, schränkt die minimale Strukturweite von Epipoly-Siliziumstrukturen ein, sofern diese durch Oxid voneinander isoliert bleiben soll. Durch die Gasphasenätzung wird sowohl auf der Rück- als auch auf der Vorderseite ca. 1100 nm Oxid entfernt. Strukturen aus zwei Polysiliziumschichten, die durch die EPOX-Oxidschicht ($2,4 \mu\text{m}$) voneinander getrennt sind, müssen, damit sie auch nach der Ätzung voneinander elektrisch und mechanisch isoliert sind, eine Minimalbreite von $w_{min} > 2,2 \mu\text{m}$ aufweisen (Abb. 9.1). Andernfalls würde das Oxid zwischen den Schichten komplett entfernt werden, was gerade im Bereich der Fingerkämme bei höheren Spannungen elektrische Kurzschlüsse erzeugen könnte, und so zum Ausfall des Bauteils führen kann. Außerdem sollte eine Toleranz gegenüber Ätzprozess-Schwankungen mit einberechnet werden, so dass nicht schon eine geringe Überätzung (Abb. 9.2) Ausfälle hervorruft.

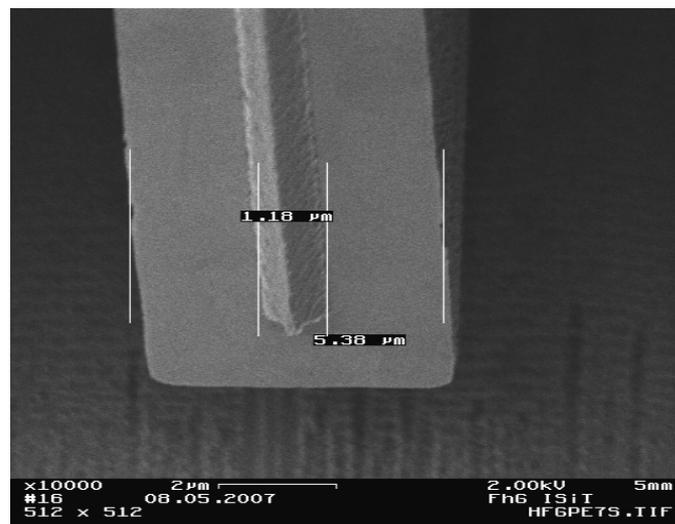


Bild 9.2. REM-Aufnahme eines Antrieb-Fingers nach zu langer Gasphasenätzung. Auf dem Finger verbleibt nur ein kleiner Rest Oxid.

10. Mechanische und elektrische Beschreibung eines Beispieldesigns

Die geschickte Kombination zweier dicker Epipoly-Siliziumschichten mit zwischenliegender Leiterbahnebene aus dünnem Polysilizium erlaubt beim Design der Bauteile viele Freiheitsgrade. Höhenversetzte Fingerelektroden, Federaufhängungen der Spiegelplatte und des kardanischen Rahmens mit zwei möglichen Dicken und nahezu beliebiger Breite und Länge, viele unterschiedliche elektrische Potenziale, sowie eine Vakuumkaspelung auf Waferebene ermöglichen eine Vielzahl unterschiedlicher Scannerdesigns für verschiedenste Anwendungen. So wurden im Rahmen der Arbeit mehr als 20 unterschiedliche Scannerdesigns realisiert. Um den Prozess jedoch näher beschreiben zu können, wird exemplarisch eine Designvariante eingehender erklärt und charakterisiert.

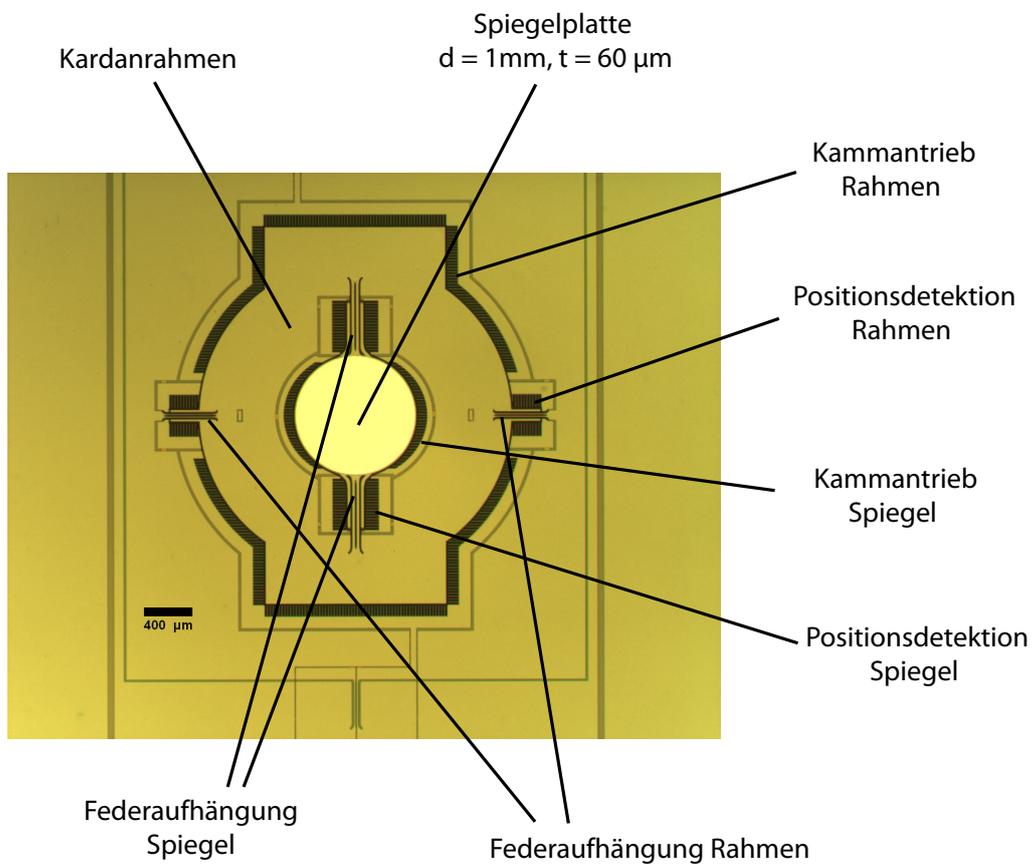
10.1. Aufbau des Bauteils

Der realisierte 2D-Scanner mit einem Spiegelplattendurchmesser von $d = 1\text{ mm}$, dessen langsame und schnelle Achse jeweils resonant betrieben werden, wird in Abb. 10.1 gezeigt. Tab. 10.1 fasst die wichtigsten Bauteilabmessungen zusammen. Die Spiegelplatte sowie der Kardanrahmen für

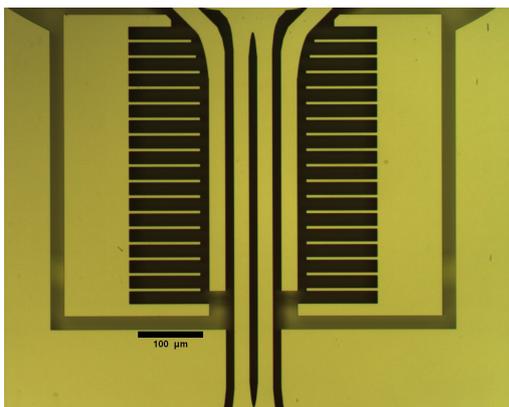
Bauteilabmessung	Wert
Spiegelplatte:	
Durchmesser	1 mm
Dicke	60 μm
Federaufhängung langsame Achse (Doppelbalken):	
Länge x Breite	450 μm x 9 μm
Dicke	60 μm
Federaufhängung schnelle Achse (Doppelbalken):	
Länge x Breite	640 μm x 23,6 μm
Dicke	60 μm
Fingerkämme:	
Breite	6 μm
Pitch	24 μm

Tabelle 10.1. Wichtige Abmessungen des Referenzdesigns

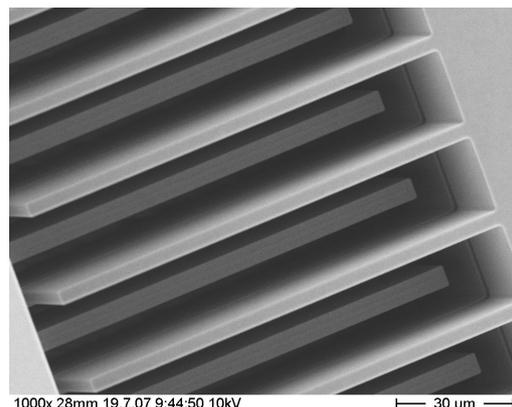
die langsame Vertikalbewegung sind über Doppelbalken aus 60 μm dickem Polysilizium aufgehängt (Abb. 10.1 (b)). Zum Antrieb der langsamen Achse sind um den Rahmen herum Fingerantriebe mit einer Länge von $l_{fl} = 90\ \mu\text{m}$ angebracht. Der Hauptteil dieser Finger ist fern der



(a) Übersicht



(b) Detail Fingerkämme Schnelle Achse: Ebene EP2



(c) REM-Aufnahme der höhenversetzten Fingerelektroden

Bild 10.1. Mikroskopaufnahme eines doppeltresonanten 2D-Scanners mit 1 mm Spiegeldurchmesser.

Kippachse angeordnet, so dass mit ihnen ein hohes Drehmoment zur Anregung erzeugt werden kann. Da diese Anordnung aber keine permanente Überdeckung der Antriebsfinger erlaubt (bei großen Kippwinkeln bewegen sich die beweglichen Finger aus den fixen Fingern komplett heraus), ist es nicht möglich mit ihnen die Spiegelposition kapazitiv zu erfassen. Aus diesem Grund sind nahe der Kippachse weitere Fingerkämme ($L_{ff} = 65 \mu\text{m}$ und $L_{bf} = 160 \mu\text{m}$, vgl. Kap. 4.1.4) angebracht, die somit einen permanenten Überlapp auch bei großen Kippwinkeln aufweisen und damit zur kapazitiven Positionsdetektion genutzt werden können.

Für den Antrieb der Spiegelplatte sind um diese weitere Fingerkämme mit einer Länge von $l_{fs} \approx 75 \mu\text{m}$ angeordnet. Zusätzliche achsennahe Kämme ermöglichen auch für die Spiegelplattenbewegung eine kapazitive Positionsdetektion ($L_{ff} = 80 \mu\text{m}$ und $L_{bf} = 178 \mu\text{m}$).

10.2. Potenzialführung

Die zum Spiegelbetrieb notwendigen elektrischen Potentiale werden mit der vergrabenen Leiterbahnebene zwischen den beiden dicken Epipoly-Schichten zur aktiven Scannerstruktur geführt. Fertigungsbedingt kann dabei der unteren Epipoly-Schicht nur ein Potenzial zugewiesen werden. Die Potentialtrennung der Bereiche in der oberen Epipoly-Schicht erfolgt durch Trench-Isolation und Kontaktierung dieser Areale mit der Leiterbahnebene durch Öffnung des TEOS-Oxids in der Ebene EPOX.

Abb. 10.2 zeigt schematisch die zum Antrieb und zur Positionsdetektion bereitgestellten elektrischen Potentiale für das Bauelement. Insgesamt werden für den Betrieb eines 2D-Scanners mit integrierter kapazitiver Positionsdetektion mindestens neun unterschiedliche elektrische Potentiale benötigt:

- ein gemeinsames Referenzpotential (oder auch Masse - GND)
- zwei Potentiale zum Antrieb des Kardanrahmens (Gimbal Drive 1 u. 2)
- zwei Potentiale für dessen Positionsdetektion (Gimbal Sense 1 u. 2)
- zwei Potentiale zum Antrieb der Spiegelplatte (Mirror Drive 1 u. 2)
- und schließlich zwei weitere für deren Positionsdetektion (Mirror Sense 1 u. 2).

Die beweglichen Teile der Aktor- und Detektionselektroden werden nur jeweils aus der unteren Epipoly-Schicht geformt, sind damit nur $30 \mu\text{m}$ hoch, und liegen deswegen immer auf deren elektrischen Potential (GND). Die korrespondierenden statischen Teile der Kämmen bestehen aus beiden Epipoly-Schichten, die durch die Oxidschicht bzw. Gräben elektrisch voneinander isoliert sind. Der obere Teil dieser $60 \mu\text{m}$ hohen Fingerkämme wird durch die vergrabene Leiterbahn kontaktiert. Durch Anlegen einer Spannung an diesen Teil der Kämmen bezogen auf das Referenzpotential GND, wird eine Kraft erzeugt, die den beweglichen Teil der Kämmen aus der Ebene herausbewegt, und die bestrebt ist, einen maximalen Überlapp zwischen den beweglichen Fingern und dem oberen Teil der statischen Elektroden zu erzeugen.

Über die Federaufhängung des äußeren Rahmens müssen die zum Betrieb der Spiegelplatte benötigten Signale eingeleitet werden. Dazu kann zum einen die obere Epipoly-Schicht benutzt werden. Dadurch können pro Seite ein oder zwei (bei einer Doppelfeder wie in Abb. 10.1 (b) zwei)

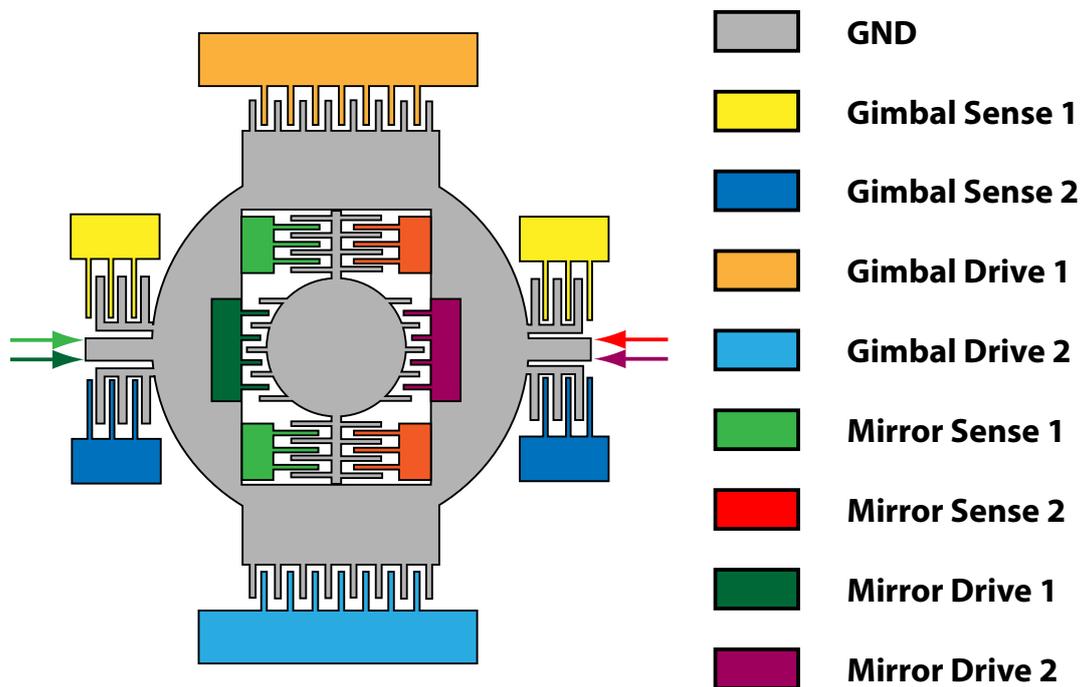


Bild 10.2. Benötigte elektrische Potenziale zum Betrieb des Scanners. Die für den Antrieb und zur Positionsdetektion der Spiegelplatte benötigten Potenziale werden über die Federaufhängung des Rahmens eingeleitet.

Potenziale in den Rahmen geleitet werden. Je nach Breite und Anzahl der Federbalken kann die Anzahl unter Ausnutzung der Leiterbahnebene weiter gesteigert werden. Beim beschriebenen Referenzdesign werden alle für die Spiegelplatte benötigten Potenziale durch die Leiterbahnebene über die Federn geführt.

10.3. Eigenmoden

Die Grundlagen des laserbasierten Projektionsverfahrens mit Mikroscoannerspiegeln wurde in Kap. 2 beschrieben. Das Auflösungsvermögen solcher Projektoren hängt im Wesentlichen von der Schwingungsfrequenz und -Amplitude der Spiegelplatte und des Rahmens ab. Um auch bei hohen Frequenzen oberhalb von 15 kHz große Ablenkwinkel zu realisieren, bietet es sich an, die Bewegung des Rahmens und der Spiegelplatte in deren Eigenfrequenzen (Resonanzfrequenzen) anzuregen. Besonders in Kombination mit der Vakuumkapselung, welche die Dämpfung durch umgebende Luft weitgehend eliminiert, lassen sich in diesem Betriebsmodus auch mit sehr geringen Antriebsspannungen sehr hohe Frequenzen und Amplituden erreichen.

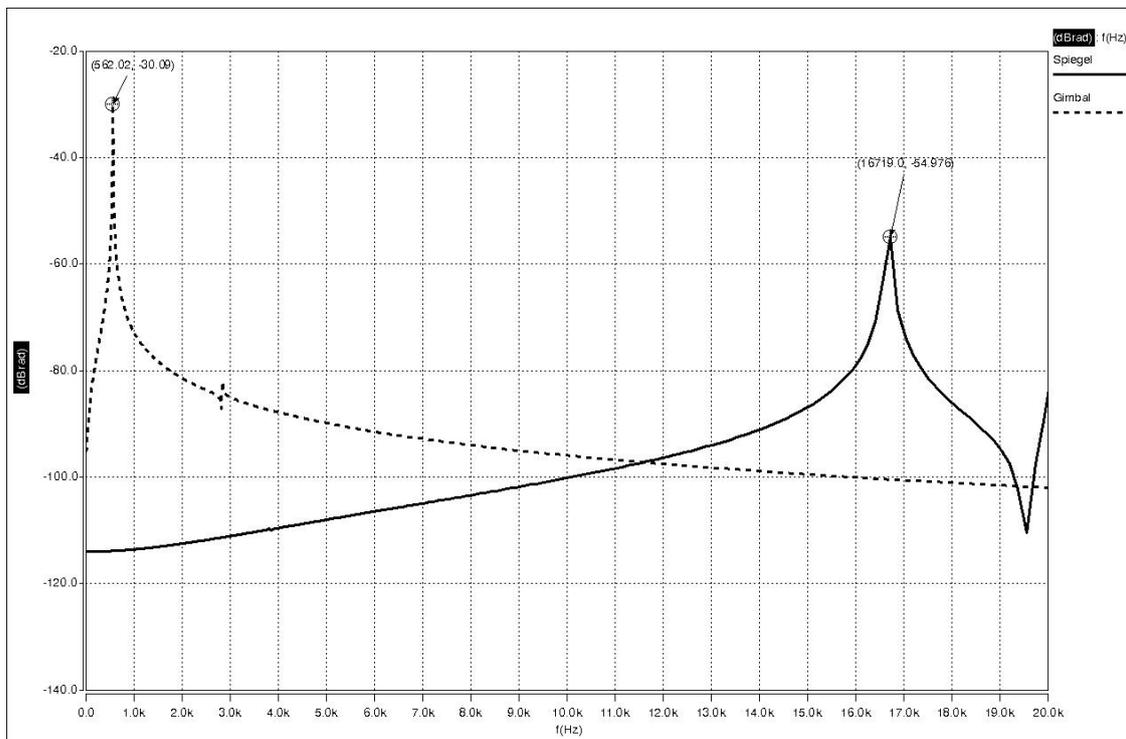
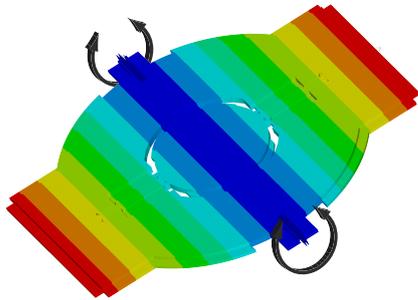
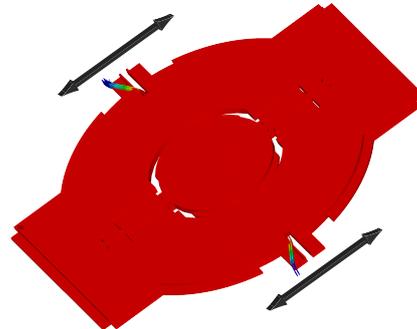


Bild 10.3. Berechneter Frequenzgang des Kardanrahmens und der Spiegelplatte. Schwarz - Spiegelplatte, gestrichelt - Rahmen.

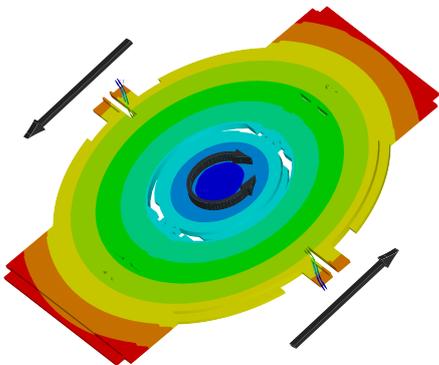
Die Eigenmoden des Scanners sind somit entscheidend für dessen Einsatz und Leistungsfähigkeit. Neben den eigentlichen nutzbaren Moden, d.h. die Eigenfrequenz des Rahmens und der Spiegelplatte, treten noch weitere Moden auf (Abb. 10.4). Wichtig für ein robustes Funktionieren des Bauteils ist, dass diese Eigenmoden weit genug von den Resonanzfrequenzen der Rahmen-



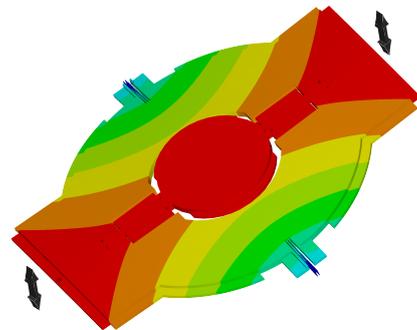
(a) 1. Eigenmode: Kippbewegung des Kardanrahmens



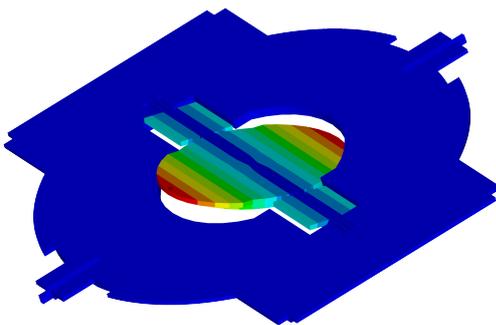
(b) 2. Eigenmode: Lateralbewegung des Rahmens



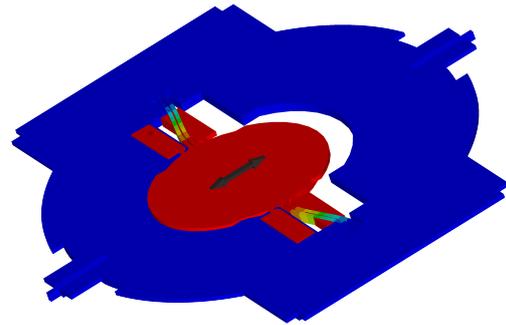
(c) 3. Eigenmode: Laterale Rotation des Rahmens



(d) 4. Eigenmode: "Butterfly"-Mode - Bewegung Out-of-Plane der Struktur



(e) 5. Eigenmode: Kippbewegung der Spiegelplatte



(f) 6. Eigenmode: Lateralbewegung der Spiegelplatte

Bild 10.4. Die ersten sechs Eigenmoden des 2D-Scanners. Moden 1 und 5 sind die eigentlichen Nutzmoden.

(Abb. 10.4 (a)) und der Spiegelplattenbewegung (Abb. 10.4 (e)) entfernt liegen. Eine ungenügende Modenseparation würde hingegen zu mechanischem Überkoppeln auf Nachbarmoden führen und so einen stabilen Betrieb unmöglich machen.

Abb. 10.3 zeigt den Frequenzgang des Rahmens und der Spiegelplatte des Scanners. Die Resonanzfrequenz des Rahmens f_R liegt bei

$$f_R = 562 \text{ Hz}$$

und die Resonanzfrequenz der Spiegelplatte f_S bei

$$f_S = 16,719 \text{ kHz.}$$

Damit erlaubt der Scanner nach Gl. 2.6 die Darstellung eines VGA-Bildes mit einer vertikalen Zeilenanzahl n_v von ca. 480 (bei einer Bildwiederholrate $f_{frame} = 25 \text{ Hz}$).

11. Messungen an gefertigten Bauteilen

11.1. Statische Verbiegung der Spiegelplatte

Die Deformation der Spiegelplatte hat einen großen Einfluss auf die Güte des gescannten Laserstrahls. In Kap. 2.2 wurden zwei unterschiedliche Ursachen für Deformationen (statisch und dynamisch) vorgestellt. Während die dynamische Deformation hauptsächlich durch den Betrieb des Scanners bestimmt wird, ist die statische Deformation stressinduziert und somit direkt abhängig von der Qualität des Herstellungsprozesses. Da der Stress der dicken epitaktisch abgeschiedenen Schichten vernachlässigbar ist (s. Kap. 5.3.1), wird die Spiegelverbiegung maßgeblich durch die Schichtspannungen der auf der Spiegelplatte aufgetragenen Verspiegelungsschichten bestimmt.

11.1.1. Messung

Mit einem Weißlichtinterferometer wurde die Spiegelverbiegung an diversen Bauteilen für zwei unterschiedliche Schichtsysteme vermessen. Um den Einfluss erhöhter Prozesstemperatur während des Waferbondens zu untersuchen, wurden die Spiegel nach einer Temperung (430 °C für 30 min in Vakuum) erneut vermessen. Die vermessenen Schichtsysteme sind:

1. 100 nm direkt auf die Epipoly-Oberfläche aufgedampftes Aluminium,
2. mit AlN geschütztes Silber: 20 nm Titan / 100 nm Silber (beides aufgedampft)/ 130 nm AlN (gesputtert mit 39 W Bias-Leistung während des reaktiven Sputterns) .

Abb. 11.1 zeigt das Ergebnis der Messung vor und nach der Temperung (einige Messprotokolle der Interferometermessungen zur Bestimmung der Plattenverbiegung befinden sich im Anhang C).

Spiegel, die mit einer 100 nm dicken Aluminiumschicht beschichtet worden sind, besitzen vor der Temperung sehr große Krümmungsradien von durchschnittlich $R_{Al} = 14,79$ m. Die Spiegelplatte ist damit durch den kompressiven Stress ein wenig konkav gewölbt. Nach der Temperung nimmt jedoch die Zugspannung der Schicht und damit die resultierende Verbiegung dramatisch zu und reduziert den Krümmungsradius auf durchschnittlich $R_{Al'} = 2,8$ m.

Während das Aluminium durch Aufdampfung bei nahezu Raumtemperatur auf die Spiegelplatte aufgebracht wird und deswegen nahezu spannungsfrei ist (deswegen die äußerst niedrige Verbiegung von ungetemperten Spiegeln), entstehen durch die thermische Fehlanpassung der Al-Schicht an die Epipoly-Siliziumschicht¹ während der Temperung kurzzeitig Druckspannungen, die sich aber sofort wieder relaxieren. Bei rascher Abkühlung wird dieser relaxierte Zustand eingefroren und führt aufgrund der beträchtlichen thermischen Fehlanpassung zwischen Al und Si zum Aufbau einer deutlichen Zugspannung.

¹ Al besitzt einen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $\alpha_{Al} \approx 23 \cdot 10^{-6}$ 1/K und dehnt sich damit stärker aus als Silizium mit $\alpha_{Si} \approx 2,6 \cdot 10^{-6}$ 1/K

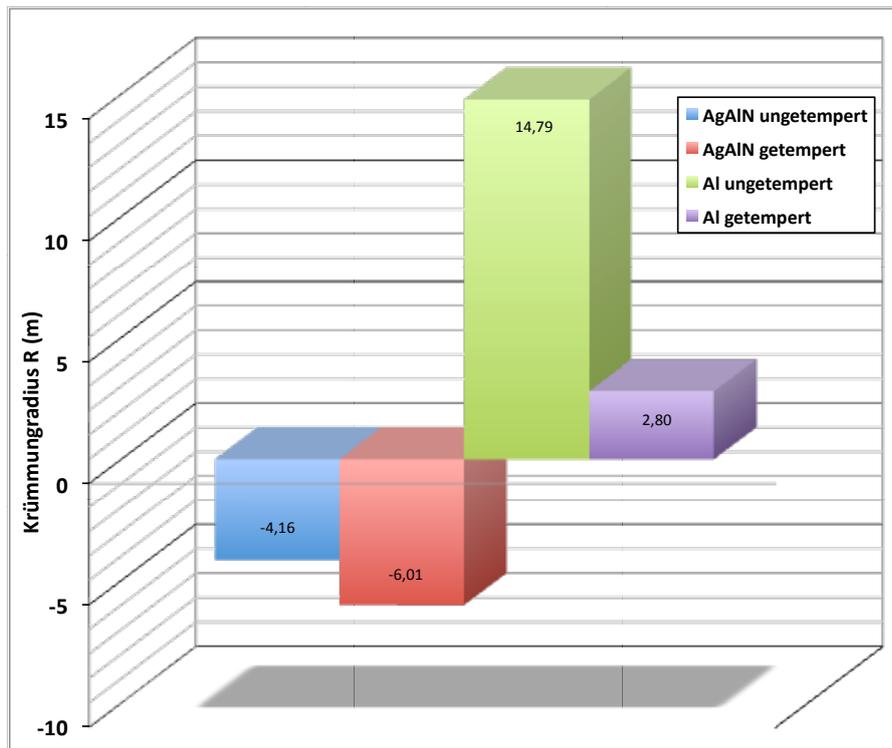
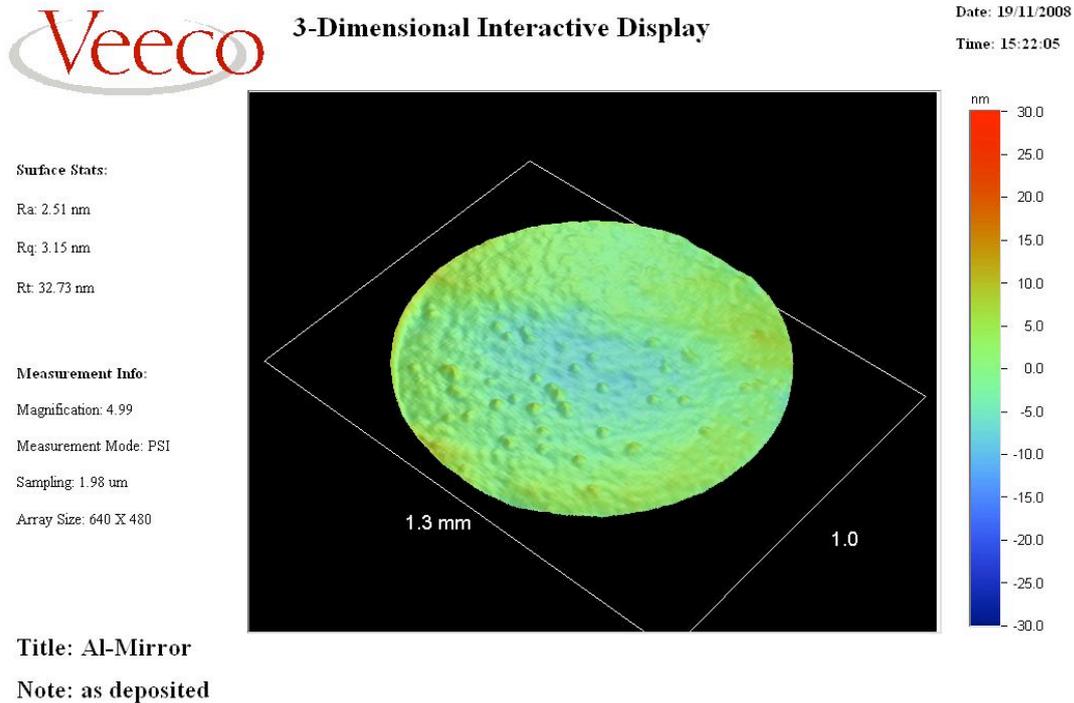


Bild 11.1. Krümmungsradius der Spiegelplatte mit verschiedenen Metallschichten.

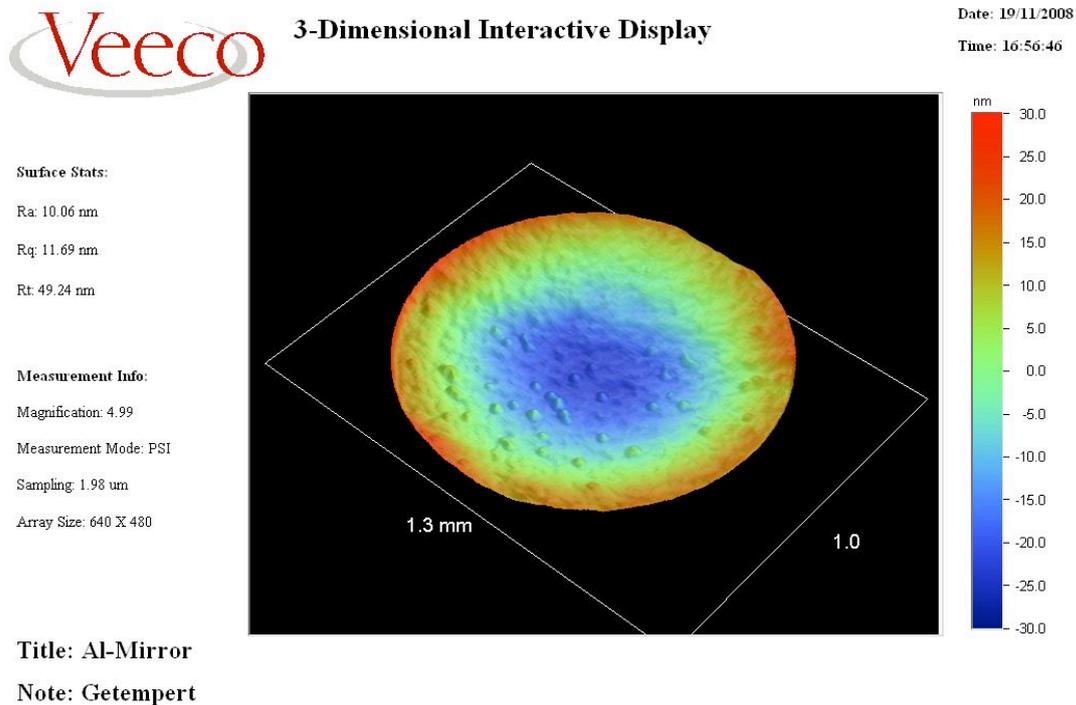
Neben der Zunahme der konkaven Verbiegung der Spiegelplatte ist auf Abb.11.2 zudem die Hillockbildung der Al-Schicht besonders nach der Temperung zu erkennen. Die durchschnittliche Rauigkeit R_a der Schicht liegt direkt nach der Abscheidung nur bei $R_a \approx 2,5 \text{ nm}$ ($R_t \approx 33 \text{ nm}$), steigt aber nach der Temperung auf $R_a \approx 10 \text{ nm}$ ($R_t \approx 49 \text{ nm}$) an.

Spiegel hingegen, die mit einer geschützten Silberschicht beschichtet wurden, zeigen ein gänzlich anderes Verhalten. Ungetempert sind diese konvex gekrümmt mit einem Krümmungsradius von $R_{AgAlN} = 4,19 \text{ m}$. Nach der Temperung steigt der Krümmungsradius jedoch leicht auf $R_{AgAlN'} = 6,01 \text{ m}$ (Abb.11.3) an. Die Ursache hierfür ist, dass die aufgedampfte Ti/Ag-Schicht von der bei höherer Temperatur (ca. 400°C) aufgesputterten AlN-Schicht überdeckt wird. Der resultierende Gesamtstress wird durch die Einstellung der Bias-Leistung während des Sputterns nahezu kompensiert. Eine weitere Temperung der mit Ag/AlN beschichteten Wafer erzeugt auch in diesem Schichtsystem Druckspannungen durch sich unterscheidende Ausdehnungskoeffizienten, die sich aber bei Raumtemperatur wieder ausgleichen.

Die Tatsache, dass sich der Krümmungsradius der Spiegel nach der Temperung dennoch ändert, zeigt, dass die Abscheidetemperatur der AlN-Schicht geringfügig niedriger ist, als die Temperatur während der Temperung. Der entstehende tensile Stress relaxiert in den duktilen Metallschichten ein wenig - in der spröden AlN-Schicht ist dies indes nicht der Fall - und sorgt nach der Abkühlung auf Raumtemperatur für eine geringere Druckspannung des Schichtsystems und damit für einen größeren Krümmungsradius. Durch Feintuning der Abscheidetparameter (Substrattemperatur und Bias-Leistung) kann der Krümmungsradius weiter minimiert werden.



(a) Messung der Spiegelplatte vor der Temperung



(b) Messung der Spiegelplatte nach der Temperung

Bild 11.2. Messung der Spiegelplattenwölbung (Al-Beschichtung) mit einem Weißlichtinterferometer vor und nach der Temperung (bei 430 °C für 30 Min.).

Im Gegensatz zu Al-beschichteten Spiegeln verändert sich die Rauigkeit der Schicht nicht. Deren Absinken von $Ra \approx 5 \text{ nm}$ ($Rt \approx 27 \text{ nm}$) auf $Ra \approx 3,5 \text{ nm}$ ($Rt \approx 20 \text{ nm}$) liegt an der geringeren Krümmung der Platte nach der Verbiegung. Diese geht ebenfalls in kleinen Teilen in die Messung mit ein (s. Anhang C).

11.1.2. Berechnung der Spannung

Der Stress σ dieser Schichten kann anhand der Stoney-Gleichung [3]

$$\sigma = \frac{1}{R} \cdot \frac{E}{1-\nu} \cdot \frac{T^2}{t} \quad (11.1)$$

mit dem Elastizitätsmodul E , der Poissonzahl (oder Querkontraktionszahl) ν , der Dicke T des Substrats auf dem die Schicht mit der Dicke t liegt und dem Krümmungsradius R annähernd bestimmt werden. Voraussetzung dafür ist u.a., dass

- $T \gg t$ ist,
- das Substrat mechanisch frei beweglich ist und bezogen auf die Schichtnormale laterale isotrope elastische Eigenschaften aufweist,
- das Substrat, ohne mit einer Schicht belegt zu sein, nicht verbogen ist.

Die Spiegelplatte hat eine Dicke von $T = 60 \mu\text{m}$ und ist damit um ein Vielfaches dicker als die Metallschicht auf ihr. Zudem ist sie normal zur Kippachse frei beweglich, und besteht aus polykristallinem Material, das annähernd isotrop in alle Raumrichtungen ist.

Das Elastizitätsmodul von Polysilizium beträgt $E_{Poly} \approx 169 \text{ GPa}$, die Poissonzahl beträgt $\nu_{Poly} \approx 0,22$. Damit ergibt sich nach Gl. 11.1 für die 100 nm dicke Al-Schicht vor dem Tempern eine Zugspannung σ_{Al} von

$$\sigma_{Al} \approx \mathbf{527 \text{ MPa}}$$

die sich nach dem Tempern auf

$$\sigma'_{Al} \approx \mathbf{2,8 \text{ GPa}}$$

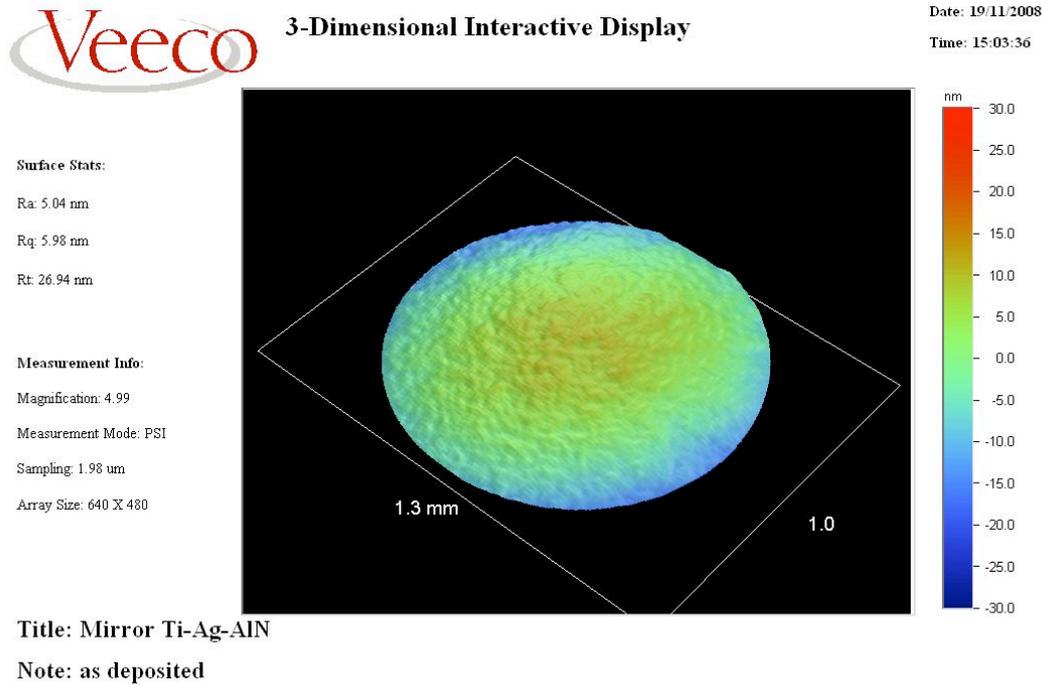
erhöht. Für das Schichtsystem Ti/Ag/AlN mit den Schichtdicken 20 nm + 100 nm + 130 nm stellt sich folgende Druckspannung ein

$$\sigma_{Ag} \approx \mathbf{-750 \text{ MPa}}$$

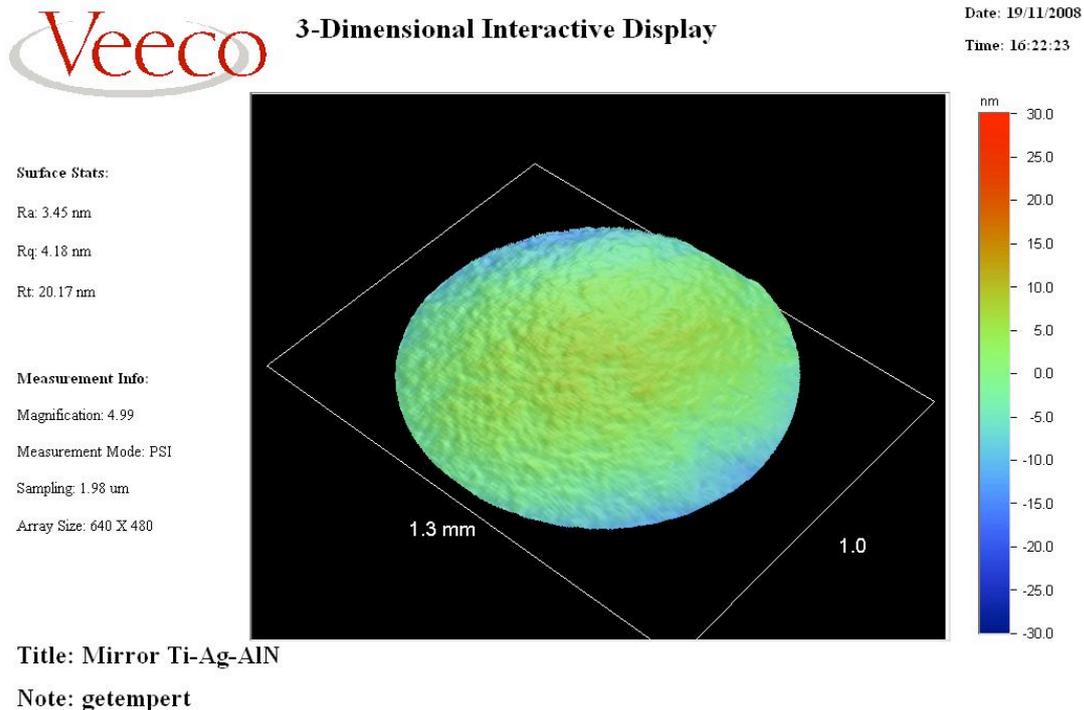
die nach der Temperung auf

$$\sigma'_{Ag} \approx \mathbf{-520 \text{ MPa}}$$

sinkt. Die Absolutwerte der getemperten Ag/AlN-Schicht entsprechen also in etwa den niedrigen Werten der ungetemperten Al-Schicht.



(a) Messung der Spiegelplatte vor der Temperung



(b) Messung der Spiegelplatte nach der Temperung

Bild 11.3. Messung der Spiegelplattenwölbung (Ag/AIN-Beschichtung) mit einem Weißlichtinterferometer vor und nach der Temperung (bei 430 °C für 30 Min.).

11.1.3. Zusammenfassung

Die Krümmung der Spiegelplatte bestimmt maßgeblich die Strahlqualität des durch die Platte reflektierten Laserstrahls. Da die Schichtspannungen der auf ihr aufgetragenen Metallschichten Hauptursache für statische Spiegeldeformationen sind, müssen die Spannungen der Schichten minimiert werden.

Dünne Al-Schichten weisen direkt nach der Abscheidung nur sehr geringe Zugspannungen auf, die allerdings nach einer Temperung (wie z.B. während des Waferbondens) stark zunehmen. Zudem bilden Al-Schichten bei längerer Lagerung sog. Hillocks aus, die den Reflexionsgrad der Spiegelplatte durch Lichtstreuung herabsetzen.

Diese Nachteile besitzen mit AlN geschützte Ag-Schichten nicht. Die Gesamt-Schichtspannung und damit die Verbiegung der Spiegelplatte kann durch Variation der Bias-Spannung während der AlN-Abscheidung nahezu vollständig kompensiert werden. Auch nach einer Temperung ändert sich die Verbiegung der Spiegelplatte nur sehr wenig. Zudem zeigt die AlN/Ag-Schicht im Gegensatz zur Al-Schicht keine Hillock-Bildung und besitzt im relevanten Wellenlängenbereich einen höheren Reflexionsgrad, so dass dieses Schichtsystem zu bevorzugen ist.

11.2. Bestimmung des Innendrucks

Um den Erfolg der Entwicklung beurteilen zu können, braucht es eine adäquate Druckmessmethode, die es erlaubt, innerhalb der Kavernen von MEMS-Bauteilen Drücke in einem Bereich von $p_{Cav} = 1 \dots 10^{-5}$ mbar bestimmen zu können. In der Vergangenheit wurden dazu unterschiedlichste Verfahren herangezogen. So wurden Innendrucke von MEMS-Verpackungen unter anderem anhand von Mikro-Piraniröhren (z.B. in [80] oder [81]) oder durch die Messung der Verbiegung einer Membran (z.B. [82]) gemessen. Neben diesen Methoden hat sich die Messung des Gütefaktors resonanter MEMS als geeignete Messmethode etabliert [30]. Der Gütefaktor von Resonatoren skaliert hauptsächlich mit der extrinsischen Dämpfung, die durch das umgebende Gas auf das Bauteil einwirkt. Die Messung des Gütefaktors gekapselter Bauteile liefert dementsprechend über den Abgleich mit einer Eichkurve² direkt den Innendruck der Kapselung.

11.2.1. Mechanische Güte resonanter Systeme

11.2.1.1. Gütefaktor

Ein resonant betriebener Mikroscoannerspiegel kann als bedämpfter Torsionsschwinger aufgefasst werden, der durch folgende inhomogene, lineare Differentialgleichung zweiter Ordnung beschrieben wird

$$J_A \ddot{\theta} + M_D(\dot{\theta}, \ddot{\theta}) + k\theta = M_{el}(\theta, U). \quad (11.2)$$

Dabei ist J_A das Trägheitsmoment der schwingenden Masse um die Torsionsachse, M_D das Dämpfungsmoment, $k\theta$ das rückstellende Moment mit der Federkonstanten k , M_{el} das elektrostatische Antriebsmoment hervorgerufen durch die Spannung U und $\theta = \theta(t)$ der mechanische Kippwinkel des Schwingers. Für das Dämpfungsmoment M_D gilt auch

$$M_D = b \dot{\theta} = 2 J_A \delta \dot{\theta} \quad (11.3)$$

wobei b die Reibungskonstante und δ der Abklingkoeffizient sind. Da das Dämpfungsmoment M_D und das Antriebsmoment M_{el} stark nichtlinear sind, ist die Lösung der Differentialgleichung nach θ nur mit numerischen Methoden lösbar. Allerdings ist die Torsionsbewegung in sehr niedrig bedämpften Umgebungen, d.h. wenn gilt

$$|M_D| + |M_{el}| \ll |J_A \ddot{\theta}| + |k\theta| \quad (11.4)$$

annähernd sinusförmig [83]:

$$\theta \approx \theta_{max} \sin(\omega_0 t) \quad (11.5)$$

mit der Kreiskippfrequenz $\omega_0 = 2\pi f_0$ und der Oszillationsamplitude $\theta_{max} = \theta_{max}(M_D, M_{el})$. Für den Fall, dass kein anregendes Moment M_{el} vorhanden ist, ist die Lösung von Gl. 11.2 eine harmonische Schwingung, deren Amplitude exponentiell abfällt:

$$\theta \approx \theta_{max} e^{-\delta t} \sin(\omega_0 t) \quad (11.6)$$

²Messung des Gütefaktors ungekapselter Resonatoren bei unterschiedlichen Drücken

Aus dem Abklingkoeffizienten δ der Exponentialfunktion, die die Einhüllende der Schwingung beschreibt und der Kreisfrequenz ω_0 der Torsionsschwingung kann der Dämpfungsgrad D

$$D = \frac{\delta}{\omega_0} \quad (11.7)$$

des Systems gebildet werden. Aus diesem geht wiederum der Gütefaktor Q

$$Q = \frac{1}{2D} = \frac{\omega_0}{2\delta} \quad (11.8)$$

hervor. Der Gütefaktor ist ein Maß für die Überhöhung der Auslenkungsamplitude eines in seiner Eigenfrequenz betriebenen Resonators bezogen auf die Amplitude bei statischer Auslenkung. Außerdem gibt der Gütefaktor das Verhältnis der im Resonator gespeicherten kinetischen Energie zum Energieverlust pro Schwingungsperiode an.

11.2.1.2. Reibung und Güte

Das die Dämpfung, und damit die Güte, bestimmende Moment M_D setzt sich aus zwei unterschiedlichen Anteilen zusammen:

$$M_D = D_{ext} + D_{int}, \quad (11.9)$$

d.h. aus einem intrinsischen Anteil D_{int} und einem extrinsischen Anteil D_{ext} . Die intrinsische Dämpfung wird durch Reibung innerhalb des bei der Torsionsbewegung deformierten Materials hervorgerufen (z.B. Reibung durch plastische Verformung), während die extrinsische Dämpfung durch äußere Kräfte auf den Resonator einwirkt. Über weite Druckbereiche ist in MEMS-Resonatoren die Gasreibung an der Resonatorstruktur der bestimmende Anteil der Dämpfung.

Der Impulsübertrag durch die Stöße der Gasmoleküle an der MEMS-Struktur erzeugt Reibung, die sich als Dämpfung der mechanischen Schwingung bemerkbar macht. Je nach dem Umgebungsdruck p und dem Abstand x der sich durch das Gas bewegenden Flächen der MEMS-Struktur liegen unterschiedliche Fälle der Gasdämpfung vor. Bestimmend hierfür ist das auch Knudsen-Zahl Kn genannte Verhältnis der mittleren freien Weglänge \bar{l} der Gasmoleküle zum Abstand x ($Kn = \bar{l}/x$). Die mittlere freie Weglänge bestimmt sich nach folgender Gleichung

$$\bar{l} = \frac{kT}{\sqrt{2}\pi p d^2} \quad (11.10)$$

mit der Boltzmann-Konstanten $k = 1,3806503 \cdot 10^{-23} \frac{\text{m}^2 \text{kg}}{\text{s}^2 \text{K}}$, dem Teilchendurchmesser d , und der Umgebungstemperatur T .

Für $Kn \gg 1$ ist die mittlere freie Weglänge eines Teilchens viel größer als der Wandabstand der MEMS-Struktur, so dass es hauptsächlich zu Stößen zwischen den Wänden der MEMS-Struktur und den Gasmolekülen kommt. Stöße zwischen den Gasmolekülen sind hingegen äußerst selten. In diesem molekularen Bereich ist die Gasviskosität η_{mol}

$$\eta_{mol} = \sigma_t \frac{2}{\pi} \frac{px}{\bar{c}} \quad (11.11)$$

und damit die Dämpfung linear abhängig vom Druck p . Dabei ist σ_t der tangentiale Impulsakkomodationsfaktor, der das Verhältnis der Tangentialgeschwindigkeit der Gasteilchen zur Bewegungsgeschwindigkeit der Resonatorstruktur angibt, und $\bar{c} = \sqrt{(2kT)/(\pi m_t)}$ die mittlere Teilchengeschwindigkeit (m_t - mittlere Teilchenmasse).

Für den Fall $Kn \ll 1$ ist die mittlere freie Weglänge \bar{l} der Gasteilchen gering gegenüber dem Abstand x der Wände und es kommt viel häufiger zu Stößen der Teilchen untereinander als zu Stößen mit der Wand. In diesem viskosen Bereich steigt zwar die Anzahl der impulsübertragenden Moleküle proportional mit dem Druck p , allerdings nimmt die mittlere freie Weglänge \bar{l} , über die der Impuls der Teilchen übertragen wird wiederum mit $1/p$ ab, so dass die Viskosität η_{vis}

$$\eta_{vis} = \frac{4}{\sqrt{2}} \frac{kT}{\pi^2 \bar{c} d^2} \quad (11.12)$$

im viskosen Bereich unabhängig vom Druck p ist.

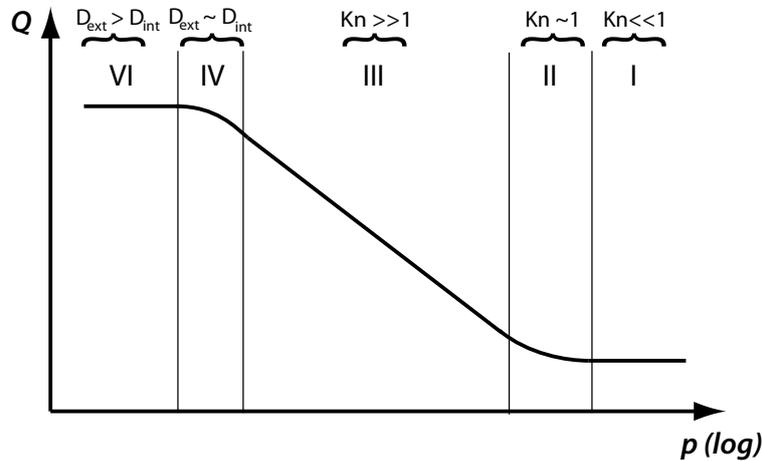


Bild 11.4. Schematische Abhängigkeit des Gütefaktors vom Umgebungsdruck. Der Übergangsbereich II liegt typischerweise im Bereich von $p = 10 \dots 20$ mbar.

Im Übergangsbereich, d.h. bei $Kn \approx 1$, nimmt die Druckabhängigkeit der Viskosität langsam zu. Der Verlauf des Gütefaktors über den Druck lässt sich dementsprechend grob in fünf Bereiche einteilen (Abb. 11.4):

1. Bei hohen Drücken und kleinem Kn ist die mechanische Güte niedrig und unabhängig vom Druck.
2. Im Übergangsbereich zwischen viskosem und molekularem Bereich stellt sich langsam eine Druckabhängigkeit des Gütefaktors ein. Für die in Kap. 10 beschriebene Designvariante ist $x = 5 \mu m$ (Abstand der Fingerantriebe zueinander). Mit einem mittleren Moleküldurchmesser von $d = 0,37 \text{ nm}$ (Luft bei 20°C nach [84]) liefert Gl. 11.10, nach p aufgelöst, einen Übergangsdruck von $p_{\text{ÜB}} = 17,84 \text{ mbar}$.
3. Bei weiterer Druckreduzierung steigt nun die Güte im molekularen Bereich exponentiell an.

4. Bei sehr niedrigen Drücken wird die Gasdämpfung, bzw. die extrinsische Dämpfung, stetig geringer und ist dann ähnlich klein wie die intrinsische Dämpfung. In diesem zweiten Übergangsbereich ist die Güte nicht mehr exponentiell abhängig vom Umgebungsdruck.
5. Nach diesem Übergang ändert eine weitere Reduktion des Drucks den Gütefaktor nicht mehr, da nun die intrinsische (und damit druckunabhängige) Dämpfung bestimmend ist.

11.2.2. Eichkurve zur Bestimmung des Innendrucks

Gerade im molekularen Druckbereich, also in dem Bereich, indem $Q \sim p$ ist, lässt sich das Bauteil selber als Druckmesser benutzen, da die Messung der Resonatorgüte erlaubt, auf den Kavitätsdruck zurückzuschließen. Der exakte Verlauf des Gütefaktors über den Druck lässt sich jedoch nur annäherungsweise und nicht genau genug numerisch ermitteln (u.a. in [83]), so dass zur exakten Bestimmung des Innendrucks eine Eichkurve aufgenommen werden muss. Dazu wird ein unverkapseltes Bauelement des gleichen Typs in eine Vakuumkammer gesetzt und dessen Kippbewegung mittels eines Monitorlasers und eines PSD³ vermessen. Nach Gl. 11.6 mit Gl. 11.8 erlaubt der Fit an die einhüllende e-Funktion einer Abklingkurve nach abgeschalteter Anregung die Bestimmung des Gütefaktors des Bauelements. Abb. 11.5 zeigt die Abhängigkeit des Gütefaktors vom Umgebungsdruck der schnellen Achse des in Kap. 10 vorgestellten Bauelements.

Die zugehörige Messung erfolgte in zwei unterschiedlichen Vakuumkammern. Der Innendruck der ersten (mit einer Drehschieberpumpe evakuierten) Kammer wurde mit einem kapazitiven Messgerät (Baratron) gemessen und konnte über ein regelbares Butterfly-Ventil, das einen definierten Gasfluss in die Kammer leitet, gezielt eingestellt werden. Der einstellbare Druckbereich wurde jedoch von zwei Faktoren begrenzt. Zum einen liegt der Maximaldruck, der mit dem Baratron gemessen werden kann, bei 1 mbar. Höhere Drücke lassen sich also nicht mehr regeln. Andererseits begrenzte die Saugleistung der zur Verfügung stehenden Pumpe in Relation zum Kammervolumen und der Leckrate des Aufbaus ($V_{\text{kammer}} \approx 100 \text{ l}$) den erreichbaren Minimaldruck, so dass auch nach sehr langer Abpumpzeit von 48 h keine niedrigeren Drücke als $1 \cdot 10^{-2}$ mbar erreicht werden konnten.

Messungen bei niedrigeren Drücken erfolgten in einer weiteren Vakuumkammer, die durch eine Kombination aus Drehschieber- und Turbopumpe evakuiert wurde. Der Kammerdruck wurde manuell durch ein Nadelventil eingestellt. In diesem Aufbau konnten Minimaldrücke von ca. $3 \cdot 10^{-7}$ mbar erreicht werden. Da höhere Drücke als $1 \cdot 10^{-4}$ mbar die Turbopumpe zu stark belasteten und zur Folge hatten, dass diese heiß lief, stellt dieser Wert die messbare Obergrenze für diesen Aufbau dar.

Während die gemessene Resonatorgüte im Druckbereich von 1 mbar bis $1 \cdot 10^{-2}$ mbar exponentiell mit dem Druck ansteigt, ist der in der zweiten Vakuumkammer gemessene Gütefaktor im Druckbereich von $1 \cdot 10^{-4}$ - $3 \cdot 10^{-7}$ mbar mit Werten von $Q \approx 80.000$ nahezu konstant. Die Extrapolation der Messwerte beider Messbereiche zeigt, dass der Übergangsbereich zwischen extrinsischer und intrinsischer Bedämpfung des Bauteils im Bereich von $1 \cdot 10^{-3}$ mbar und $1 \cdot 10^{-4}$ mbar liegt. Die Bestimmung des Innendrucks der Bauteile lässt sich also nur für Drücke oberhalb dieses Bereichs ($p > 1 \cdot 10^{-3}$ mbar) bewerkstelligen.

³Position Sensitive Device

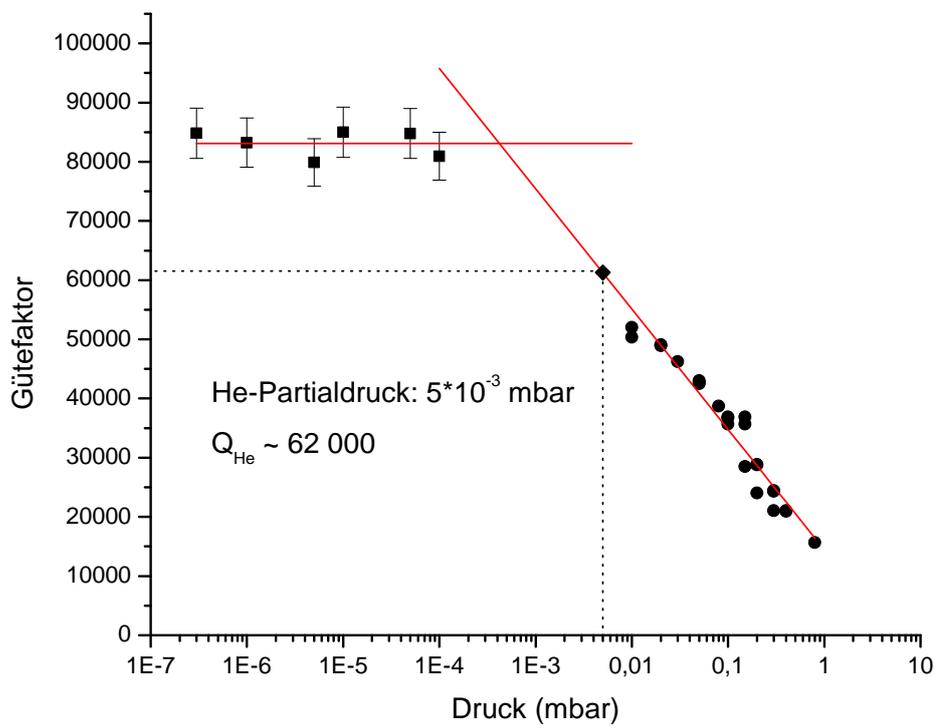


Bild 11.5. Eichkurve zur Ermittlung des Innendrucks von gekapselten Bauteilen mittels Gütefaktoren (Schnelle Achse $f_{sa} = 16,895$ kHz).

11.2.3. Messaufbau

Die verkapselten Bauteile werden auf Waferebene an einem Messprober vermessen. Um die metallisierten Anschlusskontakte erreichen zu können, muss das Glas des Deckelwafers oberhalb der Kontakte vor dem Messvorgang durch einen Sägeschnitt entfernt werden (Abb. 11.6). Der Wafer mit freigelegten Anschlusskontakten wird für den Messvorgang auf die XY-Stage des Probers gelegt. Nach der Justage der Waferposition in Relation zur Probekarte des Probers kann jeder Chip des Wafers automatisch angefahren werden und mittels der Nadelkontakte der Probekarte kontaktiert werden.

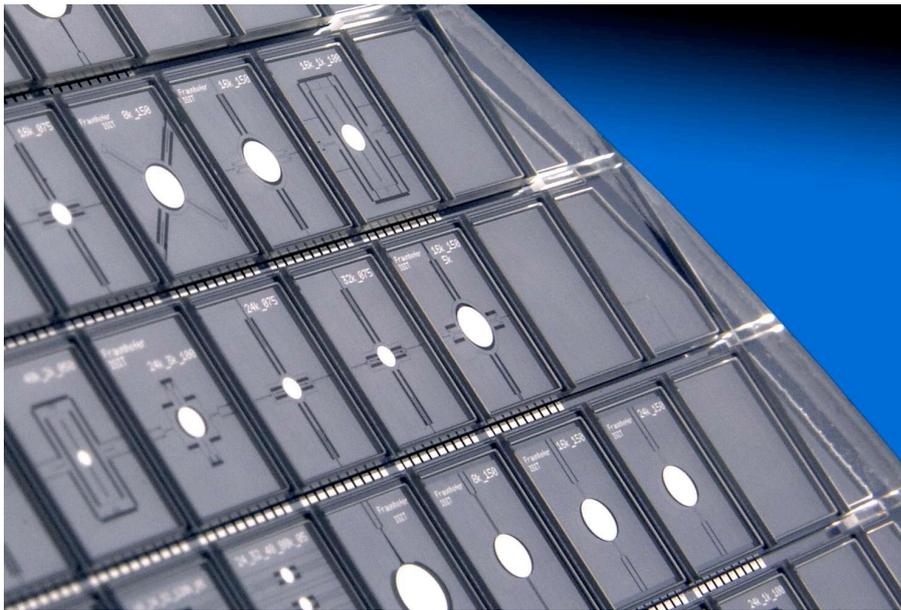


Bild 11.6. Foto eines gekapselten MEMS-Wafers mit freigesägten Anschlusspads.

Auf der Probekarte ist ein roter Diodenlaser montiert, dessen Licht über einen Lichtwellenleiter und eine Kollimationsoptik auf einen Strahlteilerwürfel gerichtet und von diesem auf die Spiegelplatte des zu vermessenden Scanners gelenkt wird (Abb. 11.7). Der auf der Spiegelplatte reflektierte Strahl fällt auf ein großes 2D-PSD, das auf diese Weise maximale Scanwinkel von mechanisch $\theta_{max} = \pm 13,5^\circ$ detektieren kann.

Eine Regelelektronik benutzt das Ausgangssignal des PSD, um den Scanner im Closed-Loop-Betrieb zu betreiben, d.h. die Anregespannung wird automatisch zu den geeigneten Zeitpunkten aus- und eingeschaltet. Über ein Oszilloskop kann die Resonanzfrequenz des Scanners in langsamer und schneller Achse und deren Abklingkurven nach Abschaltung der Anregung aufgenommen werden. Auf diese Weise kann der Gütefaktor Q für beide Achsen bestimmt werden. Bis dato erfolgt allerdings nur das Anfahren der Bauteile automatisiert, während das eigentliche Ausmessen (Gütefaktor, Frequenzen) und die Datenaufbereitung (z.B. Berechnung des Gütefaktors) für jedes einzelne Bauteil manuell ausgeführt werden muss, so dass das Vermessen eines gesamten Wafers noch einen erheblichen Arbeits- und Zeitaufwand bedeutet. Es wird jedoch zurzeit daran gearbeitet, die Messung komplett zu automatisieren.

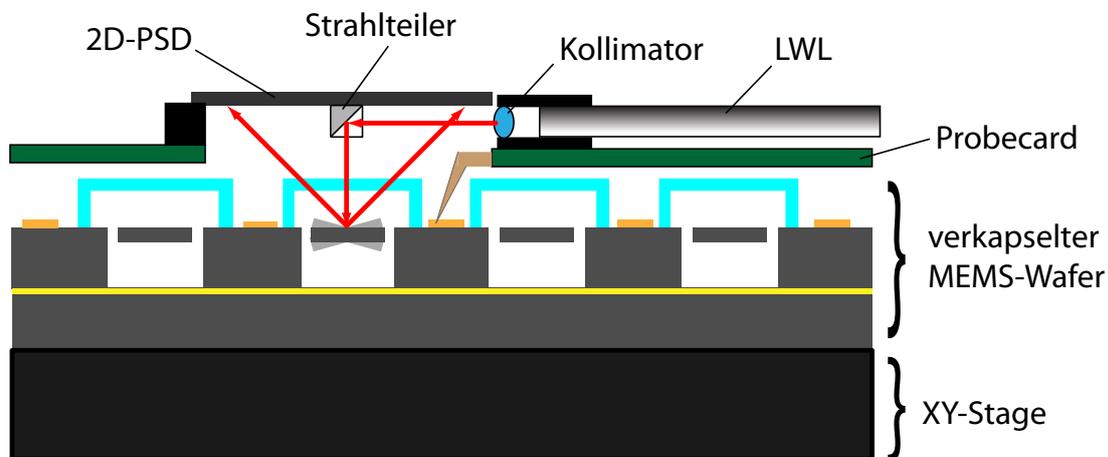


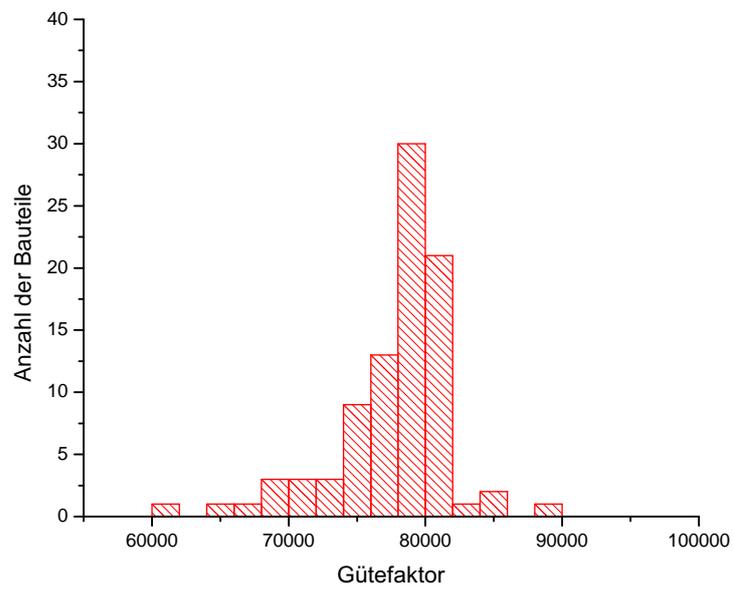
Bild 11.7. Messaufbau zur Vermessung der Bauteile auf Waferebene (Schematisch).

11.2.4. Messergebnisse

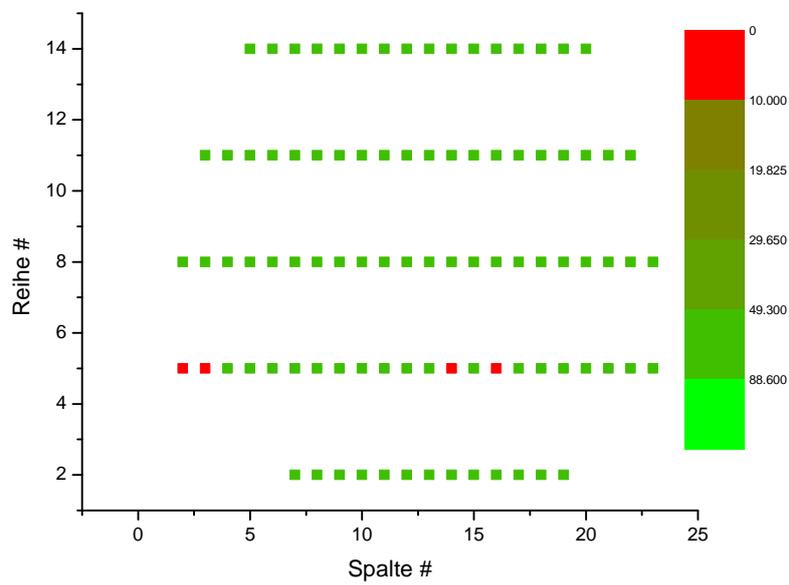
Auf einem MEMS-Wafer wurden die in Kap. 10 beschriebenen Mikros Scanner mit dem beschriebenen Messaufbau vermessen. Der Glasdeckel des vermessenen MEMS-Wafers wurde durch Glasfrittbonden verbunden, und der eutektisch gebondete Bodenwafer besaß eine Titan-Getterschicht. Abb.11.8 zeigt ein Histogramm der ermittelten Gütefaktoren der schnellen Achse. Rund 75% der Bauteile weisen einen Gütefaktor auf, der im Bereich von $Q \approx 80.000$ liegt. Der Abgleich der gemessenen Werte mit der Eichkurve (Abb. 11.5) zeigt somit, dass der Gütefaktor des Hauptteils der vermessenen Bauteile durch die intrinsische Dämpfung bestimmt wird und nicht mehr durch die Gasreibung der umgebenden Atmosphäre. Qualitativ lässt sich nur sagen, dass der Innendruck unterhalb von $p < 1 \cdot 10^{-3}$ mbar liegen muss.

Die Betrachtung der Zusammensetzung der Luft (Tab. 11.1) erlaubt eine Abschätzung des minimal erreichbaren Innendrucks. Während des eutektischen Bondens des Bodenwafers mit dem MEMS-Waferstack (bestehend aus Glas- und MEMS-Wafer) wird die Prozesskammer des vor Beginn des Prozesses mit Luft gefluteten Bonders bis auf einen Enddruck von $p_{bonder} \sim 10^{-5}$ mbar evakuiert. Da der in den Bodenwafer integrierte Titangetter keine Edelgase absorbiert, verbleibt nach dem Versiegeln der Bauteile durch Absorption von Stickstoff und Sauerstoff hauptsächlich das Edelgas Argon in den Kavitäten. Bei einem Anteil von 0,93% Argon in der Luft würde das - bei einem Absolutdruck von 10^{-5} mbar - einem Ar-Partialdruck von $p_{Ar} = 9,3 \cdot 10^{-7}$ mbar entsprechen.

Nähere Untersuchungen haben allerdings gezeigt [69], dass Helium auch bei Raumtemperatur eine nicht zu vernachlässigende Permeation durch die Oxidschichten von MEMS-Bauteilen aufweist. Aufgrund dessen würde sich nach längerer Lagerung der Wafer an Luft der Helium-



(a) Histogramm



(b) Wafermap

Bild 11.8. Messung der Gütefaktoren eines gekapselten Wafers (Schnelle Achse).

Partialdruck der Atmosphäre ($p_{He} = 5,0 \cdot 10^{-3}$ mbar) einstellen. Anhand der Eichkurve (Abb. 11.5) entspricht dieser Druck einem Gütefaktor von ca. $Q \approx 60.000$.

Gasart	Chem. Symbol	Volumen (%)	Partialdruck (mbar)
Stickstoff	N ₂	78,09	780,9
Sauerstoff	O ₂	20,95	209,5
Argon	Ar	$9,3 \cdot 10^{-1}$	9,3
Kohlendioxid	CO ₂	$3,0 \cdot 10^{-2}$	0,3
Neon	Ne	$1,8 \cdot 10^{-3}$	$1,8 \cdot 10^{-2}$
Wasserstoff	H ₂	$1,0 \cdot 10^{-3}$	$1,0 \cdot 10^{-2}$
Helium	He	$5,0 \cdot 10^{-4}$	$5,0 \cdot 10^{-3}$
Methan	CH ₄	$2,0 \cdot 10^{-4}$	$2,0 \cdot 10^{-3}$
Krypton	Kr	$1,1 \cdot 10^{-4}$	$1,1 \cdot 10^{-3}$
Xenon	Xe	$9,0 \cdot 10^{-6}$	$9,0 \cdot 10^{-5}$

Tabelle 11.1. Zusammensetzung der Luft (Partialdrücke auf 1000 mBar bezogen) [85].

Abb. 11.8 zeigt neben dem Histogramm auch ein Wafermap der vermessenen Bauteile. Bei einem Randausschluß von 1 cm sind auf dem Wafer insgesamt 93 Bauteile des beschriebenen Referenzdesigns vorhanden. Bei 89 dieser Bauteile liegt der Gütefaktor bei $Q > 60.000$ und nur vier Bauteile sind nicht messbar gewesen. Dies entspricht einer sehr hohen bauteilbezogenen mechanischen Ausbeute von $Y_m = 95,7\%$.

12. Zusammenfassung und Ausblick

12.1. Zusammenfassung

Die moderne Displaytechnik und Sensorik verlangt nach immer kleineren und robusteren Bauteilen, die sich mit äußerster Präzision massentauglich herstellen lassen. Für viele Anwendungen attraktiv erscheint dabei der Einsatz von MEMS-Mikroscannerspiegeln. Besonders im mobilen Bereich erlauben sie durch ihre kleinen Abmessungen bei gleichzeitig niedriger Leistungsaufnahme deren Miniaturisierung oder gar erst deren Realisierung. Sollen diese filigranen MEMS-Bauelemente jedoch in mobilen Geräten zum Einsatz kommen, ist eine hermetische Kapselung der Bauteile essentiell, um sie vor harschen äußeren Einflüssen zu schützen. Die Kriterien der Massenfertigbarkeit bei geringen Kosten verlangen allerdings, dass diese Kapselung auf Waferebene erfolgt, um auf diese Weise in nur einem Prozessschritt parallel hunderte einzelner Bauteile zu schützen.

Diese - auch "Waferlevel Packaging" (WLP) genannte - Technologie ist der De-facto-Standard bei MEMS-Inertialsensoren (Beschleunigungssensoren, Gyroskopen), bis dato wurde allerdings noch kein Ansatz veröffentlicht, der dieses Verfahren auch für 2D-MEMS-Mikroscanner ermöglicht. In dieser Arbeit wurde diese Lücke nun geschlossen. Die hier vorgestellte Herstellungstechnologie erlaubt nicht nur die Herstellung leistungsfähiger, elektrostatisch angetriebener Mikroscannerspiegel, sondern ermöglicht auch die für den mobilen Einsatz essentielle hermetische Kapselung auf Waferebene.

Die heutzutage verfügbaren Waferverbindungsverfahren benötigen jedoch bestimmte Waferoberflächen, um eine wirklich hermetisch dichte Verkapselung garantieren zu können. Deswegen beinhaltet die erfolgreiche Etablierung eines WLP für Mikroscannerspiegel nicht nur die optimale Wahl der Verbindungsverfahren und entsprechende Herstellung der Deckelwafer zur Verkapselung, sondern beginnt schon mit dem Herstellungsprozess der eigentlichen MEMS-Scannerspiegel. Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit ein neuartiger Herstellungsprozess entwickelt, der zum Teil an Fertigungsprozesse von oberflächenmikromechanischen MEMS (OMM-MEMS) angelehnt ist.

Der entwickelte und auch patentierte **Herstellungsprozess des MEMS-Wafers** baut auf zwei $30\ \mu\text{m}$ dicken, epitaktisch abgedichteten Polysiliziumschichten auf, die durch eine vergrabene Oxid-Hartmaske nahezu unabhängig voneinander strukturiert werden können. Hierdurch wird die Herstellung von höhenversetzten Fingerelektroden ermöglicht, die die ansonsten planare Scannerstruktur vertikal auslenken. Zwischen diesen beiden dicken Siliziumschichten befindet sich eine dünnere vergrabene Siliziumschicht, welche als Leiterbahnebene elektrische Potentiale zu den Kammelektroden führt. Damit ist es möglich, eine Vielzahl unterschiedlicher Potentiale zur Anregung und Detektion der Spiegelbewegung, ohne bis zu den Anschlusskontakten durchgezogene Gräben zur elektrischen Isolation zu benötigen, zu den Elektroden zu leiten. Optimierte DRIE-Prozesse definieren die Struktur auf der Vorderseite und legen diese durch Wegätzen des Substrates

auf der Rückseite frei. Der auf diese Weise hergestellte MEMS-Wafer bietet auf der Vorder- sowie auf der Rückseite plane Siliziumoberflächen ohne jegliche Topografie, die für herkömmliche Waferbond-Prozesse geeignet sind.

Um eine **hermetische Kapselung** zu etablieren, muss der MEMS-Wafer von beiden Seiten versiegelt werden. Der dafür auf der Vorderseite und teilweise auf der Rückseite benötigte transparente Deckelwafer wurde mit einem am Fraunhofer ISIT entwickelten und patentierten Verfahren hergestellt. Dieses erlaubt die Fertigung von strukturierten Glaswafern mit bis zu $900\ \mu\text{m}$ tiefen Kavitäten durch viskose Abformung einer Siliziumform. Der zur Versiegelung der Waferrückseite benutzte Bodenwafer besitzt eine Titangetterschicht, die während des Verbindungsprozesses verbleibende Gasmoleküle durch Chemiesorption bindet. Stempelstrukturen auf dem Bodenwafer und entsprechende Gegenstücke an der Scannerstruktur erlauben eine statische Verkipfung des Scanners zur Vermeidung von störenden Lichtreflexen in der Bildebene. In der Arbeit wurden unterschiedliche **Waferbondprozesse** evaluiert, mit denen die Wafer untereinander verbunden wurden.

Die Lichtausbeute des Scanners wurde mit **Antireflexions-Beschichtungen** auf Basis von PECVD-Schichten gesteigert, deren Abscheidung für diesen Einsatzzweck angepasst und optimiert wurde. Durch numerische Optimierung konnten zwei unterschiedliche Arten von Entspiegelungen berechnet und durch Abscheidung der berechneten Systeme auf Wafern vermessen und verifiziert werden.

Da die Lichtausbeute auch von der Güte der Verspiegelung der Spiegelplatte abhängt, wurden drei unterschiedliche **Metallschichten zur Verspiegelung** (Al, Ag und Au) auf ihre Leistung und Integrierbarkeit hin untersucht. Während Aluminiumschichten zu Hillockbildung neigen und Goldschichten aufgrund von Legierungsbildung mit Haftvermittlerschichten nicht in Verbindung mit Waferbondprozessen bei erhöhter Temperatur verwendet werden können, bietet Silber die im Vergleich beste Kombination bezogen auf den Reflexionsgrad, die Temperaturbeständigkeit und Herstellbarkeit. Das zum Schutz verwendete Aluminiumnitrid ermöglicht zudem die gezielte Kompensation des Schichtstresses. Die Verbiegung bzw. der Kurvenradius der mit Ag/AlN beschichteten Spiegelplatte liegt nach einer Temperung bei $r_{\text{Ag}} \approx 6\ \text{m}$. Die resultierenden Schichtspannungen von 520 MPa entsprechen damit denen von ungetemperten aufgedampften Aluminiumschichten. Durch Optimierung der Abscheidung der AlN-Schichten kann dieser Wert noch weiter minimiert werden.

Der außergewöhnliche Erfolg der Technologieentwicklung wurde durch **Messungen des Gütefaktors an gekapselten Bauteilen** bestätigt. Dieser liefert über eine Eichkurve den Innendruck der Kapselung. Der Gütefaktor des Hauptteils der vermessenen Bauteile lag bei $Q \approx 80.000$ und zeigt, dass die Dämpfung der Bauteile nicht mehr durch den in den Kavitäten vorherrschenden Innendruck der Kapselung bestimmt wird, sondern durch die intrinsische Dämpfung des Bauteils bzw. der verwendeten Materialien.

12.2. Ausblick

Diese Arbeit hat den Grundstein gelegt aber z.T. auch den Bedarf geweckt für viele weitergehende technologische aber auch anwendungsorientierte Entwicklungen. Insbesondere die hohe

mechanische Güte der gekapselten Scanner verlangt nach einer leistungsfähigen Elektronik zur Spiegelerregung, um das volle Potenzial der Bauteile auszuschöpfen. Einerseits sorgt die hohe Güte für sehr schmalbandige Resonanzspitzen. Damit die Scanner mit dem maximal erreichbaren Kippwinkel betrieben werden können, setzt dies eine geschlossene Regelschleife voraus, die die Spannung zum Spiegelertrieb in Relation zur Spiegelposition kontrolliert. Dafür muss allerdings die Spiegelposition gemessen werden. Durch die hohe Güte der Spiegel beträgt die benötigte Anregungsspannung andererseits nur wenige Volt, so dass die Spiegelposition mit Hilfe von Detektionselektroden kapazitiv bestimmt werden kann. Die niedrigen Antriebsspannungen und die Möglichkeit der kapazitiven Detektion ermöglichen es, dass die gesamte Regelungs- und Ansteuerlektronik in einem einzigen Steuer-ASIC¹ realisiert werden kann.

Der Prozess bietet die Möglichkeit, höhenversetzte Kammantriebe zu fertigen, die neben einem resonanten auch einen quasistatischen Betrieb des Scanners zulassen. Darauf aufbauende Entwicklungen werden diesen Vorteil ausnutzen, um entsprechende Scanner zu realisieren, die bei niedrigerer Kippfrequenz die Darstellung von höheraufgelösten Bildern erlauben.

Neben diesen weiterführenden technologischen Arbeiten können nun zudem neue Anwendungsfelder erschlossen werden. Die robuste hermetische Kapselung lässt den Einsatz der Bauteile in harschen Umgebungen zu. Gerade im kosten- und sicherheitsgetriebenen Automobilbereich gestattet erst die Verwendung von mikrosystemtechnisch hergestellten Scannerspiegeln die wirtschaftliche Entwicklung und den Einsatz von sicherheitserhöhenden LIDAR-Systemen zur Objekterfassung auch in kleineren Fahrzeugklassen.

¹Application Specific Integrated Circuit

12.3. Veröffentlichungen und Patente

Teile dieser Arbeit wurden in folgenden Veröffentlichungen publiziert:

1. *"Herstellungsverfahren für Vakuum gekapselte resonante Mikrospiegel auf Waferebene"*, Marten Oldsen, Ulrich Hofmann, Hans-Joachim Quenzer, Bernd Wagner
Mikrosystemtechnik-Kongress, Oktober 2007, Dresden, Deutschland
2. *"A Novel Fabrication Technology for Waferlevel Vacuum Packaged Microscanning Mirrors"*, Marten Oldsen, Ulrich Hofmann, Hans-Joachim Quenzer, Bernd Wagner
9th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC), Dezember 2007, Singapur
3. *"A novel fabrication Technology for anti-reflex Wafer-Level Vacuum packaged microscanning Mirrors"*, M. Oldsen, U. Hofmann, H.J. Quenzer, J. Janes, C. Stolte, K. Gruber, M. Ites, F. Sörensen, B. Wagner
Proceedings of SPIE (Photonics West), Vol. 6882, Januar 2008, San Jose, USA
4. *"Waferlevel Vacuum Packaging: Essential for Microscanners in Mobile Applications"*, M. Oldsen, U. Hofmann, W. Reinert, H.J. Quenzer, B. Wagner
Chip in the Pampa (SBMicro), September 2008, Gramado, Brasilien
5. *"Waferlevel Vacuum Packaged Microscanners: A High Yield Fabrication Process for Mobile Applications"*, M. Oldsen, U. Hofmann, J. Janes, H.J. Quenzer, B. Wagner
Journal of Integrated Circuits and Systems (JICS), wird veröffentlicht in 2009
6. *"Wafer-level vacuum packaged micro-scanning mirrors for compact laser projection displays"*, Ulrich Hofmann, Marten Oldsen, Hans-Joachim Quenzer, Joachim Janes, Martin Heller, Manfred Weiss, Georgios Fakas, Lars Ratzmann, Eleonora Marchetti, Francesco D'Ascoli, Massimiliano Melani, Luca Bacciarelli, Emilio Volpi, Francesco Battini, Luca Mostardini, Francesco Sechi, Marco De Marinis, Bernd Wagner
Proceedings of SPIE (Photonics West), Vol. 6887, Januar 2008, San Jose, USA

Zudem wurden wichtige Aspekte der Arbeit patentiert bzw. zum Patent angemeldet:

1. *"Mikrospiegel-Aktuator mit Kapselungsmöglichkeit sowie Verfahren zur Herstellung"*, Marten Oldsen, Ulrich Hofmann
Deutsches Patent, DE102006058563, 2008
2. *"Deckelwafer, in der Mikrosystemtechnik einsetzbares Bauelement mit einem solchen Wafer sowie Lötverfahren zum Verbinden entsprechender Bauelement-Teile"*, Marten Oldsen, Wolfgang Reinert, Peter Merz
Deutsches Patent, DE102005053722, 2006
3. *"Hermetisches Wafer-Level Package für mobil einsetzbare optische MEMS"*, Marten Oldsen, Ulrich Hofmann, Hans-Joachim Quenzer
Deutsche Patentanmeldung

4. *Mikrosystem und Verfahren zum Herstellen eines Mikrosystems*,
Marten Oldsen, Ulrich Hofmann, Hans-Joachim Quenzer
Deutsche Patentanmeldung, D10 2007 034 888.8-54, 2007
5. *"Vorrichtung und Verfahren zum Projizieren elektromagnetischer Strahlung"*
Ulrich Hofmann, Marten Oldsen, Hans-Joachim Quenzer
Deutsche Patentanmeldung, 10 2007 032 801.1-51, 2007

Literaturverzeichnis

- [1] P.J.BROSENS: Dynamic mirror distortions in optical scanning. In: *Applied Optics* 11 (1972)
- [2] MASSALSKI, B. T.: *Binary Alloy Phase Diagrams*. ASM International, 1990
- [3] MADOU, M. J.: *Fundamentals of microfabrication: the science of miniaturisation*. 2nd Edition. CRC Press LLC, 2002
- [4] GREEK, S. ; ERICSON, F. ; JOHANSSON, S. ; FÜRTSCH, M. ; RUMP, A.: Mechanical characterization of thick polysilicon films: Young's modulus and fracture strength evaluated with microstructures. In: *Journal of Micromechanics and Microengineering* 9 (1999)
- [5] PETERSEN, Kurt E.: Silicon as a Mechanical Material. In: *Proceedings of the IEEE* 70 (1982), May, Nr. 5, S. 420–457
- [6] FEYNMAN, Richard P.: Plenty of Room at the Bottom. In: *Rede vor der American Physical Society* (1959)
- [7] HORNBECK, L.J.: Digital Light Processing and MEMS: Timely Convergence for a Bright Future. In: *SPIE Micromachining and Microfabrication* (1995), October
- [8] HORNBECK, L.J.: From cathode rays to digital micromirrors: A history of electronic projection display technology. In: *TI Technical Journal* (1998), September
- [9] http://www.areadvd.de/hardware/DLP_LCD_Videoprojektionstechnik.shtml
- [10] http://www.pctechguide.com/57Projectors_DLP.htm
- [11] BLOOM, D.: The Grating Light Valve: Revolutionizing Display Technology. In: *Proceedings of SPIE, Projection Displays III* 3013 (1997), Februar
- [12] http://www.es.com/products/digital_theater/grating_light_valve.jpg
- [13] AMM, D.T. ; CORRIGAN, R.W.: Grating Light Valve Technology: Update and Novel Applications. In: *Society for Information Display Symposium, Anaheim* (1998), May
- [14] PETERSEN, Kurt E.: Silicon Torsional Scanning Mirror. In: *IBM Journal of Research and Development* 24 (1980), September, Nr. 5, S. 631–637
- [15] NASIS, V.T. ; HICKS, R.A. ; KURZWEG, T.P.: Digital Photographic Imaging Using MOEMS. In: *Proceedings of SPIE* 6114 (2006)
- [16] UREY, Kakan ; WINE, David W. ; OSBORN, Thor D.: Optical performance requirements for MEMS-scanner based microdisplays. In: *Proceedings of SPIE, MOEMS and Miniaturized Systems* 4178 (2000), September
- [17] MARSHALL, Gerald F. (Hrsg.): *Optical Scanning*. Marcel Dekker, 1991

- [18] SCHOLLES, M. ; BRÄUER, A. ; FROMMHAGEN, K. ; GERWIG, Ch. ; LAKNER, H. ; SCHENK, H. ; SCHWARZENBERG, M.: Ultra compact laser projection system based on two-dimensional resonant micro scanning mirrors. In: *Proceedings of SPIE, MOEMS and Miniaturized Systems VI* 6466 (2007)
- [19] HARTKE, R. ; HEUMANN, E. ; HUBER, G. ; KÜHNELT, M. ; STEEGMÜLLER, U.: Efficient green generation by intracavity frequency doubling of an optically pumped semiconductor disk laser. In: *Applied Physics B: Lasers and Optics* 87 (2007), Nr. 1, S. 95–99
- [20] A.V.SCHCHEGROV ; J.P.WATSON ; LEE, D. ; UMBRASAS, A. ; HALLSTEIN, S. ; CARAY, G.P. ; HITCHENS, W.R. ; SCHOLZ, K. ; CANTOS, B.D. ; NIVEN, G. ; JANSEN, M. ; PELAPRAT, J.-M. ; MOORADIAN, A.: Development of compact blue-green lasers for projection display based on Novalux extended-cavity surface emitting laser technology. In: *Proceedings of SPIE* 5737 (2005)
- [21] WIDMANN, D. ; MADER, H. ; FRIEDRICH, H.: *Technologie hochintegrierter Schaltungen*. 2. Auflage. Springer, 1996
- [22] VÖLKLEIN, F. ; ZETTERER, T.: *Praxiswissen Mikrosystemtechnik: Grundlagen - Technologien - Anwendungen*. 2. Auflage. Vieweg Praxiswissen, 2006
- [23] KIRSTEN, M. ; WENK, B. ; ERICSON, F. ; SCHWEITZ, J. ; RIETHMÜLLER, W. ; LANGE, P.: Deposition of thick doped polysilicon films with low stress in an epitaxial reactor for surface micromachining applications. In: *Thin Solid Films* 259 (1995)
- [24] LANGE, P. ; KIRSTEN, M. ; RIETHMÜLLER, W. ; WENK, B. ; ZWICKER, G. ; MORANTE, J.R. ; ERICSON, F. ; SCHWEITZ, J.: Thick Polycrystalline Silicon For Surface Micromechanical Applications: Deposition, Structuring and Mechanical Characterization. In: *Transducers - Eurosensors IX* (1995)
- [25] OLIVER, M.R.: *Chemical-Mechanical Planarisation of Semiconductor Materials*. Springer, 2005
- [26] LAERMER, F. ; SCHILP, A.: *Method of Anisotropically Etching Silicon*. US Patent 5501893, 1996
- [27] JANSEN, H. ; BOER, M. de ; WIEGERINK, R. ; TAS, N. ; SMULDERS, E. ; NEAGU, C. ; ELWENSPOEK, M.: RIE Lag in High Aspect Ratio Trench Etching of Silicon. In: *Micro-electronic Engineering* 35 (1997)
- [28] REINERT, W. ; MERZ, P. ; REIMER, K.: *AuSi eutectic seal bonding for hermetic MEMS nano liter packages*. Conference on Wafer Bonding for MEMS Technologies and Wafer Level Integration, Halle/Saale, Deutschland, 2007
- [29] NAJAFI, K.: Micropackaging Technologies for Integrated Microsystems: Applications to MEMS and MOEMS. In: *Proceedings of SPIE, Micromachining and Microfabrication Process Technology VIII* 4979 (2003)
- [30] LEE, B. ; SEOK, S. ; CHUN, K.: A study on wafer level vacuum packaging for MEMS devices. In: *Journal of Micromechanics and Microengineering* 13 (2003), June
- [31] MESCHEDER, U.: *Mikrosystemtechnik: Konzepte und Anwendungen*. Teubner, 2004

-
- [32] MATERIALS, FERRO E.: *Sealing Glass 11-036*. Produktdatenblatt MEMS and Sensor Materials, 2008
- [33] LI, G. ; TSENG, A.: Low Stress Packaging of a Micromachined Accelerometer. In: *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing* 24 (2001), Nr. 1
- [34] AUDET, S. ; EDENFELD, K.: Integrated Sensor Wafer-Level Packaging. In: *Proc. Transducers* (1997)
- [35] WOLFENBUTTEL, R.F.: Low-temperature intermediate Au-Si wafer bonding; eutectic or silicide bond. In: *Sensors and Actuators A62* (1997)
- [36] LUTZ, M. ; GOLDERER, W. ; GERSTENMEIER, J. ; MAIHÖFER, B. ; MAHLER, S. ; MÜNZEL, H. ; BISCHOF, U.: A Precision Yaw Rate Sensor in Silicon Micromaching. In: *Proc. Transducers* (1997)
- [37] JACOBSEN, H.: *Integration von piezoelektrischen Dünnschichten in einen MEMS kompatiblen Prozessablauf auf Waferebene*, Christian-Albrecht Universität Kiel, Diss., 2007
- [38] RIETHMÜLLER, W. ; BENECKE, W.: Thermally Excited Silicon Microactuator. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 35 (1988), Nr. 6
- [39] LIN, G. ; KIM, C.-J. ; KONISHI, S. ; FUJITA, H.: Design, fabrication and testing of a C-shape actuator. In: *Transducers - Eurosensors IX* (1995)
- [40] SUH, J.W. ; GLANDNER, S.F. ; DARLING, R.B. ; STORMENT, C.W. ; KOVACS, G.T.A.: Organic thermal and electrostatic ciliary microactuator array for object manipulation. In: *Sensors and Actuators A 58* (1997)
- [41] SCHWEIZER, S. ; CALMES, S. ; LAUDON, M. ; RENAUD, P.: Thermally actuated optical microscanner with large angle and low consumption. In: *Sensors and Actuators* 76 (1999)
- [42] LEDERMANN, N. G.: *Piezoelectric Acoustic Sensors and Ultrasonic Transducers Based on Textured PZT Thin Films*, EPFL, Diss., 2003
- [43] MURALT, P.: PZT Thin Films for Microsensors and Actuators: Where Do We Stand? In: *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control* 47 (2000), Nr. 4
- [44] YAMADA, K. ; KURIYAMA, T.: A novel asymmetric silicon micro-mirror for optical beam scanning display. In: *Proc. MEMS* (1998)
- [45] TANI, M. ; AKAMATSU, M. ; YASUDA, Y. ; FUJITA, H. ; TOSHIYOSHI, H.: A Combination of Fast Resonant Mode and Slow Static Deflection of SOI-PZT Actuators for MEMS Image Projektion Display. In: *IEEE Int. Conf. on Optical MEMS and Their Applications* (2006)
- [46] TANI, M. ; AKAMATSU, M. ; YASUDA, Y. ; TOSHIYOSHI, H.: A Two-Axis Piezoelectric Tilting Micromirror with a Newly Developed PZT-Meandering Actuator. In: *Proc. MEMS* (2007)
- [47] SCHROTH, A. ; LEE, C. ; MATSUMOTO, S. ; MAEDA, R.: Application of sol-gel deposited thin PZT film for actuation of 1D and 2D scanners. In: *Sensors and Actuators* 73 (1999)
- [48] FUJITA, T. ; MAENAKA, K. ; TAKAYAMA, Y.: Dual-axis MEMS mirror for large deflection-angle using SU-8 soft torsion beam. In: *Sensors and Actuators A* 121 (2005)

- [49] YALCINKAYA, Arda D. ; UREY, Hakan ; BROWN, Dean ; MONTAGUE, Tom ; SPRAGUE, Randy: Two-Axis Electromagnetic Microscanner for High resolution Displays. In: *Journal of Microelectromechanical Systems* 15 (2006), August, Nr. 4, S. 786–794
- [50] SPRAGUE, Randy ; MONTAGUE, Tom ; BROWN, Dean: Bi-axial magnetic drive for scanned Beam Display mirrors. In: *Proceedings of SPIE, MOEMS Display and Imaging Systems III* 5721 (2005), Januar, S. 1–13
- [51] CHO, H.J. ; AHN, C.H.: Magnetically-driven bi-directional optical microscanner. In: *Journal of Micromechanics and Microengineering* 13 (2003)
- [52] YALCINKAYA, Arda D. ; UREY, Hakan ; HOLMSTROM, Sven: NiFe Plated Biaxial MEMS Scanner for 2-D Imaging. In: *IEEE Photonics Technology Letters* 19 (2007)
- [53] TANG, W.C. ; LIM, M.G. ; HOWE, R.T.: Electrostatic Combdrive Levitation and Control Method. In: *Journal of Microelectromechanical Systems* 1 (1992), Nr. 4
- [54] HAH, D. ; CHOI, C. ; KIM, C. ; JUN, C.: A self-aligned vertical comb-drive actuator on an SOI wafer for a 2D scanning micromirror. In: *Journal of Micromechanics and Microengineering* 14 (2004)
- [55] KURTH, S. ; KAUFMANN, C. ; HAHN, R. ; MEHNER, J. ; DÖTZEL, W. ; GESSNER, T.: A novel 24 kHz resonant scanner for high resolution laser display. In: *Proceedings of SPIE, MOEMS Display and Imaging Systems III* 5721 (2005), Januar
- [56] SCHENK, H. ; DÜRR, P. ; KUNZE, D. ; LAKNER, H. ; KÜCK, H.: A resonantly excited 2D-micro-scanning-mirror with large deflection. In: *Sensors and Actuators A* 89 (2001)
- [57] SCHENK, H. ; DÜRR, P. ; HAASE, T. ; KUNZE, D. ; SOBE, U. ; LAKNER, H. ; KÜCK, H.: Large Deflection Micromechanical Scanning Mirrors for Linear Scans and Pattern Generation. In: *IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics* 6 (2000), Nr. 5
- [58] JEONG, K. ; LEE, L.: A novel microfabrication of a self-aligned vertical comb drive on a single SOI wafer for optical MEMS applications. In: *Journal of Micromechanics and Microengineering* 15 (2005)
- [59] CARLEN, E. T. ; HENG, K. ; BAKSHI, S. ; PEREEK, A. ; MASTRANGELO, C.: High-Aspect Ratio Vertical Comb-Drive Actuator With Small Self-Aligned Finger Gaps. In: *Journal of Microelectromechanical Systems* 14 (2005), Nr. 4
- [60] KO, Young-Chul: Eye-type scanning mirror with dual vertical combs for laser display. In: *Proceedings of SPIE, MOEMS Display and Imaging Systems III* 5721 (2005), Januar, S. 14–22
- [61] VIGNA, B.: More than Moore: micro-machined products enable new applications and open new markets. In: *Electron Devices Meeting, 2005. IEDM Technical Digest. IEEE International* (2005)
- [62] OLDSSEN, M.: *Entwicklung eines eutektischen Au-Si Verbindungsprozesses auf Wafer Ebene*, Fachhochschule Wedel, Diplomarbeit, 2004
- [63] FUJII, M. ; KIMURA, I. ; SATOH, T. ; IMANAKA, K.: RF MEMS Switch with Wafer Level Package Utilizing Frit Glass Bonding. In: *European Microwave Conference* (2002), S. 1–3

- [64] KIM, Woonbae ; WANG, Qian ; HWANG, Junsik ; LEE, Moonchul ; JUNG, Kyudong ; HAM, SukJin ; MOON, Changyoul ; BAEKS, Kyedong ; HA, Byeoungju ; SONG, Insang: A low temperature, hermetic wafer level packaging method for RF MEMS switch. In: *Electronic Components and Technology Conference, 2005. Proceedings. 55th* (2005)
- [65] BELLOY, E. ; SAYAH, A. ; GIJS, M.A.M.: Powder blasting for three-dimensional microstructures of glass. In: *Sensors and Actuators* 86 (2000)
- [66] DIEPOLD, T. ; OBERMEIER, E.: Smoothing of ultrasonically drilled holes in borosilicate glass by wet chemical etching. In: *Journal of Micromechanics and Microengineering* 6 (1996)
- [67] PARK, J.H. ; LEE, N.E. ; LEE, J. ; PARK, J.S. ; PARK, H.D.: Deep dry etching of borosilicate glass using SF₆ and SF₆/Ar inductively coupled plasmas. In: *Microelectronic Engineering* 82 (2005)
- [68] MERZ, P. ; QUENZER, H.J. ; BERNT, H. ; ZOBEBIER, M.: A novel micromachining technology for structuring borosilicate glass substrates. In: *Transducers* (2003)
- [69] REINERT, W.: *Neon Ultra-Feinlecktest zur Vorhersage der Vakuumerhaltung resonanter Mikrosensoren*, Christian-Albrecht Universität Kiel, Diss., 2006
- [70] KALESS, A. ; SCHULZ, U. ; MUNZERT, P. ; KAISER, N.: NANO-Motheye antireflection pattern by plasma treatment of polymers. In: *Surface and Coating Technology* 200 (2005)
- [71] PEDROTTI, F. ; PEDROTTI, L. ; BAUSCH, W. ; SCHMIDT, H.: *Optik: Eine Einführung*. Prentice Hall, 1996
- [72] KAISER, N.: Alte Faustregeln für das Design optischer Schichtsysteme. In: *Vakuum in Forschung und Praxis* (2007), Nr. 4
- [73] PARK, S. I. ; LEE, Y. J.: Design of Multilayer Antireflection Coatings. In: *Journal of the Korean Physical Society* 32 (1998), Nr. 5
- [74] LEE, J. ; TANAKA, T. ; SASAKI, S. ; UCHIYAMA, S. ; TSUCHIYA, M. ; KAMIYA, T.: Novel Design Procedure of Broad-Band Multilayer Antireflection Coating for Optical and Optoelectronic Devices. In: *Journal of Lightwave Technology* 16 (1998), Nr. 5
- [75] SWILLAM, M. A. ; BAKR, M. H. ; LI, X.: The Design of Multilayer Optical Coatings Using Convex Optimization. In: *Journal of Lightwave Technology* 25 (2007), Nr. 4
- [76] CHELIKOWSKY, J.R. ; COHEN, M.L.: Nonlocal pseudopotential calculations for the electronic structure of eleven diamond and zinc-blende semiconductors. In: *Physical Review* B14 (1976), Nr. 2
- [77] MACLEOD, H. A.: *Thin-Film Optical Filters*. Taylor and Francis, 2001
- [78] KRUIJATZ, J.: *Herstellung von Spiegelschichtsystemen auf der Basis von Aluminium oder Silber für den Einsatz in der Mikrosystemtechnik*, Technische Universität Chemnitz, Diss., 2002
- [79] GLADIKH, A. ; LEREAH, Y. ; GLICKMAN, E. ; KARPOVSKI, M. ; PALEVSKI, A. ; SCHUBERT, J.: Hillcock formation during electromigration in Cu and Al thin films: Three-dimensional grain growth. In: *Appl. Phys. Lett.* 66 (1995), Nr. 10

- [80] STARK, B.H. ; MEI, Y. ; ZHANG, C. ; NAJAFI, K.: A doubly anchored surface micromachined Pirani gauge for vacuum package characterization. In: *Micro Electro Mechanical Systems (MEMS-03, Kyoto)* (2003)
- [81] CHAE, J. ; GIACHINO, J.M. ; NAJAFI, K.: Fabrication and Characterization of a Wafer-Level MEMS Vacuum Package with Vertical Feedthroughs. In: *Journal of Microelectromechanical Systems* 17 (2008), Nr. 1
- [82] BOSSEBOEUF, A. ; GRANDCHAMP, J.P. ; BRELIZEAU, C. ; LANI, S. ; PALOMO, J. ; BOUVILE, D.: Vacuum measurement in wafer level encapsulations by interference microscopy. In: *Microsystem Technology* 12 (2006), Nr. 10-11
- [83] KLOSE, T. ; SANDNER, T. ; SCHENK, H. ; LAKNER, H.: Extended Damping Model for Out-Of-Plane Comb driven Micromirrors. In: *Proceedings of SPIE, MOEMS Display, Imaging, and Miniaturized Microsystems IV* 6114 (2006), Januar
- [84] WUTZ, Max ; JOUSTEN, Karl (Hrsg.): *Handbuch Vakuumtechnik*. 9. Auflage. Vieweg, 2006
- [85] EDELMANN, Christian: *Vakuumphysik*. Spektrum Akademischer Verlag, 1998

A. Berechnung von Antireflexionsschichten

A.1. Reflexion an einer Einzelschicht

Trifft eine ebene, in \vec{k} sich ausbreitende, elektromagnetische Welle

$$\begin{aligned}\vec{E}_0 &= \hat{E}_0 e^{j\omega t - \vec{k} \cdot \vec{r}} \\ \vec{B}_0 &= \hat{B}_0 e^{j\omega t - \vec{k} \cdot \vec{r}}\end{aligned}\quad (\text{A.1})$$

mit \hat{E}_0 und \hat{B}_0 als Amplituden des \vec{E}_0 -Feldes bzw. \vec{B}_0 -Feldes, auf eine Grenzfläche von einem optisch dünneren Medium mit der Brechzahl n_0 zu einem optisch dichteren Medium mit der Brechzahl n_1 , so wird ein Teil von ihr an der Grenzfläche reflektiert und ein anderer Teil transmittiert. Wird eine weitere Schicht mit der Brechzahl n_2 hinzugefügt, wird der an der ersten Grenzfläche transmittierte Anteil an der nun entstandenen zweiten Grenzfläche wiederum teilweise transmittiert und reflektiert (Abb. A.1).

Damit die Stetigkeitsbedingungen der Maxwellgleichungen erfüllt sind, müssen die tangentialen Komponenten der an beiden Seiten der jeweiligen Grenzfläche auftretenden \vec{E} - und \vec{B} -Felder gleich groß sein. Für den in Abb. A.1 gezeigten Fall, bei dem die einfallende Welle s-polarisiert¹ ist, ist \vec{E} immer tangential zu den Grenzflächen (a) und (b), so dass für Grenzfläche (a)[71] gilt:

$$E_{a0} = E_0 + E_{r1} = E_{a1} = E_{r1} + E_{e1} \quad (\text{A.2})$$

und für Grenzfläche (b)

$$E_{b1} = E_{e2} + E_{r2} = E_{b2} = E_{r2}. \quad (\text{A.3})$$

Der Index "e" steht dabei für einfallende, Index "r" für reflektierte und "t" für transmittierte Felder an den beiden Grenzflächen, während die Indizes "0", "1" und "2" für die entsprechenden Medien stehen.

Entsprechend gilt dann für die Tangentialkomponente der magnetischen Induktion \vec{B} an der Grenzfläche (a)

$$B_{a0} = B_{0y} + B_{r1y} = B_0 \cos \varepsilon_0 - B_{r1} \cos \varepsilon_0 = B_{a1} = B_{t1} \cos \varepsilon_1 - B_{e1} \cos \varepsilon_1 \quad (\text{A.4})$$

und bei (b)

$$B_{b1} = B_{e2y} + B_{r2y} = B_{e2} \cos \varepsilon_1 - B_{r2} \cos \varepsilon_1 = B_{b2} = B_{t2} \cos \varepsilon_2. \quad (\text{A.5})$$

Mit $B = E/c = nE/c_0$ ² und unter Einführung so genannter γ -Parameter

$$\gamma_i = \frac{n_i}{c_0} \cos \varepsilon_i \quad (\text{A.6})$$

¹ auch TE-Polarisation (transversal-elektrisch)

² c_0 - Lichtgeschwindigkeit im Vakuum, c = Lichtgeschwindigkeit im optischen Medium mit der Brechzahl n

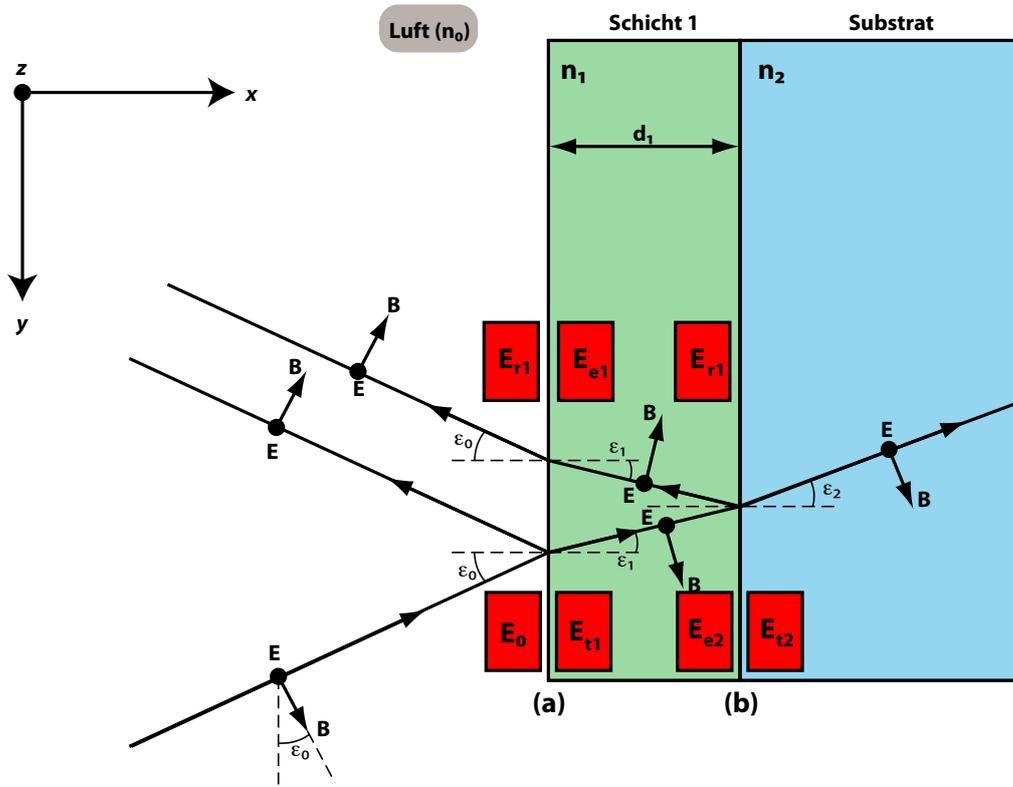


Bild A.1. Reflexion einer s-polarisierten (TE) Welle an einer Schicht. Schicht 1 hat die Brechzahl n_1 , das Substrat die Brechzahl n_2 und das umgebende Medium n_0 . Der Vektor des E-Feldes liegt parallel zu den Grenzflächen (a) und (b), d.h. senkrecht zur Zeichenebene.

(mit den Schicht-Indizes $i = 0, 1, 2$) wird A.4 zu

$$B_{a0} = \gamma_0(E_0 - E_{r1}) = B_{a1} = \gamma_1(E_{r1} - E_{e1}) \quad (\text{A.7})$$

und A.5 entsprechend zu

$$B_{b1} = \gamma_1(E_{e2} - E_{r2}) = B_{b2} = \gamma_2 E_{t2}. \quad (\text{A.8})$$

Bei vernachlässigbarer Absorption der Schicht 1 sind die Felder E_{t1} und E_{e2} (bzw. E_{e1} und E_{r2}) gleich groß und die Amplituden \hat{E}_{t1} und \hat{E}_{e2} (\hat{E}_{e1} und \hat{E}_{r2}) unterscheiden sich lediglich um eine Phasendifferenz Φ :

$$\begin{aligned} \hat{E}_{e2} &= \hat{E}_{t1} e^{-j\Phi} \\ \hat{E}_{e1} &= \hat{E}_{r2} e^{-j\Phi}. \end{aligned} \quad (\text{A.9})$$

Die Phasendifferenz Φ wird wiederum durch den Gangunterschied Δ_l von einfallendem zu transmittiertem (bzw. reflektiertem) Feld bestimmt,

$$\Delta_l = 2n_1 d_1 \cos \varepsilon_1 \quad (\text{A.10})$$

der gleich der optischen Wegdifferenz der jeweiligen Teil-Felder in Schicht 1 ist. Somit ergibt sich die Phasendifferenz Φ zu

$$\Phi = \frac{2\pi}{\lambda_0} n_1 d_1 \cos \varepsilon_1. \quad (\text{A.11})$$

Mit Gl. A.9 wird Gl. A.5 und A.8 zu

$$\begin{aligned} \hat{E}_{b1} &= \hat{E}_{t1} e^{-j\Phi} + \hat{E}_{e1} e^{j\Phi} \\ \hat{B}_{b1} &= \gamma_1 (\hat{E}_{t1} e^{-j\Phi} - \hat{E}_{e1} e^{j\Phi}). \end{aligned} \quad (\text{A.12})$$

Zusammen mit Gl. A.2 und A.7 kann nun damit die so genannte Transfer-Matrix \mathbf{M}_1 gebildet werden

$$\mathbf{M}_1 = \begin{pmatrix} m_{11} & m_{12} \\ m_{21} & m_{22} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos \Phi & j \frac{\sin \Phi}{\gamma_1} \\ j \gamma_1 \sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix}, \quad (\text{A.13})$$

welche die Feldstärken in Schicht 1 an beiden Grenzflächen (a) und (b)

$$\begin{pmatrix} \hat{E}_{a1} \\ \hat{B}_{a1} \end{pmatrix} = \mathbf{M}_1 \begin{pmatrix} \hat{E}_{b1} \\ \hat{B}_{b1} \end{pmatrix} \quad (\text{A.14})$$

miteinander verknüpft. Im Hinblick auf Antireflexions-Beschichtungen ist der Zusammenhang der Feldstärken an den Grenzflächen eher nebensächlich. Viel mehr interessieren die resultierenden komplexen Transmissionsfaktoren \underline{t} und Reflexionsfaktoren \underline{r}

$$\underline{t} = \frac{\hat{E}_{t2}}{\hat{E}_0} \quad \text{und} \quad \underline{r} = \frac{\hat{E}_{r1}}{\hat{E}_0} \quad (\text{A.15})$$

mithilfe derer Gl. A.14 folgendermaßen formuliert werden kann:

$$\begin{pmatrix} 1 + \underline{r} \\ \gamma_0 (1 - \underline{r}) \end{pmatrix} = \mathbf{M}_1 \begin{pmatrix} \underline{t} \\ \gamma_s \underline{t} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} m_{11} & m_{12} \\ m_{21} & m_{22} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \underline{t} \\ \gamma_s \underline{t} \end{pmatrix}. \quad (\text{A.16})$$

\underline{t} und \underline{r} lassen sich auflösen zu

$$\underline{t} = \frac{2\gamma_0}{\gamma_0 m_{11} + \gamma_0 \gamma_s m_{12} + m_{21} + \gamma_s m_{22}} \quad \text{und} \quad \underline{r} = \frac{\gamma_0 m_{11} + \gamma_0 \gamma_s m_{12} - m_{21} - \gamma_s m_{22}}{\gamma_0 m_{11} + \gamma_0 \gamma_s m_{12} + m_{21} + \gamma_s m_{22}}. \quad (\text{A.17})$$

Gemessen werden können letztendlich der Reflexionsgrad ρ und Transmissionsgrad τ , welche die Verhältnisse von eingestrahelter zu reflektierter bzw. transmittierter Lichtintensität wiedergeben:

$$\rho = I_r/I_0 = \underline{r} \underline{r}^* = |\underline{r}|^2 \quad \text{und} \quad \tau = I_t/I_0 = 1 - \rho. \quad (\text{A.18})$$

A.2. Reflexion an Mehrschichten

Die Gleichungen A.17 gelten sowohl für Einfach- als auch für Mehrschichten. Für ein Schichtsystem bestehend aus N Schichten werden die Transfermatrixelemente m_{ij} durch die Gesamttransfermatrix \mathbf{M}_T gegeben

$$\mathbf{M}_T = \mathbf{M}_1 \mathbf{M}_2 \dots \mathbf{M}_i \dots \mathbf{M}_N \quad (\text{A.19})$$

A. Berechnung von Antireflexionsschichten

mit der Transfermatrix für die i -te Schicht

$$\mathbf{M}_i = \begin{pmatrix} \cos \Phi & j \frac{\sin \Phi}{\gamma_i} \\ j \gamma_i \sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix}. \quad (\text{A.20})$$

Soll der Reflexionsgrad eines Mehrschichtsystems berechnet werden, so müssen zunächst die Einzelmatrizen (mit den entsprechenden γ_i) der jeweiligen Schichten bestimmt werden, mit denen die vier Komponenten der Gesamttransfermatrix berechnet werden. Einsetzen dieser Einzelkomponenten in Gl. A.17 und anschließende Multiplikation mit der komplex Konjugierten liefert schlussendlich den messbaren Reflexionsgrad der Mehrschicht.

B. Numerische Optimierung der AR-Schichten mit Mathematica

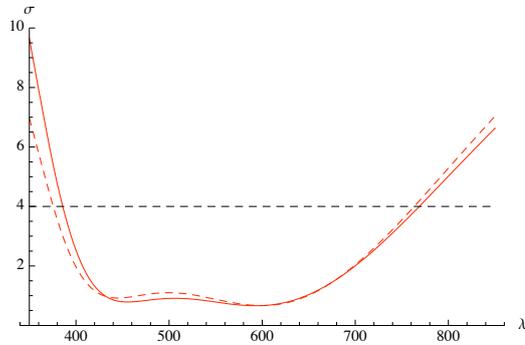
B.1. Breitbandentspiegelung

B.1.1. Entspiegelung mit drei Schichten

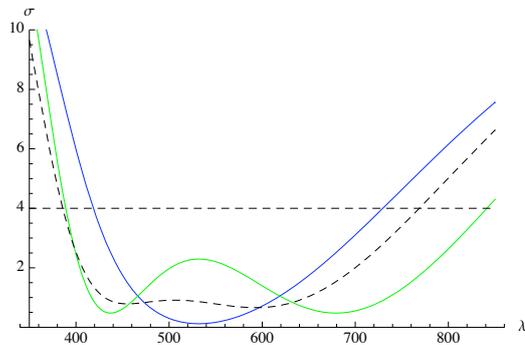
```
(*Mathematica-Script zur Optimierung von Breitband-AR-Schichten*)
(**)
(**)
Remove["Global`*"]
(**)
(**)
(*Zuerst erfolgt die Einstellung der Schichtanzahl z. Hier ist z=3.*)
z := 3;
(*Deklaration der Konstanten. Mittenwellenlänge mi,
Brechungsindex des Substrats nS und des umgebenden Mediums n0,
der elektrischen Feldkonstante und der magnetischen Feldkonstante (e0 und mu0),
die Brechzahlen der SiO- und SiN-Schicht (n1 und n2).*)
mi := 532; nS := 1.47; n0 := 1; e0 := 8.85 * 10^(-12); mu0 := 4 Pi 10^(-7);
n[1] = 1.53; n[2] = 1.95; n[3] = nv3; n[4] = nv4; n[5] = nv5;
(*Deklaration der Variablen: n3: Brechzahl SiON-Schicht,
d[i]: Vektor der Dicken der jeweiligen Schichten *)
d := {mi / (d1 * 1.53), mi / (d2 * 1.95), mi / (d3 nv3)};
d;
(**)
(*Deklaration der Elemente der Transfermatrix M*)
M[d_, k_, Y_] := {{Cos[k d], (I Sin[k d]) / Y}, {I Y Sin[k d], Cos[k d]}}
(**)
(*Erstellung der Transfermatrix für die Einzelschichten*)
Mi := Table[M[d[[i]], (2 Pi n[i]) / l, Sqrt[e0 / mu0] n[i]], {i, 1, z}]
(**)
(*Definition der Gammaparameter für Substrat YS und umgebendes Medium Y0.*)
YS := Sqrt[e0 / mu0] nS;
Y0 := Sqrt[e0 / mu0] n0;
(**)
(*Erstellung der Gesamttransfermatrix MM*)
MM = Dot @@ Mi;
(**)
(*Berechnung des Ausdrucks für den komplexen Reflexionsfaktor R*)
R := (Y0 MM[[1, 1]] + Y0 YS MM[[1, 2]] - MM[[2, 1]] - YS MM[[2, 2]]) /
(Y0 MM[[1, 1]] + Y0 YS MM[[1, 2]] + MM[[2, 1]] + YS MM[[2, 2]]);
(**)
(*Berechnung des reellen Reflexionsgrads Rho
(mit Gewichtung) durch Multiplikation mit der Komplex-Konjugierten*)
Rho[nv3_, d1_, d2_, d3_, l_] = (*k[1]*)
ComplexExpand[Abs[Evaluate[R]]^2 * 100, , TargetFunctions -> Re];
Rho[nv3, d1, d2, d3, l] // Simplify;
(**)
(*Definition der Funktion "test", die aus der numerischen Integration
der Funktion Rho über den gewünschten Wellenlängenbereich besteht.*)
test[(nv3_)?NumericQ, (d1_)?NumericQ, (d2_)?NumericQ, (d3_)?NumericQ, l_] :=
NIntegrate[Rho[nv3, d1, d2, d3, l], {l, 300, 800}]
(**)
(*Numerische Minimierung der Funktion "test" mit diversen Nebenbedingungen.*)
NMinimize[{test[q3, d1, d2, d3, l], 1.95 > q3 && 1.53 < q3 < 1.95 &&
1.5 < d1 < 8 && 1.5 < d2 < 8 && 1.5 < d3 < 8 && Rho[q3, d1, d2, d3, 430] < 1 &&
Rho[q3, d1, d2, d3, 532] < 1 && Rho[q3, d1, d2, d3, 650] < 1}, {q3, d1, d2, d3}]
(**)
(*Abfrage der berechneten Werte für die Schichtdicken und Brechzahl der SiON-Schicht.*)
d1 = 4.128932228610636;
d2 = 4.1183213436535375;
d3 = 4.202454866518695;
nv3 = 1.7034389820706715;
```

B. Numerische Optimierung der AR-Schichten mit Mathematica

```
(*Plot des resultierenden spektralen Reflexionsgrads:*)  
Plot[{Rho[1.7, 4.13, 4.12, 4.2, 1], Rho[1.7, 4.39, 3.44, 4.68, 1], 4},  
{1, 350, 850}, AxesLabel -> {λ, σ}, PlotRange -> {0, 10},  
AxesOrigin -> {350, 0}, PlotStyle -> {{Red}, {Dashed, Red}, {Dashed, Black}}]
```



```
Plot[{Rho[1.6, 4, 4, 4, 1], Rho[1.8, 4, 4, 4, 1], Rho[1.7, 4.13, 4.12, 4.2, 1], 4},  
{1, 350, 850}, AxesLabel -> {λ, σ}, PlotRange -> {0, 10}, AxesOrigin -> {350, 0},  
PlotStyle -> {{Blue}, {Green}, {Dashed, Black}, {Dashed, Black}}]
```



B.1.2. Entspiegelung mit fünf Schichten

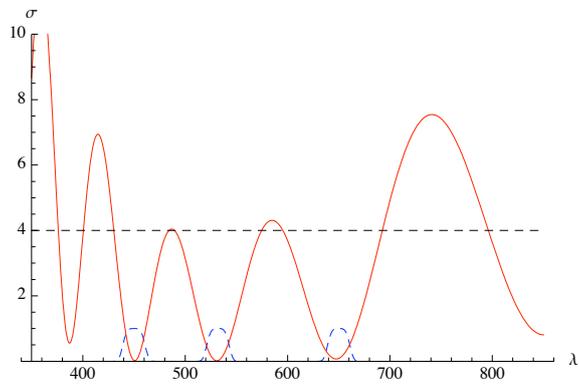
```
(*Mathematica-Script zur Optimierung von Breitband-AR-Schichten*)
(**)
(**)
Remove["Global`*"]
(**)
(**)
(*Zuerst erfolgt die Einstellung der Schichtanzahl z. Hier ist z=5.*)
z := 5;
(*Deklaration der Konstanten. Mittenwellenlänge mi,
Brechungsindex des Substrats nS und des umgebenden Mediums n0,
der elektrischen Feldkonstante und der magnetischen Feldkonstante (e0 und mu0),
die Brechzahlen der SiO- und SiN-Schicht (n1 und n2).*)
mi := 532; nS := 1.47; n0 := 1; e0 := 8.85 * 10^(-12); mu0 := 4 Pi 10^(-7);
n[1] = nv1; n[2] = nv2; n[3] = nv3; n[4] = nv4; n[5] = nv5;
(*Deklaration der Variablen: n3: Brechzahl SiON-Schicht,
d[i]: Vektor der Dicken der jeweiligen Schichten *)
d := {mi / (d1 * nv1), mi / (d2 * nv2), mi / (d3 nv3), mi / (d4 nv4), mi / (d4 nv4)};
d;
(**)
(*Deklaration der Elemente der Transfermatrix M*)
M[d_, k_, Y_] := {{Cos[k d], (I Sin[k d]) / Y}, {I Y Sin[k d], Cos[k d]}}
(**)
(*Erstellung der Transfermatrix für die Einzelschichten*)
Mi := Table[M[d[[i]], (2 Pi n[i]) / l, Sqrt[e0 / mu0] n[i]], {i, 1, z}]
(**)
(*Definition der Gammaparameter für Substrat YS und umgebendes Medium YO.*)
YS := Sqrt[e0 / mu0] nS;
YO := Sqrt[e0 / mu0] n0;
(**)
(*Erstellung der Gesamttransfermatrix MM*)
MM = Dot@@ Mi;
(**)
(*Berechnung des Ausdrucks für den komplexen Reflexionsfaktor R*)
R := (YO MM[[1, 1]] + YO YS MM [[1, 2]] - MM[[2, 1]] - YS MM[[2, 2]]) /
(YO MM[[1, 1]] + YO YS MM [[1, 2]] + MM[[2, 1]] + YS MM[[2, 2]]);
(**)
(*Berechnung des reellen Reflexionsgrads Rho
(mit Gewichtung) durch Multiplikation mit der Komplex-Konjugierten*)
Rho[nv1_, nv2_, nv3_, nv4_, nv5_, d1_, d2_, d3_, d4_, d5_, l_] = (*k[l]*
ComplexExpand[Abs[Evaluate[R]]^2 * 100, , TargetFunctions -> Re];
Rho[nv1, nv2, nv3, nv4, nv5, d1, d2, d3, d4, d5, l] // Simplify;
(**)
(*Definition der Funktion "test", die aus der numerischen Integration
der Funktion Rho über den gewünschten Wellenlängenbereich besteht.*)
test[(nv1_)?NumericQ, (nv2_)?NumericQ, (nv3_)?NumericQ,
(nv4_)?NumericQ, (nv5_)?NumericQ, (d1_)?NumericQ, (d2_)?NumericQ,
(d3_)?NumericQ, (d4_)?NumericQ, (d5_)?NumericQ, l_] :=
NIntegrate[Rho[nv1, nv2, nv3, nv4, nv5, d1, d2, d3, l], {l, 450, 650}]
(**)
(*Numerische Minimierung der Funktion "test" mit diversen Nebenbedingungen.*)
NMinimize[{test[q1, q2, q3, q4, q5, d1, d2, d3, d4, d5, l],
1.95 > q1 && 1.53 < q1 < 1.95 && 1.95 > q2 && 1.53 < q2 < 1.95 && 1.95 > q3 && 1.53 < q3 < 1.95 &&
1.95 > q4 && 1.53 < q4 < 1.95 && 1.95 > q5 && 1.53 < q5 < 1.95 && 1.5 < d1 < 8 && 1.5 < d2 < 8 &&
1.5 < d3 < 8 && 1.5 < d4 < 8 && 1.5 < d5 < 8}, {q1, q2, q3, q5, d1, d2, d3, d4, d5}]
```

B.2. Entspiegelung für diskrete Wellenlängen

```
(*Mathematica-Script zur Optimierung von AR-
Schichten in diskreten Wellenlängenbereichen*)
(**)
(**)
Remove["Global`*"]
(**)
(**)
(*Zuerst erfolgt die Einstellung der Schichtanzahl z. Hier ist z=3.*)
z := 3;
(*Deklaration der Konstanten. Mittenwellenlänge mi,
Brechungsindex des Substrats nS und des umgebenden Mediums n0,
der elektrischen Feldkonstante und der magnetischen Feldkonstante (e0 und mu0),
die Brechzahlen der SiO- und SiN-Schicht (n1 und n2).*)
mi := 532; nS := 1.47; n0 := 1; e0 := 8.85 * 10^(-12);
mu0 := 4 Pi 10^(-7); n[1] = 1.53; n[2] = 1.95;
(*Deklaration der Variablen: n3: Brechzahl SiON-Schicht,
d[i]: Vektor der Dicken der jeweiligen Schichten *)
n[3] = nv3;
d := {mi / (d1 * 1.53), mi / (d2 * 1.95), mi / (d3 nv3)};
d;
(**)
(*Deklaration der Elemente der Transfermatrix M*)
M[d_, k_, Y_] := {{Cos[k d], (I Sin[k d]) / Y}, {I Y Sin[k d], Cos[k d]}}
(**)
(*Erstellung der Transfermatrix für die Einzelschichten*)
Mi := Table[M[d[[i]], (2 Pi n[i]) / l, Sqrt[e0 / mu0] n[i]], {i, 1, z}]
(**)
(*Definition der Gammaparameter für Substrat YS und umgebendes Medium YO.*)
YS := Sqrt[e0 / mu0] nS;
YO := Sqrt[e0 / mu0] n0;
(**)
(*Erstellung der Gesamttransfermatrix MM*)
MM = Dot @@ Mi;
(**)
(*Berechnung des Ausdrucks für den komplexen Reflexionsfaktor R*)
R := (YO MM[[1, 1]] + YO YS MM[[1, 2]] - MM[[2, 1]] - YS MM[[2, 2]]) /
(YO MM[[1, 1]] + YO YS MM[[1, 2]] + MM[[2, 1]] + YS MM[[2, 2]]);
(**)
(*Definition der Gewichtungsfunktion k(l)*)
k[l_] := (E ^ (- (1 / 2) ((1 - 450) / 10) ^ 4) +
E ^ (- (1 / 2) ((1 - 532) / 10) ^ 4) + E ^ (- (1 / 2) ((1 - 650) / 10) ^ 4));
(**)
(*Berechnung des reellen Reflexionsgrads Rho (mit Gewichtung) durch
Multiplikation mit der Komplex-Konjugierten und Multiplikation mit k(l)*)
Rho[nv3_, d1_, d2_, d3_, l_] =
k[l] ComplexExpand[Abs[Evaluate[R]] ^ 2 * 100, , TargetFunctions -> Re];
Rho[nv3, d1, d2, d3, l] // Simplify;
(**)
(*Definition der Funktion "test", die aus der numerischen Integration
der Funktion Rho über den gewünschten Wellenlängenbereich besteht.*)
test[(nv3_)?NumericQ, (d1_)?NumericQ, (d2_)?NumericQ, (d3_)?NumericQ, l_] :=
NIntegrate[Rho[nv3, d1, d2, d3, l], {l, 400, 700}]
(**)
(*Numerische Minimierung der Funktion "test" mit diversen Nebenbedingungen.*)
NMinimize[{test[q3, d1, d2, d3, l], 1.95 > q3 && 1.53 < q3 < 1.95 &&
0.5 < d1 < 8 && 0.5 < d2 < 8 && 0.5 < d3 < 8 && Rho[q3, d1, d2, d3, 450] < 0.5 &&
Rho[q3, d1, d2, d3, 532] < 0.5 && Rho[q3, d1, d2, d3, 650] < 0.5},
{q3, {d1, 3.5, 4.5}, {d2, 1.5, 2.5}, {d3, 3.5, 4.5}}]
(**)
(*Abfrage der berechneten Werte für die Schichtdicken und Brechzahl der SiON-Schicht.*)
d1 = 4.073706535919818;
d2 = 0.5000000000005863;
d3 = 3.9369419243703274;
nv3 = 1.88;
```

B. Numerische Optimierung der AR-Schichten mit Mathematica

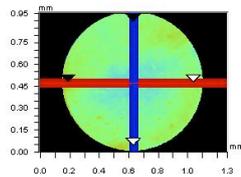
```
(*Plot des resultierenden spektralen Reflexionsgrads:*)  
l =.  
Plot[{k[l], Rho[nv3, d1, d2, d3, l] / k[l], 4}, {l, 350, 850},  
  AxesLabel -> {λ, σ}, PlotRange -> {0, 10}, AxesOrigin -> {350, 0},  
  PlotStyle -> {{Dashed, Blue}, {Red}, {Dashed, Black}}]
```



C. Interferometer-Messung des Krümmungsradius der Spiegelplatte

C.1. Messung der Al-Spiegel vor der Temperung

Veeco



X	0.63	-	-	mm
Y	0.48	-	-	mm
Ht	-5.86	-	-	mm
Dist	-	-	-	mm
Angle	-	-	-	°

Title: Al-Mirror

Note: as deposited



Rq	3.76 nm
Ra	3.23 nm
Rt	11.94 nm
Rp	4.94 nm
Rv	-7.00 nm

Angle	-2.69 urad
Curve	7.53 m
Terms	None
Avg Ht	-2.43 nm
Area	-2.08 um2

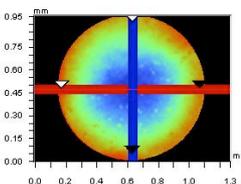


Rq	2.93 nm
Ra	2.49 nm
Rt	10.90 nm
Rp	4.26 nm
Rv	-6.63 nm

Angle	-2.96 urad
Curve	10.71 m
Terms	None
Avg Ht	-1.53 nm
Area	-1.30 um2

C.2. Messung der Al-Spiegel nach der Temperung (430 °C, 30 Min.)

Veeco



X	0.63	-	-	mm
Y	0.48	-	-	mm
Ht	-21.56	-	-	mm
Dist	-	-	-	mm
Angle	-	-	-	°

Title: Al-Mirror

Note: Getempert



Rq	12.43 nm
Ra	10.84 nm
Rt	40.54 nm
Rp	18.22 nm
Rv	-22.32 nm

Angle	-3.75 urad
Curve	2.45 m
Terms	None
Avg Ht	-8.56 nm
Area	-7.72 um2

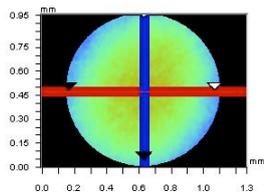


Rq	10.37 nm
Ra	8.89 nm
Rt	36.29 nm
Rp	13.84 nm
Rv	-22.45 nm

Angle	-4.53 urad
Curve	2.72 m
Terms	None
Avg Ht	-8.53 nm
Area	-7.37 um2

C. Interferometer-Messung des Krümmungsradius der Spiegelplatte

C.3. Messung der Ag/AlN-Spiegel vor der Temperung



X	0.63	-	-	mm
Y	0.48	-	-	mm
Ht	7.68	-	-	nm
Dist	-	-	-	mm
Angle	-	-	-	°

Title: Mirror Ti-Ag-AlN

Note: as deposited



Rq	6.14 nm
Ra	5.26 nm
Rt	21.73 nm
Rp	9.99 nm
Rv	-11.74 nm

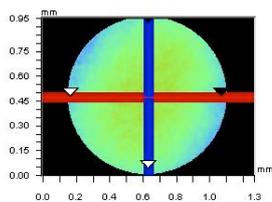
Angle	-1.50 urad
Curve	-5.03 m
Terms	None
Avg Ht	2.82 nm
Area	2.56 um2



Rq	4.08 nm
Ra	3.47 nm
Rt	15.30 nm
Rp	10.03 nm
Rv	-5.28 nm

Angle	-1.29 urad
Curve	-7.26 m
Terms	None
Avg Ht	4.55 nm
Area	4.04 um2

C.4. Messung der Ag/AlN-Spiegel nach der Temperung (430 °C, 30 Min.)



X	0.63	-	-	mm
Y	0.48	-	-	mm
Ht	4.60	-	-	nm
Dist	-	-	-	mm
Angle	-	-	-	°

Title: Mirror Ti-Ag-AlN

Note: getempert



Rq	4.36 nm
Ra	3.72 nm
Rt	15.75 nm
Rp	6.71 nm
Rv	-9.04 nm

Angle	-1.26 urad
Curve	-7.17 m
Terms	None
Avg Ht	1.46 nm
Area	1.33 um2



Rq	2.29 nm
Ra	1.94 nm
Rt	8.70 nm
Rp	6.73 nm
Rv	-1.96 nm

Angle	0.14 urad
Curve	-13.24 m
Terms	None
Avg Ht	3.22 nm
Area	2.85 um2