

# Migrationsbeständigkeit von Al- und Cu-Metallisierungen in SAW-Bauelementen

Von der Fakultät Maschinenwesen

der

Technischen Universität Dresden

zur

Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur (Dr.-Ing.)

angenommene Dissertation

Dipl.-Ing. Marcela Pekarčíková  
geb. am 29. April 1974  
in Hnúšťa-Likier

Tag der Einreichung: 2. März 2005

Tag der Verteidigung: 5. Oktober 2005

Gutachter: Prof. Dr. rer. nat. habil. Dr.h.c. K. Wetzig

Prof. Dr. rer. nat. J. Bartha

Prof. Ing. Peter Grgač, CSc.

Prof. Dr. rer. nat. habil. K.-H. Modler  
Vorsitzender der Promotionskommission

# Inhaltsverzeichnis

Symbolverzeichnis und Abkürzungen .....	3
<b>1 Einleitung</b>	<b>5</b>
<b>2 Literaturübersicht</b>	<b>7</b>
<b>2.1 Anregung und Empfang von Oberflächenwellen .....</b>	<b>7</b>
2.1.1 Elastische Oberflächenwellen .....	7
2.1.2 Einsatz der SAW in Bauelementen .....	9
2.1.3 Funktionsprinzip eines SAW-Bauelements .....	12
2.1.4 Materialien für SAW-Bauelemente .....	15
2.1.5 Ausfall von SAW-Bauelementen .....	18
<b>2.2 Stand der Forschung .....</b>	<b>20</b>
2.2.1 Verbesserung der Akustomigrationsresistenz von Al-Metallisierungen	20
2.2.2 Einführung der SAW-Kupfertechologie .....	25
<b>2.3 Zusammenfassung der Literatur und Zielstellung der Arbeit .....</b>	<b>28</b>
<b>3 Experimentelle Details</b>	<b>30</b>
<b>3.1 Proben .....</b>	<b>30</b>
3.1.1 Power-SAW-Teststruktur .....	30
3.1.2 Probenherstellung .....	34
3.1.2.1 Fotolithografie und Schichtabscheidung .....	34
3.1.2.2 Strukturqualität .....	37
3.1.3 Probenvorbereitung .....	40
<b>3.2 Experimentelle Methodik .....</b>	<b>42</b>
3.2.1 Akustomigrationsbelastungsexperimente unter dem Lichtmikroskop .	42
3.2.2 Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop .....	44
3.2.2.1 Darstellung der Mikromorphologie .....	44
3.2.2.2 Abbilden von akustischen Oberflächenwellen .....	45
3.2.2.3 Bestimmung der Einzelkornorientierung mittels EBSD-Technik .....	46
3.2.3 Untersuchungen am Ionenmikroskop .....	50
3.2.4 Untersuchungen am Rasterkraftmikroskop .....	52
3.2.5 Lebensdauerexperimente .....	53
<b>4 Ergebnisse und Diskussion</b>	<b>55</b>
<b>4.1 Voruntersuchungen .....</b>	<b>55</b>
4.1.1 Thermische Stabilität ausgewählter Diffusionsbarrieren .....	55

4.1.1.1 Wirkung der Wärmebehandlung .....	56
4.1.1.2 Oberflächenmorphologie der Metallisierungen nach Tempern .....	59
4.1.2 Gefügeuntersuchungen .....	61
4.1.2.1 Gefüge der Al-Metallisierung .....	61
4.1.2.2 Gefüge der Cu-Metallisierung .....	62
4.1.3 Bondverhalten .....	65
4.1.4 Temperaturmessung.....	67
4.1.4.1 Bestimmung über den Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes .....	67
4.1.4.2 Bestimmung über die temperaturbedingte Frequenzverschiebung .....	68
<b>4.2 Akustomigrationsexperimente .....</b>	<b>70</b>
4.2.1 Schädigungsverhalten von Al- und Cu-SAW-Strukturen als Funktion von Leistung und Belastungszeit .....	70
4.2.1.1 Elektrisches Verhalten .....	70
4.2.1.2 Mikrostrukturelle Änderungen .....	73
4.2.1.3 Topographie (RMS-Rauhigkeit) .....	78
4.2.2 „In situ“-REM-Belastungsexperimente .....	80
4.2.3 Querschnitte an Akustomigrationsschädigungen .....	83
4.2.3.1 Querschnitte an Al-Wandlern .....	83
4.2.3.2 Querschnitte an Cu-Wandlern .....	87
4.2.4 Untersuchung des Schädigungsverhaltens der Cu-Metallisierung ohne Ta-Si-N-Deckschicht .....	92
4.2.5 Korrelation zwischen Mikrostruktur und Schädigung .....	96
4.2.6 Bestimmung der Lebensdauer .....	102
4.2.6.1 Das Ausfallkriterium .....	103
4.2.6.2 Lebensdauer der Al-Testwandler .....	104
4.2.6.3 Lebensdauer der Cu-Testwandler .....	107
<b>4.3 Zusammenfassung der experimentellen Ergebnisse .....</b>	<b>110</b>
<b>5 Schädigungshypothese .....</b>	<b>114</b>
<b>6 Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>125</b>
Literaturverzeichnis .....	127
Erklärung .....	135
Danksagung .....	137

## Symbolverzeichnis und Abkürzungen

$\lambda$	Wellenlänge
$\tau$	Dauer der Impulsantwort
$\Theta$	Einfall- und Reflexionswinkel
$\sigma_{ij}$	Normalspannung
$\tau_{ij}$	Schubspannung
AES	Auger-Elektronen-Spektroskopie
AFM	Rasterkraftmikroskop (Atomic Force Microscope)
at.-%	Atomprozent
B	Bandbreite
c	elastische Konstante
d	Fingerperiode
DC	Gleichstrom
$d_{hkl}$	Netzebenenabstand
DIC	Differentialinterferenzkontrast
$E_a$	Aktivierungsenergie
EBSD	Kikuchi-Elektronen-Rückstreutechnik (Electron Back Scattered Diffraction)
ECD	Elektrochemische Abscheidung (Electro-chemical Deposition)
EDX	Energiedispersive Röntgenanalyse (Energy Dispersive X-ray Analysis)
f	Frequenz
$f_0$	Peakfrequenz
FEM	Finite Elemente Methode (Finite Element Method)
FIB	Raster-Ionenmikroskop (Focused Ion Beam)
FSD	Rückstreudetektor (Forward Scattering Detector)
HF	Hochfrequenz
IBS	Ionenstrahl-Sputtern (Ion Beam Sputtering)
IDT	Interdigitalwandler (Interdigital Transducer)
k	Boltzmann-Konstante ( $1,3807 \cdot 10^{-23} \text{J/K}$ )
$k^2$	Kopplungskoeffizient
L	Wandlerlänge
m.-%	Masseprozent
MOCVD	Metallorganische chemische Dampfphasenabscheidung (Metal Organic Chemical Vapor Deposition)
N	Anzahl der Fingerpaare bzw. Messpunkte
n	Beugungsordnung
PSAW	Power-SAW-Teststruktur
PVD	Physikalische Dampfphasenabscheidung (Physical Vapor Deposition)
QBSD	4-Quadranten Rückstreuelektronendetektor
R	elektrischer Widerstand
RBS	Rutherford-Rückstreuspektrometrie
REM	Rasterelektronenmikroskop
$R_{\text{RMS}}$	Mittenrauhwert (Root Mean Square Roughness)
$R_{\text{Tref}}$	Leiterbahnwiderstand bei einer Referenztemperatur

---

S	Steigung der Gerade
SAW	akustische Oberflächenwelle (Surface Acoustic Wave)
SE	Sekundärelektronen
t	Zeit
T	Temperatur
TCD	Temperaturkoeffizient der Verzögerungszeit
TCF	Temperaturkoeffizient der Frequenz
TCR	Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstandes (Temperatur Coefficient of Resistivity)
TCR <sub>Tref</sub>	Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstandes bei Referenztemperatur
T <sub>IDT</sub>	Temperatur der Metallisierung
T <sub>ref</sub>	Referenztemperatur
TTF	Zeit bis zum Ausfall (Time-to-Failure)
T <sub>U</sub>	Umgebungstemperatur
v	Ausbreitungsgeschwindigkeit akustischer Oberflächenwellen
W	Überlappung der Finger (Apertur)
x	Profilkoordinate

# 1 Einleitung

SAW-Bauelemente (SAW: surface acoustic wave) haben wegen ihren hervorragenden Eigenschaften im Hochfrequenzbereich, ihrer geringen Größe sowie ihrer guten Eignung für die Massenproduktion und den damit verbundenen geringen Kosten ein sehr breites Spektrum von Anwendungen in der Signalübertragungstechnik gefunden. Ohne diese Bauelemente wäre beispielsweise die Entwicklung von kleineren, leichteren und multifunktionalen mobilen Kommunikationsgeräten wie z. B. tragbaren Mobiltelefonen nicht denkbar. Heute sehen wir eine dynamisch wachsende Durchdringung von Wireless-LAN-Produkten am Markt, die zur Hochfrequenzselektion auch die SAW-Filter-Technik ausnutzen. Ob öffentliche „Hotspots“ in Flughäfen, Bahnhöfen und Messen dieser Welt, oder die drahtlose Vernetzung innerhalb von Unternehmen sowie die aufkommende Anbindung von Elektronik-Geräten an private IP-Netzwerke, die drahtlose Datenübertragung (Wireless-LAN) ist inzwischen nicht mehr aus dem Alltag wegzudenken. Dank der SAW-Bauelemente kann man das Fernsehgerät oder die Stereoanlage aus der Ferne bedienen, ein Auto mit Navigationssystem (GPS) kaufen oder das Garagentor aus dem Auto heraus ohne Schlüssel öffnen.

Auf Grund der technischen Entwicklung nicht nur im kommerziellen, sondern auch im industriellen und militärischen Bereich besteht ein steigender Bedarf an kleinen und effektiven in SAW-Technologie hergestellten Bauteilen für Kommunikationseinrichtungen. Hierdurch werden an SAW-Bauelemente immer höhere Anforderungen gestellt. Der Herstellungstrend bewegt sich in Richtung einer weiteren Miniaturisierung bei gleichzeitiger Verbesserung der Anwendbarkeit bei höheren Leistungen. Die SAW-Bauelemente der nächsten Generation sollen sich außer durch exzellente Übertragungseigenschaften auch durch eine ausreichende Leistungsbeständigkeit und eine lange Lebensdauer auszeichnen.

Allerdings können die SAW-Strukturen, die aus den derzeit üblichen Werkstoffen (z. B. Al) hergestellt werden, während des Betriebes unter höheren Belastungen starke Schädigungen erleiden. Dies kann schließlich für das entsprechende Bauelement und damit für das zugehörige Gerät zum Funktionsausfall führen. Als Ursache dieser

Schädigung gelten die durch akustische Oberflächenwellen induzierten mechanischen Spannungen und erhöhte Temperaturen in den SAW-Strukturen, welche zu einem Materialtransport – der sog. Akustomigration – führen. Um Ausfälle von SAW-Bauelementen zu verhindern, muss dieser Schädigungsmechanismus zunächst verstanden werden, um ihn dann durch gezielte Maßnahmen zu vermindern.

Bei SAW-Strukturen, hergestellt mit Cu-Dünnschichtsystemen als Metallisierung, wird eine höhere Leistungsbeständigkeit und Lebensdauer erwartet als bei reinem Al bzw. Al-basierten Materialien. Die Entwicklung dieser neuartigen SAW-Metallisierungssysteme wurde vom Bundesministerium für Wirtschaft und Arbeit (*BMWA*) mit einem Forschungsprojekt (*AiF 13 175 BR*) gefördert. Die in dieser Arbeit vorgestellten Ergebnisse wurden im Rahmen dieses Projektes am Leibniz-Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden (*IFW Dresden*) erzielt.

## 2 Literaturübersicht

### 2.1 Anregung und Empfang von Oberflächenwellen

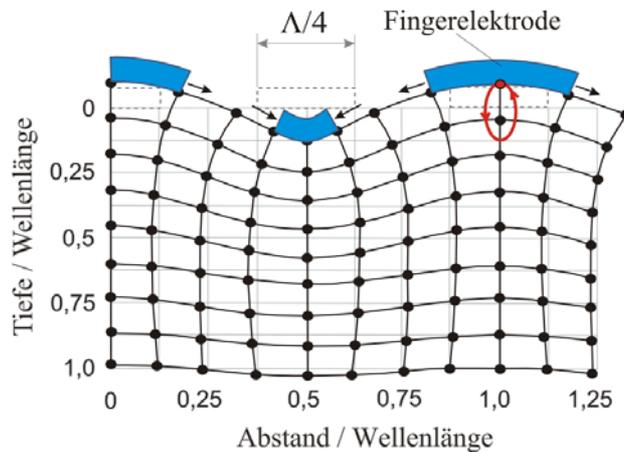
#### 2.1.1 Elastische Oberflächenwellen

Elastische Oberflächenwellen gehören in die Gruppe der mechanischen Wellen, welche sich auf der Oberfläche von Festkörpern in einer Wellenlängenbereich von einigen Kilometern (natürliche seismische Wellen) bis Submikrometern (akustische Oberflächenwellen in Piezosubstraten) ausbreiten können. Diese Wellen zeichnen sich durch eine tiefenabhängige Dämpfung ihrer Amplitude aus, wobei die Eindringtiefe in der Größenordnung von einigen Wellenlängen der Oberflächenwelle ist. Auf der freien Oberfläche eines homogenen Festkörpers weisen elastische Oberflächenwellen eine nichtdispersive Ausbreitungsgeschwindigkeit auf, die von der Dichte und von den elastischen Konstanten des Festkörpers abhängig ist [1].

Zu elastischen Oberflächenwellen gehören auch akustische Oberflächenwellen. Sie wurden bereits 1885 als physikalisches Phänomen von Lord Rayleigh mathematisch beschrieben [2]. Die mathematische Beschreibung nach Rayleigh definiert die Ausbreitung einer nichtdispersiven akustischen Welle entlang einer spannungsfreien Oberfläche eines isotropen, elastischen, halbunendlich ausgedehnten Festkörpers mit beschränkter Energie in der Oberfläche. Rayleigh deutete an, dass diese Wellen, die heute als Rayleighwellen bezeichnet werden, z. B. bei Erdbeben anzutreffen sind. Die Rayleighwellen bestehen aus einer Kompressions- und einer Scherschwingungskomponente. Die Teilchen bewegen sich auf elliptischen Bahnen in der Sagittalebene, welche von der Oberflächennormale und der Ausbreitungsrichtung der Welle aufgespannt wird. Die Amplitude der Welle nimmt exponentiell mit dem Abstand von der Substratoberfläche ab und ist somit in einer Tiefe von der Größenordnung der Wellenlänge praktisch abgeklungen [3].

Die elliptische Teilchenbewegung führt zu elastischen Verzerrungen und damit zu mechanischen Spannungen in der Oberfläche. Zug- und Druckspannungen wechseln einander ab, was je nach Größe der Amplitude und Frequenz (eingebrachter Leistung) das Material mehr oder weniger stark belastet. Einen Querschnitt durch die Teilchen-

anordnung bei der Rayleighwellenausbreitung entlang einer Oberfläche eines isotropen Festkörpers ist in [Abb. 2.1](#) schematisch dargestellt. Russell hat die Teilchenbewegung, welche durch die Anregung verschiedener Wellen verursacht wird, simuliert [4]. Darunter findet sich auch eine Simulation der Ausbreitung von Rayleighwellen.



**Abb. 2.1**

*Schematische Darstellung des Querschnittes der Teilchenanordnung bei Rayleighwellenausbreitung entlang der Oberfläche eines isotropen Festkörpers (Momentaufnahme) [1].*

Im Frühstadium der Entwicklung von SAW-Bauelementen wurden für die Berechnung der Wellenausbreitung in piezoelektrischen Einkristallen die Rayleighwellen verwendet. Neben den Rayleighwellen ist heutzutage eine Anzahl weiterer elastischer Oberflächenwellen bekannt, die der SAW-Designer zur Auswahl hat. Die wesentlichen Wellentypen sind: Love-, Lamb-, Stoneley-, Bleustein-Gulyaev-, Bleustein-Gulyaev-Shimizu-, Oberflächengeführte Volumenwellen (SSBW, surface-skimming bulk wave) sowie Pseudo- oder auch sog. Leckwellen (pseudo SAW, leaky SAW) [1]. Im Unterschied zu den Rayleighwellen bewegen sich die Teilchen bei diesen Wellenarten nicht mehr ausschließlich in der Sagittalebene und die Ausbreitung der Wellen kann mit einer höheren Geschwindigkeit als bei den Rayleighwellen erfolgen. Aus den fachspezifisch verwendeten Begriffen: „ultrasonic Rayleigh waves“, „surface elastic waves“ (SEW), „elastic surface waves“, „acoustic surface waves“ sowie „surface acoustic waves“ (SAW) wurde in den 70-Jahren der Begriff „surface acoustic waves“ als entsprechender Fachterminus akzeptiert.

## 2.1.2 Einsatz der SAW in Bauelementen

Die praktische Nutzung von SAW in Verbindung mit piezoelektrischen Materialien begann 1965 mit der Erfindung des Interdigitalwandlers (IDT) durch White und Voltmer [5]. Der erste IDT bestand aus dünnen Al-Elektroden, die eine einfache ineinander greifende Kammstruktur bildeten, welche wiederum auf einem piezoelektrischen Quarzsubstrat aufgebracht wurde. Mit Hilfe dieser Struktur wurde eine simple aber effektive Umwandlung von elektrischen Signalen in mechanische bzw. von mechanischen in elektrische Signale ermöglicht.

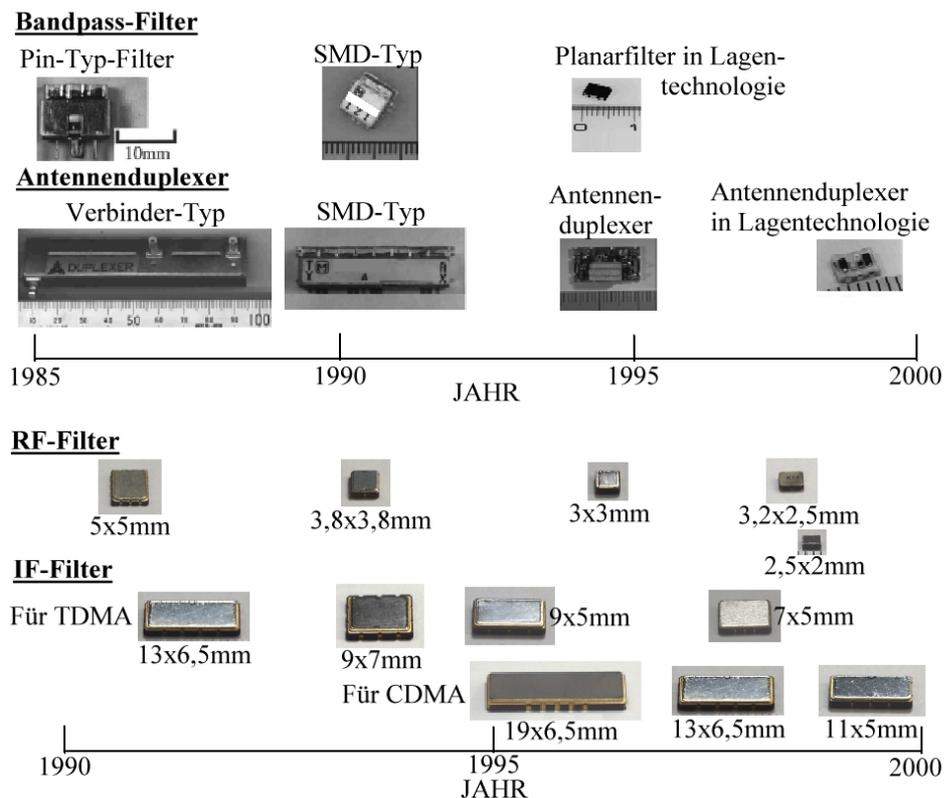
Die SAW-Technologie erlebte in den ersten Jahren ein starkes Wachstum. Dazu gehörte zunächst die Etablierung der grundsätzlichen Elemente der SAW-Technologie – Werkstoffe, Ausbreitungseffekte, Analyse und Design von SAW-Strukturen – und die Entwicklung von umfangreichen Bauelementen. Diese Etablierungsphase kommt insbesondere in der explosiven Zunahme von Publikationen auf diesem Gebiet Anfang 1970 zum Ausdruck (ungefähr ein Drittel der heutzutage veröffentlichten Artikel) [6]. Einen umfassenden Überblick über die Entwicklung der SAW-Bauelemente ist in [6] zu finden.

Die SAW-Technologie trug dazu bei, wichtige Gerätesysteme der Informationsübertragung grundlegend zu verändern. Der Einsatz der akustischen Signalübertragung in den Geräten der elektrischen Nachrichtentechnik hat dazu geführt, dass sich innerhalb von zwei Jahrzehnten die mechanische Frequenzselektion im Frequenzbereich von etwa 1 kHz auf bis zu 3 GHz ausgedehnt hat. So wurden Filter, Verzögerungsleitungen, Resonatoren, Konvolver, Oszillatoren, Sensoren usw. in der SAW-Technologie entwickelt und hergestellt. Ein Überblick über moderne SAW-Bauelemente befindet sich in [1, 7-9].

Von besonderer Bedeutung für die Neu- und Weiterentwicklung ist die Tatsache, dass SAW-Bauelemente mit den Technologien der Mikroelektronik gefertigt werden. Damit besitzen diese Erzeugnisse nicht nur ausgezeichnete technische Kenndaten, sondern die Produktion kann außerdem nach modernsten technologischen Gesichtspunkten organisiert werden. Die Mikroelektroniktechnologie gestattet gleichzeitig eine entsprechende Miniaturisierung der SAW-Strukturen und somit einen hohen ökonomischen Wertschöpfung im Herstellungsprozess. Die Größe von SAW-Bauelementen konnte durch neue Verfahren des Bondens (z. B. Flip-Chip-Methode) sowie durch eine verbesserte Verpackung der Bauelemente in hermetisch abgedichteten Gehäusen, welche die SAW-Bauelemente vor Umwelteinflüssen schützen, reduziert werden [9-13]. Abb. 2.2 zeigt die chronologische Entwicklung der Miniaturisierung am Beispiel von Bandpass-Filtern, Antennenduplexern und RF- sowie IF-Filtern.

Zwischen 1970 und 1985 waren fast alle Fortschritte der SAW-Technologie (mit Ausnahme von TV-Filtern) mit militärischen und professionellen Anwendungen – vor allem in der Radar- und Signalübertragungstechnik – verknüpft. Nach 1985 orientierte sich die

Technologie mehr zum Verbrauchermarkt hin, wo Preis, Einfügedämpfung und Größe eine größere Bedeutung zugeschrieben bekamen [6]. Die Anwendungen von SAW-Bau-elementen sind in diesem Bereich insbesondere in Mobiltelefonen zu finden, welche sich mittlerweile als ein gängiges Medium in der täglichen Sprachkommunikation etabliert haben.



**Abb. 2.2** Historie der Miniaturisierung von dielektrischen Filtern, Antennenduplexern sowie RF- und IF-SAW-Filtern [14].

Ein modernes Mobiltelefon kann bis zu zehn SAW-Filter enthalten [15], wobei zwischen zwei Arten von SAW-Filtern unterschieden wird: RF-Filter (Hochfrequenz-Filter) – üblicherweise Duplexer, welche aus einem Sendefilter und einem Empfangsfilter bestehen, wobei beide mit der Antenne verbunden sind – und IF-Filter (Zwischenfrequenz-Filter) [16]. Durch Kombination dieser Bauteile wird eine Frequenzselektion sehr hoher Qualität bzw. ein klares und störungsfreies Signal in Mobiltelefonen erreicht. In Tab. 2.1 findet sich ein Überblick über Betriebsfrequenzen und Bandbreiten im Hoch- und Zwischenfrequenzbereich einiger ausgewählter Mobiltelefonsysteme zusammen mit schnurlosen Telefonsystemen und drahtlosen lokalen Netzwerkanwendungen.

Andere Einsatzgebiete von SAW-Bauelementen, zumeist unter Verwendung von breitbandigen Filtern, sind unter anderem Funkrufdienste (paging), schnurlose Telefone, Radar-Technik, Fernbedienungen für Heimelektronik (z. B. Fernseher), Eingangs-

systemen ohne Schlüssel (Fernbedienung für Garagentoren, Fahrzeuge usw.), Satellitenempfängeranlagen DBS (direct broadcasting satellites), Navigationssysteme (GPS – global positioning system), Anlagen für Basisstationen der Mobilfunkbetreiber, digitale Radios [17], LAN-Systeme (local area network) [18], sowie Sensoren [19].

SYSTEM	Tx-Band* MHz	Rx-Band* MHz	RF BW MHz	IF BW kHz
<b><u>Analoge Mobiltelefone (FDMA)</u></b>				
AMPS (USA, Australien)	824-849	869-894	25	30
ETACS (UK)	871-904	916-949	33	25
NMT 900 (Europa)	890-915	935-960	25	12,5
<b><u>Digitale Mobiltelefone (TDMA)</u></b>				
GSM (Europa)	890-915	935-960	25	200
IS-95 (CDMA)	824-849	869-894	25	1250
PDC (Japan)	940-956	810-826	16	25
PCN/DCS-1800 (Europa)	1710-1785	1805-1880	75	200
<b><u>Digitale schnurlose Telefone (TDMA)</u></b>				
DECT (Europa)	1880-1990	1880-1990	110	1728
PHS (Japan)	1895-1907	1895-1907	12	300
<b><u>Wireless LAN</u></b>	2400-2500	100	-	

**Tab. 2.1**  
*Frequenzbereiche für Mobil- und schnurlose Telefonensysteme sowie Wireless-LAN-Anwendungen [6].*

AMPS – Advanced mobile phone system

GSM – Global system for mobile communications

PDC – Personal digital cellular

DECT – Digital European cordless telephone

PHS – Personal handyphone system

PCN – Personal communication network

CDMA – Code division multiple access

TDMA – Time division multiple access

Tx-Band – Sender

Rx-Band – Empfänger

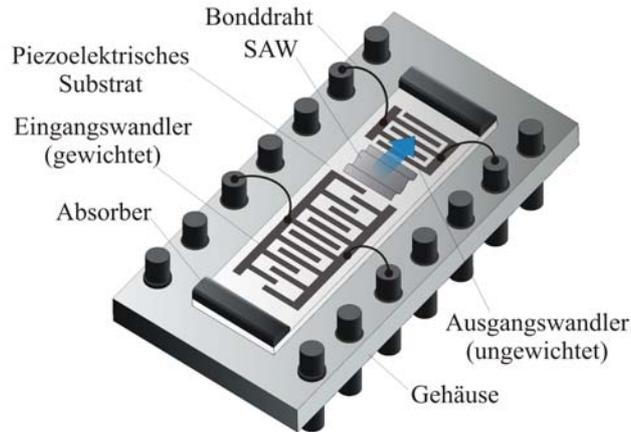
RF BW – Hochfrequenzbandbreite

IF BW- Zwischenfrequenzbandbreite

\* Handset

### 2.1.3 Funktionsprinzip eines SAW-Bauelements

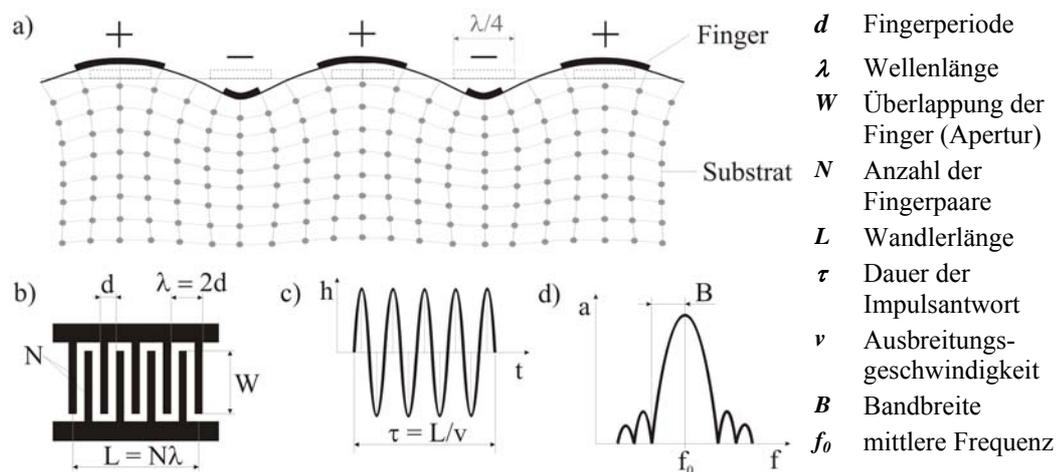
SAW-Bauelemente bestehen aus einem piezoelektrischen Substrat, auf dessen polierter Oberfläche Metallstrukturen wie Interdigitalwandler oder Reflektoren aufgebracht sind.



**Abb. 2.3** Prinzip eines SAW-Bauelements. Die Anregung und Detektion der akustischen Oberflächenwelle geschieht mit Hilfe von Interdigitalwandlern.

Abb. 2.3 zeigt den schematischen Aufbau eines einfachen SAW-Bauelements. Das Bauteil besteht aus zwei Interdigitalwandlern. In der einfachsten Ausführung ist ein IDT aus zwei ineinander greifenden metallischen Kammstrukturen aufgebaut. Jeder zweite Finger ist elektrisch über das sog. „Pad“ miteinander verbunden. Die Erzeugung einer akustischen Oberflächenwelle erfolgt elektrisch, indem an die Kammstrukturen des Eingangswandlers eine hochfrequente Wechselspannung angelegt wird. Da hierdurch jeweils benachbarte Finger auf unterschiedlichem elektrischem Potential liegen (Abb. 2.4a), bewirkt das daraus resultierende elektrische Feld über den inversen piezoelektrischen Effekt eine räumlich und zeitlich periodische Deformation der Substratoberfläche.

Da hierdurch jeweils benachbarte Finger auf unterschiedlichem elektrischem Potential liegen (Abb. 2.4a), bewirkt das daraus resultierende elektrische Feld über den inversen piezoelektrischen Effekt eine räumlich und zeitlich periodische Deformation der Substratoberfläche.



**Abb. 2.4** Interdigitalwandler

a) Anordnung der parallelen Finger mit sich abwechselnder Polarität auf piezoelektrischem Substrat, b) Geometrie des IDT, c) Impulsantwort  $h(t)$  und d) Übertragungscharakteristik  $a(f)$  (Frequenzgang) des SAW-Filters mit zwei Wandlern des Typs dargestellt in „b“.

Dabei ist jedes Fingerpaar Ausgangspunkt einer Partialwelle, die sich mit einer gewissen Ausbreitungsgeschwindigkeit in beiden Richtungen senkrecht zu den Fingern ausbreitet. Je weiter die Finger einander überlappen, desto stärker ist die jeweilige Anregung der Oberflächenwelle.

Die Detektion der Welle in [Abb. 2.3](#) erfolgt mit Hilfe eines Ausgangswandlers. Hier bewirkt die durch die akustische Oberflächenwelle hervorgerufene Deformation der Oberfläche eine Polarisation des Substrates, die in Form einer elektrischen Spannung an diesem IDT gemessen werden kann.

Das Frequenzverhalten der Wandleranordnung ist vom Design der Finger abhängig. Die Wandlerfinger mit dem periodischen Abstand  $d$  selektieren aus den Oberflächenwellen mit der Ausbreitungsgeschwindigkeit  $v$  nur die akustischen Komponenten, welche eine Wellenlänge gleich dem doppelten Fingerabstand  $\lambda = 2d$  aufweisen, wobei die Bedingungen für konstruktive Interferenz erfüllt sind. Die Signalkomponenten der jeweils anderen Frequenzen löschen sich gegenseitig aus [\[20\]](#).

Die akustische Apertur  $W$  und die Zahl der Fingerpaare  $N$  beeinflussen die Divergenz der ausgesendeten Welle und sind auch für die Beschreibung der Dämpfung von Bedeutung. Der Frequenzgang der Dämpfung  $a(f)$  eines Wandlers ist beispielhaft in [Abb. 2.4d](#) dargestellt. Durch den Fingerabstand  $d/2$  lässt sich die Mittenfrequenz  $f_0$  ([Gleichung 2.1](#)) und durch die Wandlerlänge  $L$  auch die Bandbreite des Filters  $B$  ([Gleichung 2.2](#)) festlegen, die mit zunehmender Fingerzahl immer schmaler wird [\[21\]](#).

$$f_0 = \frac{v}{\lambda} = \frac{v}{2d} \quad (2.1) \quad B = \frac{1}{\tau} = \frac{v}{L} = \frac{v}{2Nd} = \frac{f_0}{N} \quad (2.2)$$

$f_0$  – mittlere Frequenz,  $v$  – Ausbreitungsgeschwindigkeit,  $\lambda$  – Wellenlänge,  $d$  – Fingerperiode,  $B$  – Bandbreite,  $\tau$  – Dauer der Impulsantwort,  $L$  – Wandlerlänge,  $N$  – Anzahl der Fingerpaare

Amplitude und Phase lassen sich durch eine spezielle Gestaltung der Wandlerfinger (Überlappungslänge, Breite, Polarität) beeinflussen. Neben der Überlappungswichtung der Fingerstruktur (siehe Eingangswandler in [Abb. 2.3](#)) kann das Frequenz- und Zeitverhalten der Anordnung auch durch Breitenwichtung (unterschiedliche Breite und Abstand) sowie Lückenwichtung (fehlende Finger) bzw. verschiedenartige Kombinationen dieser Wichtungsformen eingestellt werden [\[3\]](#).

Treffen akustische Oberflächenwellen auf eine Materialdiskontinuität, an der sich die Ausbreitungsbedingungen sprunghaft ändern (u. a. topologische Strukturen in Form von Stufen und Substratkanten), wird generell ein Teil ihrer Energie reflektiert. Zur Vermeidung von Reflexionen an den Chipkanten wird üblicherweise eine Dämpfungsmasse auf die „kritischen Stellen“ aufgebracht (siehe Absorber in [Abb. 2.3](#)).

An den Fingerkanten entstehen ebenfalls innere Reflexionen. Bei Fingerbreiten von  $\lambda/4$ , die für eine maximale Anregung von Oberflächenwellen erforderlich sind, bedeutet dies

eine konstruktive Überlagerung der inneren Reflexionen. Obwohl der Reflexionsfaktor je Finger nur sehr gering ist (Promille- bis Prozentbereich), würden die reflektierten Wellen der vielen Finger einer schmalbandigen Verzögerungsleitung stören. Deswegen werden in der Praxis reflexionsfreie Wandlerstrukturen eingesetzt. Die verbreiterte Ausführung – der Splitfingerwandler – verwendet statt je einem  $\lambda/4$ -breiten Finger je zwei  $\lambda/8$ -breite Finger, die im Abstand von  $\lambda/4$  angeordnet sind [22].

Die bei Verzögerungsleitungen unerwünschten inneren Reflexionen an den Elektroden lassen sich vorteilhaft zum Aufbau eines Reflektors für Oberflächenwellen einsetzen. Diese Reflektoren bestehen typischerweise aus  $\lambda/4$ -breiten Finger (einige -zig bis hunderte), die mit einer Periodizität von  $\lambda/2$  auf der Substratoberfläche aufgebracht sind. Solche Fingeranordnungen reflektieren Oberflächenwellen fast vollständig [22].

## 2.1.4 Materialien für SAW-Bauelemente

### Substratmaterial

SAW-Bauelemente werden auf piezoelektrischen Substraten aufgebracht, wobei ein-kristalline Materialien wegen ihrer guten piezoelektrischen Eigenschaften bevorzugt Anwendung finden. Die Piezoelektrizität sowie auch eine Reihe anderer Eigenschaften, wie beispielsweise die Ausbreitungsgeschwindigkeit der akustischen Wellen, sind insbesondere von der Orientierung der Einkristalloberfläche relativ zu den Kristallachsen abhängig. Durch geeignete Wahl des Kristallschnitts können auf diese Art Wafer hergestellt werden, deren schnittabhängige Eigenschaften die gewünschte Anwendung des SAW-Bauelements unterstützen.

Die am häufigsten verwendeten Materialien sind Quarz ( $\text{SiO}_2$ ), Lithiumniobat ( $\text{LiNbO}_3$ ) und Lithiumtantalat ( $\text{LiTaO}_3$ ) [3, 7, 10]. Je nach Material und Kristallschnitt besitzen diese Werkstoffe unterschiedliche Eigenschaften wie Ausbreitungsgeschwindigkeit  $v_0$ , piezoelektrischer Kopplungskoeffizient  $k^2$  und Temperaturkoeffizient der Verzögerungszeit  $TCD$  (siehe Tab. 2.2). Durch den piezoelektrischen Kopplungskoeffizienten wird die piezoelektrische Kopplung, welche das Verhältnis von gespeicherter elektrischer zu mechanischer Energie der Oberflächenwelle darstellt, nach Gleichung 2.3 beschrieben. Der Kopplungskoeffizient stellt gleichzeitig eine Materialkonstante dar.

$$k^2 = 2 \frac{v_0 - v_{0k}}{v_0} \quad (2.3)$$

$v_0$  – Ausbreitungsgeschwindigkeit bei freier Oberfläche

$v_{0k}$  – Ausbreitungsgeschwindigkeit bei kurzgeschlossener Oberfläche

Von den konventionellen Materialien zeichnet sich insbesondere Quarz durch sein Temperaturverhalten aus. Eine exzellente Temperaturstabilität des für SAW-Anwendungen geeigneten Schnitts von Quarz (ST-Schnitt) ist durch einen parabolischen Temperaturgang bedingt, dessen Umkehrpunkt bei ca. 20°C liegt und kann durch die Wahl des Quarzschnittwinkels eingestellt werden [22]. Nachteilig ist dagegen der niedrige piezoelektrische Kopplungskoeffizient, welcher die Bandbreite der SAW-Bauelemente limitiert. Damit sind Quarzkristallschnitte nur für schmalbandige SAW-Bauelemente geeignet. SAW-Bauteile auf Quarzsubstrat werden z. B. in Zwischenfiltern von Mobiltelefonen, als Resonatoren oder als Verzögerungsleitungen für lokale Oszillatoren und als dispersive Verzögerungsleitungen in der Radartechnik verwendet [10].

Größere Kopplungskoeffizienten haben Lithiumtantalat und vor allem Lithiumniobat. Beide Materialien weisen jedoch einen linearen Temperaturgang mit einem großen Anstieg der Gerade auf. Daher kommen diese beiden Substrate bevorzugt für „medium-

loss“ und breitbandige Anwendungen in Betracht, bei denen die Temperaturstabilität nicht im Vordergrund steht. Einige spezielle Kristallschnitte, wie der 41°rotY-Schnitt des LiNbO<sub>3</sub> oder der 36°rotY-Schnitt des LiTaO<sub>3</sub>, weisen einen extrem hohen piezoelektrischen Kopplungsfaktor auf. Somit sind diese Materialien für „low-loss“ und breitbandige Anwendungen, die in „Hochfrequenz-Stages“ von Mobiltelefonen notwendig sind, gut geeignet [10].

**Tab. 2.2** Übersicht über die Eigenschaften der am häufigsten verwendeten Piezo-substrate und denen Kristallschnitte sowie einiger neuer Piezomaterialien.  
(\* Euler-Winkel)

Material	Kristallschnitt	Ausbreitungsrichtung	$v_0$ m/s	$k^2$ %	TCD ppm/K	Lit.
LiNbO <sub>3</sub>	Y	Z	3488	4,9	94	[23]
	41°rotY	X	4792	17,2	50	[23]
	64°	X	4742	11,3	70	[23]
	128°rot Y	X	3980	5,5	75	[23]
LiTaO <sub>3</sub>	36°rotY	X	4160	5,0	28 ~ 32	[23]
	77,1°rotY	Z'	3254	0,72	35	[7]
	X	112,2°Y	3290	0,75	18	[23]
Quarz	ST	X	3158	0,11	0	[7]
	37°rotY	X	5094	0,1	0	[24]
La <sub>3</sub> Ga <sub>5</sub> SiO <sub>14</sub>	(0°, 26°, 33°)*	-	2464	0,15	0	[6]
ZnO/Saphir	-	-	5200-5700	4-4,7	43	[25]
AlN/Saphir	-	-	5910	0,5	0	[6]
SiO <sub>2</sub> /ZnO/Diamond	-	-	10000	1,2	-	[26]

Die Auswahl eines piezoelektrischen Materials hängt auch von der Ausbreitungsgeschwindigkeit der SAW im Substrat ab. Eine hohe Geschwindigkeit ist für Hochfrequenzbauelemente wünschenswert, da nach Gleichung 2.1 die geometrischen Abmessungen des Bauelements größer sind und daher die entsprechenden SAW-Bauteile leichter herzustellen sind. Bei niedrigen Frequenzen ist eine geringe Ausbreitungsgeschwindigkeit besser geeignet, wodurch die Bauelementgröße kleiner wird und somit niedrigere Bauelement- und Verpackungskosten erzeugt.

Die Literatur berichtet auch über folgende Innovationen im Bereich von SAW-Materialien. Favorisiert wird hier Lanthangalliumsilikat (La<sub>3</sub>Ga<sub>5</sub>SiO<sub>14</sub>), auch als Langasit bezeichnet. Viele Orientierungen von Langasit-Kristallen weisen ähnliche SAW-Eigenschaften wie Quarz auf und besitzen dazu noch einen höheren piezoelektrischen Kopplungskoeffizient [27]. Ebenfalls viel versprechende Materialien für die SAW-Technologie scheinen einkristalline bzw. ausgeprägt texturierte piezoelektrische Dünnschichten in einer Kombination mit nicht-piezoelektrischen Substraten zu sein. Dünne Schichten wie ZnO oder AlN werden mittels MOCVD-Technik (metal organic chemical vapor deposition) oder Magnetronspütern auf Diamant- oder Saphir-Wafer aufgebracht. Veröffentlicht wurden hier mehrere Ergebnisse für AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [28],

ZnO/Saphir [25], AlN/Diamant [29, 30], ZnO/Diamant [31], ZnO/SiO<sub>2</sub>/Si [32, 33], SiO<sub>2</sub>/ZnO/Diamant [26, 34], oder ZnO/LiNbO<sub>3</sub> [35]. Der Vorteil dieser Materialien liegt in einer wesentlich höheren Ausbreitungsgeschwindigkeit der SAW (besonders bei Dünnschichten in Verbindung mit Diamantsubstrat) im Vergleich zu konventionellen Piezosubstraten, was die Herstellung der Fingerstrukturen noch mittels Fotolithographie (Fingerbreiten in Bereich um 1 µm) für Betriebsfrequenzen über 2 GHz gestattet. Diese neuen Materialien sind jedoch noch nicht industriell eingeführt, da z. B. noch keine effektiven Abscheideverfahren für die Großserienproduktion entwickelt wurden.

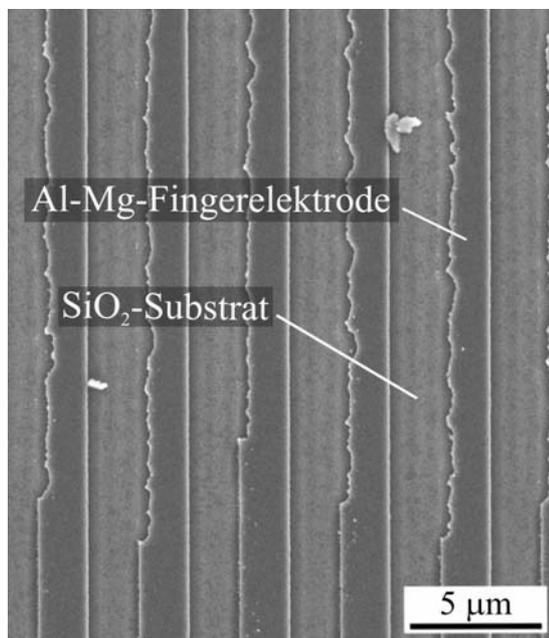
### **Materialien für Fingerelektroden**

Üblicherweise bestehen die Elektrodenstrukturen aus photolithografisch strukturiertem Aluminium. Dieser Metall wird seit den 60-er Jahren als Standardmaterial für Fingerelektroden verwendet. Diese Auswahl basiert auf Prüfungen verschiedener Werkstoffe, wobei ihr elektrischer Widerstand und Effekte auf die SAW-Ausbreitung (Dämpfung, Reflexionen, Verschiebung in der Geschwindigkeit) getestet wurden.

Wie im nächsten Kapitel beschrieben wird, sind Al-Strukturen relativ unbeständig gegen hohe Leistungen. Deshalb hat man versucht, die reine Al-Metallisierungen zu optimieren. Eine Übersicht über die Literatur, welche sich dieser Problematik widmet, findet sich in [Abschnitt 2.2.1](#).

### 2.1.5 Ausfall von SAW-Bauelementen

Auf konventionellen piezoelektrischen Materialien wie Lithiumniobat oder Quarz können sich Oberflächenwellen mit Schallgeschwindigkeiten von etwa 3-4 km/s ausbreiten. Der Frequenzbereich von SAW-Wandlern liegt derzeit zwischen 30 MHz und 3 GHz [20, 36, 37]. Es ist entsprechend einfach nach Gleichung 2.1 zu berechnen, dass die jeweiligen Wellenlängen hierbei einen Wert zwischen 100  $\mu\text{m}$  und 1  $\mu\text{m}$  haben müssen. Falls die Finger eine Breite von  $\lambda/4$ - oder  $\lambda/8$  besitzen, bewegen sich die Fingerbreiten schon unterhalb 500 nm. Hohe elektrische Eingangsleistungen über 1 W sind zurzeit typisch bei den Anwendungen von SAW-Hochleistungsbauelementen [38]. Die Entwicklungstendenz geht dabei zu immer kleineren Bauelementen, welche durch immer höhere Leistungen beansprucht werden.



**Abb. 2.5** Beispiel der Beschädigung von SAW-Strukturen aus Al-Mg-Metallisierung durch Delamination [39].

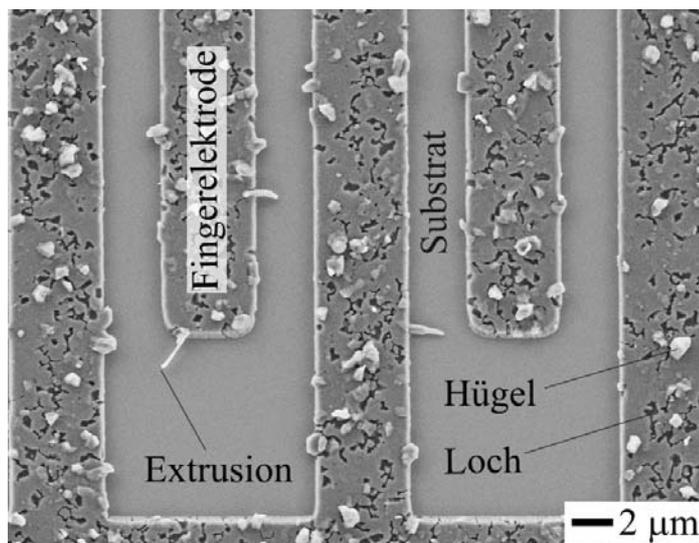
transportes die akustische Oberflächenwelle ist, wird Schädigungsprozess auch als Akustomigration bezeichnet. Ergebnis der Akustomigration ist eine Loch- und Hügelbildung im Bereich der Fingerelektroden [40-43] oder eine partielle Delamination der Metallisierungsschicht, die bevorzugt am Rand der Finger auftritt [44].

Abb. 2.5 zeigt die Schädigung von SAW-Strukturen in Form von Delaminationen an den Fingern durch hohe SAW-Eingangsleistung. Das Auftreten solcher Fingerschädigungen kann auch ein Zeichen für eine schlechte Haftung der Metallisierung auf dem Substrat sein.

Durch eine Miniaturisierung der SAW-Bauteile und höheren Eingangsleistungen treten immer größere Leistungsdichten in den SAW-Bauelementen auf. Die z. Z. eingesetzten Al-basierten SAW-Strukturen werden unter diesen extrem hohen Belastungen stark geschädigt. Alternierende Zug- und Druckspannungszustände, die von akustischen Oberflächenwellen hoher Frequenzen und Amplituden bei erhöhten Temperaturen generiert werden, bewirken innerhalb der Finger durch Diffusionsprozesse einen Materialtransport. Die mechanischen Spannungen sind als Triebkraft für den Materialtransport zu vermuten. Da die Ursache der mechanischen Spannungen und damit des Material-

Delamination oder Loch- und Hügelbildung führen zu einer irreversiblen Veränderung der SAW-Eigenschaften der Metallisierung sowie der Fingergeometrie. Damit werden direkt die elektrischen Eigenschaften des SAW-Bauelements, wie zum Beispiel die Erhöhung der Einfügedämpfung oder die Verschiebung der Betriebsfrequenz, in unerwünschter Weise beeinflusst. Besonders bei schmalbandigen Filtern kann schon eine geringe Frequenzverschiebung zur Verschlechterung der Qualität der Signalübertragung bzw. zum Funktionsverlust führen, da hierdurch falsche Frequenzen selektieren werden.

Mit zunehmender Belastungsdauer nimmt die Löcher und Hügelbildung zu. Sehr kritisch sind hierbei insbesondere seitlich wachsende Hügel (sog. Extrusionen, [Abb. 2.6](#)), welche nach Erreichen einer bestimmten Länge Kurzschlüsse mit benachbarten Fingern bzw. Extrusionen hervorrufen können. Dies bedeutet schließlich den Ausfall des zugehörigen Bauelements. Unter Einbeziehung der Tatsache, dass die Fingerabstände der SAW-Strukturen durch die bereits diskutierten Argumente immer kleiner werden (unter  $1\ \mu\text{m}$ ), wird deutlich, dass ein Wachstum von seitlichen Extrusionen die Zuverlässigkeit der SAW-Bauelemente einschränkt. Neben den Fingerelektroden kann bei extrem hohen Eingangsleistungen auch das spröde Substratmaterial durch Abplatzen und Rissbildung geschädigt werden.



**Abb. 2.6**

*REM/SE-Abbildung der geschädigten Fingerelektroden durch eine Loch und Hügelbildung.*

## 2.2 Stand der Forschung

### 2.2.1 Verbesserung der Akustomigrationsresistenz von Al-Metallisierungen

Neben einer hohen Leistungsverträglichkeit und Zuverlässigkeit müssen neuartige Metallisierungssysteme für Fingerelektroden folgenden Anforderungen gerecht werden:

- Herstellung mittels in der Mikroelektronik üblicher Abscheideverfahren (z. B. PVD, ECD)
- hohe Abscheidequalität, insbesondere gute Homogenität der Schichtdicke und Reproduzierbarkeit der Abscheidung
- Strukturierbarkeit durch Trocken-, bzw. Nassätzverfahren oder Lift-Off-Techniken
- geringe Rauheit der Oberfläche und hohe Kantenqualität der SAW-Fingerelektroden
- geringer spezifischer elektrischer Widerstand ( $< 10 \mu\Omega\text{cm}$ )
- gute Haftung auf piezoelektrischen Substraten wie  $\text{LiNbO}_3$ , Quarz,  $\text{LiTaO}_3$  usw.
- Kompatibilität mit üblichen Bondverfahren (Verdrahtungstechnik)
- geringe Herstellungskosten.

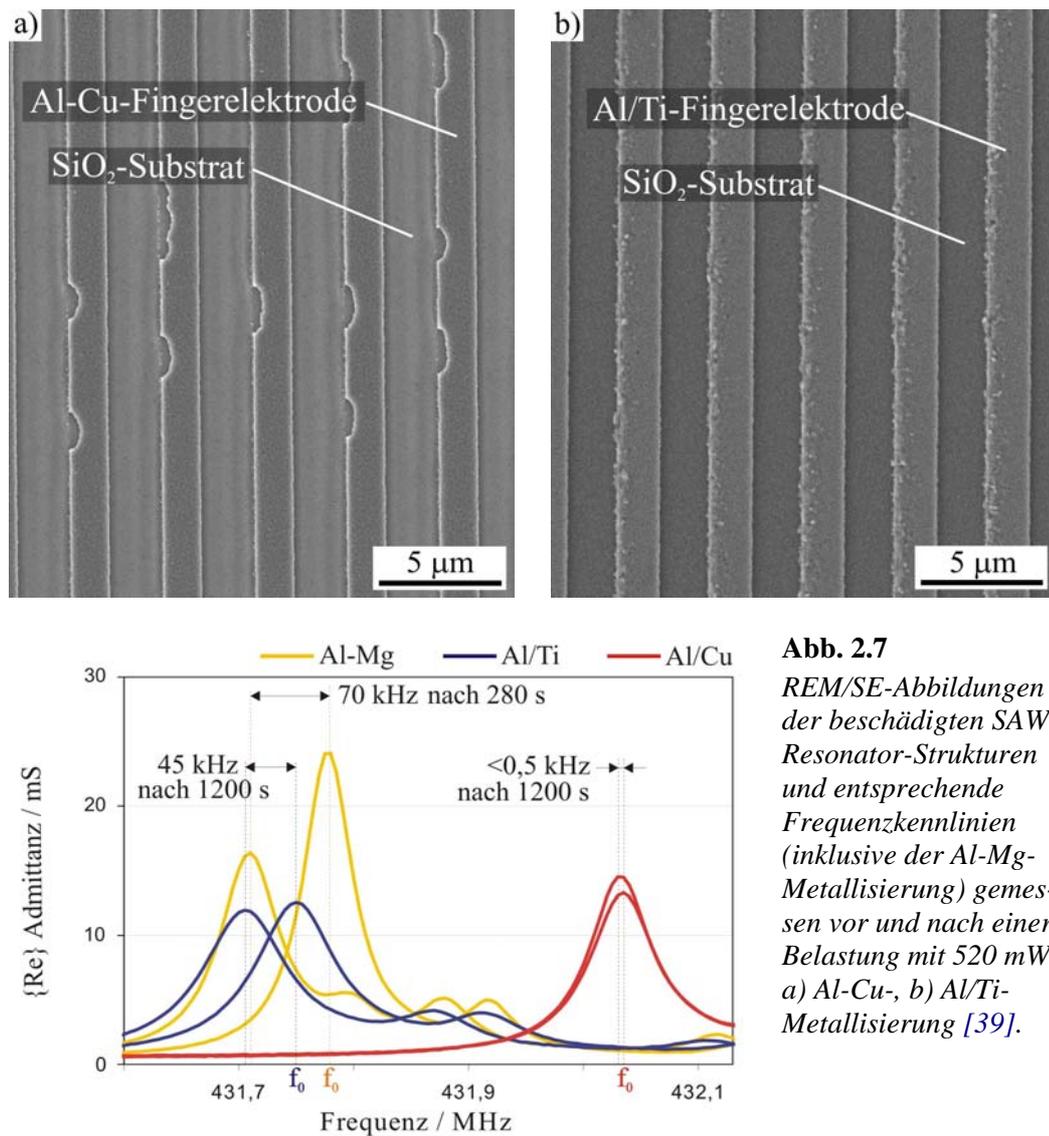
Bei Al-basierten Dünnschichtsystemen konnte durch Legierungszusätze oder Multischichtsysteme bereits eine höhere Leistungsverträglichkeit und Lebensdauer im Vergleich zu reinem Al nachgewiesen werden. Es sind hierbei in der Literatur verschiedene, mittels Elektronenstrahlverdampfung oder Magnetronspütern hergestellte, polykristalline Materialsysteme beschrieben worden. Hierzu gehören unter anderem binäre Al-Schichtsysteme, bei denen durch geringe Legierungszusätze (0,1 bis 5 m.-%, bei höheren Legierungsgehalten steigt der Widerstand zu stark an) eine Härtung und damit eine höhere Beständigkeit gegen Akustomigration erreicht werden konnte. Dieser Effekt wird allgemein mit der Segregation des Legierungselementes an die Korngrenzen erklärt. Durch diese Segregation wird die Beweglichkeit der Al-Atome behindert. Relevante Untersuchungsergebnisse finden sich speziell für Al-Si [45], Al-Mg [44], Al-Pd [46, 47], Al-Ge [48, 49], Al-Zn [48], Al-W [50], Al-Cu [44, 48, 51-54] und Al-Ti [46, 48, 52, 53, 55-57]. Allerdings wurden diese Ergebnisse zumeist an unterschiedlichen Teststrukturen gewonnen. Des Weiteren waren auch die Belastungsbedingungen, denen die Strukturen ausgesetzt wurden, häufig nicht einheitlich. Damit entstehen Schwierigkeiten bis hin zur Unmöglichkeit einen sinnvollen Vergleich dieser Ergebnisse miteinander zu diskutieren. Vergleichbar sind z. B. die Ergebnisse der Lebensdaueruntersuchungen von [48] an Al-Cu, Al-Zn, Al-Ge und Al-Ti, die unter gleichen Messbedingungen entstanden. Hierbei zeigte sich, dass die Al-Ti-Legierung die besten Resultate lieferte. Die Betriebs-

lebensdauer von SAW-Bauelementen mit einer solchen Metallisierung erhöhte sich um das 10-fache verglichen mit den SAW-Strukturen, welche das Al-Cu-Legierungssystem enthielten.

Durch eine Temperung der SAW-Metallisierungen wird eine Verringerung des spezifischen elektrischen Widerstandes erreicht, welche insbesondere vorteilhaft bei Anwendung für sog. Low-Loss-Filter ist. Des Weiteren könnte nach einer Wärmebehandlung eine Erhöhung der Leistungsbeständigkeit der Elektroden durch Reduzierung von Defekten und durch Bildung von Ausscheidungen an den Korngrenzen erwartet werden. Ota et al. untersuchten experimentell den Einfluss einer solchen Temperung auf das Verhalten der Al-0,6 m.-% Ti-Metallisierung [46, 56]. Sie berichteten, dass der spezifische Widerstand durch eine Wärmebehandlung bis 400°C von 5,8  $\mu\Omega\text{cm}$  auf 5  $\mu\Omega\text{cm}$  reduziert werden kann. Allerdings verursacht diese Wärmebehandlung ein Kornwachstum, was als Primärfaktor für die Verringerung der Lebensdauer gelten kann und widerlegt damit die oben angestellte Vermutung.

Die Akustomigrationsresistenz von Fingerelektroden aus Al oder Al-Legierungen kann gemäß einer deutschen Patentschrift [58] noch verbessert werden, wenn die Oberfläche der Elektroden mit einer Schicht aus einem „harten“ Material überzogen wird. Hierbei kann nur der einzelne Finger oder alternativ auch zusätzlich die Umgebung dieser Strukturen bis hin zur gesamten Substratoberfläche überzogen werden. Der Begriff „harte Schicht“ beschreibt ein Material, in welchem die Ausbreitungsgeschwindigkeit der SAWs größer ist als im elektrisch leitenden Material der Elektrodenstruktur. Zum Beispiel beträgt die Wellenausbreitungsgeschwindigkeit für eine scherpolarisierte (LSAW)-Welle in Aluminiumoxid („harte Schicht“) etwa 5300 m/s, während sie in Aluminium (Material der Elektrodenstruktur) nur etwa 3000 m/s ist.

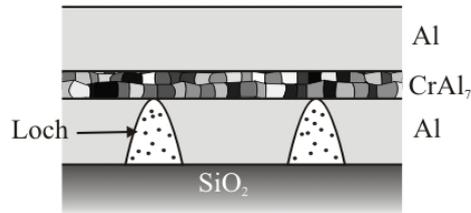
Neben den Legierungssystemen werden für SAW-Anwendungen häufig auch Multischichtsysteme eingesetzt. Ein Standardschichtsystem für SAW-Strukturen ist hierbei das Al/Ti-Dünnschichtsystem. Die Ti-Schicht wird als Haftvermittler zwischen der Al-Metallisierung und dem Substrat verwendet. Die Akustomigrationsresistenz eines solchen Systems wurde in [39, 44] untersucht und mit zwei anderen Legierungssystemen (Al-Mg, Al-Cu) verglichen. Die Belastungen erfolgten mit einer geringen akustischen Leistung von 520 mW. In Abb. 2.7 bzw. Abb. 2.5 sind einige Ergebnisse dargestellt. Während es bei den Al-Mg- und Al-Cu-Fingern zu einer starken Delamination kam, war dies bei den Al/Ti-Fingern nicht der Fall. Andererseits wiesen die Al/Ti-Strukturen eine hügel- und lochartige Schädigung auf, welche auch bei der Al-Mg-Metallisierung beobachtet werden konnte. Gemäß Abb. 2.7 und entsprechenden elektrischen Messungen (Abb. 2.7c) wurden die Al-Mg-Metallisierung am stärksten geschädigt. Es lässt sich vermuten, dass die Delamination der Al-Cu-Finger mit einer Haftvermittlerschicht vermieden und die Legierung somit deutlich höhere SAW-Belastungen ertragen kann.



**Abb. 2.7**  
REM/SE-Abbildungen der beschädigten SAW-Resonator-Strukturen und entsprechende Frequenzkennlinien (inklusive der Al-Mg-Metallisierung) gemessen vor und nach einer Belastung mit 520 mW, a) Al-Cu-, b) Al/Ti-Metallisierung [39].

In Schichtstapeln verwendete Ti-Schichten wie z. B. im System Al/Ti/Al/Ti sollen zu einer besseren Akustomigrationsverträglichkeit führen, wenn diese wärmebehandelt werden. Durch eine Temperung bei 450° für 5 h an Luft kann eine Bildung von intermetallischen Phasen innerhalb des Schichtstapels erreicht werden, welche für Aushärtungseffekte bekannt sind. Das Al/Ti/Al/Ti-System wurde detailliert bezüglich seiner Kinetik, Phasenbildung und thermomechanischen Stabilität in [59] untersucht, jedoch im Bezug auf Akustomigrationsresistenz nicht getestet.

Die Akustomigration in SAW-Bauelementen ist im Hinblick auf die Hügel- und Lochbildung mit der Elektromigration bzw. Spannungsmigration in Leiterbahnen von Halbleiterbauelementen vergleichbar. Daher können bestimmte Maßnahmen zur Erhöhung der Betriebslebensdauer von Leiterbahnen auch für SAW-Bauelemente angewendet werden.

**Abb. 2.8**

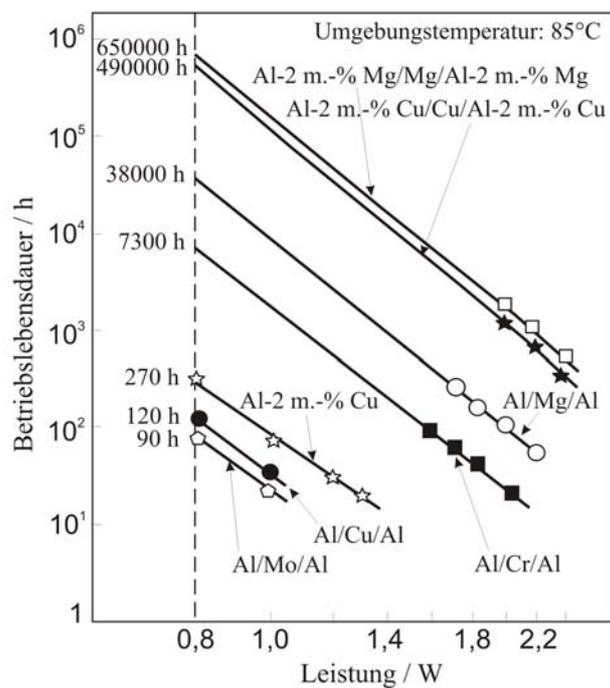
Schematische Darstellung der Technik zur Vermeidung der Elektromigration in Al-Leiterbahnen durch Verwendung einer intermetallischen Zwischenschicht [60].

Howard et al. verwenden eine intermetallische Schicht, entstanden aus Al und einem Übergangsmetall (z. B. Cr) in der Mitte der Al-Leiterbahnen, um die Diffusion von Al-Atomen zu blockieren [60, 61]. Dies verhindert bzw. erschwert das Wachsen von Hügeln und Löchern (Abb. 2.8).

Die deutsche Patentanmeldung [62] offenbart ähnliche Techniken zur Verbesserung der Hochleistungsbeständigkeit von SAW-Bauelementen. Hierbei werden Elektroden in einem sog. „Sandwich-Aufbau“ aus Al-Schichten und einer dünnen Zwischenschicht verwendet, wobei der Diffusionskoeffizient dieses Zwischenschichtmaterials in Al größer als der Selbstdiffusionskoeffizient des Aluminiums selbst ist. Als solche Systeme sind Al/Mo/Al, Al/Cu/Al, Al/Cr/Al [62] und Al/Mg/Al [62, 63] bekannt. Binäre oder ternäre Legierungsschichten wie Al-Cu/Cu/Al-Cu [62-67], Al-Mg/Mg/Al-Mg [62], Al-Sc-Cu/Ti/Al-Sc-Cu/Ti [68,

69] sowie Al-Mg-Cu/Ti/Al-Mg-Cu/Ti und Al-Zr-Cu/Ti/Al-Zr-Cu/Ti [70] werden ebenfalls in Form von Multilag für SAW-Anwendungen beschrieben. In Abb. 2.9 sind die Ergebnisse der Betriebslebensdauern von Empfangsfiltern, bestehend aus einigen der oben genannten Metallisierungssysteme, dargestellt. Durch Ändern des Elektrodenmaterials auf ein Al-Mg/Mg/Al-Mg-Mehrschichtsystem konnte die Leistungsbeständigkeit im Vergleich zur Al-Cu-Legierung um das bis zu 240-fache gesteigert werden.

Untersuchungsergebnisse von Yuhara et al. [53], Yamada et al. [55], Matsukura et al. [71], oder Kamijo [72-74] zeigen deutlich, dass die Art der Abscheidung der Metall-



**Abb. 2.9** Graphische Darstellung der Betriebslebensdauern von Empfangsfiltern aus verschiedenen auf Al basierenden Metallisierungssystemen [62].

schichten eine große Bedeutung für die SAW-Leistungverträglichkeit besitzt. Gesputterte Al-Dünnschichten (Magnetronspütern, IBS-Technik (IBS: Ion Beam Sputtering)) werden im Vergleich zu mittels Elektronenstrahlverdampfung hergestellten Al-Schichten als merklich leistungsbeständiger beschrieben.

Um die intergranulare Diffusion bei der Spannungsmigration so gering wie möglich zu halten, wird ein möglichst geringes Korngrenzenvolumen angestrebt. Das kann durch Verwendung eines epitaxial gewachsenen Einkristallfilms realisiert werden. Das Wachstum einer Al-Einkristallschicht reagiert allerdings äußerst empfindlich auf das jeweils verwendete Substratmaterial. Sakurai et al. konnten die Herstellung solcher Al-Schichten mittels IBS-Technik direkt auf  $\text{LiTaO}_3$  ( $36^\circ$  Y-Schnitt) [75], und  $\text{LiNbO}_3$  ( $36^\circ$ ,  $41^\circ$ ,  $64^\circ$  Y-Schnitt) [76], sowie auch auf Quarz ( $33,5^\circ$  Y-Schnitt) [77] als erfolgreich dokumentieren. Die Betriebslebensdauer derartiger SAW-Bauelemente mit einkristalliner Al-Metallisierung auf  $\text{LiTaO}_3$ -Substrat konnte, verglichen mit den Al-Cu-Legierungsschichten, um das 100-fache gesteigert werden. Nachteilig ist hingegen, dass die IBS-Technik nicht nur ein ausgesprochen kostenintensives Herstellungsverfahren ist, sondern auch wegen ihrer geringen Abscheideraten nicht für eine Massenfertigung geeignet erscheint.

Da die Korngrenzendiffusion wesentlich ausgeprägter als die Volumendiffusion ist, scheinen amorphe Materialien neben einkristallinen Metallisierungen äußerst viel versprechend hinsichtlich der Migrationsresistenz zu sein. Das Weiteren besitzen diese amorphen Systeme den Vorteil, dass ihre Struktur nicht von der Orientierung des Substrates abhängig ist. Amorphe Materialien als Elektrodenwerkstoff für SAW-Anwendungen finden in der Literatur allerdings kaum Erwähnung. Berger et al. [78, 79] untersuchten mechanische und elektrische Eigenschaften sowie die thermische Stabilität von amorphen Al-Y und Al-Cu-Y elektronenstrahlverdampften Dünnschichten. Diese Schichten besitzen eine hohe Stressmigrationsresistenz und haben im Vergleich mit anderen amorphen Materialien einen relativ niedrigen spezifischen elektrischen Widerstand ( $\rho(\text{Al}_{84}\text{Y}_{16}) = 112 \cdot 10^{-6} \Omega\text{cm}$ ). Sie wurden als potentielle Metallisierungen für SAW-Leistungsbaulemente, die bei mittleren Temperaturen ( $100 - 200^\circ\text{C}$ ) arbeiten, diskutiert.

## 2.2.2 Einführung der SAW-Kupfertechnologie

### Kupfer statt Aluminium

Die fortschreitende Verkleinerung der Strukturbreiten in der Mikroelektronik und eine ständige Erhöhung der Betriebsparameter, z. B. steigende Stromdichten in den Leiterbahnen und Betriebstemperaturen, führten schließlich zur einer drastischen Erhöhung der Ausfallwahrscheinlichkeit mikroelektronischer Bauelemente. Dieses Problem wurde durch die Ablösung des bis dahin verwendeten Leiterbahnmaterials Al durch Cu verringert, was auf den wesentlich besseren Eigenschaften von Cu im Vergleich zu Al beruht (vgl. Tab. 2.3). Prinzipiell lassen sich Kupferschichten sehr kostengünstig und reproduzierbar z. B. über Sputtern oder elektrochemische Abscheidungsverfahren (Elektroplating) herstellen.

**Tab. 2.3** Eigenschaften von Aluminium und Kupfer (Bulkwerte).

		Al	Cu	Lit.
<b>Schmelztemperatur (°C)</b>		660	1083	[80]
<b>Dichte (<math>10^3\text{kg/m}^3</math>)</b>		2,7	8,9	[80]
<b>Elastizitätsmodul (<math>10^3\text{Nmm}^{-2}</math>)</b>		72	125	[81]
<b>Spezif. elektr. Widerstand bei 20°C (<math>10^{-6}\Omega\text{cm}</math>)</b>		2,65	1,56	[80]
<b>Wärmeleitfähigkeit bei 20°C (W/mK)</b>		273	390	[80]
<b>Diffusivität bei 100°C (<math>\text{cm}^2/\text{s}</math>)</b>	<i>Gitter</i>	$15 \cdot 10^{-20}$	$7 \cdot 10^{-28}$	[82]
	<i>Korngrenzen</i>	$6 \cdot 10^{-11}$	$3 \cdot 10^{-15}$	[82]
	<i>Oberflächen</i>	-	$1 \cdot 10^{-12}$	[82]
<b>Diffusivität bei 350°C (<math>\text{cm}^2/\text{s}</math>)</b>	<i>Gitter</i>	$1 \cdot 10^{-11}$	$5 \cdot 10^{-17}$	[82]
	<i>Korngrenzen</i>	$5 \cdot 10^{-7}$	$12 \cdot 10^{-10}$	[82]
	<i>Oberflächen</i>	-	$1 \cdot 10^{-8}$	[82]

Fingerelektroden aus reinem Kupfer für SAW-Bauelemente sind in der Literatur bisher nur wenig bekannt. Allerdings darf nicht unerwähnt bleiben, dass sich die Einführung von Kupfer in die SAW-Technologie schwierig gestaltet. Kupfer hat in den meisten Materialien eine hohe Diffusivität und neigt darüber hinaus zu einer starken Oxidation. Im Gegensatz zu Aluminium besitzt die auf der Kupferoberfläche gebildete Oxidschicht keine selbstpassivierenden Eigenschaften. Während in der Halbleitertechnologie die Cu-Oberfläche durch die entsprechenden Passivierungs- bzw. Barrierschichten vor schädigenden Umwelteinflüssen geschützt werden kann, ist in der SAW-Technologie eine solche Lösung nur bedingt möglich, da die SAW hierdurch beeinflusst wird.

Die Einführung von Cu-Metallisierungen in der SAW-Technologie macht somit die Entwicklung geeigneter dünner Diffusionsbarrieren notwendig.

## Diffusionsbarrieren für Cu-Metallisierungen

Aus der Mikroelektronik sind verschiedene Diffusionsbarrieren für Kupfer bekannt. Am gebräuchlichsten sind hierbei reine Ta-Schichten [83-86], binäre Systeme wie Ta-N [84, 87-89], und Ti-N [87, 90, 91] oder ternäre Systeme wie Ta-Si-N [92-101] und Ti-Si-N [102-104]. Insbesondere die binären Systeme werden häufig auch als Multilagenschichten (Ta/Ta-N bzw. Ti/Ti-N) [90, 105] ausgeführt.

Hervorragende Eigenschaften besitzt das amorphe und thermisch sehr stabile System Ta-Si-N. Diese durch Magnetronspütern erzeugten Dünnschichten sind amorph und weisen neben den äußeren Grenzflächen folglich keine weiteren Transportpfade hoher Diffusivität (z. B. Korngrenzen) auf, so dass sie auch selbst bei geringer Schichtdicke bis einige Nanometern noch zuverlässig als Diffusionsbarriere einsetzbar sind.

Die Eigenschaften von Ta-Si-N-Barrieren hängen maßgeblich von der chemischen Zusammensetzung ab. Im Allgemeinen gilt: eine hohe Konzentration von Tantal verbessert die elektrische Leitfähigkeit, eine hohe Konzentration von N erhöht die Kristallisationstemperatur und eine hohe Konzentration von Silizium vermindert die Sauerstoffdiffusion. Da alle Elemente jedoch nicht in ihrer maximalen Konzentration auftreten können, ist ein entsprechender Kompromiss notwendig. Für geringe Sauerstoffdiffusion fanden Cabral et al. [106] eine optimale Zusammensetzung bei Ta (20-25 at.-%) – Si (20-45 at.-%) – N (35-60 at.-%).

## Erste Belastungsexperimente an Cu-Metallisierungen

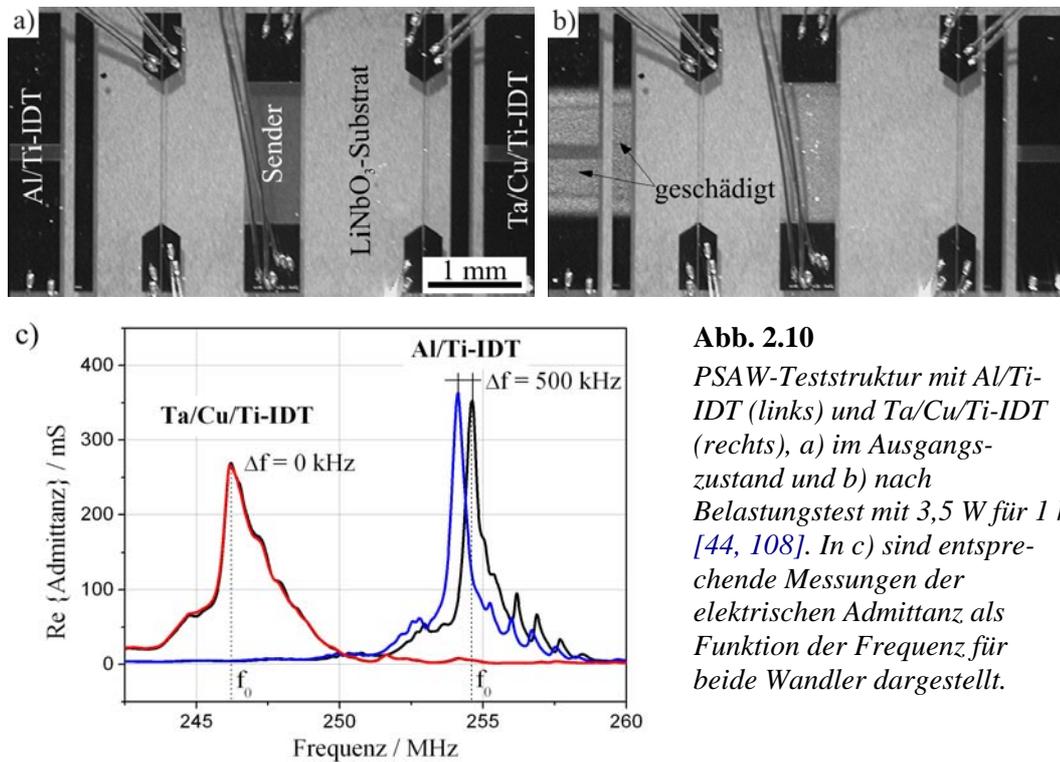
Im Rahmen des Projektes wurden im IFW Dresden erste Akustomigrationsexperimente an Cu-basierten Metallisierungen durchgeführt. Zuerst hat Menzel et al. [107] das Schädigungsverhalten von vollmetallisierten Bereichen aus reinem Cu, abgeschieden auf LiNbO<sub>3</sub>-Substrat, untersucht. In weiteren Experimenten [44, 108] wurden für vergleichende Untersuchungen Cu- und Al-basierte SAW-Strukturen (Power-SAW-Teststruktur, vgl. Kap. 3.1.1) eingesetzt. Getestet wurden dabei die Schichtsysteme:

- Ta(50 nm)/Cu(250 nm)/Ti(50 nm) und
- Al(240 nm)/Ti(10 nm),

welche ebenfalls auf LiNbO<sub>3</sub>-Substrat abgeschieden wurden.

Die Ergebnisse der beiden Untersuchungen haben dabei eine wesentlich höhere Akustomigrationsresistenz der Cu-Dünnschichten im Vergleich zu Al gezeigt. Abb. 2.10a,b zeigt hierfür beispielhaft lichtmikroskopische Aufnahmen vor und nach einem solchen Belastungsexperiment mit laufenden Wellen, wobei die Belastung 3,5 W für 1 h betrug und die Probe auf einer konstanten Temperatur von 30°C mittels Wasserkühlung gehalten wurde. Eine signifikante Änderung des optischen Aussehens durch die Schädigung wurde im belasteten Bereich des Al/Ti-Wandlers beobachtet. Dies konnte auch elektrisch

gemessen und als eine Verschiebung der Frequenz registriert werden (Abb. 2.10c). Im Gegensatz dazu zeigte der Ta/Cu/Ti-Wandler keine Änderungen im Frequenzverhalten sowie in der Mikrostruktur, wodurch eine damit verbundene höhere Leistungsbeständigkeit nachgewiesen werden konnte.



**Abb. 2.10**

PSAW-Teststruktur mit Al/Ti-IDT (links) und Ta/Cu/Ti-IDT (rechts), a) im Ausgangszustand und b) nach Belastungstest mit 3,5 W für 1 h [44, 108]. In c) sind entsprechende Messungen der elektrischen Admittanz als Funktion der Frequenz für beide Wandler dargestellt.

Aus der internationalen Literatur sind nur zwei japanische Arbeiten [109, 110] bekannt, die Cu-Elektroden für SAW-Anwendungen untersucht haben. In der ersten Arbeit (veröffentlicht 2003) wurden SPUDTs („single-phase unidirectional transducers“) aus Kupfer hergestellt und getestet, wobei sehr positive Ergebnisse bezüglich der SAW-Reflektivität (bedingt durch die höhere Dichte des Kupfers gegenüber Aluminium) erreicht werden konnten. In der zweiten Veröffentlichung (2004) wurde Kupfer auf Grund theoretischer sowie experimenteller Untersuchungen als potentielles Material für „ultra-wideband“ und „low-loss“-RF-Filter vorgeschlagen.

## 2.3 Zusammenfassung der Literatur und Zielstellung der Arbeit

Die technische Entwicklung von Gerätesystemen zur Informationsübertragung ist in den letzten vier Jahrzehnten durch den Einsatz der SAW-Technologie positiv beeinflusst worden. In diesem Bereich werden zahlreiche unterschiedliche SAW-Bauelemente verwendet, welche auf dem Grundprinzip des Interdigitalwandlers basieren.

Zur Herstellung von SAW-Bauelementen werden je nach den erforderlichen Eigenschaften des Bauelements meist einkristalline Materialien wie  $\text{LiNbO}_3$ , Quarz oder  $\text{LiTaO}_3$  als Substrat verwendet. Die Fingerstrukturen werden hierbei zumeist aus Aluminium hergestellt. Durch die Verkleinerung der SAW-Strukturen und die Anwendung höherer Eingangsleistungen werden sehr hohe Leistungsdichten erreicht, wodurch es in den aus Aluminium hergestellte Fingerelektroden zu Schädigungen kommt. Durch die sog. Akustomigration wachsen in den Fingern Löcher und Hügel, welche die elastischen Eigenschaften der Metallisierung und die gesamte Geometrie der Finger unerwünscht verändern. So kann z. B. eine gewisse Frequenzverschiebung oder ein Kurzschluss durch Kontakt des gewachsenen Hügels mit benachbarten Fingern hervorgerufen werden, was für das entsprechende SAW-Bauelement schließlich den Ausfall bedeutet.

Aus diesem Grund soll die Leistungsverträglichkeit der Al-Strukturen verbessert werden. Hierfür existieren verschiedene in der Literatur erwähnte Möglichkeiten. Einige Verfahren sind ähnlich zu denjenigen aus der Mikroelektroniktechnologie, wobei die Akustomigrationsresistenz des reinen Al durch geringe Mengen an Legierungszusätzen oder durch Verwendung verschiedener Multischichtsysteme erhöht werden kann. Bekannt sind auch Fingerstrukturen aus amorphen oder epitaxial gewachsenen einkristallinen Dünnschichten sowie aus ausgeprägt texturierten Metallisierungen. Diese strukturellen Besonderheiten haben zwar positive Resultate erbracht, sind aber zumeist nicht für eine Massenproduktion mit geringen Herstellungskosten geeignet.

Eine weitere Möglichkeit ist, das Al-Fingermaterial durch einen anderen Werkstoff mit einer höheren Akustomigrationsresistenz zu ersetzen. Auf Grund der besseren mechanischen sowie elektrischen Eigenschaften des Cu gegenüber Al, scheint Cu hierfür ein geeigneter Kandidat zu sein. Aus Kupfer hergestellte SAW-Strukturen sind in der Literatur bisher nur wenig bekannt. Allerdings bereitet Kupfer in der SAW-Technologie wegen der hohen Neigung zu Diffusion und Oxidation gewisse Schwierigkeiten, die jedoch durch den Einsatz von geeigneten dünnen Diffusionsbarrieren gelöst werden können.

Erste Belastungsergebnisse von Cu-basierten Metallisierungen haben deutlich gezeigt, dass diese Schichten eine wesentlich höhere Beständigkeit gegenüber Akustomigration besitzen.

Die vorliegende Arbeit hat das Ziel, die Akustomigrationsresistenz von in Kupfer-technologie hergestellten SAW-Strukturen zu charakterisieren und diese mit dem Schädigungsverhalten von Al-basierten SAW-Strukturen zu vergleichen. Dazu wurden spezielle Power-SAW-Teststrukturen (PSAW-Teststrukturen) mit Al- und Cu-basierten Metallisierungen unter Verwendung der „Lift-Off“-Technik hergestellt.

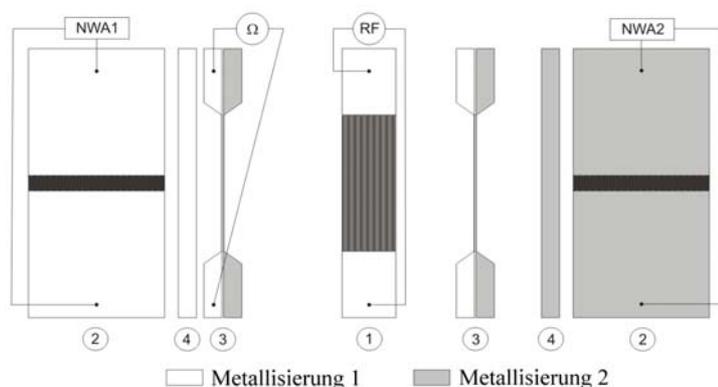
In den nächsten drei Kapiteln werden die Herstellung der Proben und die verwendete Methodik zur Charakterisierung beschrieben. Die experimentellen Ergebnisse sind in [Kapitel 4](#) dargestellt und diskutiert. Ein Teil von [Kapitel 4](#) widmet sich den Diffusionsbarrieren, dem Bonden und der Bestimmung der Temperatur der Metallisierung. Der Hauptteil von [Kapitel 4](#) beschäftigt sich mit der systematischen Charakterisierung der Leistungsverträglichkeit der verwendeten PSAW-Teststrukturen. Die Belastungsversuche wurden dabei zum Teil unter mikroskopischer Beobachtung, d. h. unter visueller Beobachtung der Mikrostrukturschädigung bei gleichzeitiger Registrierung der Frequenzkennlinien und der elektrischen Widerstände, durchgeführt. Für diese „in situ“-Methoden wurde die Licht- sowie die Rasterelektronenmikroskopie (REM) eingesetzt. Die Akustomigrationsschädigungen sind auch mit Hilfe des Ionenmikroskops (FIB: Focused Ion Beam) untersucht worden. Der Zusammenhang zwischen akustomigrationsbedingter Schädigung und der Mikrostruktur wird unter Einbeziehung der REM/EBSD-Technik analysiert und dargestellt. Lebensdauerermessungen sind ein weiterer Schwerpunkt, welche die erzielten Beobachtungen quantitativ ergänzen. Anhand der experimentellen Ergebnisse konnte eine Schädigungshypothese abgeleitet werden, die in [Kapitel 5](#) beschrieben wird. [Kapitel 6](#) fasst die Ergebnisse zusammen.

# 3 Experimentelle Details

## 3.1 Proben

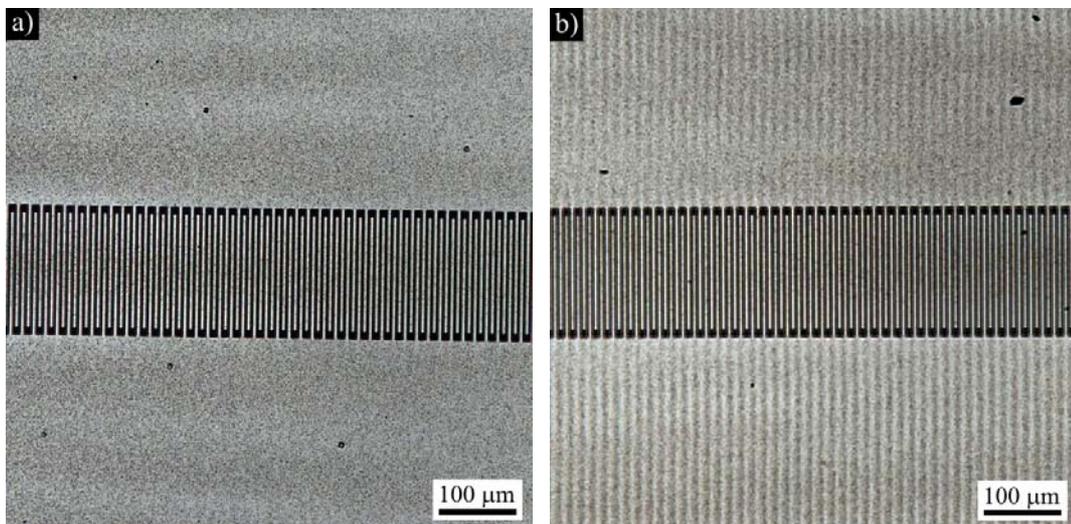
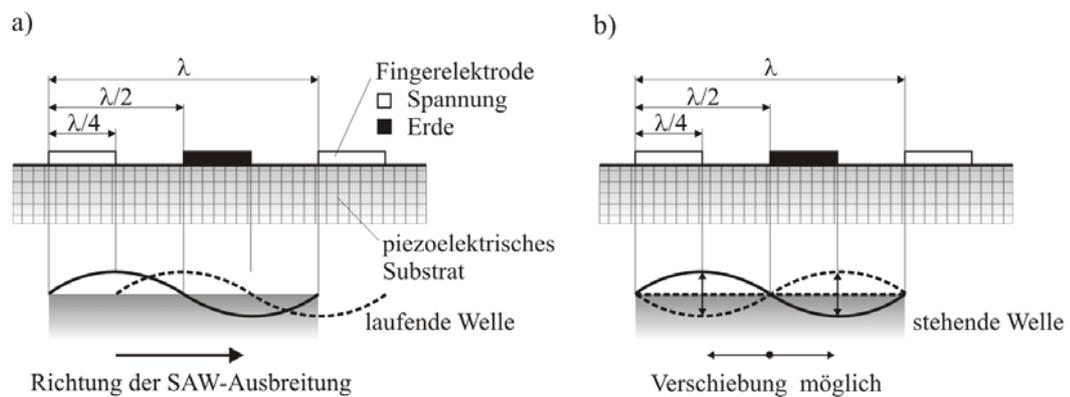
### 3.1.1 Power-SAW-Teststruktur

Um den Einfluss der Akustomigration auf die Zuverlässigkeit von Cu- bzw. Al-Metallisierungen beurteilen zu können, wurde in der vorliegenden Arbeit eine spezielle PSAW-Teststruktur verwendet (Abb. 3.1) [108]. Das Ziel beim Entwurf dieser Teststruktur war eine simultane Belastung zweier unterschiedlicher Metallisierungssysteme mit SAWs gleicher akustischer Leistung und annähernd gleicher Betriebstemperatur. Somit ist es möglich, das Schädigungsverhalten von zwei verschiedenen Materialien direkt zu vergleichen. Die Höhe der in den Fingerelektroden auftretenden mechanischen Spannungen ist allerdings materialabhängig und kann folglich unterschiedlich sein. Veränderungen in der Leistungseinkopplung, z. B. auf Grund von Schädigungen bzw. Alterungseffekten im Sendewandler, dürfen sich nicht negativ auf die Vergleichbarkeit des Schädigungsverhaltens beider Metallisierungssysteme auswirken, was häufig bei der Belastung kommerzieller Filterentwürfe der Fall ist. Durch eine Entkopplung von Leistungseinspeisung und Messung an zwei Testwandlern gemäß Abb. 3.1 kann diese Zielstellung erreicht werden.



**Abb. 3.1**  
Schema der Power-SAW-Teststruktur:  
① Sender  
② Testwandler  
③ Leiterbahn  
④ voll metallisierte Fläche.

Mit dieser Teststruktur können laufende oder stehende Rayleigh-SAWs<sup>1</sup> angeregt werden. Durch Anregung laufender Wellen werden stark lokalisierte Belastungsspitzen vermieden. Hierbei kann man in guter Näherung davon ausgehen, dass die einzelnen Strukturkomponenten der Teststruktur (einschließlich der schmalen Widerstandslinien) mit gleichen SAW-Amplituden belastet werden, wodurch sich eine gleichmäßige Verteilung der Akustomigrationsschädigung einstellt (Abb. 3.2a). Im Gegensatz zu den laufenden Wellen erzeugen stehende SAWs „waschbrettartige“ Schädigungsmuster (Abb. 3.2b). Diese entstehen auf Grund der lokal variierenden Schädigung durch ortsabhängige Belastungsunterschiede.



**Abb. 3.2** Schematische Darstellung sowie lichtmikroskopische Abbildung der SAW-Anregung in der PSAW-Teststruktur: a) mit laufenden SAW, b) mit stehenden SAW; sichtbar ist bei den laufenden Wellen die gleichmäßige bzw. bei stehenden SAW die streifenartige Verteilung der Akustomigrationsschädigung.

<sup>1</sup> weiter im Text nur als SAWs bezeichnet

Die PSAW-Teststruktur besteht aus drei interdigitalen Wandlern, zwei voll metallisierten Flächen und vier Leiterbahnen zur Messung der Widerstände. Die einzelnen Strukturkomponenten werden im folgenden beschrieben:

*Der mittlere Interdigitalwandler* mit konventionellen  $\lambda/4$ -breiten Fingerelektroden wird als akustische Quelle benutzt. Wegen der Bidirektionalität des Senders können sich die akustischen Oberflächenwellen nach beiden Seiten gleichmäßig ausbreiten. Somit werden sowohl der rechte als auch der linke Testwandler stets mit der gleichen Leistung von 50 % des Eingangssignals belastet. Wegen der größeren Fingerbreiten und Fingerabstände besteht eine verminderte Gefahr für Spannungsüberschläge, die durch die pyroelektrischen Eigenschaften von  $\text{LiNbO}_3$ -Substraten hervorgerufen werden können. Des Weiteren ergeben sich insbesondere Vorteile bei der Reduzierung von belastungsbedingten Kurzschlüssen zwischen benachbarten Fingerelektroden infolge seitlicher Materialextensionen. Die relativ große Apertur (Fingerüberlappung) von etwa dem 50-fachen der Wellenlänge garantiert weitgehend homogene Wellenfronten im Bereich der Test-IDTs. Die Fingerpaaranzahl wurde hierbei so optimiert, dass eine Leistungsanpassung ohne bzw. mit geringem Anpassaufwand möglich ist.

*Die seitlichen Testwandler* dienen der eigentlichen Messung der belastungsbedingten akustischen Eigenschaftsänderung der zu vergleichenden Metallisierungssysteme. Jeder dieser Wandler arbeitet bei der halben Senderwellenlänge und besitzt eine  $\lambda/4$ -Fingeranordnung, die für Sender aber  $\lambda_{\text{Sender}}/8$ -Anordnung ist. Die Wandler arbeiten somit nahezu reflexionsfrei, wodurch keine stehenden Wellen verursacht werden [22]. Durch die große Fingerpaaranzahl sind die Testwandler hochempfindlich für jegliche Änderungen in den Eigenschaften der Metallisierungen (Geometrie, elastische Eigenschaften usw.).

Um Änderungen in den elektrischen Widerständen während der Belastung detektieren zu können, besitzt die Teststruktur vier *Leiterbahnen*. Diese sind paarweise und nebeneinander angeordnet, wobei ein Paar jeweils aus Leiterbahnen beider Metalle besteht. Um ein Erkennen von möglicherweise vorliegenden unterschiedlichen Lastverhältnissen zu ermöglichen, sind diese Leiterbahnen in unterschiedlichem Abstand zum Sender angeordnet. Die Breite der Leiterbahnen ist identisch mit der Fingerbreite des Testwandlers, wodurch Rückschlüsse auf Widerstandsänderungen (Gleichstromwiderstand) in den Fingern der Testwandler möglich sind. Des Weiteren haben alle Leiterbahnen die Länge der Senderapertur. Unter Verwendung von stehenden Wellen muss bei der gleichzeitig erfolgenden Messung der elektrischen Widerstände allerdings berücksichtigt werden, dass sie auf Grund der lokalisierten Belastungsspitzen auch unbeschädigt verbleiben können.

*Die komplett metallisierten Flächen* (0,2 mm x 3 mm) befinden sich direkt vor den Testwandlern und dienen der Erkennung eventuell vorhandener stehender Wellenfronten

(„Waschbrett-Schädigungsmuster“). Stehende SAWs können z. B. durch Reflexionen u. a. an den Chipkanten verursacht werden.

Die Strukturdaten aus Tab. 3.1 sind an die Substrateigenschaften von  $128^\circ\text{YX-LiNbO}_3$  ( $128^\circ\text{LN}$ ) angepasst. Die Abmessungen der PSAW-Teststruktur sind  $8 \times 3 \text{ mm}^2$ .

	Sender	Testwandler
SAW-Wellenlänge	30,08 $\mu\text{m}$	15,04 $\mu\text{m}$
Frequenz	ca. 130 MHz	ca. 260 MHz
Fingerbreite	7,52 $\mu\text{m}$	3,76 $\mu\text{m}$
Fingerpaaranzahl	20	100
Aktive Apertur	1500 $\mu\text{m}$	150 $\mu\text{m}$
Fingerstirnabstand	10 $\mu\text{m}$	10 $\mu\text{m}$

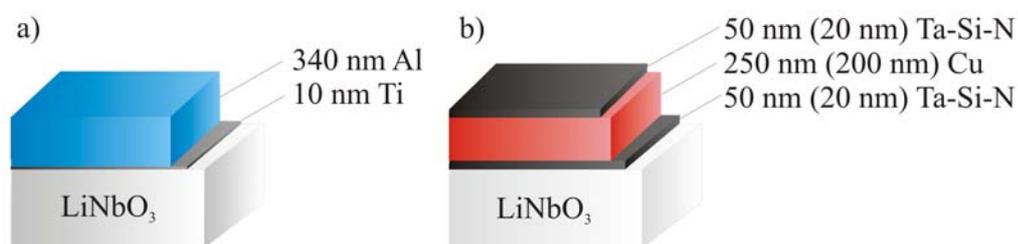
**Tab. 3.1**

*Strukturdaten für Sender bzw. Testwandler der PSAW-Teststruktur und Substrateigenschaften von  $128^\circ \text{YX LiNbO}_3$ .*

### 3.1.2 Probenherstellung

Die Proben mit der PSAW-Teststruktur wurden in Kooperation mit der Fa. *SAW Components Dresden* und dem *Institut für Halbleiter- und Mikrosystemtechnik der Technischen Universität Dresden (IHM/TU)* hergestellt.

Die in [Abb. 3.1](#) als Metallisierung (1) gekennzeichneten Strukturelemente der PSAW-Teststruktur wurden durch eine Ti/Al-Metallisierung realisiert. Als Metallisierung (2) wurde ein Cu-System mit einer  $\text{Ta}_{30}\text{Si}_{18}\text{N}_{52}$ -Diffusionsbarriere verwendet. Die Voruntersuchungen in [Abschnitt 4.1.1](#) zeigten, dass diese Barriere, in Verbindung mit Cu-Metallisierungen auf  $\text{LiNbO}_3$ -Substraten, ein thermisch stabiles System darstellt.



**Abb. 3.3** Schematische Darstellung des Schichtaufbaus der Metallisierungssysteme zur Herstellung der PSAW-Teststrukturen.

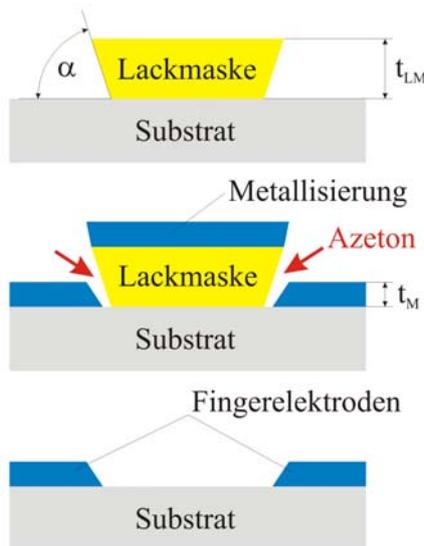
Für die Akustomigrationsexperimente wurden Proben mit zwei unterschiedlichen Schichtdicken des Cu-Metallisierungssystems angefertigt ([Abb. 3.3](#)). Die erste Probenreihe besteht aus zwei 50 nm dicken Barrieren und einer 250 nm dicken Cu-Schicht. Die zweite Probenreihe (20 nm Ta-Si-N/ 200 nm Cu/ 20 nm Ta-Si-N) lässt sich aufgrund der geringen Metallisierungshöhe leichter strukturieren, was hinsichtlich ihres zukünftigen Einsatzes bei höheren Frequenzen vorteilhaft erscheint. Dort verringert sich nach [Gleichung 2.1](#) mit zunehmender Frequenz der Abstand zwischen den Elektroden, allerdings ist dies ungünstig hinsichtlich der sauberen Strukturierung der Fingerelektroden.

#### 3.1.2.1 Fotolithografie und Schichtabscheidung

Zur Herstellung der Proben kam ein fotolithografischer Prozess die sog. „Lift-Off“-Strukturierungstechnik ([Abb. 3.4](#), [20]) zum Einsatz, welche sich bei SAW-Bauelementen mit Al-Fingerelektroden hauptsächlich wegen der geringen Kosten etabliert hat.

Die Herstellung der Lackmaske wurde bei der Fa. *SAW Components Dresden* realisiert, wobei der Fotolack des Typs *ARP 536, AZ positiv* der Fa. *All Resist* verwendet wurde. Nach dem Aufschleudern des Fotolacks in einer Dicke von ca. 950 nm auf einen 4-Zoll- $\text{LiNbO}_3$ -Wafer wurde eine Wärmebehandlung durchgeführt. Diese Temperung des Fotolackes erfolgte unter Verwendung einer definierten Temperaturrampe (auf Grund der

Gefahr von Überschlügen durch die Pyroelektrizität des  $\text{LiNbO}_3$ -Substrates) bei  $110^\circ\text{C}$  für 60 Sekunden. Danach wurde die lichtempfindliche Lackschicht über eine sog. Steppermaske belichtet, lokal entwickelt und entfernt. Die nachfolgende Abscheidung der Metallschichten erfolgt sowohl auf die freiliegenden Bereiche als auch auf die Fotolackschicht selbst. Schließlich wird der Fotolack durch ein geeignetes Lösungsmittel (z. B. Azeton) entfernt, womit eine entsprechend strukturierte Metallschicht erreicht wird.



**Abb. 3.4**

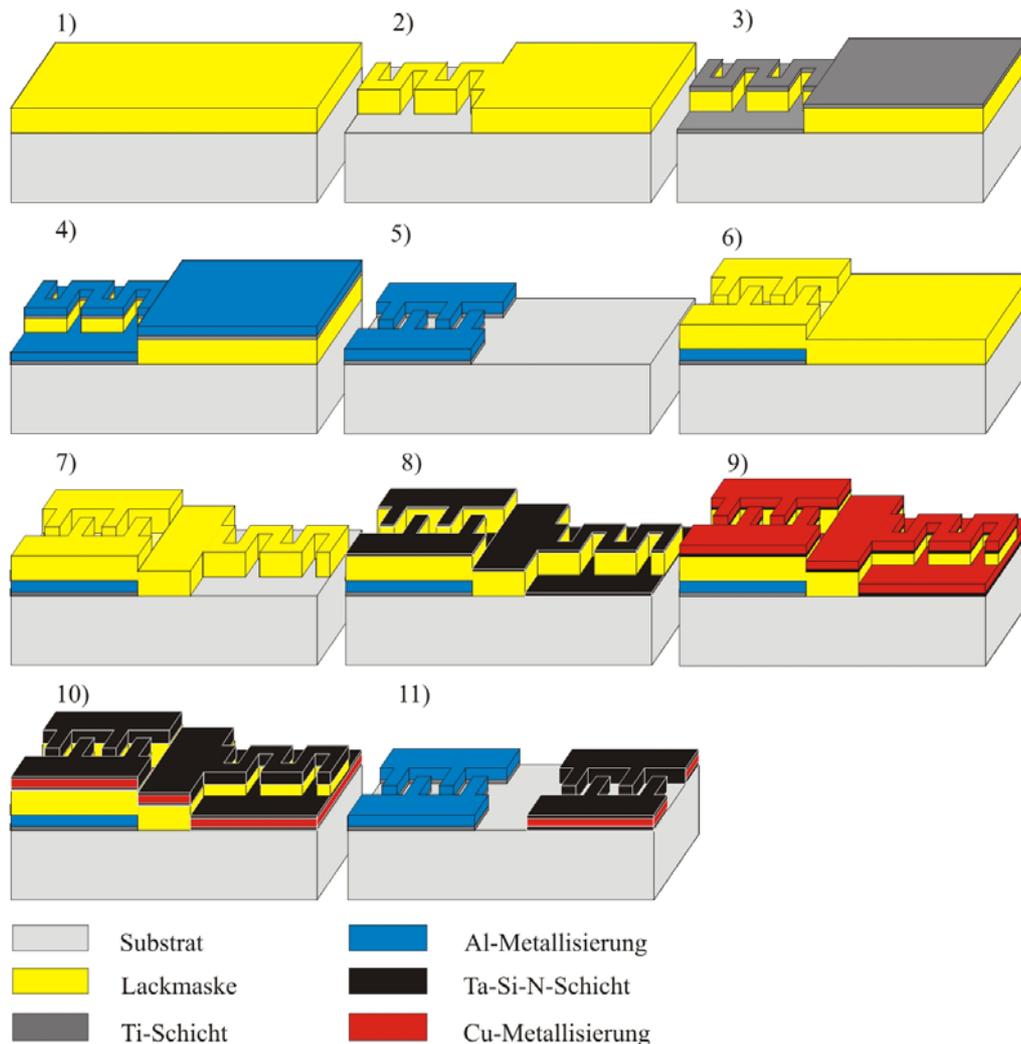
*Photolithografischer Prozess unter Verwendung der „Lift-Off“-Strukturierungstechnik mit trapezförmiger Lackmaske.*

*$t_{LM}$  – Dicke der Lackschicht,  $t_M$  – Dicke der Metallisierung,  $\alpha$  – Trapezwinkel.*

Mit Hilfe der Stepper-Maske können alle Strukturelemente der PSAW-Teststruktur beliebig kombiniert und angeordnet werden. So lässt sich z. B. in einem ersten Schritt zunächst die Seite der Teststruktur mit der Ti/Al-Metallisierung inklusive des Sendewandlers und im zweiten Schritt der restliche Teil der Teststruktur mit der Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Metallisierung realisieren. Die einzelnen Prozessschritte zur Herstellung der Proben sind in [Abb. 3.5](#) schematisch dargestellt.

Die Aufbringung der Al-Metallisierung sowie der dünnen Ti-Haftvermittlerschicht mittels Elektronenstrahlverdampfung (ohne Vakuumunterbrechung) erfolgten durch die Fa. SAW Components Dresden. Prinzipiell können Kupferschichten ebenfalls mittels Elektronenstrahlverdampfung abgeschieden werden. Da im Prozess der Optimierung der SAW-Kupfertechnologie auf das ternäre System Ta-Si-N übergegangen wurde, ist das komplette Metallisierungssystem einschließlich der Barrierschichten mittels Magnetron-sputterns<sup>2</sup> hergestellt worden. Der Grund liegt einerseits darin, dass die Ta-Si-N-Schichten nicht über Elektronenstrahlverdampfung sondern nur reaktiv von Ta-Si-Targets abgeschieden werden können. Andererseits hat es den Vorteil, dass die Barriere- und Cu-Schichten ohne Vakuumunterbrechung, d. h. ohne zwischenzeitlichen Kontakt mit Sauerstoff, hergestellt werden können.

<sup>2</sup> durchgeführt von Dr. Matthias Albert, Henning Heuer, IHM/TU Dresden



**Abb. 3.5** Schematisch dargestellte Prozessschritte bei der „Lift-Off“-Strukturierung der Al- (1-5) und der Cu-basierten (6-11) Strukturelemente der Power-SAW-Teststruktur:

- |  |  |
|--|--|
| 1) Reinigung und Aufbringen des Fotolackes | 6) Reinigung und Aufbringen des Fotolackes |
| 2) Belichtung und Entwicklung              | 7) Belichtung und Entwicklung              |
| 3) Beschichtung mit Haftvermittlerschicht  | 8) Beschichtung mit Barrierschicht         |
| 4) Abscheidung der Al-Schicht              | 9) Abscheidung der Cu-Schicht              |
| 5) Entfernen des Fotolackes                | 10) Beschichtung mit Barrierschicht        |
|  | 11) Entfernen des Fotolackes.              |

Die Ta-Si-N-Dünnschichten wurden in der Zusammensetzung  $Ta_{30}Si_{18}N_{52}$  durch reaktives HF-Magnetronspütern von einem  $Ta_5Si_3$ -Target in einer 5-Kammer-HV/UHV-Anlage (Cluster-Tool, Fa. *Surface Technology Systems Ltd.*) aufgebracht. Die Abscheidung der Cu-Schicht erfolgte durch DC-Magnetronspütern. Die verwendeten Prozessparameter sind in Tab. 3.2 dargestellt.

**Tab. 3.2** Prozessparameter des Magnetronspüterns der Cu-basierten Metallisierung.

	Ta-Si-N (50 nm)	Cu (150 nm)
<b>Leistung (Target)</b>	1000 W	4000 W
<b>Betriebsfrequenz</b>	13,56 MHz	-
<b>Targetmaterial</b>	Ta <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	Cu
<b>Arbeitsgas</b>	Ar	Ar
<b>Ar-Fluss</b>	5 sccm	3 sccm
<b>Reaktionsgas</b>	N	-
<b>N<sub>2</sub>-Fluß</b>	4 sccm	-
<b>Arbeitsdruck</b>	0,15 Pa	0,12 Pa
<b>Resultierende Self-Bias-Spannung</b>	110 V	-
<b>Sputterzeit</b>	2:06 min	0:45 min
<b>Substrattemperatur</b>	25°C	25°C

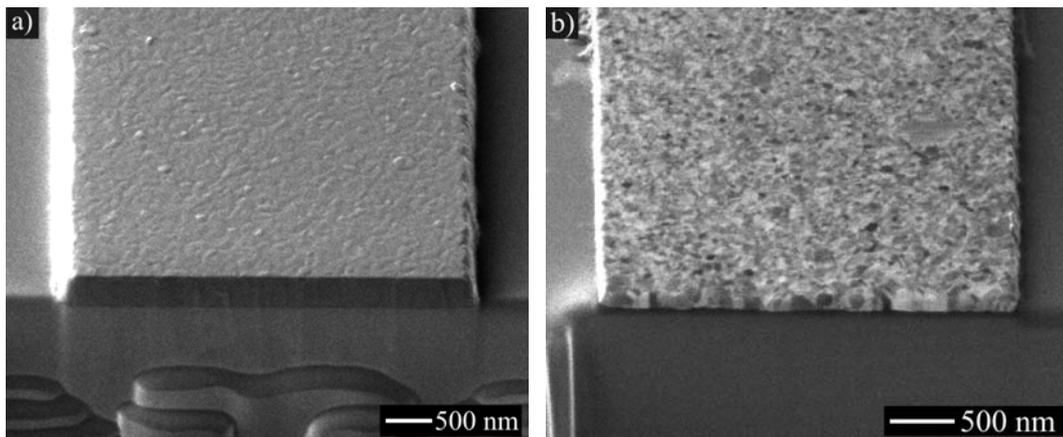
Die Auflösung des Lackes erfolgte in zwei Schritten. Nachdem die Probe in einem Azetonbad mittels Ultraschall (Dauer 10 min) vom Lack gereinigt wurde, sind noch eventuell anhaftende Lackreste in einem zusätzlichen Ethanolbad unter Ultraschall (Dauer 5 min) entfernt worden.

### 3.1.2.2 Strukturqualität

Für einen „Lift-Off“-Prozess guter Qualität dürfen die Seitenwände der Lackmaske nicht mit Metall bedeckt werden, da sonst das Auswaschen des Lackes mit Azeton behindert wird. Es ist bekannt, dass durch Elektronenstrahlverdampfung abgeschiedene Finger in guter Qualität erreicht werden, wenn dazu trapezartige Lackmasken (siehe [Abb. 3.4](#)) und typische Lackschichtdicken um 1 µm verwendet werden. Ein trapezartiges Lackprofil wird durch eine geeignete Belichtungsprozedur erzielt. Aufgrund der hohen Richtungsenergie der Teilchen senkrecht auf die Waferoberfläche bleiben die Seitenwände der Lackmaske bis zu einer gewissen Metallschichtdicke nahezu unbedeckt.

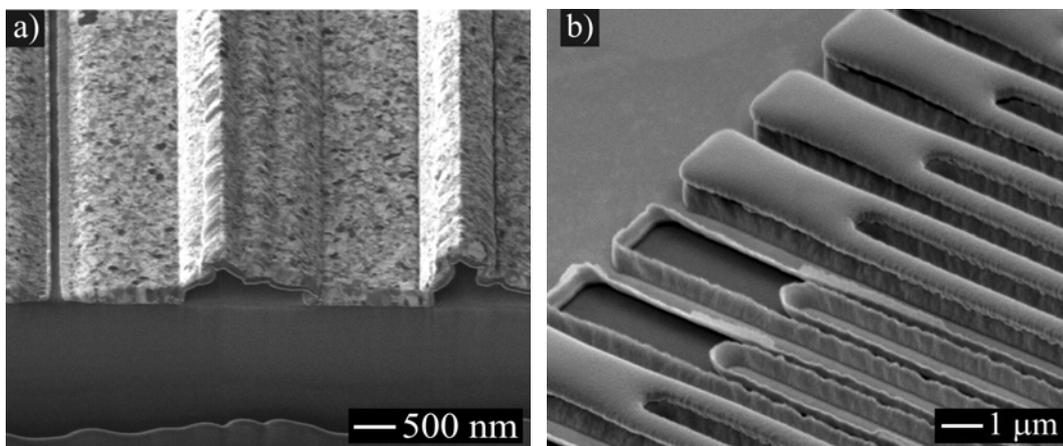
Die Strukturierung des Al/Ti-Dünnschichtsystems mittels „Lift-Off“-Prozess ist eine industriell etablierte und hinreichend untersuchte Standardtechnologie. Bei den verwendeten Schichtdicken bis zu 400 nm werden mit hoher Reproduzierbarkeit nahezu senkrechte Kanten mit einer guten Strukturierungsqualität erreicht, wie in [Abb. 3.6a](#) für einen Fingerquerschnitt dargestellt ist.

Ebenso ist eine gute Strukturierbarkeit der reinen mittels Elektronenstrahlverdampfung abgeschiedenen Kupferschichten bis zu einer Dicke von 350 nm möglich ([Abb. 3.6b](#)). Bei größeren Schichtdicken können wegen zunehmender Seitenwandbedeckung der Lackmaske Strukturierungsprobleme auftreten. Einige Beispiele von „Lift-Off“-Strukturierungsproblemen auf Grund derartiger Metallabscheidung auf die Seitenwände der Lackmaske zeigt [Abb. 3.7](#).



**Abb. 3.6** *Kantenqualität der durch Elektronenstrahlverdampfung hergestellten Fingerelektroden aus a) Al (340 nm)/Ti (10 nm) und b) Cu (130 nm)/Ti (30 nm); FIB-Querschnitte nach Aufbringen der Metallisierungssysteme und anschließender Ablösung des Fotolackes, FIB/SE-Abbildung, 45° gekippt.*

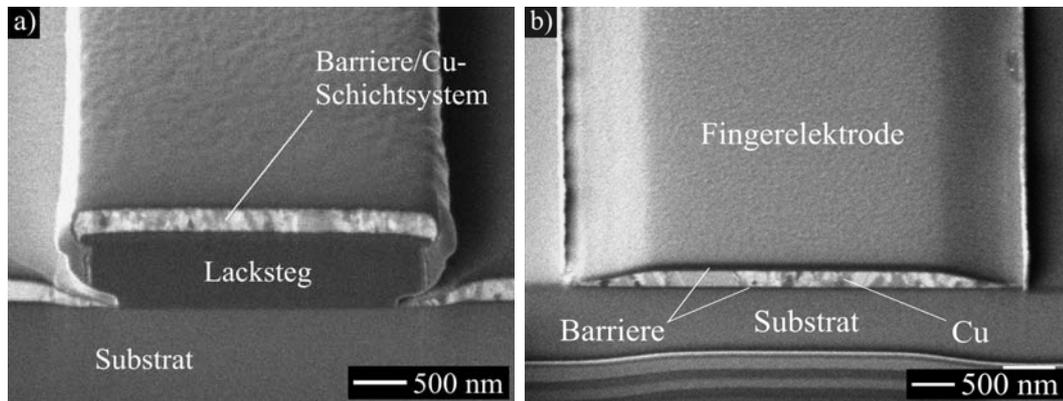
Ein wesentliches Kriterium der Strukturqualität bei der Anwendung der „Lift-Off“-Technik für die Cu-Metallisierungssysteme ist die gute Kantenbedeckung der Fingerelektroden mit der Barrierschicht, so dass keine seitliche Oxidation der Cu-Schicht auftritt. Hier lagen weder beim Antragsteller noch bei den Kooperationspartnern entsprechende Erfahrungen für gesputterte Ta-Si-N/Cu-Schichtsysteme vor.



**Abb. 3.7** *Beispiele für „Lift-Off“-Strukturierungsprobleme der Finger aus a) Cu (350 nm)-Metallisierung (45° gekippte FIB/SE-Abbildung) und b) Ta-Si-N (50 nm)/Cu (100 nm)/Ta-Si-N (50 nm)-Metallisierung (REM/SE-Abbildung) aufgrund der Metallabscheidung auf die Seitenwände der Lackmaske.*

Mit Hilfe der trapezförmigen Lackmaske und einer optimierten Prozessführung (z. B. geeignete Schichtdicken, Abscheidebedingungen, Lackablösen im Ultraschallbad) wurde eine hinreichende Strukturierung mit guter Reproduzierbarkeit für Fingerbreiten bzw. -abstände größer 3,76  $\mu\text{m}$  und eine Gesamtschichtdicke von 350 nm erreicht. Die

seitlichen Kanten der Fingerelektroden wurden dabei mit der Barriere bedeckt, wohingegen die Seitenwände der Lackmaske zugänglich blieben, um diese (nach der Beschichtung) mit Azeton ablösen zu können (Abb. 3.8a). Eine typische Kantenform der hergestellten Cu-Finger ist in Abb. 3.8b dargestellt.



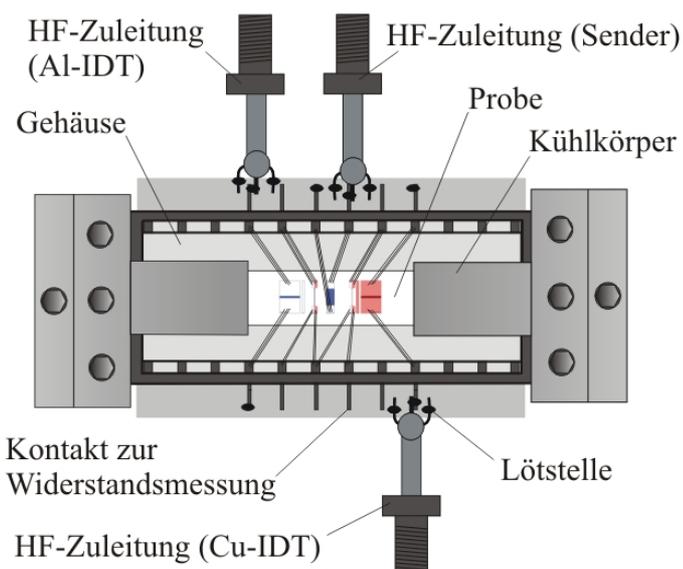
**Abb. 3.8** *Ta-Si-N (50 nm)/Cu (250 nm)/Ta-Si-N (50 nm)-Fingerelektroden nach a) Barriere/Cu-Beschichtung und b) Ablösung des Fotolackes; jeweils 45° gekippte FIB/SE-Abbildungen der Querschnitte.*

### 3.1.3 Probenvorbereitung

Die Proben wurden nach Aufbringung eines Schutzlackes aus dem fertig hergestellten Wafer durch Sägen herausgelöst (vereinzelt). Der Schutzlack wurde nach dem Sägen wieder entfernt.

Um Reflexionen der SAWs, die hauptsächlich an den Chipkanten erfolgen, zu vermeiden, werden die Ränder des Chips mit der PSAW-Teststruktur mit einer Silikon-Dämpfungsmasse abgedeckt. Fehlt diese Dämpfungsmasse, wird die Struktur statt mit laufenden, mit stehenden Wellen belastet. Die Folge wäre eine inhomogene Schädigungsverteilung, die z. B. keine sinnvollen elektrischen Messungen gestattet. Weiterhin wird ein Teil der SAW-Leistung mit Hilfe der Dämpfungsmasse in Wärme umgewandelt, welche über Kühlkörper aus Kupfer abgeführt wird. Diese Kühlkörper sind Bestandteil des Proben-trägers und haben gleichzeitig auch die Funktion der Probenhalterung. Der Chip selbst kann nicht fest angeklebt werden, da das Substrat sehr bruchempfindlich ist und auf Grund der thermischen Ausdehnung unter mechanische Spannungen geraten und somit zerbrechen könnte. Die Fixierung der Probe mit den Kühlkörpern über die elastische Dämpfungsmasse gibt dem Substrat die Möglichkeit sich auszudehnen. Gleichzeitig ist die Probe aber stabilisiert genug, so dass es keine Probleme beim Bonden gibt.

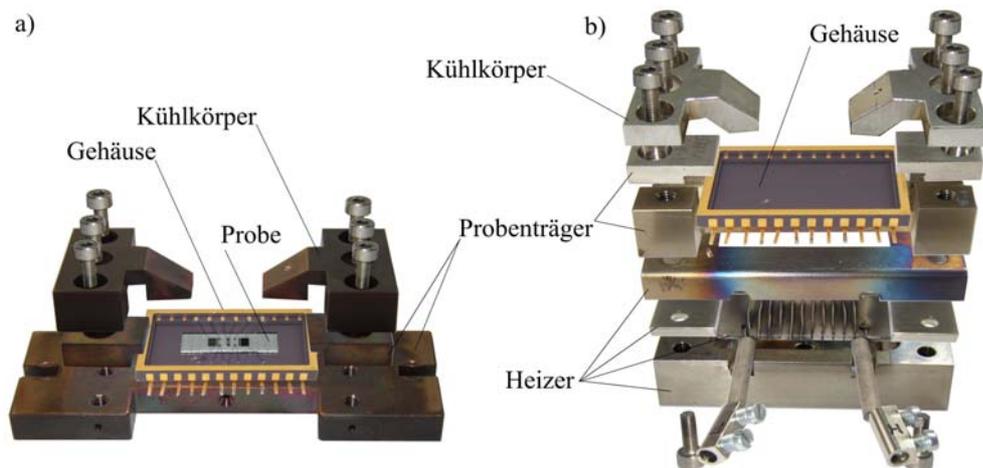
Die Kontaktierung der Strukturkomponenten erfolgte durch Drahtbonden. Dazu werden die Proben in ein geeignetes Gehäuse (Typ *HYB02408/024 Hybrid, Cavity: 0,570x1,130* der Fa. *Spectrum Semiconductor Materials, Inc.*) eingesetzt und die Bondflächen der Teststruktur mit den Gehäusekontakten verbunden (Abb. 3.9). Die Verwendung von je zwei Bonddrähten pro Kontakt gewährleistet eine sichere elektrische Verbindung.



**Abb. 3.9**  
Bondplan der PSAW-Teststruktur in einem Hybrid-Gehäuse (Typ *HYB02408/024*).

Die Dämpfungsmasse zur dissipativen Dämpfung der SAWs muss nach dem Auftragen thermisch vernetzt werden. Dies erfolgt bei einer Temperatur von ca. 130 °C (1 h) an Luft. Eine zwischen dem Substrat und dem Keramikgehäuse liegende Kohlenstofffolie dient dem Ausgleich von möglichen Temperaturunterschieden sowohl beim Vernetzen als auch während der Belastung.

Es wurden zwei Ausführungsvarianten des Probenträgers entwickelt und gefertigt (Abb. 3.10). Der Aufbau des Probenträgers nach Variante (a) ist so konzipiert, dass er wahlweise sowohl für in-situ Experimente unter licht- oder rasterelektronenmikroskopischer Beobachtung als auch für Lebensdauermessungen eingesetzt werden kann. Der Probenträger nach Variante (b) beinhaltet einen Heizer, der Probentemperaturen bis ca. 450°C ermöglicht. Dieser Probenträger wurde zur Bestimmung der Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes sowie für Einzelkornorientierungsmessungen mittels Kikuchi-Elektronen-Rückstreutechnik eingesetzt.



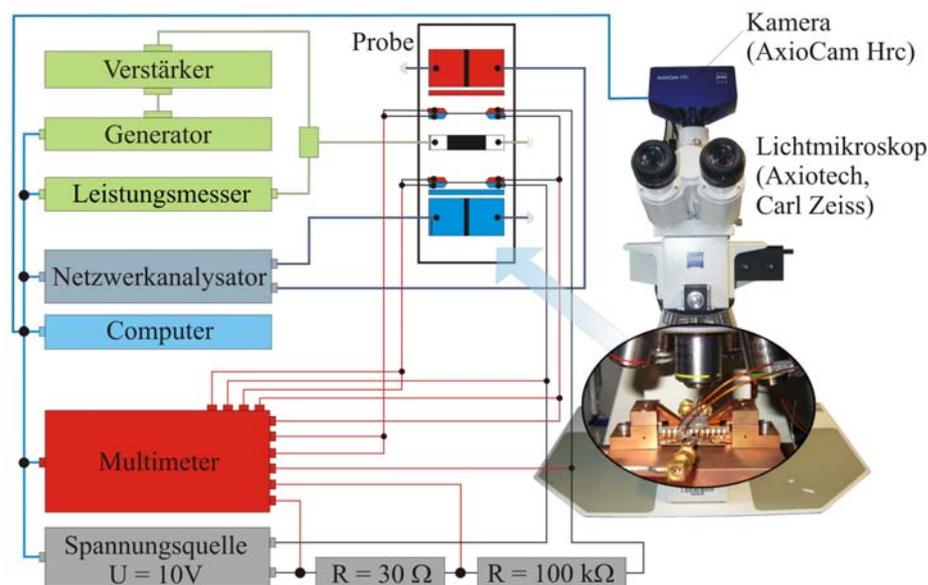
**Abb. 3.10** Ausführungsvarianten des Probenträgers.

## 3.2 Experimentelle Methodik

### 3.2.1 Akustomigrationsbelastungsexperimente unter dem Lichtmikroskop

Ein Teil der Belastungsexperimente wurde unter lichtmikroskopischer Beobachtung durchgeführt. Zur Abbildung wurde ein Objektiv mit 50-facher Vergrößerung verwendet, welches einen großen Arbeitsabstand zwischen Objekt und Linse ermöglicht. Die Beobachtungen des Schädigungsverhaltens der Al-Wandler wurden im Hellfeldbetrieb des Lichtmikroskopes durchgeführt. Dagegen konnte die Schädigung im Cu-Wandler nur durch die Verwendung der Differentialinterferenzkontrastmethode (DIC) einer Beobachtung zugänglich gemacht werden. Das Mikroskop ist mit einer Kamera (AxioCam Hrc) ausgestattet, die eine digitale Aufzeichnung des Schädigungsverlaufs zulässt.

Die schematische Darstellung des lichtoptischen Belastungsmessplatzes ist in [Abb. 3.11](#) zu sehen. Die HF-Leistung liefert ein Generator, welcher an einen Verstärker gekoppelt ist. Die Höhe der Leistung kann mittels eines Leistungsmessers kontrolliert werden. Die Frequenzkennlinien (Konduktanzkurven als Funktion der Frequenz) beider Testwandler werden durch zwei unabhängige Kanäle des Netzwerkanalysators simultan registriert.



#### Geräte

Generator: Signal generator / 9 kHz - 2.080 GHz / SMY02 (Rohde & Schwarz)

Verstärker: Wideband rf power amplifier / 1 - 1000 MHz / 10 W (Kalmus)

Leistungsmesser: Power reflection meter / NRT (Rohde & Schwarz)

Netzwerkanalysator: Vector network analyzer / 20 kHz - 8 GHz / ZVC (Rohde & Schwarz)

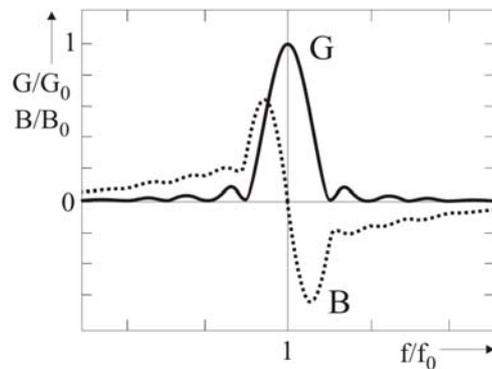
Spannungsquelle: DC multipower supply 1134 (Heiden)

Multimeter: 2700 Multimeter (Keithley)

**Abb. 3.11** Schematische Darstellung des lichtoptischen Belastungsmessplatzes.

Waren die Leistungen höher als 1,5 W, so wurden diese am Anfang des Belastungsexperiments nicht impulsartig zugeführt, sondern stufenweise erhöht, da sonst die Gefahr bestünde, dass die im Substrat entstehenden Spannungen infolge Temperaturgradienten zum Zerschlagen des Substrates führen könnten.

Die Messung der elektrischen Admittanz als Funktion der Frequenz ist eine allgemein angewandte Methode für die IDT-Charakterisierung. Aus dem Charakter der Konduktanzkurve  $G$  (dargestellt in [Abb. 3.12](#) für einen ungewichteten IDT) können wesentliche Informationen über alle SAW-Parameter extrahiert werden. Die Admittanz hängt nicht nur von der Ausbreitungsgeschwindigkeit der SAW und der Höhe des piezoelektrischen Kopplungskoeffizienten ab, sondern auch mit den Schädigungseffekten zusammen, welche durch die Akustomigration im Wandler verursacht werden [\[44\]](#).



**Abb. 3.12**

*Realteil  $G$  (Konduktanz) und Imaginärteil  $B$  (Suszeptanz) der elektrischen Admittanz für einen ungewichteten IDT als Funktion der Frequenz [\[44\]](#).*

Wie schon in [Abschnitt 3.1.1](#) beschrieben, wurde während der Belastungsexperimente auch der elektrische Widerstand gemessen. Die Leiterbahnen zur Gleichstrommessung waren in Reihe geschaltet. Es wurden Strom und Spannung jeder Leiterbahn gemessen und daraus die Widerstände berechnet. Der durch die Leiterbahnen fließende Strom darf allerdings nicht groß sein, da diese einen sehr kleinen Querschnitt (ca.  $1,3 \mu\text{m}^2$ ) besitzen. Es ist bekannt, dass sehr hohe Stromdichten ( $> 1 \text{ MA/cm}^2$ ) bei erhöhten Temperaturen ( $150^\circ\text{C} - 300^\circ\text{C}$ ) zu einem anderen Materialtransportprozess, der sog. Elektromigration, führen können [\[82, 111-116\]](#). Eine im Fall der SAW-Untersuchungen verwendete Stromdichte von  $< 0,25 \text{ MA/cm}^2$  garantierte folglich, dass in den Leiterbahnen bei Temperaturen bis  $200^\circ\text{C}$  neben der Akustomigration keine Elektromigration auftrat.

Während der Akustomigrationsexperimente wurde die Temperatur des Probenhalters mittels eines Thermoelements (gesteckt in die Kühlbacken) gemessen. Diese Temperatur lieferte einen ersten Anhaltspunkt für die Größe der wahren Chiptemperatur. Auf Grund des Abstandes zwischen Probe und Thermoelement fällt diese gemessene Temperatur geringfügig kleiner aus.

## 3.2.2 Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop

### 3.2.2.1 Darstellung der Mikromorphologie

Zur Charakterisierung und Darstellung der Mikromorphologie der Oberflächen im Ausgangszustand sowie von belasteten Metallisierungen wurde ein Rasterelektronenmikroskop *LEO/Gemini 1530 mit Feldemissionskathode* (aus W/ZrO-Legierung) verwendet. Der hohe Richtstrahlwert dieser Feldemissionskathode kommt sowohl der Abbildung, als auch der Analytik zugute. Für die Mikroskopie liegt der Vorteil in einer sehr hohen Auflösung begründet, die selbst bei niedrigen Beschleunigungsspannungen noch erreicht wird. Eine geringe Beschleunigungsspannung wiederum ermöglicht eine besonders oberflächensensitive Abbildung. Zudem können bei geeigneter Kombination aus Strahlstromdichte und Beschleunigungsspannung Aufladungseffekte insbesondere bei unzureichend leitenden Proben minimiert werden. (Beschleunigungsspannung: 3-5 kV, Blende: 30  $\mu\text{m}$ ).

Für die Bilderfassung standen fünf unterschiedliche Elektronendetektoren zur Verfügung. Neben dem Sekundärelektronendetektor (Evenhart-Thornley-Detektor, SE2) besitzt dieses Elektronenmikroskop einen „in lens“-Sekundärelektronendetektor, einen QBSD-Rückstreuelektronendetektor (4-Quadranten-Rückstreudetektor), einen EDX-Detektor sowie einen FSD-Detektor und EBSD-Rückstreudetektor. Für die Abbildung von PSAW-Teststrukturen wurde meist der klassische SE-Detektor bzw. der „in lens“-Detektor verwendet. Während es für die Bildqualität vorteilhaft ist, die Probenoberfläche in einem geringen Arbeitsabstand (4-8 mm) mit dem „in lens“-Detektor abzubilden, war dies bei einer in den Probenhalter eingebauten Probe nicht möglich. Auf Grund der Haltergeometrie sind vergleichsweise große Arbeitsabstände (> 12 mm) erforderlich. Die Anwendung einer Kombination „in lens“/SE-Detektoren war bei Arbeitsabständen bis 15 mm möglich, bei größeren Arbeitsabständen wurde für Abbildung der klassische SE-Detektor verwendet. Die Abbildungsbedingungen der in dieser Arbeit vorgestellten REM-Bilder sind in [Tab. 3.3](#) zusammengefasst. Abweichungen von den angegebenen Parametern sind bei der jeweiligen Abbildung vermerkt.

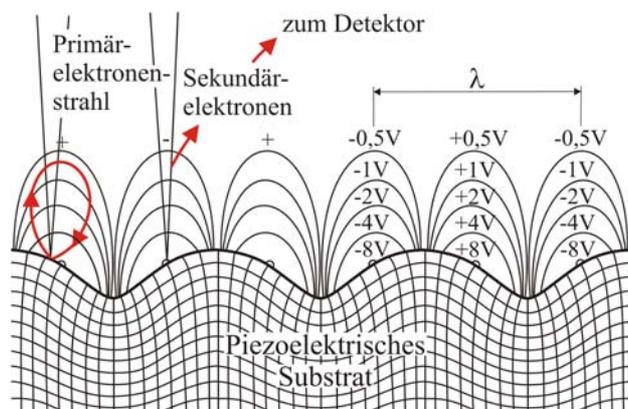
**Tab. 3.3** Optimale Abbildungsbedingungen für SAW-Strukturen.

Typ der Aufnahme	Spannung	Blende	Arbeitsabstand	Detektor
Aufnahmen der SAW-Strukturen	3 kV	30 $\mu\text{m}$	4-8 mm	„in lens“-Detektor
(Proben ohne oder mit Probenhalter)	3-5 kV	30 $\mu\text{m}$	12-15 mm	„in lens“- + SE2-Detektor
	5 kV	30 $\mu\text{m}$	15-20 mm	SE-Detektor
Aufnahmen mit sichtbarem Al-Gefüge (nach FIB-Ätzung)	3 kV	30 $\mu\text{m}$	12-15 mm	SE-Detektor
Aufnahmen während in-situ REM-Belastung	15 kV	20 $\mu\text{m}$	18 mm	SE-Detektor
Abbildung des SAW-Feldes	13 kV	20 $\mu\text{m}$	20 mm	„in lens“-Detektor

### 3.2.2.2 Abbilden von akustischen Oberflächenwellen

Mehrere Artikel [117-123] berichten übereinstimmend, dass stehende oder laufende akustische Oberflächenwellen im REM abgebildet werden können. Der Primärelektronenstrahl des REM schlägt beim Abrastern niedrigenergetische Sekundärelektronen aus der Probenoberfläche heraus, die je nach lokaler Polarität des elektrischen SAW-Potentials mit unterschiedlicher Intensität zum Detektor gelangen. An Orten mit negativem Potential werden die Sekundärelektronen zum Detektor beschleunigt, während sie bei positivem Potential an der Oberfläche retardieren (Abb. 3.13). Auf diese Weise wird das SAW-Wellenfeld in Form einer Hell/Dunkel-Abbildung der Phasenfronten dargestellt. Diese Art der SAW-Abbildung ist als *Potenzial-Kontrast-Methode* bekannt [118].

Eine zweite Möglichkeit ist das Abbilden der SAW im *stroboskopischen Potenzial-Kontrast-Modus*. Bei dieser Methode wird der Primärelektronenstrahl synchron mit der Anregungsfrequenz der akustischen Wellen gepulst. Diese Synchronisierung wird zu echten Augenblicksaufnahmen von bewegten SAW-Wellenfeldern verwendet [120]. Bei beiden Abbildungsmethoden empfehlen sich möglichst geringe Beschleunigungsspannungen (typisch bis zu 3 kV), um die Aufladung der nicht leitenden Piezoelektrodenoberflächen zu minimieren.



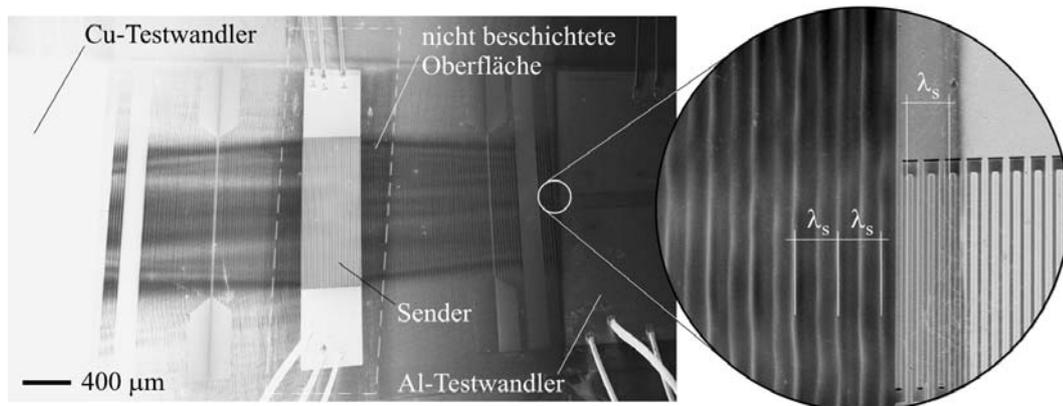
**Abb. 3.13**

Abbildung der SAW mittels Potenzial-Kontrast-Methode.

Die Bahnen der Sekundärelektronen werden von den lokalen elektrischen Feldern, welche die akustischen Oberflächenwellen begleiten, beeinflusst. Regionen mit positivem Potential erscheinen als dunkel, Regionen mit negativem Potential werden hell dargestellt [118].

Die Ausbreitung der stehenden SAWs in der PSAW-Teststruktur wurde im REM beobachtet. Um die gesamte Probe mit einem „in lens“-Detektor abbilden zu können, wurde ein relativ großer Arbeitsabstand (20 mm) sowie eine Beschleunigungsspannung von 13 kV verwendet. Mit der hohen Beschleunigungsspannung verbundene Aufladungsprobleme wurden durch eine partielle Beschichtung der Probenoberfläche (außer Sendergebiet) mit einer dünnen AuPd-Schicht unterdrückt. Wie in Abb. 3.14 dargestellt, scheinen keine wesentlichen Unterschiede in der Abbildungsqualität der SAW-Wellenfronten zwischen Gebieten mit elektrisch leitfähiger und nicht leitfähiger (dunklerer Bereich in Umgebung vom Sender) Substratoberfläche zu bestehen. Die REM-Abbildung

wurde unter Wirkung einer Anregungsresonanzfrequenz von ca. 129,5 MHz und einer niedrigen HF-Leistung (0,4 W) aufgenommen. Die stehenden akustischen Oberflächenwellen breiten sich vom Sender nach beiden Richtungen hin aus. Sie sind im gesamten Aperturbereich des Sendewandlers deutlich sichtbar. Es kann somit nachgewiesen werden, dass die Ausbreitungsrichtung der Wellenfronten überwiegend senkrecht zu den Finger-Elektroden der Testwandler ist. Bei höheren Vergrößerungen erscheinen die Oberflächenwellen als helle, parallel angeordnete Bänder. Der Abstand zwischen den am stärksten erscheinenden Bändern entspricht genau der Senderwellenlänge  $\lambda_s$  (siehe vergrößerte Aufnahme in [Abb. 3.14](#)).



**Abb. 3.14** REM/SE-Abbildung des stehenden SAW-Feldes im Bereich der Apertur der PSAW-Teststruktur ( $P = 0,4 \text{ W}$ ),  $\lambda_s$  – Wellenlänge des Senders.

### 3.2.2.3 Bestimmung der Einzelkornorientierung mittels EBSD-Technik

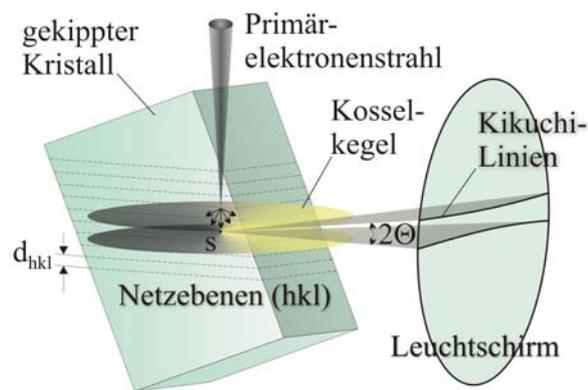
Für die Gefügeanalyse an Metallisierungen wurde die Kikuchi-Elektronen-Rückstreuungstechnik (EBSD: Electron Back Scatter Diffraction) verwendet. Diese Methode ermöglicht die Bestimmung von Einzelkornorientierungen im Submikrometerbereich durch Auswertung der Beugungsmuster von am Kristallgitter rückgestreuten Elektronen. Die Orientierungsbestimmung mittels Elektronenbeugung wurde erstmalig an durchstrahlbaren Proben 1928 von Kikuchi [124] und an massiven Proben 1937 von Boersch [125] vorgestellt.

Bei der EBSD-Technik wird die Probe so in ein Rasterelektronenmikroskop eingebaut, dass die Oberflächennormale in einem Winkel von typischerweise  $70^\circ$  zum einfallenden Primärelektronenstrahl steht. Beim Auftreffen der Primärelektronen auf die Probe werden diese z. T. an den Atomen des Probenmaterials quasi-elastisch gestreut. Diese quasi-elastische Streuung erfolgt diffus in alle Raumrichtungen. Somit können für jede Netzebenenschar Elektronen unter einem Winkel auftreten, bei dem konstruktive Interferenz entsprechend dem Bragg'schen Gesetz ([Gleichung 3.1](#)) möglich ist:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \Theta \quad (3.1)$$

Dabei ist  $\lambda$  die Wellenlänge,  $d_{hkl}$  der Netzebenenabstand,  $\theta$  sowohl der Einfalls- als auch der Reflexionswinkel und  $n$  die Ordnung der Beugung.

Für jede Netzebenenschar bewegen sich die Elektronen, die diese Beziehung erfüllen, auf der Oberfläche von jeweils zwei Kegeln, den sogenannten Kossel-Kegeln entlang. Der Öffnungswinkel dieser Kegel beträgt aus geometrischen Überlegungen  $180^\circ - 2\theta$  (siehe Abb. 3.15).



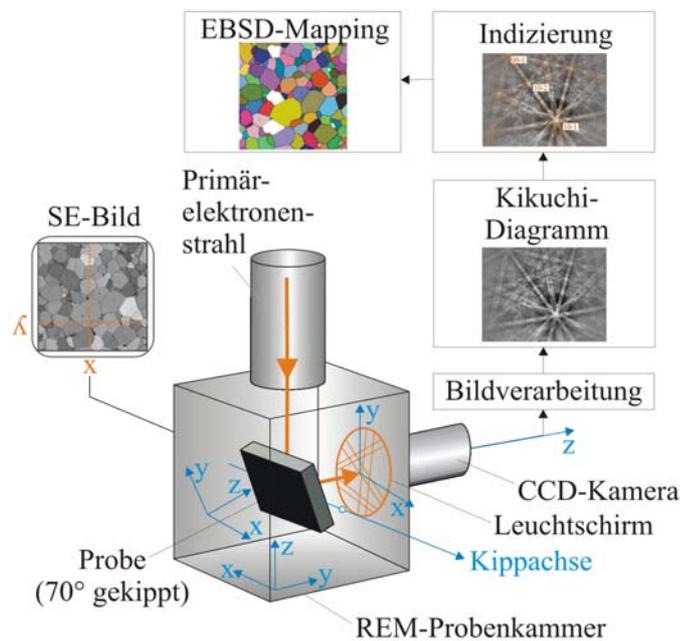
**Abb. 3.15**

*Schematische Darstellung der Entstehung von Kikuchi-Linien [126].*

Die starke Verkipfung der Probe liefert eine große Ausbeute an gebeugten Rückstreuungselektronen, da hierbei auf Grund der flachen Einschussrichtung die Eindringtiefe der Primärelektronen ins Material äußerst gering ist. Die rückgestreuten Elektronen gelangen auf einen Phosphorschirm, von welchem korrespondierende Lichtsignale emittiert werden. Da auf Grund der geringen Wellenlänge der Elektronen der Bragg-Winkel  $\theta$  sehr klein ist ( $\sim 0,5^\circ$ ), erscheinen die auf den Leuchtschirm projizierten Schnittlinien der Kossel-Kegel als nahezu gerade Linien (Kikuchi-Diagramm), wobei jede reflektierende Netzebenenschar durch ein Band der Breite  $2\theta$  dargestellt wird. Die Beugungsmuster entstehen durch Überlagerung mehrerer solcher Bänder. Die Schnittpunkte der Bänder entsprechen den Zonenachsen des Kristalls und beinhalten daher die gesamte Information der räumlichen Orientierung des Kristalls [126, 127].

Die Einzelkornorientierungen wurden im Rasterelektronenmikroskop mit Hilfe eines EBSD-Systems der Fa. *HKL-Technology* gemessen. Das Gesamtsystem zur Gefügeanalyse mittels EBSD-Technik ist schematisch in Abb. 3.16 dargestellt. Zur Auswertung der gemessenen Ergebnisse wurde das Computerprogramm *CHANNEL 5* ebenfalls der Fa. *HKL-Technology* verwendet.

Für die Erzeugung von Kikuchi-Diagrammen ist die Oberflächenqualität der Proben ein kritischer Faktor [128]. Da sich die für die Ausbildung der Kikuchi-Diagramme entscheidenden Prozesse in einer etwa 10-50 nm dicken Oberflächenschicht der Probe abspielen, muss dieser Bereich ein möglichst ungestörtes Kristallgitter aufweisen.

**Abb. 3.16**

*Schematische Anordnung des Systems zur Gefügeanalyse mittels EBSD-Technik.*

Im Idealfall sind für eine hohe Qualität der Kikuchi-Diagramme dehnungsfreie, glatte und saubere (ohne Kontamination bzw. Oxidschicht) Probenoberflächen erforderlich [129, 130]. Da die Oberflächenrauheit der SAW Proben hinreichend gering war (Abschnitt 4.2.1.3), konnte von vorangestellten Planarisierungsprozessen abgesehen werden. Die dünne Oxidschicht an der Oberfläche wurde durch kurze Ätzung mittels eines fokussierten Galliumionenstrahls (FIB-Technik) entfernt.

Die EBSD-Messungen der Al- und Cu-Metallisierungen wurde unter folgenden optimierten Bedingungen durchgeführt: Kippwinkel der Probe  $70^\circ$ , Beschleunigungsspannung 10 kV, Arbeitsabstand 10 mm, Blende  $60\ \mu\text{m}$ . In den meisten Fällen der Gefügeanalyse wurde bei 10.000-facher Vergrößerung eine Schrittweite von  $0,05\ \mu\text{m}$  verwendet.

Wegen der isolierenden Eigenschaften des  $\text{LiNbO}_3$ -Substrates sowie der geringen Schichtdicken der Metallisierungen ( $350\ \text{nm}$ ) kam es zu Aufladungen während des EBSD-Mappings (Flächenabstrasterung). Die damit verbundene Drift des Elektronenstrahls führte zu einer falschen Zuordnung der Messpunkte zu den entsprechenden Bildpunkten, was eine unerwünschte Verzerrung der Gefügedarstellung zur Folge hat. Dieses Problem konnte teilweise durch Optimierung der Messbedingungen (Scanrichtung, Anzahl der Messpunkte, Schrittweite) minimiert werden. Um die Messzeit der einzelnen EBSD-Mappings möglichst kurz zu halten, wurden mehrere kleinere Oberflächenbereiche (etwa  $3,5 \times 3,5\ \mu\text{m}$ ) abgerastert.

Weiterhin wurden durch die relativ große Strahlstromdichte, die bei der EBSD-Messung notwendig war, dünne Kontaminationsschichten von bis zu mehreren 10 nm erzeugt. Diese ergeben sich durch elektronenstrahlinduzierte Zersetzung von organischen

Molekülen (Kohlenwasserstoffen) aus dem Restgas der Kammer und von der Probenoberfläche. Diese Kontamination empfindlich stört das EBSD-Signal. Um die Kontaminationseffekte zu reduzieren, wurde die Probe während der EBSD-Messung auf einer Temperatur von ca. 140°C gehalten [131].

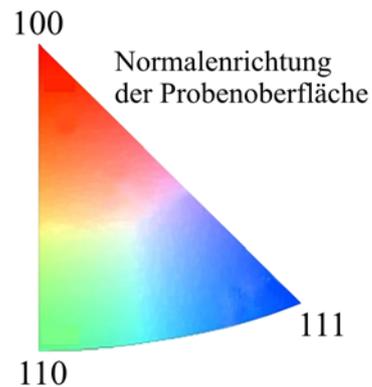
Zur Verbesserung der erzielten Ergebnisse wurden die erhaltenen Kornorientierungskarten mit folgenden Routinen überarbeitet:

- Entfernen singulärer Einzelpunkte
- Ergänzen von Punkten, wenn die Fehlstelle von mindestens fünf indizierten Nachbarpunkten gleicher Orientierung umschlossen wird.

In allen Gefügedarstellungen wurde der sogenannte rot-grün-blau Farbschlüssel verwendet. Die Kristallorientierung ist stets in z-Richtung (Normalenrichtung der Probenoberfläche) dargestellt. In [Abb. 3.17](#) ist eine inverse Polfigur dargestellt, welche die Zuordnung von Farbcodierung zu Kornorientierung aller Kristallite in den Gefügeuntersuchungen ermöglicht.

**Abb. 3.17**

*Inverse Polfigur mit Farblegende der Kornorientierung aller Kristallite in den Gefügeuntersuchungen.*

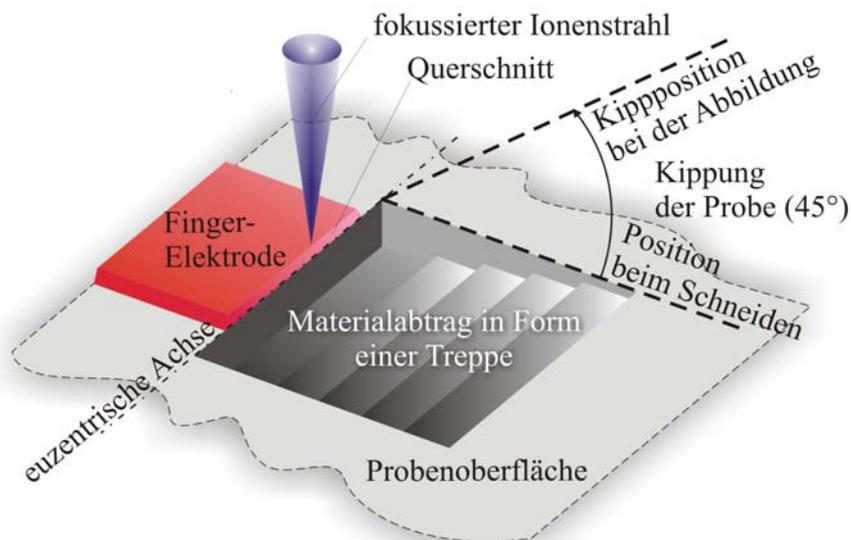


### 3.2.3 Untersuchungen am Ionenmikroskop

Rastersysteme mit fokussiertem Ionenstrahl (FIB) finden seit ca. 10 Jahren in der Werkstoffforschung ein breites Anwendungsspektrum [132-135]. Sie kombinieren drei Funktionen:

- die Abbildung
- den gezielten Materialabtrag
- die gezielte Materialabscheidung.

Die FIB-Technik arbeitet nahezu wie ein Elektronenmikroskop. Statt der Primärelektronen kommt ein feiner Gallium-Ionenstrahl zur Anwendung, der mit einer kinetischen Energie von 6 keV bis 30 keV auf die Objektoberfläche fokussiert wird. Die  $\text{Ga}^+$ -Ionen schlagen lokal Atome (durch einen kaskadenförmigen Impulsübertrag) aus dem Festkörperverbund heraus (Sputtereffekt). Die Stärke des Sputterns hängt insbesondere von der Ionenstromdichte ab. Weiterhin kann durch Einleitung eines meist metallorganischen Gases (Precursor), das durch Wechselwirkung mit den  $\text{Ga}^+$ -Ionen die gewünschte Substanz freisetzt, Material gezielt auf der Oberfläche abgeschieden werden. Im Zusammenspiel mit einem integralen Sekundärelektronendetektor kann dabei gleichzeitig – ähnlich wie in einem Rasterelektronenmikroskop – eine Abbildung der Oberfläche erfolgen. FIB-Abbildungen zeichnen sich insbesondere durch einen stark ausgeprägten „Channelling-Kontrast“ (Orientierungskontrast) aus [136]. Eine FIB-Anlage *FIB200* der Fa. *FEI* wurde zur feinen Ätzung der Metallisierungsflächen, Querschnittpräparation von Fingerelektroden oder Schädigungen sowie zur Abbildung verwendet.



**Abb. 3.18** FIB-Querschnittspräparation zur Abbildung des Fingerquerschnittes.

Eine FIB-Anlage *FIB200* der Fa. *FEI* wurde zur feinen Ätzung der Metallisierungsoberflächen, Querschnittpräparation von Fingerelektroden oder Schädigungen sowie zur Abbildung verwendet.

Durch eine FIB-Ätzung der Metallisierung konnte nicht nur eine saubere, oxidfreie Oberfläche, sondern auch die Visualisierung der Gefüge erreicht werden, was besonders im Zusammenhang mit den EBSD-Experimenten zu schätzen ist. Die Präparation der FIB-Querschnitte erfolgte gemäß [Abb. 3.18](#). Zum Abbilden des Querschnittes wurde die Probe meist um  $45^\circ$  verkippt. Die Bedingungen für die Querschnittspräparation sowie für eine Ätzung der Al- und Cu-Oberflächen sind in [Tab. 3.4](#) zusammengefasst. Alle in dieser Arbeit dargestellten FIB-Bilder wurden durch Detektion der ionenausgelösten Elektronen gewonnen.

**Tab. 3.4** *Bedingungen für die Querschnittpräparation, Probenoberflächenätzung und Aufnahme der FIB-Bilder.*

Typ der Aufnahme	Strahlspannung	Strahlbreite	Strahlstrom	Tiefe der Ätzung
FIB-Querschnitte	30 kV	35 nm 25 nm 15-12 nm	150 pA 70 pA 11-4 pA	0,5 $\mu\text{m}$
FIB-Ätzung der Al-Metallisierung	30 kV	55nm	350 pA	0,02 $\mu\text{m}$
FIB-Ätzung der Cu-Metallisierung ohne Ta-Si-N-Deckschicht	30 kV	35 nm	150 pA	0,02 $\mu\text{m}$
FIB-Markierung (Rahmen)	30 kV	12 nm	150 pA	0,15 $\mu\text{m}$
FIB-Abbildungen	30 kV	8 nm	1 pA	-

### 3.2.4 Untersuchungen am Rasterkraftmikroskop

Für das bessere quantitative Verständnis der Loch- und Hügelbildung, die eine Erhöhung der Oberflächenrauigkeit bewirken, wurden Messungen an einem Rasterkraftmikroskop (AFM) der Fa. SIS (Typ: *UltraObjective*) durchgeführt. Das AFM ermöglicht hochaufgelöste Messungen von Oberflächenstrukturen bis in den Nanometerbereich. Dabei tastet eine Biegefeder besetzt mit einer Spitze (Cantilever) die Probenoberfläche zeilenweise ab. Die in der vorliegenden Arbeit präsentierten Messungen erfolgten im berührungsfreien Modus („non-contact mode“), wobei stets eine Fläche von  $10 \times 10 \mu\text{m}$  abgerastert wurde. Die Oberflächenrauigkeit der Metallisierungen wurde als quadratischer Mittelwert der Rauheit (*RMS*: root mean square) ausgewertet. Die Berechnung von  $R_{\text{RMS}}$  ist in [Gleichung 3.2](#) ersichtlich.

$$R_{\text{RMS}}(x_1 \dots x_N) = \sqrt{\frac{1}{N-1} \sum_{j=1}^N (x_j - \bar{x})^2} \quad (3.2)$$

$N$  Anzahl der Messpunkte

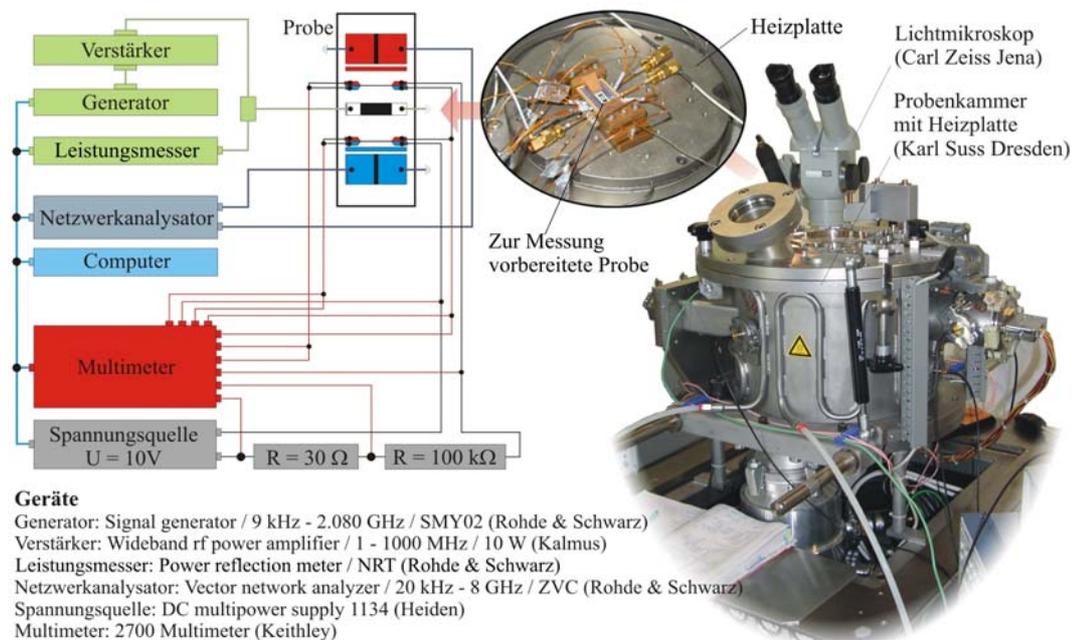
$x$  Profilkordinate

$\bar{x}$  mittlere Profilkordinate

### 3.2.5 Lebensdauerexperimente

Die am häufigsten verwendete Methode zur Charakterisierung der Akustomigrationseigenschaften ist die Messung der Lebensdauer. Die Versuche werden bei erhöhten Belastungsbedingungen durchgeführt, wobei einerseits die Leistung und andererseits die Temperatur variiert.

Das Schema des Lebensdauermessplatzes (Abb. 3.19) ist prinzipiell vergleichbar mit dem bei der lichtmikroskopischen Untersuchung. Zur Messung der Lebensdauer wurde eine Kammer mit einer ebenen Heizplatte angepasst. Durch dieses Heizsystem wurden Schwankungen der Belastungstemperatur, welche sonst durch Änderung der Raumtemperatur auftreten könnten, minimiert. Die Heizplatte ermöglicht eine Bestimmung der Lebensdauer bei erhöhten Temperaturen bis etwa 200°C.



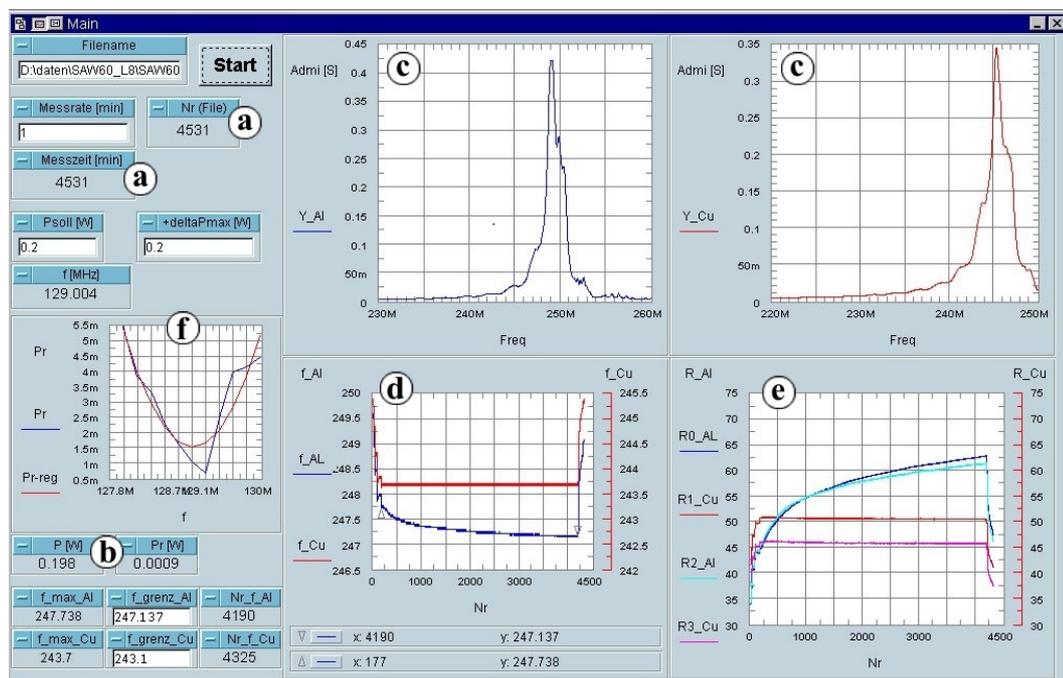
**Abb. 3.19** Schematische Darstellung des Lebensdauermessplatzes.

Um einen guten Wärmeübergang zwischen der Heizplatte und dem Probenhalter zu gewährleisten, wurde wieder eine Kohlenstoffolie verwendet sowie der Probenhalter fest auf der Heizplatte verschraubt. Die RF-Leitungen sowie die Kabel zur Widerstandsmessung wurden durch Kammerdurchführungen an die Probe herangeführt. Die Kammer wurde zusätzlich mit einem Lichtmikroskop ausgerüstet, so dass die belasteten Proben durch eine Quarz-Glasscheibe im Deckel der Kammer beobachtet werden konnten. Alle Geräte sind mit einem Computer vernetzt. Das Steuer- und Messprogramm<sup>3</sup> (Programmiersprache: HP VEE) zur Prozesskontrolle und Datenerfassung wurde für den

<sup>3</sup> Programmierung durch Dr. Hartmut Siegel, IFW Dresden

vollautomatischen Betrieb für zeitlich ausgedehnte Messungen angepasst. In [Abb. 3.20](#) ist die Benutzeroberfläche des Messprogramms mit Darstellung der wesentlichen Messgrößen gezeigt:

- Messzeit bzw. Nummer der laufenden Messung (a)
- Vorwärts- und Rückwärtsleistung (b)
- Frequenzkennlinien (Realteil der Admittanz als Funktion der Frequenz) beider Messwandler (c)
- Zeitverlauf der Betriebsfrequenzen (Maxima der Frequenzkennlinien) (d)
- Zeitverlauf der elektrischen Widerstände (e)



**Abb. 3.20** Benutzeroberfläche des Steuer- und Messprogramms für Lebensdauer-messungen.

Der aus Al hergestellte Sender wird bei hoher Belastung geschädigt, wodurch die Belastungsfrequenz zu niedrigeren Frequenzen verschoben wird. Die Folge wäre, dass die Testwandler mit geringeren Leistungen belastet würden bzw. die Rückwärtsleistung ansteigt. Um dies zu vermeiden, wird die Rückwärtsleistung als Funktion der Frequenz periodisch durch das Messprogramm kontrolliert und mit Hilfe einer Anpassungsfunktion ((f) in [Abb. 3.20](#)) bewertet. Die Frequenz mit der geringsten Rückwärtsleistung wird jeweils als die neue Belastungsfrequenz des Senders gewählt. Im Falle eines Kurzschlusses in der Probe oder einer Rissbildung im Substrat, werden die Geräte aus Sicherheitsgründen automatisch bei minimaler Leistung betrieben.

## 4 Ergebnisse und Diskussion

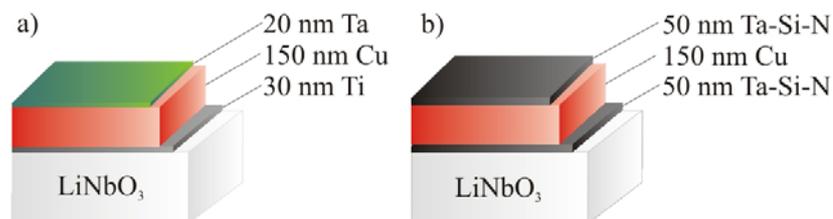
### 4.1 Voruntersuchungen

#### 4.1.1 Thermische Stabilität ausgewählter Diffusionsbarrieren

Für die Entwicklung der SAW-Kupfertechnologie wurden zwei unterschiedliche Cu-Metallisierungssysteme bezüglich der Diffusionsbarriere untersucht:

- a) Metallisierungssystem Ta (Deckschicht)/Cu/Ti
- b) Metallisierungssystem Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N

Der Schichtaufbau der Proben sowie die Dicken der einzelnen Schichten sind in [Abb. 4.1](#) dargestellt.



**Abb. 4.1** Aufbau der Barriere/Cu-Systeme zur Untersuchung der Diffusionsbarrieren für Cu-Metallisierungen in der SAW-Technologie.

Das Metallisierungssystem (a) orientiert sich weitgehend an der Technologie für Aluminium. Die Ti- und Cu-Schichten wurden ohne Vakuumunterbrechung durch Elektronenstrahlverdampfung hergestellt. Die Ta-Beschichtung hingegen erfolgte mittels Magnetronspüterns. Die Ta-Dünnschichten sind sehr feinkristallin [137, 138]. Das Metallisierungssystem (b) besitzt statt der Ta- und Ti-Schicht eine dünne amorphe Ta-Si-N-Barriere. Die Abscheidung des Schichtsystems wurde beim Kooperationspartner TU Dresden/IHM durch Magnetronspütern<sup>4</sup> durchgeführt. Die Bedingungen bei der Abscheidung sind in [Tab. 3.2](#) zusammengefasst. Die chemische Zusammensetzung der

<sup>4</sup> durchgeführt von Dr. Matthias Albert und Henning Heuer, IHM/TU Dresden

Diffusionsbarrieren  $\text{Ta}_{30}\text{Si}_{18}\text{N}_{52}$  wurde mit Rutherford-Rückstreu-spektrometrie<sup>5</sup> (RBS) bestimmt.

Hübner et al. haben das thermische Verhalten der amorphen  $\text{Ta}_{30}\text{Si}_{18}\text{N}_{52}$ -Barriere-schichten auf  $\text{SiO}_2/\text{Si}$  detailliert mittels röntgenografischer Techniken untersucht [139, 140]. Dieser Schichtwerkstoff weist auch in Form von extrem dünnen Schichten (10 nm) noch eine sehr hohe thermische Stabilität auf. Eingesetzt in Schichtstapeln wie  $\text{Cu}/\text{Ta-Si-N}/\text{SiO}_2/\text{Si}$  und  $\text{Cu}/\text{Ta-Si-N}/\text{Si}$  hat diese Barriere äußerst positive Resultate erbracht. So wurden z. B. keine Reaktionen zwischen der Barriere und der Cu-Schicht bzw.  $\text{SiO}_2$  selbst nach einer Temperung in Vakuum bis zu  $600^\circ\text{C}$  für mehr als 100 h gefunden. Erstmals bei  $1100^\circ\text{C}$  (Temperaturzeit 1h) bildete sich zwischen  $\text{SiO}_2$  und Ta-Si-N die chemische Verbindung  $\text{Ta}_2\text{O}_3$ . Durch Verwendung dieser Barriere kann ebenfalls die Bildung von  $\text{Cu}_3\text{Si}$  bis  $650^\circ\text{C}$  verhindert werden. Die Diffusionsbarriere selbst verbleibt bis  $1000^\circ\text{C}$  im amorphen Zustand.

Im Zusammenhang mit piezoelektrischen Substratmaterialien wie insbesondere  $\text{LiNbO}_3$  oder  $\text{LiTaO}_3$  sind allerdings keine solche Untersuchungen zu Schichten dieser Art aus der Literatur bekannt. Deshalb wurden die Proben mit Hilfe von Augerspektroskopie (AES) und REM hinsichtlich Mikrostruktur, thermischer Stabilität, Oxidations- und Diffusionsverhalten untersucht, wobei die Wirksamkeit der Barrierschichten nicht nur gegen die Oxidation durch Sauerstoff aus der Umgebung sondern auch gegen eine Diffusion von Kupfer und Elementen des Substrates von besonderem Interesse war.

Bei den Untersuchungen wurden die Proben im Ausgangszustand mit den Proben nach unterschiedlicher Wärmebehandlung verglichen. Das Tempern der Proben erfolgte bei  $100^\circ\text{C}$ ,  $200^\circ\text{C}$ ,  $300^\circ\text{C}$  und  $400^\circ\text{C}$  jeweils für 5 Stunden mit einer geringen Aufheizrate von 2 K/min an Luft. Des Weiteren wurde, um mechanische Spannungen zu vermeiden, auch für die Abkühlung eine geringe Rate gewählt (Ofenabkühlung).

#### 4.1.1.1 Wirkung der Wärmebehandlung

Die Elementverteilung in beiden Schichtstapeln wurde in Abhängigkeit von der Temperaturbehandlung mittels AES untersucht. Die Messungen erfolgten an der Mikrosonde PHI 660. Die analysierte Fläche betrug ca.  $60 \times 50 \mu\text{m}^2$ . Die experimentellen Bedingungen für AES<sup>6</sup> waren: Primärenergie: 10 keV, Elektronenstrahl: 100 nA, Einfallswinkel der Elektronen zur Normalen des Probenhalters:  $30^\circ$ , Sputterabtrag durch Ar-Ionen mit 1,5 keV, Abtrag in  $\text{SiO}_2$ : 2,9 nm/min. Eine Angabe der Sputtertiefen ist auf Grund der unterschiedlichen Sputterkoeffizienten (Geschwindigkeit des Abtrags) der einzelnen Schichten nicht möglich. Deshalb wurde die Atomkonzentration in allen Diagrammen über der Sputterzeit aufgetragen.

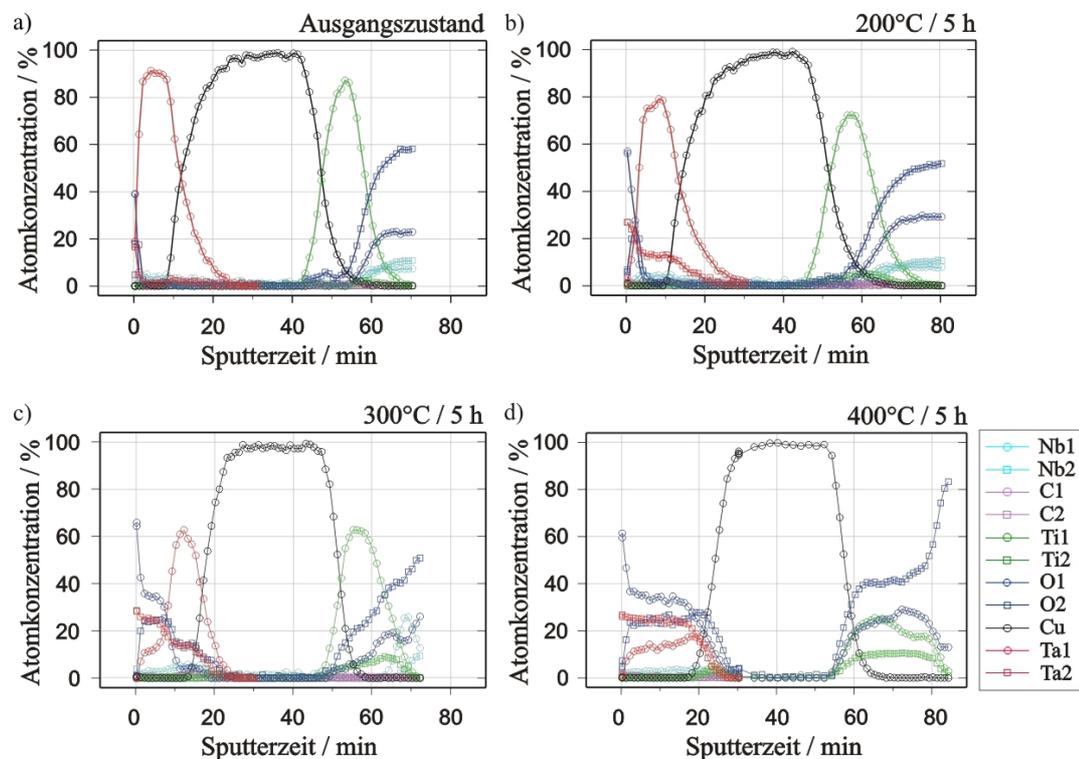
<sup>5</sup> durchgeführt von Dr. Reiner Grötzschel, Forschungszentrum Rossendorf

<sup>6</sup> durchgeführt von Dr. Stefan Baunack, IFW Dresden

## AES-Tiefenprofile des Ta/Cu/Ti-Metallisierungssystems

Die Messungen erfolgten an Orten mit geringer Oberflächenrauigkeit. Im gesputterten  $\text{LiNbO}_3$ -Substrat konnte die Messung ohne signifikante Aufladung fortgesetzt werden, während das unbeschichtete Substrat eine starke Oberflächenaufladung zeigte.

Die gemessenen Konzentrations-Zeit-Tiefenprofile sind in [Abb. 4.2](#) zusammengestellt. Aus den Augerspektren konnten mittels Faktorenanalyse verschiedene Peakformen zugeordnet werden. Der Lithium-Verlauf wurde nicht gemessen, da der einzig messbare Li-Peak durch Übergänge der anderen Hauptelemente überlagert war. Der Nachweis von Nb in der Ta-Schicht ist offenbar als ein Artefakt der Faktorenanalyse zu bewerten.

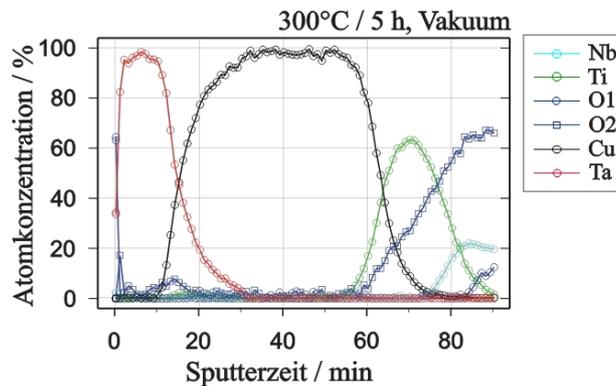


**Abb. 4.2** AES-Tiefenprofile des Ta/Cu/Ti-Metallisierungssystems, a) im Ausgangszustand und nach einer Temperung in Luft für 5 h bei b) 200°C, c) 300°C und d) 400°C (Für die bei 400°C getemperte Probe wurde das Nb-Signal nicht gemessen).

Signale: Nb (Nb1: Metall, Nb2: gesputtertes Oxid), C (C1: Oberflächenkontamination, C2: Karbid - ähnlich in Ta- und Ti-Schicht), Ti (Ti1: Metall, Ti2: gesputtertes Oxid), O (zwei Peaklagen (513 bzw. 515 eV) deuten unterschiedliche Oxidbindungen an), Ta (Ta1: Metall, Ta2: gesputtertes Oxid).

Die bei 100°C getemperte Probe zeigte im Vergleich zur Ausgangsprobe keine messbaren Veränderungen. Ab 200°C fing die Ta-Deckschicht an zu oxidieren und bei 300°C begann die Oxidation der Ti-Zwischenschicht. Unterschiedliche Zeiten einer Wärme-

behandlung von 300°C (5 h bzw. 20 h) führten zu vergleichbaren Tiefenprofilen. Bei 400°C ist sowohl die Ta- als auch die Ti-Schicht bereits vollständig oxidiert. Andererseits wurde in der Cu-Schicht mittels AES kein Sauerstoff nachgewiesen. Weiterhin fällt eine kleine Anreicherung von Ti an der Grenzfläche Ta/Cu auf.



**Abb. 4.3** AES-Tiefenprofil des Ta/Cu/Ti-Metallisierungssystems nach dem Tempern im Vakuum bei 300°C für 5 h. O1, O2: unterschiedliche Peaklagen für O(KLL).

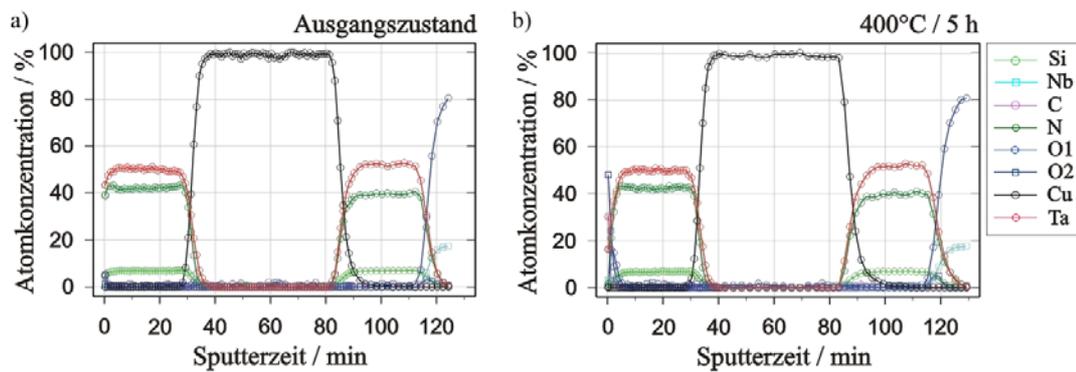
Die Untersuchungen einer bei 300°C für 5 h im Hochvakuum getemperten Probe (Abb. 4.3) zeigten, dass der meiste Sauerstoff, der zuvor zur Oxidation der Deckschicht führte, wie erwartet aus der umgebenden Luft entstammt. Die Ti-Schicht allerdings wird auch im Vakuum ebenso stark oxidiert wie an Luft. Der dafür notwendige Sauerstoff kommt demzufolge aus dem LiNbO<sub>3</sub>-Substrat. Am Interface zwischen der Kupfer- und der Tantalschicht wurde

wiederum eine Anreicherung von Titan und Sauerstoff beobachtet. Damit wird die Vermutung, dass diese Elemente durch die Kupferschicht eindiffundiert sind, gestärkt. Die Kupferschicht bleibt dennoch dabei in ihrer chemischen Zusammensetzung weiterhin unverändert erhalten.

### AES-Tiefenprofile des Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Metallisierungssystems

Für die Ta-Si-N/Cu-basierten Schichten führt die Temperung an Luft bis 400°C zu keiner Interdiffusion und wesentlichen Oxidation des Schichtsystems. Durch die Einwirkung dieser erhöhten Temperatur bildet sich an der Ta-Si-N-Oberfläche eine sehr dünne Schicht, die Siliziumoxid enthält, aus. Die in Abb. 4.4 dargestellten Abbildungen zeigen nahezu identische AES-Tiefenprofile der Proben im Ausgangszustand sowie nach einer Temperung bei 400°C.

Der Übergang von der Deck- zur Cu-Schicht ist für die Proben der Serie mit dem Metallisierungssystem (b) mit einem steileren Anstieg des Cu-Signals verbunden als bei den Proben mit dem Metallisierungssystem (a). Offenbar entwickelt die amorphe Ta-Si-N-Dünnschicht beim Sputtern eine geringere Rauigkeit als reines Ta.

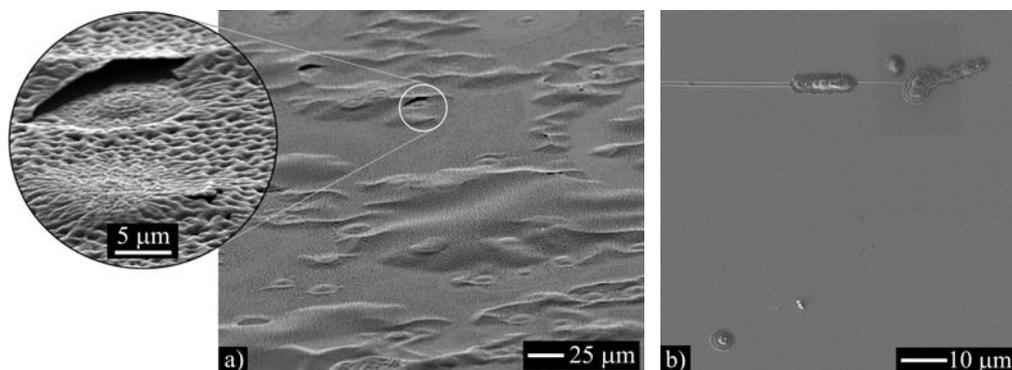


**Abb. 4.4** AES-Tiefenprofile des Ta-Si-N/Cu-Metallisierungssystems, a) im Ausgangszustand und b) nach einer Temperung an Luft bei 400°C für 5 h. O1, O2: unterschiedliche Peaklagen für O(KLL).

### 4.1.1.2 Oberflächenmorphologie der Metallisierungen nach dem Tempern

Die getemperten Proben wurden im REM untersucht. Bei der Betrachtung der bei 400°C getemperten Ta/Cu/Ti-Metallisierung fällt gegenüber den anderen Proben eine stark veränderte Oberfläche auf. Besonders markant sind hierbei blasenartige Stellen, an denen sich die gesamte Schicht vom Substrat gelöst bzw. aufgewölbt hat. Dieses Verhalten ist oft durch eine Rissentstehung von einigen Mikrometern Länge begleitet (Abb. 4.5a).

Die Oberflächenmorphologie der Metallisierungen mit dem Schichtaufbau Ta-Si-N/Cu waren nach der Temperung vergleichbar mit denen im Ausgangszustand. Lediglich einige Defekte in Form von Hügeln an der Oberfläche wurden in der bei 400°C getemperten Probe beobachtet. Insbesondere wurde hierbei das Auftreten dieser Defekte im Bereich von Oberflächenschädigungen (Kratzern) beobachtet (Abb. 4.5b). Oberflächenschädigungen sind zumeist nicht auf die Herstellung, sondern auf die Probenpräparation zurückzuführen.



**Abb. 4.5** Oberfläche der a) Ta/Cu/Ti- und b) Ta-Si-N/Cu-Metallisierung nach einer Wärmebehandlung bei 400°C für 5 h in Luft; REM/SE-Aufnahmen, 40° gekippt.

Die Untersuchungen zeigten, dass eine Oxidation der Cu-Metallisierung und gleichzeitig die Diffusion von Cu in das  $\text{LiNbO}_3$ -Substrat durch den Einsatz von Ta-Si-N-Schichten vollständig verhindert werden kann. Die besten Ergebnisse wurden somit für das zweite Metallisierungssystem erreicht, welches die höchste thermische Stabilität bis  $400^\circ\text{C}$  bewies. Die Ta-Deckschicht als Oxidationsbarriere der Cu-Metallisierung kann bis  $100^\circ\text{C}$  verwendet werden, bei höheren Temperaturen allerdings oxidiert diese vollständig. Auch die Ti-Zwischenschicht ist bei erhöhten Temperaturen ( $> 300^\circ\text{C}$ ) für das Cu/ $\text{LiNbO}_3$ -Interface nicht geeignet, wie der Nachweis einer deutlichen Diffusion von Sauerstoff in der Ti-Schicht zeigte. Des Weiteren diffundiert Ti selbst durch die Cu-Metallisierung und sammelt sich an der Ta/Cu-Grenzfläche an.

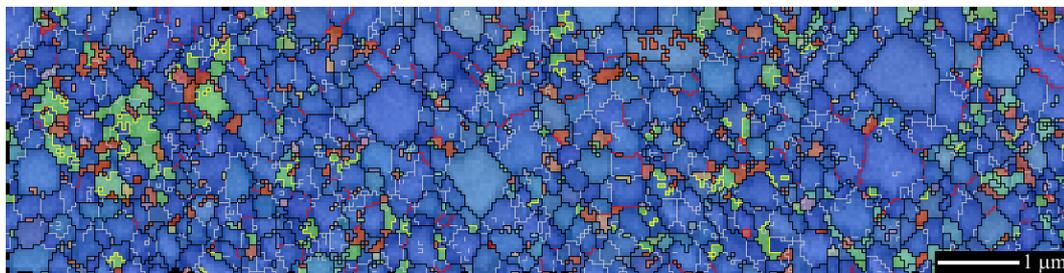
Zusammenfassend bedeutet dies, dass die amorphe  $\text{Ta}_{30}\text{Si}_{18}\text{N}_{52}$ -Barriere für die SAW-Kupfer-Technologie besser geeignet ist als ein reines Ta-Deckschicht/Ti-Zwischenschicht-System. Aus den dargelegten Gründen kam für die Herstellung der PSAW-Teststrukturen das Ta-Si-N-System zum Einsatz.

## 4.1.2 Gefügeuntersuchungen

Zur Charakterisierung der Gefügeeigenschaften wurden die SAW-Metallisierungen nach der Abscheidung (Ausgangszustand) bezüglich Textur, Korngröße, Korngrenzenverteilung und Tiefenstruktur analysiert. Die Kenngrößen wurden aus den durch EBSD-Messungen gewonnenen Daten bestimmt. Des Weiteren wurden hochaufgelöste Gefügeanalysen im Transmissionselektronenmikroskop (TECNAI) an mittels FIB-Technik präparierten Lamellenquerschnitten durchgeführt.

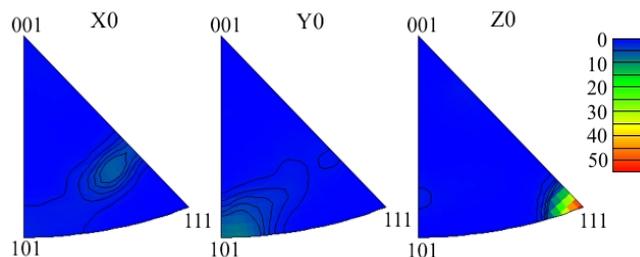
### 4.1.2.1 Gefüge der Al-Metallisierung

Eine farbkodierte Darstellung einer typischen Einzelkornorientierungsverteilung von in der vorliegenden Arbeit untersuchten, mittels Elektronenstrahlverdampfung hergestellten Al-Schichten ist in [Abb. 4.6](#) dargestellt. Diese Abbildung wurde durch Verknüpfung von vier einzelnen EBSD-Mappings gewonnen. Das Gefüge enthält eine geringe Anzahl von  $\Sigma 29a$ - und  $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzen. Kleinere Zwillingslamellen wurden u. U. wegen der begrenzten Auflösung des EBSD-Messsystems nicht detektiert. Die ermittelten Korngrößen liegen zwischen 50 nm und 950 nm. Die über 4000 Körner gemittelte Kornflächenanalyse ergibt eine mittlere Korngröße von ca.  $193 \text{ nm} \pm 100 \text{ nm}$  bzw.  $181 \text{ nm} \pm 82 \text{ nm}$  bei einer Analyse einschließlich der Zwillingskorngrenzen. Die Al-Dünnschichten zeichnen sich durch eine ausgeprägte  $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur aus ([Abb. 4.7](#)).



**Abb. 4.6** Darstellung eines EBSD-Mappings der mittels Elektronenstrahlverdampfung hergestellten Al-Metallisierung.

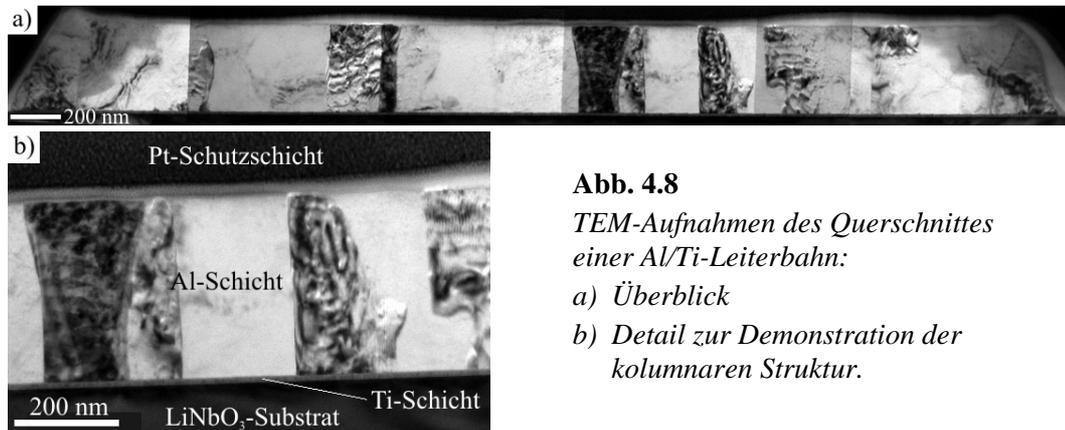
— Großwinkelkorngrenzen  
 — Kleinwinkelkorngrenzen  
 —  $\langle 111 \rangle$  60°-Zwilling ( $\Sigma 3$ )  
 —  $\langle 100 \rangle$  43°-Zwilling ( $\Sigma 29a$ )



**Abb. 4.7**

Inverse Polfiguren der untersuchten Al-Schichten. Eine ausgeprägte  $\langle 111 \rangle$ -Textur ist sichtbar.

TEM-Untersuchungen<sup>7</sup> zeigten, dass diese Schichten ein ausgeprägtes säulenartiges Wachstum (kolumnare Struktur) und nahezu senkrechte Korngrenzen aufweisen (Abb. 4.8). Folglich kann davon ausgegangen werden, dass die in Abb. 4.6 gezeigte Kornstruktur repräsentativ für die gesamte Schichtdicke ist.



**Abb. 4.8**

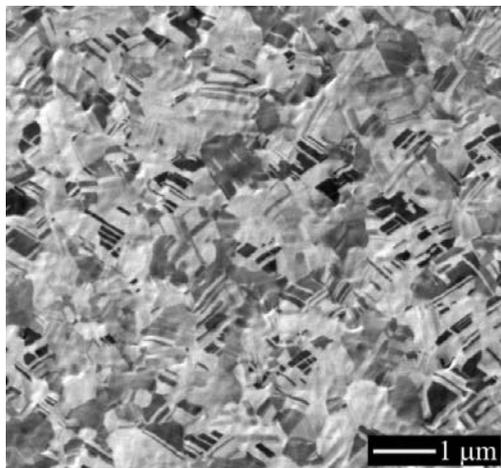
*TEM-Aufnahmen des Querschnittes einer Al/Ti-Leiterbahn:*

*a) Überblick*

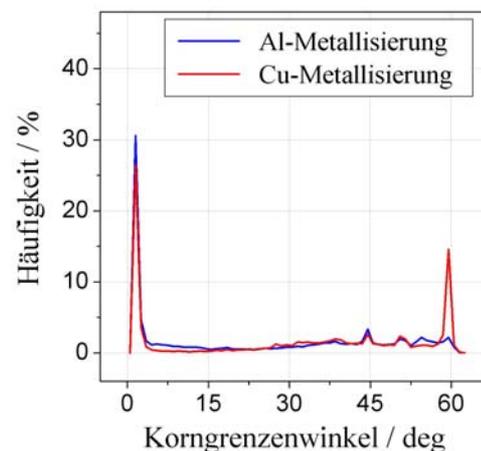
*b) Detail zur Demonstration der kolumnaren Struktur.*

#### 4.1.2.2 Gefüge der Cu-Metallisierung

In Abb. 4.9 ist das Gefüge von untersuchten Cu-Schichten deutlich durch den ausgeprägten Orientierungskontrast des Rasterionenmikroskops zu erkennen. Es enthält zahlreiche Zwillingslamellen. Die Aufnahme wurde nach Entfernung der Ta-Si-N-Deckschicht (mittels FIB-Ätzung) unter einem Winkel von 45° abgebildet und nachträglich entzerrt.

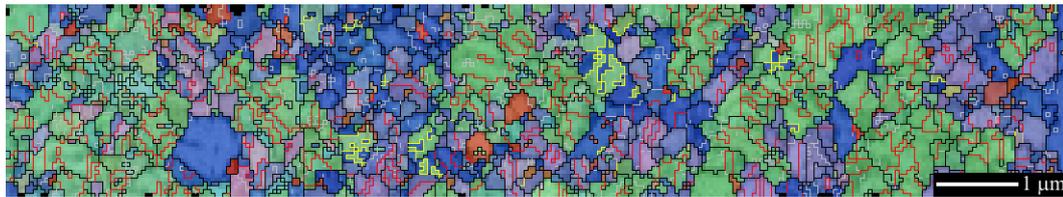


**Abb. 4.9** *FIB-Abbildung des Gefüges einer Cu-Metallisierung mit zahlreichen Zwillingslamellen nach Entfernung der Ta-Si-N-Deckschicht mittels FIB.*



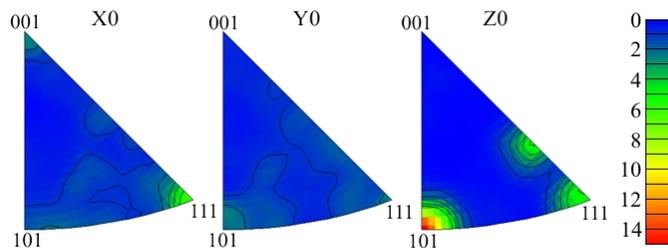
**Abb. 4.10** *Vergleich der Häufigkeit von  $\Sigma$ 3- (60°) und  $\Sigma$ 29a-Korngrenzen (43°) in der Al- und Cu-Metallisierung.*

<sup>7</sup> durchgeführt von Matthias Hofmann, IFW Dresden



**Abb. 4.11** Darstellung eines EBSD-Mappings der mittels Magnetronspurnieren abgetrennten Cu-Metallisierung.

— Großwinkelkorngrenzen  
 — Kleinwinkelkorngrenzen  
 —  $\langle 111 \rangle$  60°-Zwilling ( $\Sigma 3$ )  
 —  $\langle 100 \rangle$  43°-Zwilling ( $\Sigma 29a$ )

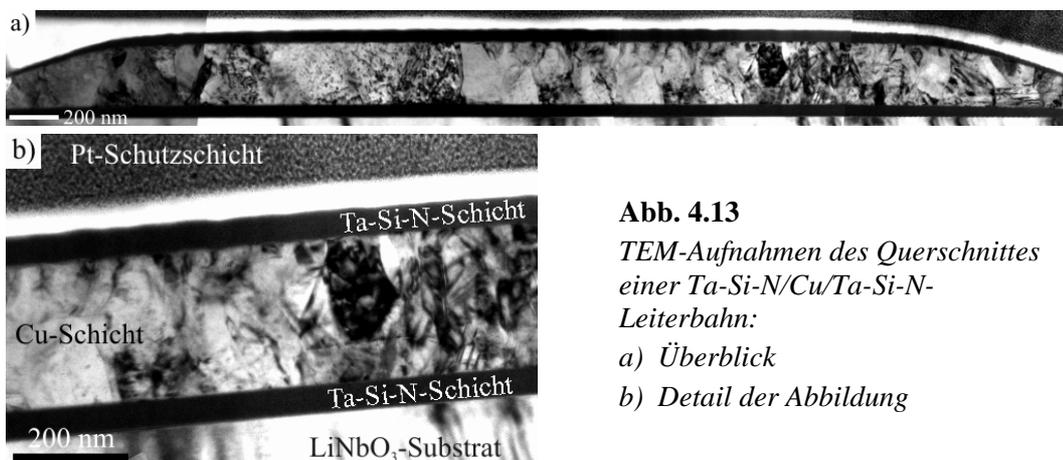


**Abb. 4.12**

Inverse Polfiguren der untersuchten Cu-Schichten. Eine leichte  $\langle 101 \rangle$ - und  $\langle 111 \rangle$ -Textur ist sichtbar.

Ein großer Anteil von Zwillingkorngrenzen, besonderes von  $\Sigma 3$ -Korngrenzen, konnte auch im EBSD-Mapping identifiziert werden (Abb. 4.11). Im Vergleich zur Al-Metallisierung liegt hier der Anteil von  $\Sigma 3$ -Korngrenzen mit ca. 15 % deutlich höher (Abb. 4.10).

Um EBSD-Messungen an Cu-Dünnschichten durchführen zu können, wurde gezielt ein Wafer ohne Ta-Si-N-Deckschicht präpariert, da eine Messung durch diese Deckschicht nicht möglich war. Auf den übrigen Proben kann man die 50 nm amorphe Deckschicht mittels FIB-Technik abtragen, jedoch steigt durch die FIB-Ätzung die Oberflächenrauigkeit zu stark an (siehe Abb. 4.9). Bei zu hoher Oberflächenrauigkeit wird das EBSD-Signal verschlechtert, so dass keine oder nur qualitativ unzureichende Kikuchi-Linien für eine Indizierung vorhanden sind.



**Abb. 4.13**

TEM-Aufnahmen des Querschnittes einer Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Leiterbahn:

a) Überblick

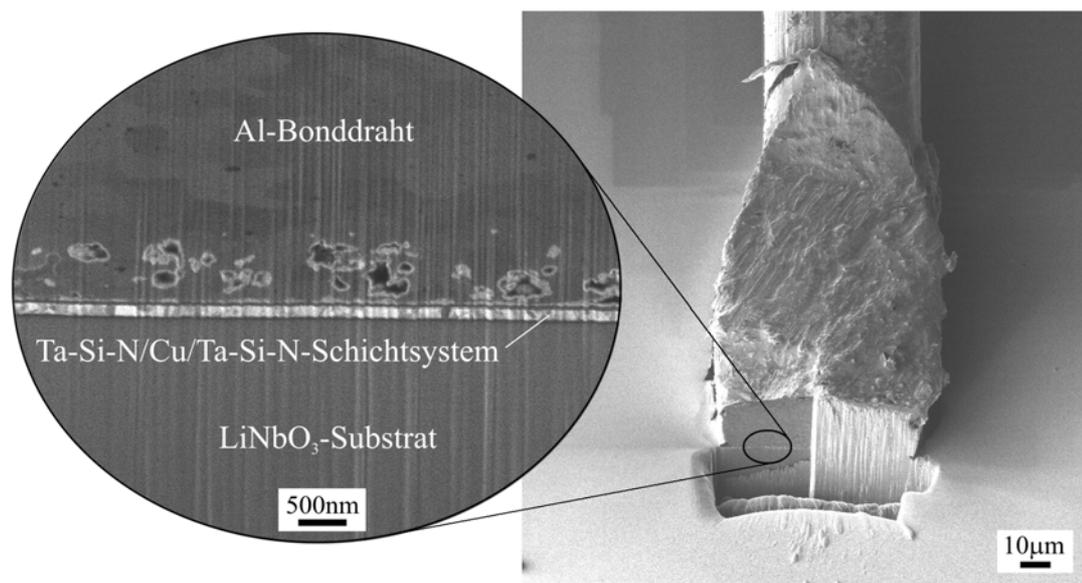
b) Detail der Abbildung

Die mittels Magnetronsputters abgeschiedenen Cu-Schichten der Dicke 250 nm weisen eine mittlere Korngröße von  $(2,3 \pm 1,4) \cdot 10^2$  nm ( $(1,8 \text{ nm} \pm 0,8) \cdot 10^2$  nm bei Einbeziehung der Zwillingskorngrenzen) auf, wobei bei der Kornflächenanalyse über 1000 Körner gemittelt wurde. Aus der Literatur ist bekannt, dass gesputterte Cu-Schichten in Allgemeinen eine starke  $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur aufweisen [111]. Wie aus [Abb. 4.12](#) ersichtlich ist, liegt allerdings im Fall der in der vorliegenden Arbeit untersuchten Cu-Schichten eine gemischte Fasertextur mit den Komponenten  $\langle 101 \rangle$  und  $\langle 111 \rangle$  vor. Insgesamt ist die Schärfe der Textur geringer als in den Al-Metallisierungen. Eine ausgeprägte kolumnare Wachstumsstruktur wie bei den Al-Schichten lässt sich in den TEM-Aufnahmen in [Abb. 4.13](#) nicht erkennen.

### 4.1.3 Bondverhalten

Niederohmige und stabile Bondkontakte sind Voraussetzung für eine störungsfreie HF-Einspeisung sowie eine fehlerfreie elektrische Messung. Die Kontaktierung der Strukturkomponenten erfolgt durch Bonden mit Al-Draht (Durchmesser ca. 40  $\mu\text{m}$ ) unter Ultraschallanregung. Anhand von FIB-Querschnitten der Bondkontakte sowie DC-Widerstandsmessungen bei Temperaturen bis 450°C wurde die Qualität und die Temperatur/Zeitstabilität dieser Kontakte bewertet.

Abb. 4.14 zeigt den FIB-Querschnitt eines solchen Bondkontakts. An der Grenzfläche zwischen der Metallisierung und dem Al-Draht ist zwar die Anwesenheit einiger Hohlräume auf Seiten des Al-Bonddrahtes zu erkennen, allerdings haben diese keinen signifikanten Einfluss auf den Übergangswiderstand. Einfaches Testen durch manuelles Ziehen der Bonddrähte zeigte, dass der Draht eher zerreißt, als dass sich der Bondkontakt von der Barriere löst. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass die Bonddrähte sehr gut auf der Ta-Si-N-Dünnschicht haften.

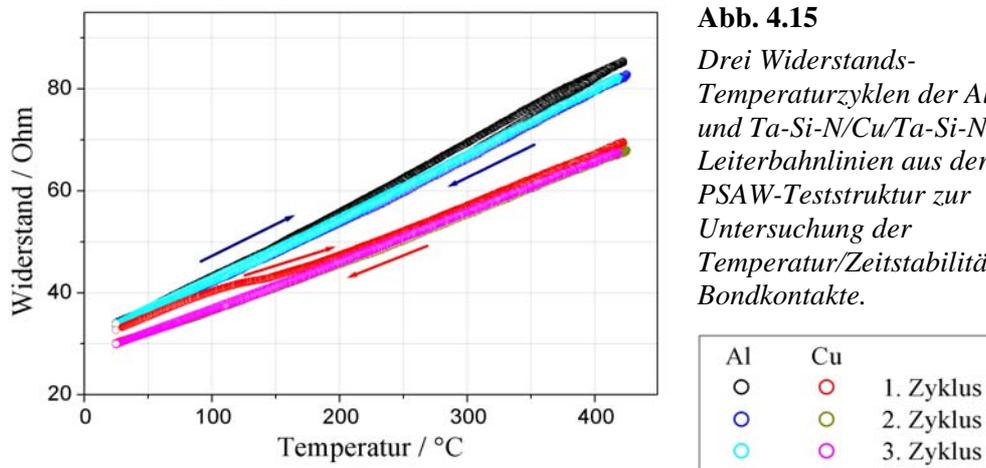


**Abb. 4.14** FIB-Querschnitt einer Bondstelle zwischen dem Al-Bonddraht und dem Ta-Si-N/Cu-Metallisierungssystem, 45° gekippt.

Zur Untersuchung der Temperaturstabilität der Bondkontakte wurden die Ta-Si-N/Cu-basierten Leiterbahnen auf der PSAW-Teststruktur verwendet. Während dieser Messung wurde die Probe in Vakuum mit einer Heizrate von ca. 10 K/min bis 425°C geheizt. Nach Abkühlung wurde der Widerstands-Temperaturzyklus noch zweimal wiederholt.

Der thermisch bedingte Verlauf des Widerstandes der Cu-basierten Leiterbahn ist in Abb. 4.15 dargestellt. In dieser Abbildung wurde zusätzlich zu diesem Kurvenverlauf noch eine Widerstandsmessung an Al/Ti-Leiterbahnen zum direkten Vergleich ergänzt.

Man erkennt, dass ab etwa 120°C bis ca. 200°C eine irreversible Widerstandsänderung der Cu-basierten Leiterbahn einsetzt, während das Al-Schichtsystem nicht merklich durch die erste Wärmebehandlung beeinflusst wurde. Der elektrische Widerstand verringert sich im Falle von Cu um ca. 8 %. Eine mögliche Ursache hierfür kann in verschiedenen Erholungseffekten liegen (z. B. Kornwachstum, Verringerung der Defektdichte), die in der Literatur beispielsweise für gesputterte Cu-Dünnschichten beschrieben wurden [141]. Während des 2. und 3. Temperatenzyklus ändern sich die Widerstandsverläufe nicht mehr signifikant. Es konnte eine gute Langzeitstabilität der Kontaktstellen zwischen beiden Metallisierungen und dem Al-Bonddraht bis 425°C nachgewiesen werden.



**Abb. 4.15**

*Drei Widerstands-Temperaturzyklen der Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Leiterbahnlinsen aus der PSAW-Teststruktur zur Untersuchung der Temperatur/Zeitstabilität der Bondkontakte.*

Da die Proben für Akustomigrationsexperimente mit laufenden Wellen vor der Belastung zur Aushärtung der Dämpfungsmasse bei 130°C für 1 h getempert werden müssen, kann davon aufgegangen werden, dass dieser Widerstandseffekt weitgehend abgeschlossen ist.

Eine Schichtwiderstandsmessung nach der van der Pauw-Methode<sup>8</sup> zeigte, dass das Ta-Si-N/Cu-System erwartungsgemäß einen messbar höheren elektrischen Widerstand besitzt, als eine reine Cu-Schicht vergleichbarer Dicke, jedoch ist dies für SAW-Anwendungen noch akzeptabel ( $< 10 \mu\Omega\text{cm}$ ). Wie man in Tab. 4.1 sieht, bleibt dieser Wert auch nach dem Tempern auf annähernd demselben Niveau.

	Ausgangszustand	300°C/5 h	450°C/4,5 h
Cu (250 nm)	2,4 $\mu\Omega\text{cm}$	-	-
Ta-Si-N (50 nm)/Cu (150 nm)/ Ta-Si-N (50 nm)	3,7 $\mu\Omega\text{cm}$	3,5 $\mu\Omega\text{cm}$	3,9 $\mu\Omega\text{cm}$

**Tab. 4.1**

*Spezifischer Widerstand des untersuchten Cu-Systems im Vergleich mit einer Cu-Dünnschicht (Messfehler  $\leq 15\%$ ).*

<sup>8</sup> durchgeführt von Regina Vogel, IFW Dresden

### 4.1.4 Temperaturmessung

Die Temperatur der Metallschichten kann auf Grund der Temperaturabhängigkeit der Diffusionsmechanismen eine entscheidende Einflussgröße für den Schädigungsmechanismus der Akustomigration sein. Die genaue Bestimmung der Temperatur des Testwandlers ( $T_{\text{IDT}}$ ) unter SAW-Belastung ist deshalb von entscheidender Bedeutung für die Interpretation der Experimente und die Ableitung von Aktivierungsenergien. Allerdings ist eine direkte Messung der Temperatur an der Metallisierungsoberfläche nicht möglich.

#### 4.1.4.1 Bestimmung über den Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes

Bei Elektromigrationversuchen wird üblicherweise zur Bestimmung der Leiterbahntemperatur die Temperaturabhängigkeit des Widerstandes genutzt. Dazu wird zunächst der Temperaturkoeffizient des Widerstandes aus den gemessenen  $R(T)$ -Kurven nach [142] bestimmt. Die PSAW-Teststruktur enthält jeweils zwei Paare von Al- und Cu-Leiterbahnen, deren Widerstände bis  $140^\circ\text{C}$  zum diesem Zweck gemessen wurden. Um die Temperatur möglichst genau bestimmen zu können, wurde ein auf der Probenoberfläche angeklebtes Thermoelement verwendet. Zum Ausgleich von Temperaturgradienten in der Probe wurde jede Temperatur für 100 min stationär gehalten. Die gewonnene lineare Abhängigkeit ist in Abb. 4.16 dargestellt.

Der Temperaturkoeffizient des Widerstandes bei einer Referenztemperatur  $TCR_{T_{\text{ref}}}$  lässt sich mit Gleichung 4.1 bestimmen. Es ergab sich ein Temperaturkoeffizient von  $3,8 \cdot 10^{-3} \text{K}^{-1}$  für die Al-Leiterbahn und von  $2,8 \cdot 10^{-3} \text{K}^{-1}$  für die Cu-Leiterbahn.

$$TCR_{T_{\text{ref}}} = \frac{S}{R_{T_{\text{ref}}}} \quad (4.1)$$

$S = \Delta R / \Delta T$  – Anstieg der Gerade in Abb. 4.16

$R_{T_{\text{ref}}}$  – Leiterbahnwiderstand bei einer Referenztemperatur (üblicherweise die Raumtemperatur)

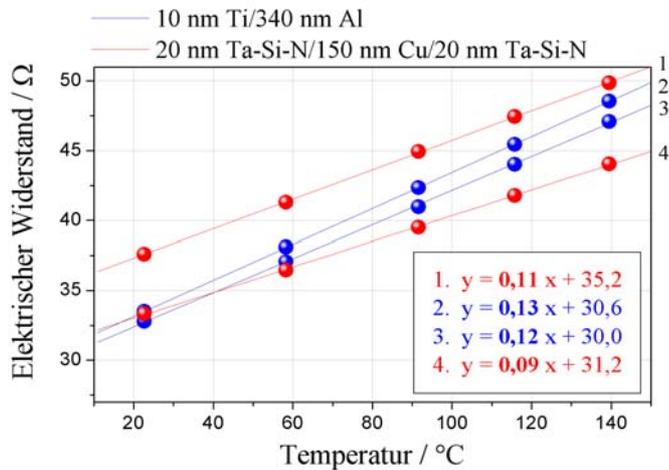
Die Leiterbahntemperatur berechnet sich dann zu:

$$T = \frac{R_T - R_{T_{\text{ref}}}}{R_{T_{\text{ref}}} \cdot TCR_{T_{\text{ref}}}} + T_{\text{ref}} \quad (4.2)$$

wobei  $R_T$  der gemessene Widerstand,  $R_{T_{\text{ref}}}$  der Leiterbahnwiderstand bei einer Referenztemperatur  $T_{\text{ref}}$ ,  $TCR_{T_{\text{ref}}}$  der Temperaturkoeffizient bei dieser Referenztemperatur ist.

Allerdings sind mögliche Widerstandsänderungen auf Grund von Mikrostrukturenschädigungen als Folge der Akustomigration zu beachten. Die in Abschnitt 4.2.1.1

beschriebenen Experimente zeigen, dass die Temperatur der Metallisierung mit Hilfe der Al-Widerstände aus diesem Grund nicht bestimmbar sind. Deswegen wurden dazu nur Widerstände der ungeschädigten Cu-Leiterbahnen verwenden.

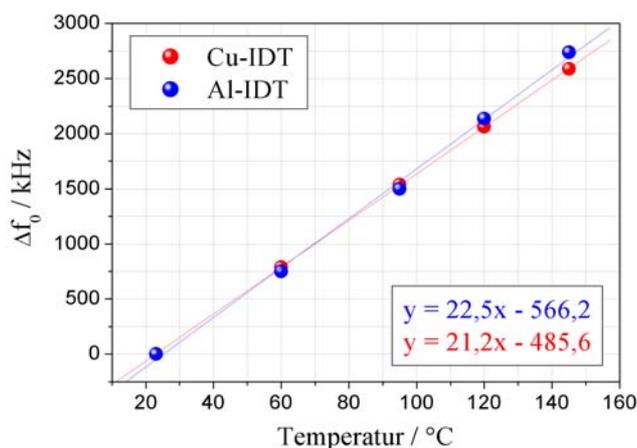


**Abb. 4.16**

*Temperaturabhängigkeit der Widerstände der Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Leiterbahnen aus der PSAW-Teststruktur.*

#### 4.1.4.2 Bestimmung über die temperaturbedingte Frequenzverschiebung

Die durch den Temperaturanstieg verursachte Peakfrequenzverschiebung weist eine lineare Abhängigkeit auf. Eine solche Abhängigkeit wurde bis 145°C für den Al- und Cu-Testwandler gemessen (Abb. 4.17). Die Geradengleichungen wurden ermittelt und ebenfalls zur Bestimmung der Temperatur des Testwandlers während der Belastung genutzt. Die über die Frequenzverschiebung bestimmten Temperaturen hatten eine geringere Standardabweichung (ca. 3 K) als die mittels TCR bestimmten Temperaturen (ca. 15 K).

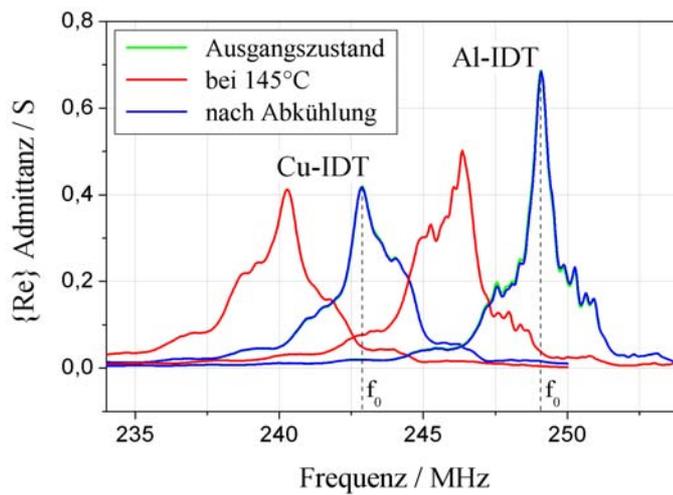


**Abb. 4.17**

*Temperaturbedingte Änderung der Frequenzverschiebung des Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Testwandlers der PSAW-Teststruktur.*

Die Abhängigkeit der Peakfrequenzverschiebung der Testwandler von der Temperatur hat nicht nur einen linearen, sondern auch einen reversiblen Charakter. Abb. 4.18 stellt die

gemessenen Frequenzkennlinien im Ausgangszustand, bei 145°C sowie nach Abkühlung der Probe auf Raumtemperatur dar. Die Frequenzkennlinien der beiden Testwandler nehmen nach der Abkühlung der Probe wieder die ursprüngliche Position ein. Mit anderen Worten heißt dies, dass durch den Temperatureinfluss allein keine Schädigung der Testwandler verursacht wird.

**Abb. 4.18**

*Temperaturbedingte Änderung der Peakfrequenzverschiebung der Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Testwandler der PSAW-Teststruktur.*

## 4.2 Akustomigrationsexperimente

### 4.2.1 Schädigungsverhalten von Al- und Cu-Strukturen als Funktion von Leistung und Belastungszeit

Das Schädigungsverhalten der Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Metallisierungen wurde mit Hilfe der PSAW-Teststruktur systematisch als Funktion der eingekoppelten HF-Leistung und der Belastungszeit zunächst unter dem Lichtmikroskop untersucht. Die Proben wurden unter folgender Variation der Belastungsbedingungen getestet:

- akustische Leistung: 2; 2,5 und 3 W<sup>9</sup>,
- Belastungszeit: 2; 20 und 2000 min.

Die visuelle Beurteilung der Akustomigrationsschädigung liefert nur qualitative Aussagen. Sie ermöglicht jedoch einen unmittelbaren Vergleich der Schädigungsintensität (Loch- und Hügelbildung) beider Metallisierungen. Als Schädigungsmerkmal wird in der Literatur eine leicht messbare aber gleichzeitig sensitive elektrische Größe, wie z. B. die Verschiebung der Peakfrequenz [40, 44, 52, 53, 55, 62] oder die Erhöhung der Einfügedämpfung [50, 56, 63, 70, 71, 75] zu diesem Zweck vorgeschlagen. Auch der elektrische Widerstand ist eine solche Größe, die sehr empfindlich auf akustisch bedingte Mikrostrukturänderungen reagiert. Deshalb wurden neben den Frequenzkennlinien bzw. der Peakfrequenzverschiebungen (Testwandler) auch die Verläufe der elektrischen Widerstände (Leiterbahnen) während der Akustomigrationsexperimente gemessen. Vor sowie nach 2, 20 und 2000 min Belastungszeit wurden die Proben im REM näher untersucht. Diese Untersuchungen wurden mit der Messung der Rauigkeiten der Metallisierungsoberflächen (im Ausgangszustand und nach einer Belastung für 2000 min) mittels AFM ergänzt.

#### 4.2.1.1 Elektrisches Verhalten

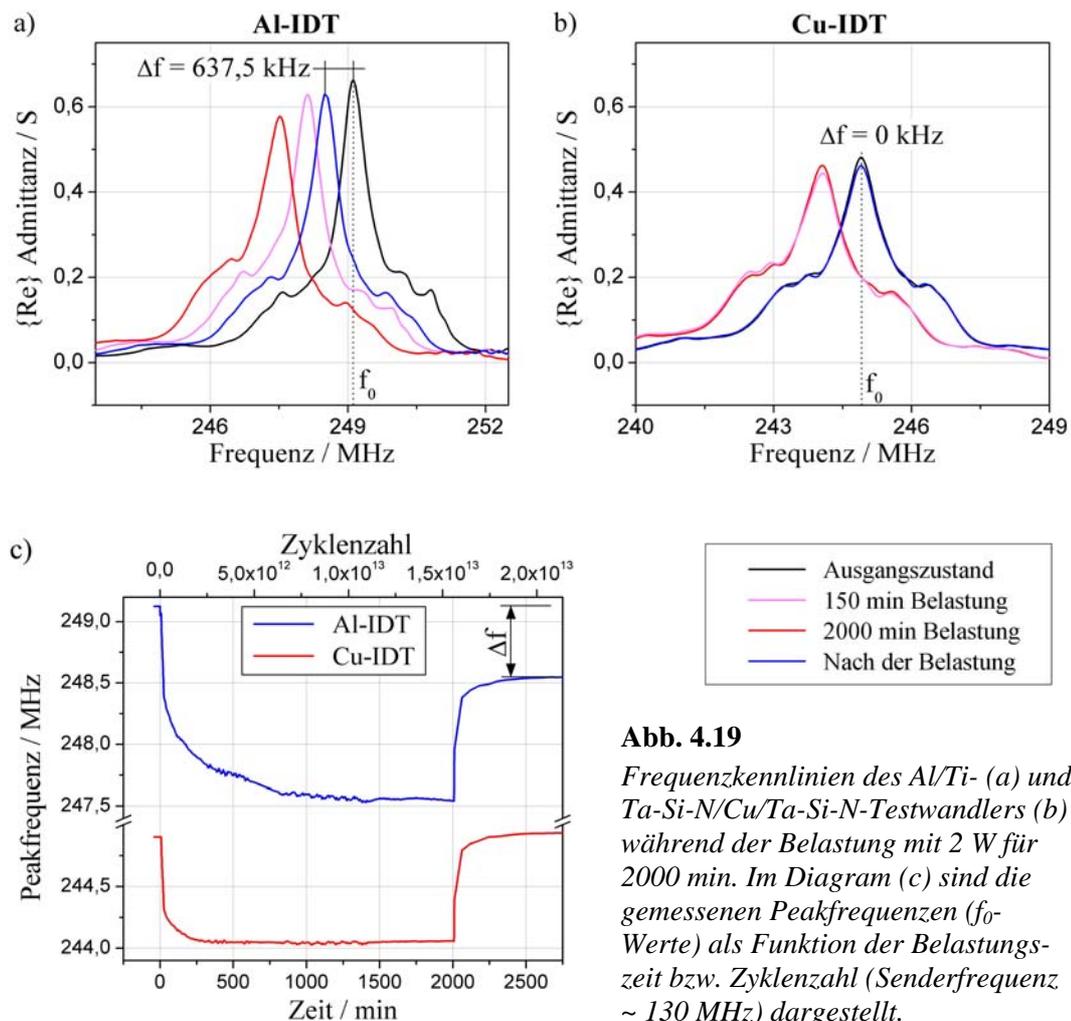
##### Frequenzkennlinien

Die elektrischen Messungen zeigten deutlich ein unterschiedliches Schädigungsverhalten beider Metallisierungen. Typische Änderungen in den Frequenzkennlinien des Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Testwandlers sind in [Abb. 4.19](#) dargestellt. Die Probe wurde hierbei mit einer konstanten akustischen Leistung von 2 W belastet. Die Abbildungen umfassen aus Gründen der Übersichtlichkeit nur ausgewählte Frequenzkennlinien (im Ausgangszustand, nach der Belastung, sowie je eine Frequenzkennlinie 150 min nach dem Einschalten bzw. 1 min vor dem Ausschalten des HF-Generators). In [Abb. 4.19c](#)

<sup>9</sup> Angegebener Wert der akustischen Leistung stellt hier sowie weiter im Text immer 50 % der Eingangsleistung (bzw. die wahre Leistung, mit welcher die Testwandler belastet wurden) dar.

sind die gemessenen Werte der Peakfrequenz ( $f_0$ ) noch einmal als Funktion der Belastungszeit bzw. der Zyklenzahl dargestellt.

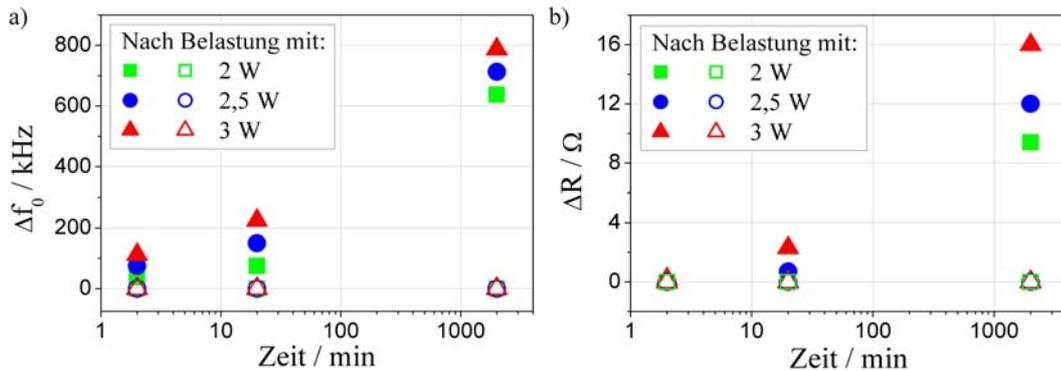
Zu Beginn eines jeden Belastungsintervalls wurde die Verschiebung der Peakfrequenz als Folge der Selbsterwärmung der Probe registriert, welche für beide Testwandler ungefähr den gleichen Wert annahm. Diese Verschiebung ist reversibel. Wegen dem für  $\text{LiNbO}_3$  typischen Temperaturgang (vgl. [Abschnitt 2.1.4](#)) verschiebt sich die Peakfrequenz durch die Erwärmung deutlich zu niedrigeren Frequenzen. Nach ca. 150 min verblieb die Peakfrequenz des Cu-Wandlers bis zum Ende der Belastung konstant und nach Abschalten des Leistungsgenerators und Abkühlen der Probe auf Raumtemperatur ging sie wieder in die ursprüngliche Position zurück. Im Gegensatz dazu wurde die Peakfrequenz in der Frequenzkennlinie des Al-Wandlers kontinuierlich während der gesamten Belastung zu niedrigeren Frequenzen hin verschoben. Diese Verschiebung korreliert mit der Loch- und Hügelbildung (siehe [Abb. 4.25](#)) infolge der Akustomigrationsschädigung, welche einen irreversiblen Prozess darstellt.



**Abb. 4.19**

Frequenzkennlinien des Al/Ti- (a) und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Testwandlers (b) während der Belastung mit 2 W für 2000 min. Im Diagramm (c) sind die gemessenen Peakfrequenzen ( $f_0$ -Werte) als Funktion der Belastungszeit bzw. Zyklenzahl (Senderfrequenz  $\sim 130 \text{ MHz}$ ) dargestellt.

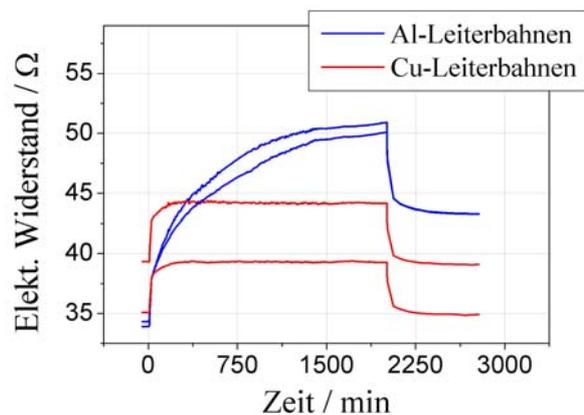
Da sich sowohl infolge Erwärmung als auch durch Akustomigration die Peakfrequenz für  $\text{LiNbO}_3$ -Substrate zu niedrigeren Werten der Frequenzskala verschiebt, muss der Anteil der Verschiebung durch Akustomigration nach der Belastung und Abkühlung auf Raumtemperatur ermittelt werden. Bei einem mit 2 W für 2000 min belasteten Al-Wandler ergibt sich beispielsweise ein Wert von ca. 640 kHz, für einen Cu-Wandler ist dieser Wert gleich null. Die Ergebnisse für die obige Variation der Belastungsbedingungen sind in Abb. 4.20 zusammengefasst.



**Abb. 4.20** Darstellung a) der Peakfrequenz- und b) der Widerstandsänderung  $\Delta R$  der Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Testwandler als Funktion der Belastungszeit nach verschiedenen Belastungen; volle Symbole indizieren die Al-Metallisierung, leere Symbole die Cu-Metallisierung.

## Elektrischer Gleichstromwiderstand

Die durchgeführten Widerstandsmessungen konnten die erzielten Ergebnisse bestätigen. Eine Messung des Gleichstromwiderstandes ist in Abb. 4.21 am Beispiel einer gleichartig belasteten Probe (2 W für 2000 min) dargestellt. Durch die Temperaturerhöhung und die Mikrostrukturschädigung steigt der Widerstand der Al-Leiterbahn mit der Belastungszeit an. Nach Abkühlung auf Raumtemperatur verbleibt eine schädigungsbedingte Widerstandsdifferenz von ca. 28 %.



**Abb. 4.21** Verlauf der Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Widerstände während der Belastung der Probe mit 2 W für 2000 min.

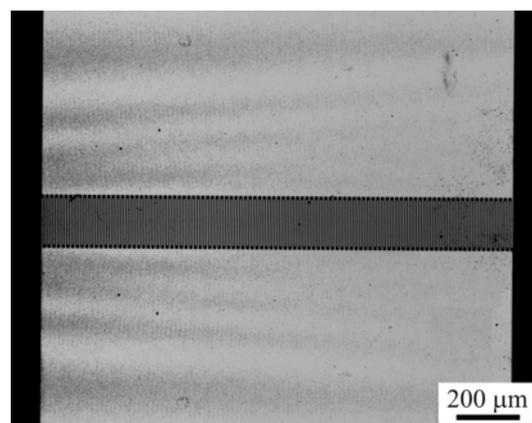
Die Widerstandserhöhung der Cu-Leiterbahnen zu Beginn des Experiments ist rein thermisch bedingt. Deshalb wurde diese Erhöhung für die Berechnung der Temperatur in der Metallisierung über den ermittelten Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes (vgl. [Abschnitt 4.1.4.1](#)) verwendet. Bei dem Belastungsexperiment z. B. mit 2 W stellte sich in der Schicht auf Grund der Eigenerwärmung eine Temperatur von 70°C ein. Unter Belastung mit 2,5 W erwärmte sich die Metallisierung auf 83°C und bei 3 W auf 102°C.

[Abb. 4.20](#) zeigt, dass sich beim Al/Ti-Wandler (volle Symbole) die Frequenzverschiebung und die Widerstandsänderung sowohl mit steigender Belastungszeit als auch mit zunehmender HF-Leistung erhöht. Im Falle des Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Wandlers (leere Symbole) wurden jedoch keine Änderungen während der Belastungsexperimente gemessen.

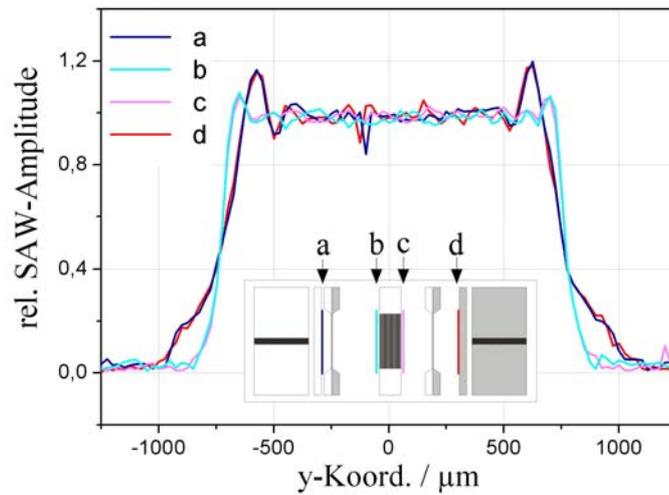
### 4.2.1.2 Mikrostrukturelle Änderungen

Bereits geringste Änderungen in der Rauigkeit auf Grund der Loch- und Hügelbildung führen zu starken Reflexionsänderungen der Metallisierungsoberfläche, welche mit Hilfe des Lichtmikroskops erfasst werden können. Dies ist ein nicht zu unterschätzender Vorteil gegenüber den sonst alleinigen elektrischen Messungen, insbesondere im Hinblick auf eine Erkennung von Frühstadien einer Akustomigrationsschädigung. Messbare Peakfrequenzverschiebungen traten nicht sofort, sondern erst nach einer gewissen Zeit, d. h. nach ausgeprägter Schädigung der Mikrostruktur und somit Veränderung der SAW-Eigenschaften des Fingermaterials auf.

Die mikrostrukturellen Änderungen in der Al-Metallisierung wurden bereits bei der Belastung mit HF-Leistungen ab 1 W beobachtet. Die Anfangsstadien der Loch- und Hügelbildung in den Testwandlern der PSAW-Teststruktur zeichneten sich durch eine ungleichmäßige Verteilung der Schädigung aus. In den voll metallisierten Bereichen des Wandlers („Pads“) entstanden zur Wellenausbreitung parallele Schädigungsstreifen ([Abb. 4.22](#)). Diese wurden bereits nach einigen Minuten Belastung im gesamten Aperturbereich des Al-Wandlers ([Abb. 4.24a](#)) ausgeglichen.

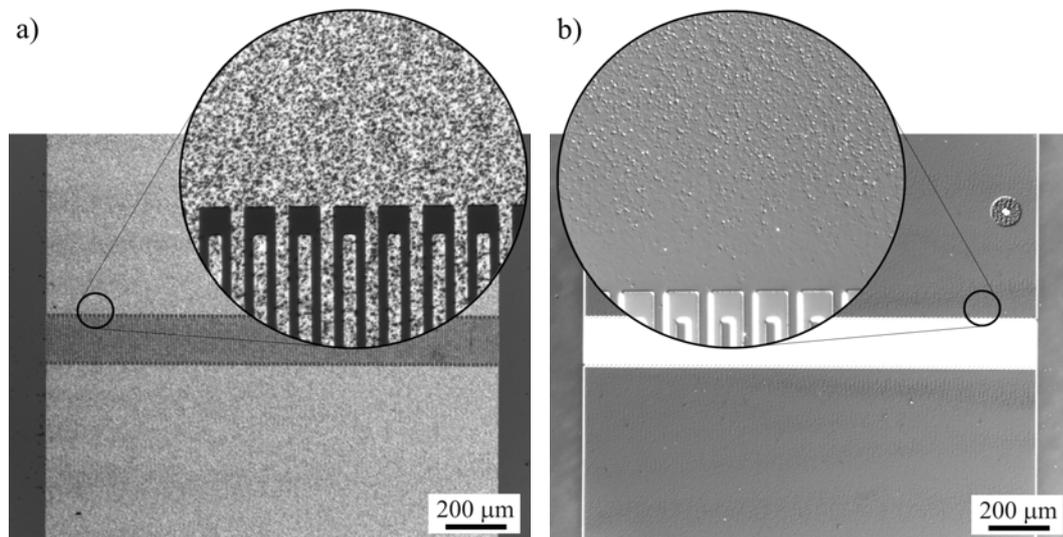


**Abb. 4.22** Lichtmikroskopische Aufnahme eines Frühstadiums der Schädigung im Al/Ti-Testwandler, nach Belastung mit 1 W für 50 min.

**Abb. 4.23**

*Querschnittprofile des Schallstrahles zur Beurteilung des Wellenfeldes in der PSAW-Teststruktur, laufende SAW, Messpunkt-abstand 25  $\mu\text{m}$ .*

Ursache für die in SAW-Ausbreitungsrichtung beobachteten Schädigungsstreifen war ein schwach inhomogenes SAW-Wellenfeld, welches mittels einer Sondenmessung<sup>10</sup> nachgewiesen wurde. In *Abb. 4.23* sind die Querschnittprofile des Schallstrahles (gemessen an verschiedenen Stellen der PSAW-Teststruktur) dargestellt. Auf Grund von Beugungserscheinungen haben sich die SAW-Amplituden an den Plateaurändern gegenüber der Mitte verstärkt und die effektiven Strahlbreiten verringert. Anhand der Darstellung zeigt sich ebenfalls, dass beide Testwandler mit vergleichbaren akustischen Leistungen bzw. mit dem gleichen akustischen Wellenfeld belastet werden.

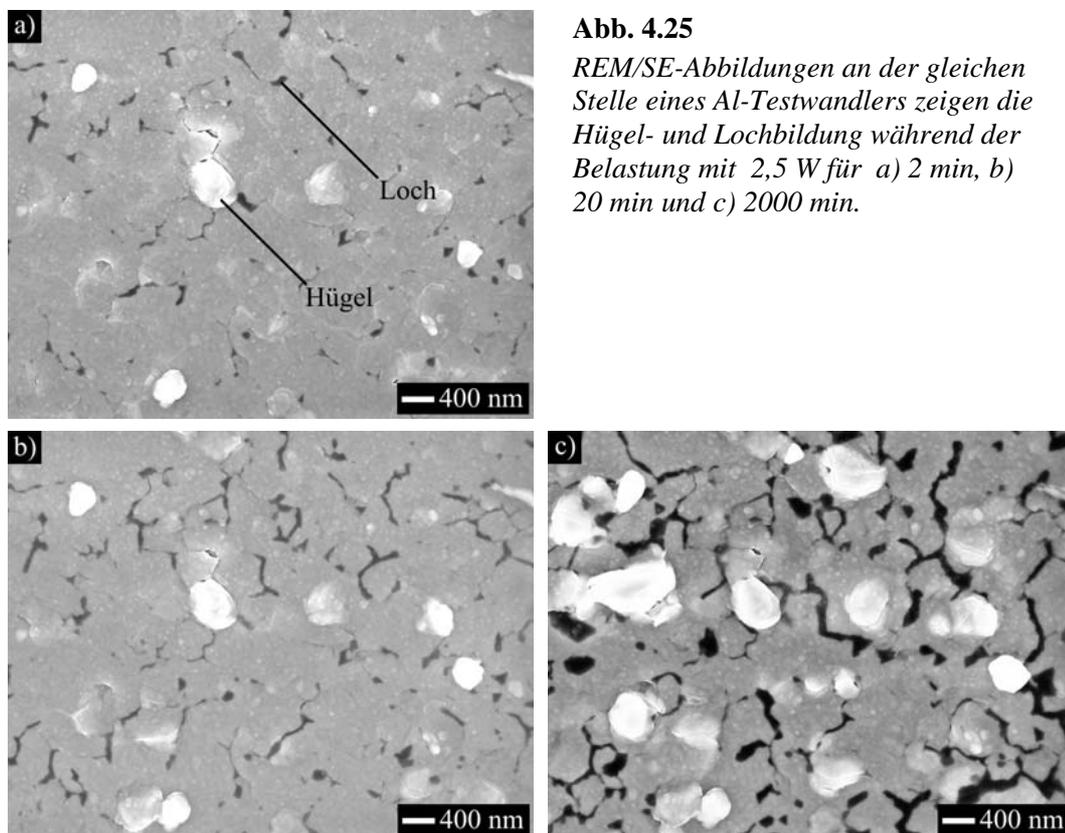


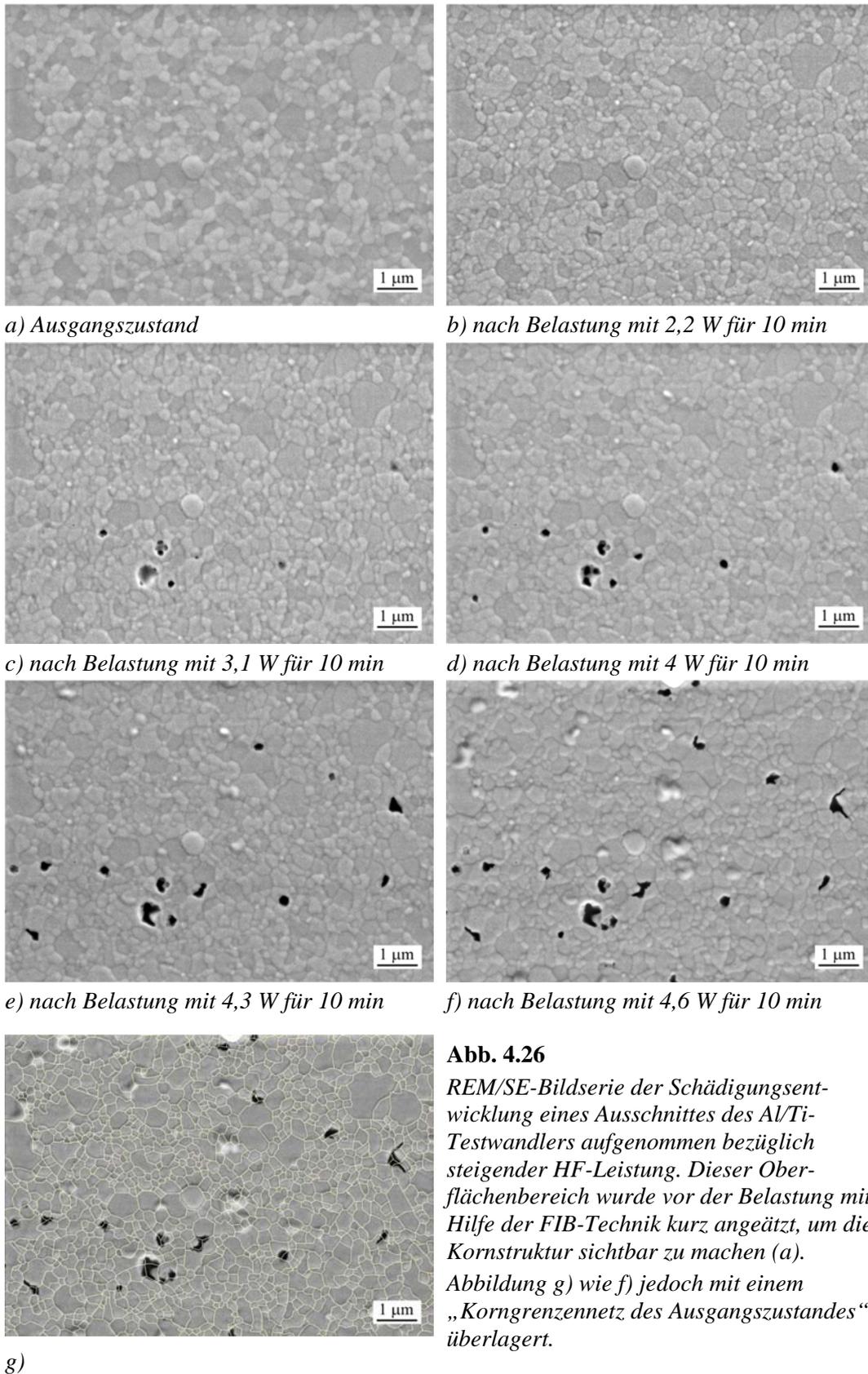
**Abb. 4.24** *Lichtmikroskopische Aufnahmen, a) des Al/Ti-Testwandlers mit starker Schädigung über den gesamten belasteten Bereich (Hellfeld-Aufnahme) und b) des Cu-Testwandlers mit geringer Schädigung im Bereich neben den Fingern (Aufnahme im Differentialinterferenzkontrast); nach Belastung mit jeweils 3 W für 2000 min.*

<sup>10</sup> durchgeführt von Hagen Schmidt, IFW Dresden

In der Cu-Metallisierung wurde hingegen unterhalb einer Leistung von 2,5 W keine Loch- und Hügelbildung beobachtbar. Erst ab einer Leistung von 3 W nach extrem langer Belastungszeit (2000 min) konnten erste Schädigungseffekte im Cu-Wandler mit dem Lichtmikroskop erfasst werden. Die Schädigung war hier aufgrund der geringen Inhomogenität des Wellenfeldes (siehe Abb. 4.23) mit zunehmender Leistung ebenso streifenförmig verteilt (Abb. 4.24b), wie im Al-Testwandler zu Beginn der Belastung. Bei noch höheren Leistungen von 4 - 4,5 W konnte eine Schädigung im Cu-Wandler bereits nach 2-4 Stunden erreicht werden, was jedoch noch ohne Auswirkung auf die Frequenzkennlinie (Lage der Peakfrequenz) blieb.

Bei einigen Akustomigrationsexperimenten wurden zur Visualisierung der Schädigungskinetik mit der Kamera lichtmikroskopische Bilder aufgenommen und zu einem Video zusammengesetzt (siehe Anlagen: LM-Video, zugänglich in Adobe Reader 7.0). In diesem Video werden nebeneinander je Ausschnitte aus dem Al- bzw. dem Cu-Wandler während einer Belastung mit steigender Leistung von 1,75 W bis 4,5 W (Dauer 15 h) dargestellt. Die Aufnahmen von beiden Wandlern wurden nacheinander im Abstand von ca. 10 s aufgezeichnet, so dass man visuell die Belastungsverträglichkeit der beiden getesteten Materialien parallel qualitativ beurteilen kann. Im Video ist deutlich erkennbar, dass es zu Frühstadien der Schädigung im Al-Wandler gleich nach Einschalten des HF-Signals (1,75 W) kommt, während die erste Schädigung in der Cu-Metallisierung erst bei Belastungen zwischen 3,5 und 4 W auftritt.





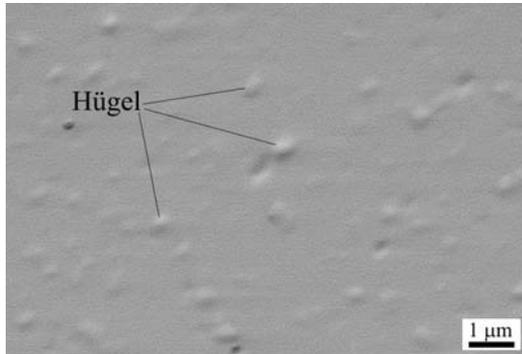
Die mit den elektrischen Messungen kombinierten lichtmikroskopischen Untersuchungen können sehr anschaulich die Unterschiede in der Leistungsverträglichkeit beider Metallisierungen nachweisen. Jedoch sind die Vergrößerungs- und Auflösungs-möglichkeiten eines Lichtmikroskops zu begrenzt, um Einzelheiten hinsichtlich einer Korrelation zwischen Materialtransport und Mikrostruktur untersuchen zu können. Deshalb wurden die akustisch belasteten Proben bezüglich ihrer Schädigung auch im REM untersucht (vgl. auch [Abschnitt. 4.2.2](#)).

Die REM-Untersuchungen zeigen, dass die Schädigung im Al-Testwandler durch starke Hügel- und Lochbildung verursacht wurde, welche auch in [\[40, 44, 50, 52, 55\]](#) beschrieben wurde. In [Abb. 4.25a-c](#) ist ein Ausschnitt eines Al-Testwandlers, der mit einer Leistung von 2,5 W belastet wurde, zu verschiedenen Zeitpunkten der Belastung (nach 2, 20 und 2000 min) dargestellt. Anhand der Bildserie lässt sich erkennen, dass die generierten Löcher und Hügel mit zunehmender Belastungszeit wachsen, gleichzeitig entstehen aber kontinuierlich auch weitere Löcher und Hügel. Ein ähnlicher Effekt wurde mit zunehmender Leistung erreicht. Die Gestalt der Löcher im Al-Testwandler lässt einen unmittelbaren Zusammenhang zwischen der Kornstruktur (Korngrenzen, Tripelpunkte) und der Lochbildung vermuten.

Ob sich die Löcher tatsächlich entlang von Korngrenzen ausbilden, konnte in einem Experiment nachgewiesen werden, in welchem die Korngrenzen mit Hilfe der FIB-Technik vor der Belastung sichtbar gemacht wurden. Zu diesem Zweck wurde die Oberfläche der Al-Metallisierung mittels FIB-Technik nach den Bedingungen in [Tab. 3.4](#) geätzt ([Abb. 4.26a](#)). Danach wurde die Probe kurzzeitig (10 min) bei Leistungen von 1,3 W bis 4,6 W (schrittweise Erhöhung um jeweils 0,3 W) belastet, so dass Anfangsstadien der Schädigungsentwicklung im Al/Ti-System beobachtet werden konnten. Die hochaufgelöste REM/SE-Bildserie in [Abb. 4.26](#) zeigt beispielhaft eine solche Entwicklung der Loch- und Hügelbildung mit zunehmender Leistung bis 4,6 W. In [Abb. 4.26g](#) ist zusätzlich zur Position der Löcher und Hügel die Lage der Korngrenzen eingezeichnet. Die Entstehung der Löcher wurde entweder an lokal begrenzten Stellen entlang von Korngrenzen oder an Punkten des Schichtgefüges, in denen sich ein Tripelpunkt befand (in den meisten Fällen), beobachtet. Ein ähnliches Verhalten wurde auch bei den Hügeln beobachtet, die ebenfalls an den Korntripelpunkten gebildet wurden. Die komplette Sequenz der hochaufgelösten Bilder aus [Abb. 4.26](#) ist ebenfalls in Form eines Videos zu sehen (siehe Anlagen: REM-Video, zugänglich in Adobe Reader 7.0).

Bei den REM-Untersuchungen wurde das Augenmerk insbesondere auf die Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Metallisierung gelegt. Während der hohen Belastungen haben sich hügelartige Erhebungen in dem Cu-Metallisierungssystem gebildet, jedoch ohne die für Al-Schichten typischen tiefen Löcher ([Abb. 4.27](#)). Die Hügel sind hier wesentlich flacher und kleiner ausgebildet. Es waren keine Indizien für eine Schädigung der amorphen Deckbarriere z. B. durch Risse zu beobachten. Insgesamt waren im Cu-basierten

Metallisierungssystem nach der Belastung bis 2,5 W keine wesentlichen Unterschiede im Vergleich zum Ausgangszustand beobachtbar.

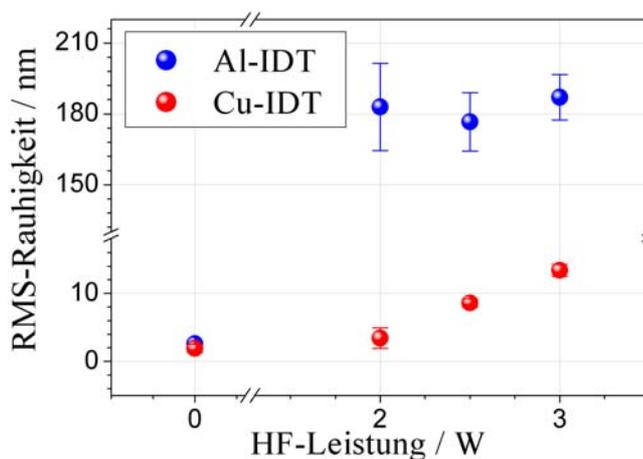


**Abb. 4.27**

*REM/SE-Aufnahme einer Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Metallisierung nach Belastung mit 3 W für 2000 min.*

### 4.2.1.3 Topographie (RMS-Rauhigkeit)

Die Oberflächenrauhigkeit der Al- und Cu-Metallisierung wurde vor und nach der Belastung mittels AFM untersucht. Abb. 4.28 stellt die Ergebnisse der RMS-Rauhigkeit dar. Im Ausgangszustand besitzen die beiden untersuchten Systeme eine glatte Oberfläche mit einer RMS-Rauhigkeit von 2,5 nm. Dies ist ca. 1 nm mehr als die polierte Oberfläche des LiNbO<sub>3</sub>-Substrates selbst. Nach Belastung mit hohen Leistungen für 2000 min steigt die Rauigkeit der Cu-Metallisierung geringfügig an.

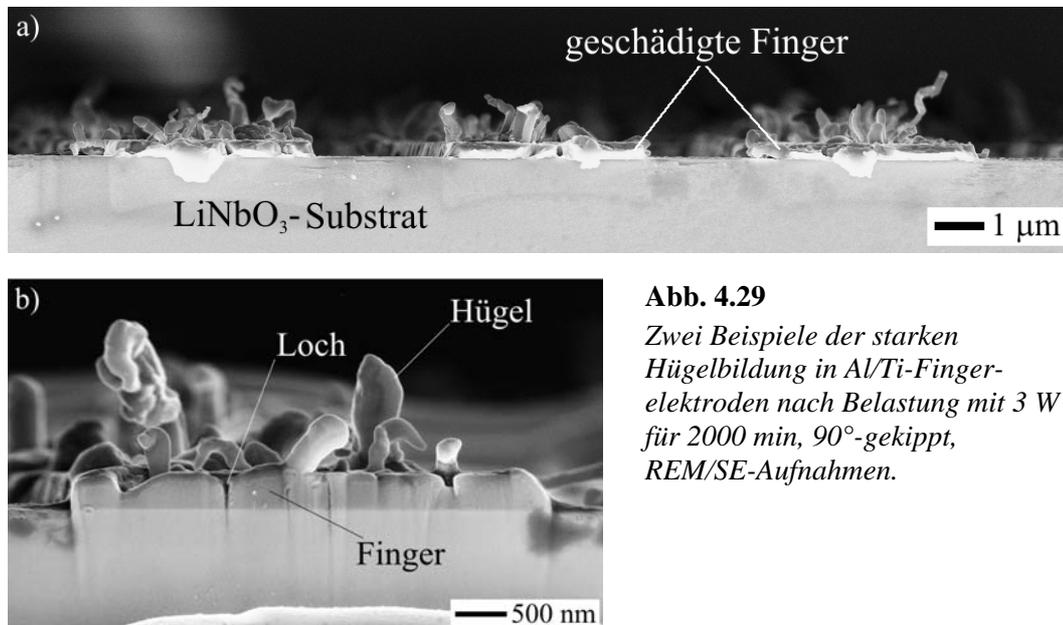


**Abb. 4.28**

*RMS-Rauhigkeit der Al- und Cu-Wandler als Funktion der HF-Leistung nach einer Belastungszeit von 2000 min, dargestellt mit der Standardabweichung der Messwerte.*

Allerdings wurden diese Werte in solchen Bereichen gemessen, in denen die Schädigung zuerst auftrat. In der Al-Metallisierung ist die Schädigung nach dieser Zeit schon so stark entwickelt, dass die RMS-Rauhigkeit in allen Proben einen Wert von über 180 nm erreichte. Einzelne Hügel erreichten hierbei Höhen von über 1 µm. Um die Gestalt solcher Hügel untersuchen zu können, wurden mittels FIB-Technik einige geschädigte Al-Elektroden durchgeschnitten und unter starker Kippung im REM abgebildet (Abb. 4.29).

Leider war es nicht möglich, die Oberflächen der Proben in den früheren Stadien der Schädigungsentwicklung (zum Beispiel nach 2 oder 20 min der Belastung) zu vermessen, da die Proben speziell präpariert im Probenhalter vorlagen und die Bonddrähte eine AFM-Messung verhinderten.



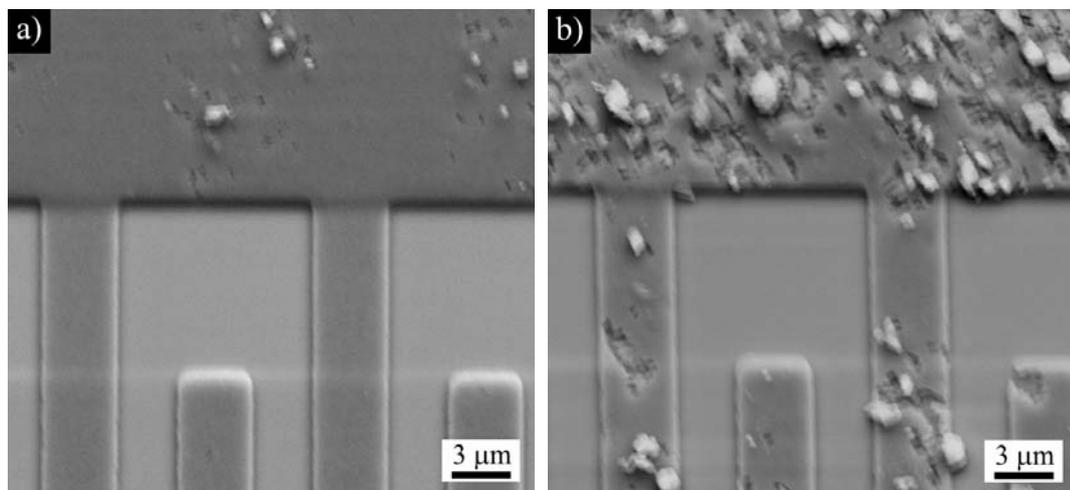
**Abb. 4.29**

*Zwei Beispiele der starken Hügelbildung in Al/Ti-Finger-  
elektroden nach Belastung mit 3 W  
für 2000 min, 90°-gekippt,  
REM/SE-Aufnahmen.*

### 4.2.2 „In situ“-REM-Belastungsexperimente

Migrationsexperimente unter rasterelektronenmikroskopischer Beobachtung („in situ“-REM-Belastungsexperimente) wurden mit stehenden Wellen durchgeführt, da die verwendete Dämpfungsmasse trotz der vorherigen Temperung (130°C/1 h) zu einer zu starken Ausgasung bei Erwärmung der Probe während der Belastung führte. Diese entweichende Gase verursachen nicht nur eine Verunreinigung der REM-Probenkammer, sondern auch eine entsprechende Erhöhung des Druckes in der Vakuumkammer des Elektronenmikroskops, was eine Untersuchung behindern oder gänzlich unmöglich machen würde.

Im Vakuum ist ein Wärmeverlust nur über Wärmeleitung durch den Probeträger und infolge Abstrahlung möglich. Bei gleicher HF-Leistung enthält man folglich eine höhere Temperatur der Metallisierung als bei vergleichbaren Experimenten an Luft. Die PSAW-Teststrukturen können so wesentlich intensiver geschädigt werden. Die Testwandler wurden zunächst mit einer geringen Leistung von 0,5 W für 270 min belastet. Während dieser Belastung entstand schon nach einigen Minuten im Al/Ti-Testwandler das für die Belastung mit stehenden Wellen typische „waschbrettartige“ Schädigungsmuster (Abb. 4.30a).

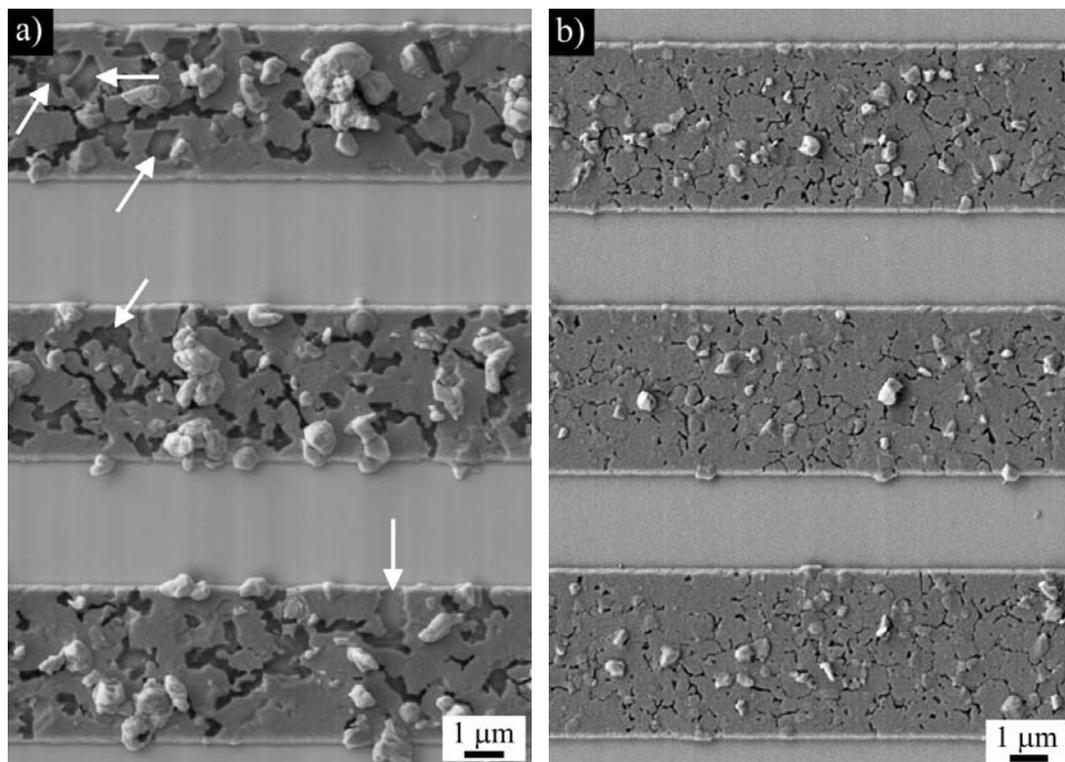


**Abb. 4.30** Al-Testwandler während des „in situ“-REM-Belastungsexperiments; die Doppelbilder entstehen durch das HF-Feld während der Belastung, a) 0,5 W/210 min und b) nach weiteren 1 W/150 min.

Nach erfolgter Leistungserhöhung auf 1 W und weiteren 150 min Belastungsdauer wurde eine stark ausgeprägte Schädigung beobachtet, welche zunehmend homogen im belasteten Bereich verteilt war. Das ursprüngliche Schädigungsmuster ist infolge der Verschiebung der Anregungsfrequenz nicht mehr zu erkennen (Abb. 4.30b).

Während den „in situ“-REM-Belastungen wurde entdeckt, dass die hochaufgelösten REM-Bilder einen Qualitätsverlust erleiden. Nach der Einkopplung des HF-Signals war es somit notwendig, die sonst für die Abbildung verwendete Beschleunigungsspannung von 3 kV auf 15 kV zu erhöhen und alle Geräteeinstellungen neu zu justieren (z. B. Fokus, Astigmatismus, Blendenzentrierung). Auf Grund der durch das HF-Feld entstehenden Doppelbilder war die erneute Gerätejustage relativ anspruchsvoll. Wie in der [Abb. 4.30](#) zu sehen ist, bleibt auch nach Einstellung und Optimierung der Geräteparameter das Doppelbild erhalten und erzeugt somit stets den Eindruck eines unscharfen Bildes. Je höher die Leistung, desto größer war das Störfeld und damit die Unschärfe.

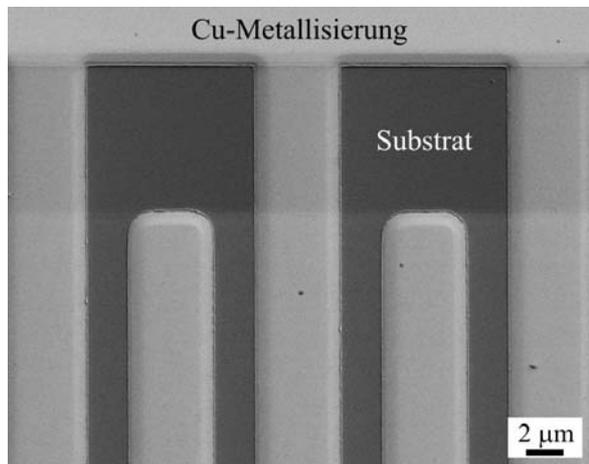
In solchen Bildern konnte die Loch- und Hügelbildung nicht so detailliert beobachtet werden, wie es ohne Leistungseinkopplung möglich war. Aus diesem Grund wurde während des Belastungsexperiments mehrmals die Leistung abgeschaltet, um Abbildungen mit entsprechend hoher Bildqualität aufnehmen zu können ([Abb. 4.31a](#)).



**Abb. 4.31** *Mit stehenden Wellen unterschiedlich stark geschädigte Al-Finger, a) nach der „in situ“-REM-Belastung im Vakuum (0,5 W/270 min + 1 W/150 min) und b) nach Belastung unter dem Lichtmikroskop an Luft (3 W/300 min), Pfeile markieren die durch Materialtransport entfernte Körnvolumen, REM/SE-Abbildungen, Abb. a) abgebildet mit 60 µm Blende.*

Bereits bei niedrigen Leistungen kam es unter Vakuumbedingungen – im Gegensatz zu den Belastungsexperimenten an Luft – zur Ausbildung von extrem großen Hügeln und

Löchern. Die Anordnung dieser Löcher deutet wiederum auf Korngrenzen hin. Teilweise wurde das Kornvolumen durch Materialtransport fast vollständig entfernt. Solche „riesigen“ Hügel und Löcher waren bei den Belastungen sowohl mit stehenden (bis 3 W) als auch mit laufenden Wellen (bis 4,6 W) an Luft nicht zu beobachten (Abb. 4.31b).



**Abb. 4.32**

*Unbeschädigte Cu-Finger nach der „in situ“-REM-Belastung im Vakuum (0,5 W/270 min + 1 W/150 min).*

Infolge fehlender Konvektion war die Temperatur der Metallisierung deutlich höher ( $T_{\text{IDT}} \sim 110^\circ\text{C}$ ). Der Einfluss der im Vakuum entstehenden Wärme spielt bei den SAW-Belastungen eine entscheidende Rolle.

In diesem Experiment zeigte sich des Weiteren im Vergleich zum Al-Testwandler, dass der Cu-Testwandler unter gleichen Belastungsbedingungen völlig unbeschädigt verblieb (Abb. 4.32). Es kann somit davon ausgegangen werden, dass der Wärmeeinfluss keine Auswirkung auf die Akustomigrationsresistenz der Cu-Metallisierung hatte.

### 4.2.3 Querschnitte an Akustomigrationsschädigungen

Die Untersuchung der geschädigten Fingerelektroden mittels fokussiertem Ionenstrahl (FIB) bietet die Möglichkeit, das Wachstum der Hügel und Löcher an Querschnitten zu untersuchen und damit Rückschlüsse auf die Entstehungsorte und das Wachstumsverhalten ziehen zu können. Serien von FIB-Schnitten durch eine Fingerelektrode können hierbei eine Art dreidimensionalen Eindruck der Schädigung vermitteln. Mittels hochauflösender Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) wurden ebenfalls Fingerquerschnitte untersucht.

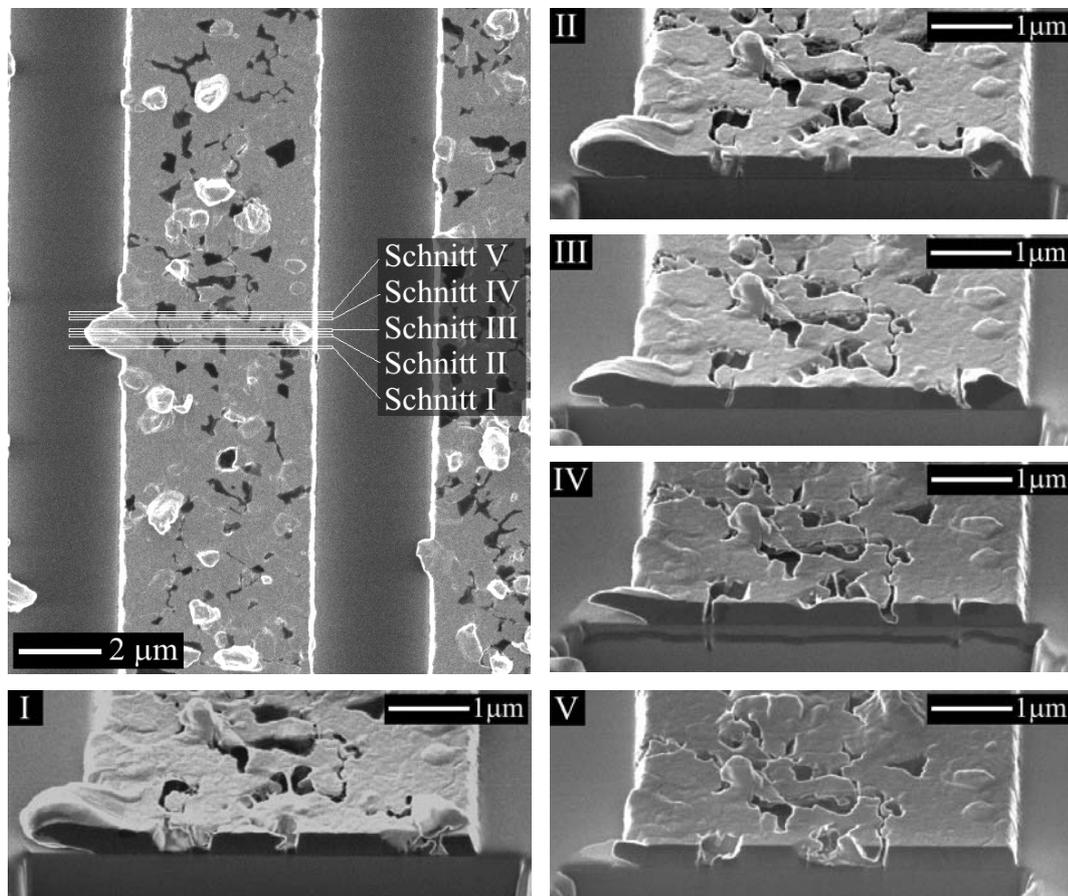
Durch diese Verfahren wurden Al- sowie Cu-basierte Fingerelektroden untersucht, die zuvor unterschiedlichen SAW-Belastungszuständen ausgesetzt worden waren. Je nach der Art der Schädigung können diese Schnitte in drei Gruppen unterteilt werden. Die erste Gruppe sind Al-Finger mit ungefähr gleichartiger Schädigung, die entweder durch eine hohe Leistung (2 - 4,5 W) bei Raumtemperatur oder durch eine geringe Leistung (bis 1,5 W) bei erhöhter Temperatur (bis  $T_U = 100^\circ\text{C}$ ) entstanden ist. Die zweite Gruppe schließt Cu-Finger mit einer geringen Schädigung ein, die bei ähnlichen Belastungsbedingungen wie bei Gruppe 1 verursacht worden ist. In der dritten Gruppe werden schließlich diejenigen Cu-Fingerelektroden zugeordnet, welche neben der Loch- und Hügelbildung noch zusätzlich eine Schädigung der Fingerkanten aufweisen. Eine solche Schädigung wurde nur nach Belastung bei stark erhöhter Umgebungstemperatur (z. B.  $180^\circ\text{C}$ ) oder bei einer Kombination von hoher HF-Leistung, langer Belastungszeit und hohen Temperaturen (z. B. 3 W/400 h/ $100^\circ\text{C}$ ) beobachtet.

#### 4.2.3.1 Querschnitte an Al-Wandlern

In [Abb. 4.33](#) ist eine Serie von FIB-Schnitten an einer geschädigten Al-Fingerelektrode dargestellt. Die einzelnen Querschnitte I-V sind um  $45^\circ$  gekippt abgebildet. Das Übersichtsbild zeigt die jeweilige Position der FIB-Schnitte. Die Schädigung entstand bei erhöhter Temperatur ( $100^\circ\text{C}$ ), einer Leistung von 1,2 W und einer Belastungszeit von 39,5 h.

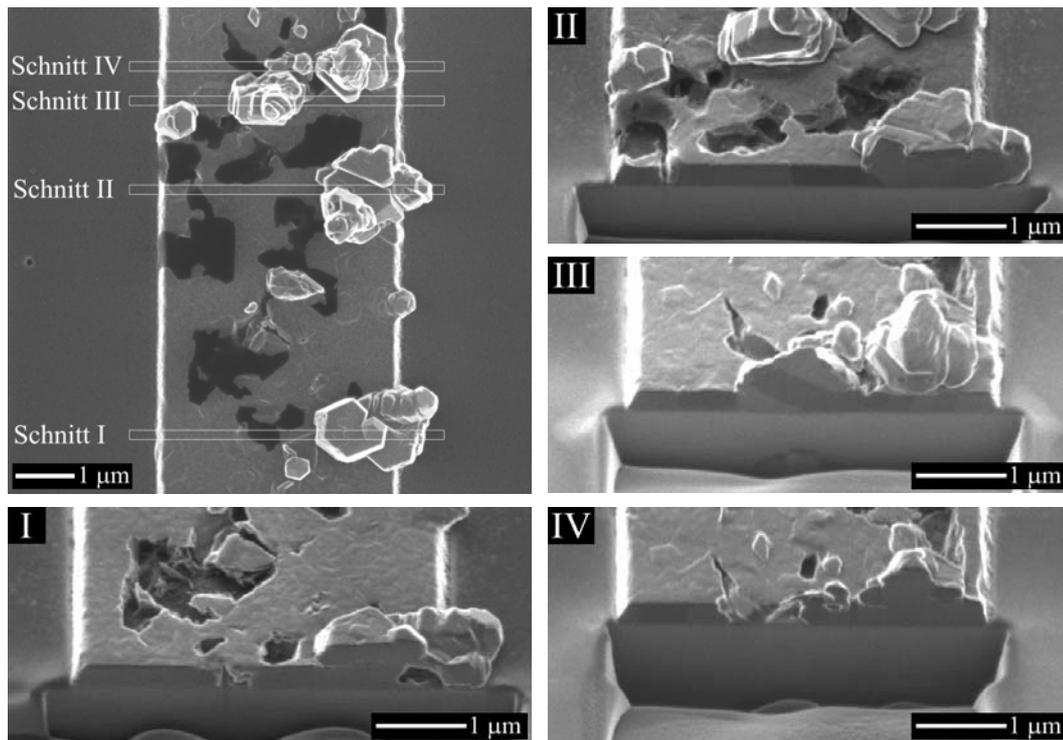
Die Querschnitte zeigen, dass die Löcher hauptsächlich an den Al-Oberflächen und seltener an der Grenzfläche zum Ti generiert werden. Die Löcher breiten sich danach in vertikaler Richtung aus. Die Ti-Haftvermittlerschicht scheint jedoch hierbei vollständig unbeschädigt zu bleiben. Innerhalb der Hügel selbst sind keine Löcher oder Poren erkennbar. An der Wandleroberfläche sind die Hügel mit der Unterlage relativ breit verwachsen. Da der Orientierungskontrast in der Schnittebene des Al-Fingers nicht so deutlich ausgeprägt ist wie beispielsweise im Falle von Cu, ist hier nicht immer eindeutig erkennbar, ob die Hügel auf der Wandleroberfläche stetig aufwachsen oder durch eine Grenzfläche getrennt sind. Die Orientierungsbestimmung des Hügels und der darunter liegenden Metallisierung war mittels Kikuchi-Rückstreutechnik auf Grund der

hohen Oberflächenrauigkeit nicht möglich. Ebenso konnte kein derartiges Messergebnis an geschnittenen Hügeln erreicht werden.



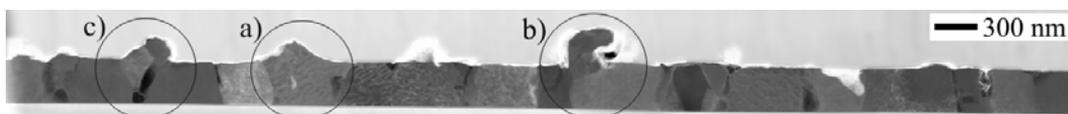
**Abb. 4.33** FIB-Schnitte an einem Al/Ti-Finger belastet mit 1,2 W für 39,5 h bei 100°C, Detailabbildungen I-V (gekippt um 45°) an den gekennzeichneten Positionen der Übersichtsaufnahme (links oben), FIB-Abbildungen.

Eine Verbesserung des Orientierungskontrastes kann durch Variation des Kippwinkels erzielt werden. Bei [Abb. 3.34](#) wurden z. B. die besten Ergebnisse bei einer Kippung der Proben um 35° erreicht. Diese zweite Serie von FIB-Schnitten wurde an einem Al-Finger durchgeführt, in welchem ein besonders ausgeprägtes Loch- und Hügelwachstum beobachtet werden konnte (Belastung mit 1 W für 150 min im Vakuum). Im Vergleich zur Schädigung in [Abb. 4.33](#) sind diese Hügel nicht nur größer, sondern besitzen z. T. auch eine kantige Form. In den Querschnitten der Hügel ist in diesem Fall durch den Orientierungskontrast erkennbar, dass die Hügel entweder mit dem Finger verwachsen sind oder als separater Kristall aufliegen. Allerdings ist anzunehmen, dass im letzteren Fall der Austrittspunkt des Hügels bei der FIB-Präparation nicht getroffen wurde und deshalb die Hügel nur als „aufliegend“ erscheinen. Die Hügel können aus mehreren verschieden orientierten Kristallen bestehen.



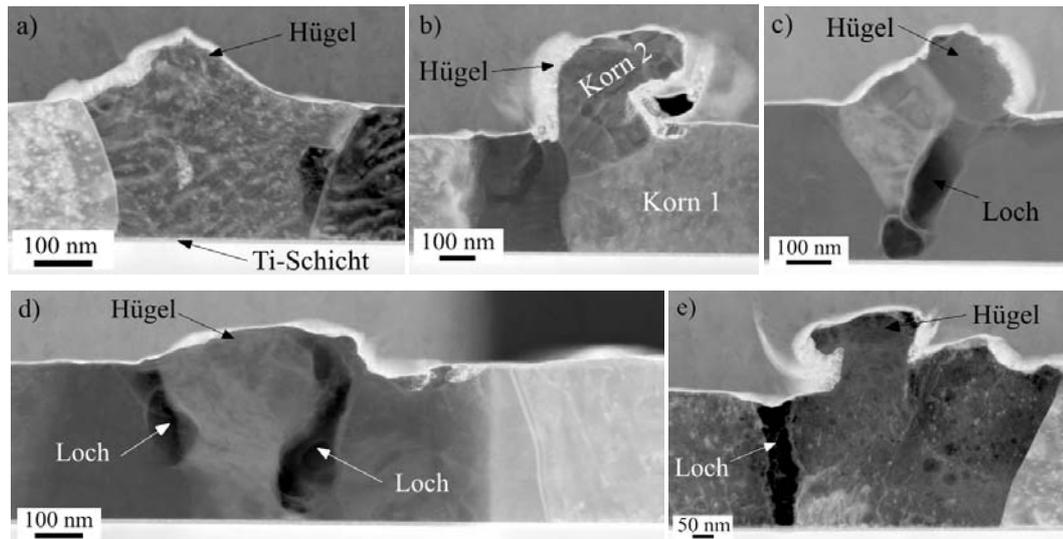
**Abb. 4.34** FIB-Schnitte an Al/Ti-Fingern belastet mit 1 W für 150 min in Vakuum, Probe in I-IV gekippt um 35°, Schnittpositionen in ungekippter Übersichtsaufnahme, FIB-Abbildungen.

Für TEM-Untersuchungen<sup>4</sup> wurden dünne Lamellen (Dicke zwischen 50 und 100 nm) mittels FIB-Technik präpariert. Die in Abb. 4.35 abgebildete TEM-Lamelle wurde aus einem Al-Testwandler hergestellt, welcher mit 3 W für 2000 min bei Raumtemperatur belastet wurde. Aus der Vielzahl solcher TEM-Analysen wurde ersichtlich, dass Hügel und Löcher fast ausnahmslos an Korngrenzen entstehen. Die Detailaufnahmen in Abb. 4.36 bestätigen beispielhaft, dass zahlreiche Körner aus der Schicht epitaktisch herausgewachsen sind (stetiger Übergang in den Hügel, Abb. 4.36a, d, e). In einigen Fällen sind zwischen der Metallisierung und den Hügeln Grenzflächen sichtbar (Abb. 4.36b, c).



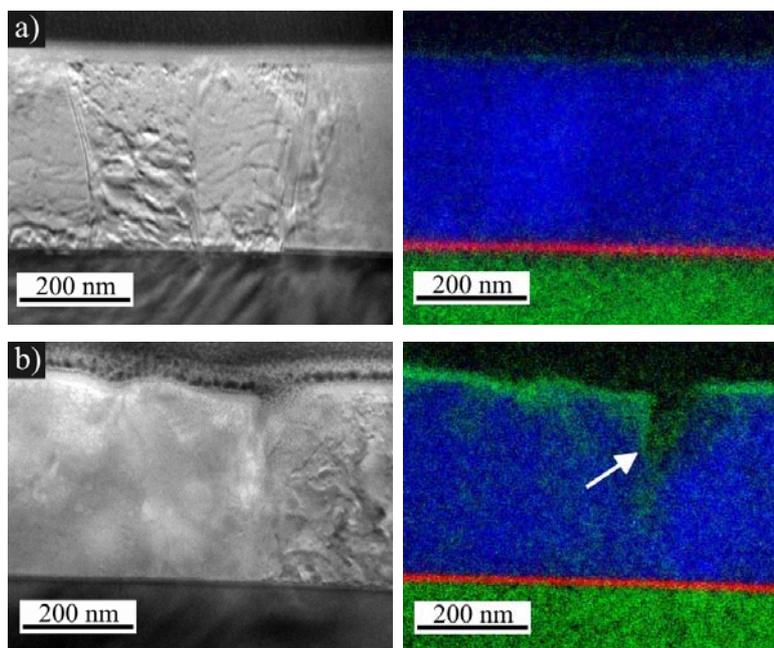
**Abb. 4.35** Aufnahme einer TEM-Lamelle aus einem Al-Testwandler belastet mit 3 W für 2000 min. Hügel und Löcher wurden jeweils an Korngrenzen generiert (Detailaufnahmen in Abb. 4.36).

<sup>4</sup> durchgeführt von Matthias Hofmann, IFW Dresden



**Abb. 4.36** TEM-Detaillaufnahmen aus dem Al-Wandler belastet mit 3 W (a-c) und 2,5 W (d, e) für 2000 min.

Wie die energiegefilterten Abbildungen in [Abb. 4.37](#) zeigen, können auch nach der SAW-Belastung weiterhin die Al/Ti- und Ti/Substrat-Übergänge scharf abgebildet werden. Folglich wurde die Ti-Zwischenschicht durch die Belastung nicht beeinflusst bzw. eine merkliche Interdiffusion oder eine durch Hofmann [59] untersuchte Phasenbildung zwischen der Al- und der Ti-Schicht konnte nicht festgestellt werden. Die natürliche Aluminiumoxidschicht an der Al-Oberfläche ist allerdings wesentlich dicker als im Ausgangszustand.



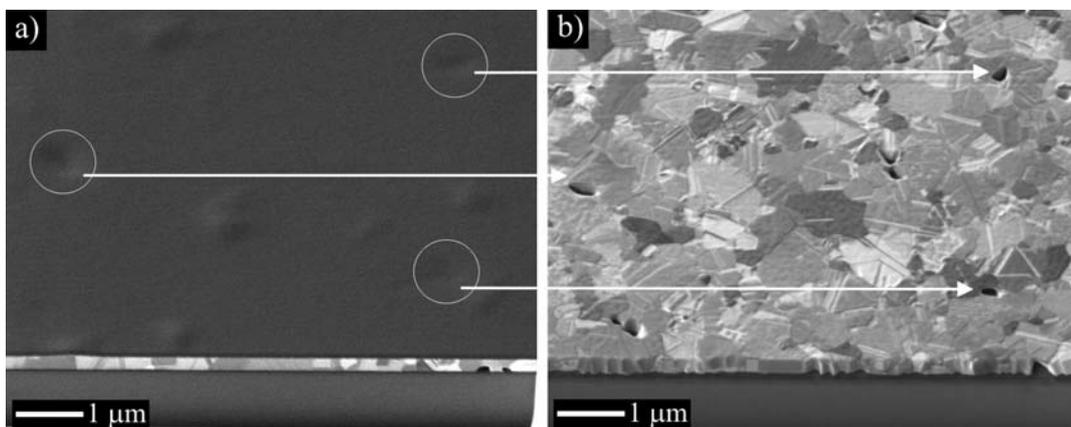
**Abb. 4.37** Nullverlust- und überlagerte energiegefilterte Abbildungen von Ausschnitten der Al/Ti-Metalisierung a) im Ausgangszustand und b) nach Belastung mit 4,5 W für 3 h. Der Pfeil markiert eine Lochbildung.

rot – Ti  
blau – Al  
grün – O

### 4.2.3.2 Querschnitte an Cu-Wandlern

Parallel zu den Al/Ti-Fingern wurden FIB-Schnitte an belasteten Cu-Testwandlern durchgeführt. Eine geringe Akustomigrationsschädigung war hier nur in voll metallisierten Bereichen („Pads“) neben den Fingerelektroden beobachtbar. Diese entstand unter Belastungsbedingungen, die vergleichbar waren mit den Belastungsbedingungen für die starke Hügel- und Lochbildung in der Al-Metallisierung (vgl. Abb. 4.33).

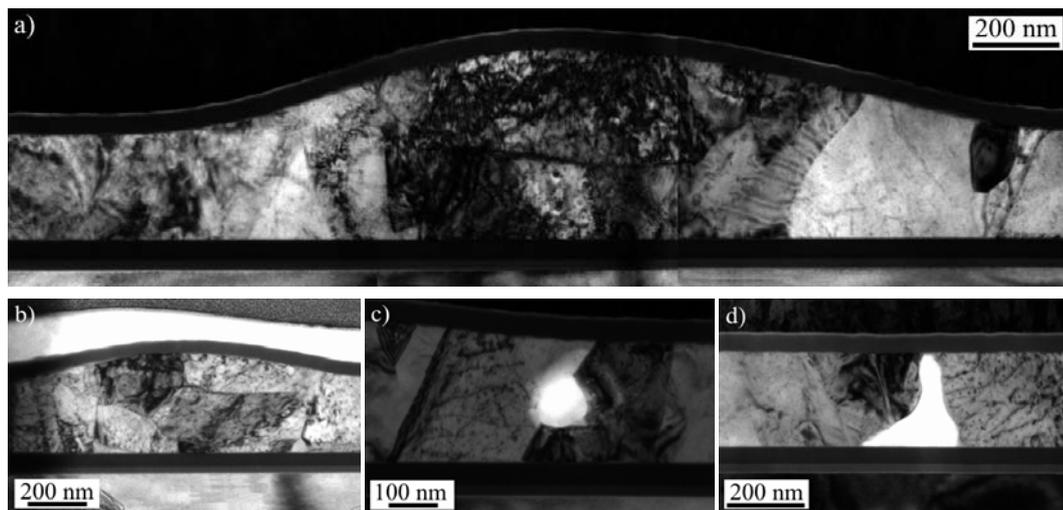
Die im Cu-Schichtsystem gebildeten Hügel besitzen im Vergleich zum Al ein wesentlich geringeres Volumen, sind flacher und seitlich nicht scharf begrenzt. Die Form der Hügel ist durch die 20-50 nm dicke Deckbarriere bedingt, welche kein freies Wachstum der Hügel erlaubt so lange die Barriere nicht unter dem zunehmenden Druck in diesen Gebieten durch Rissbildung versagt. Dadurch wird die Hügelbildung unterdrückt (vgl. Abschnitt 4.2.4).



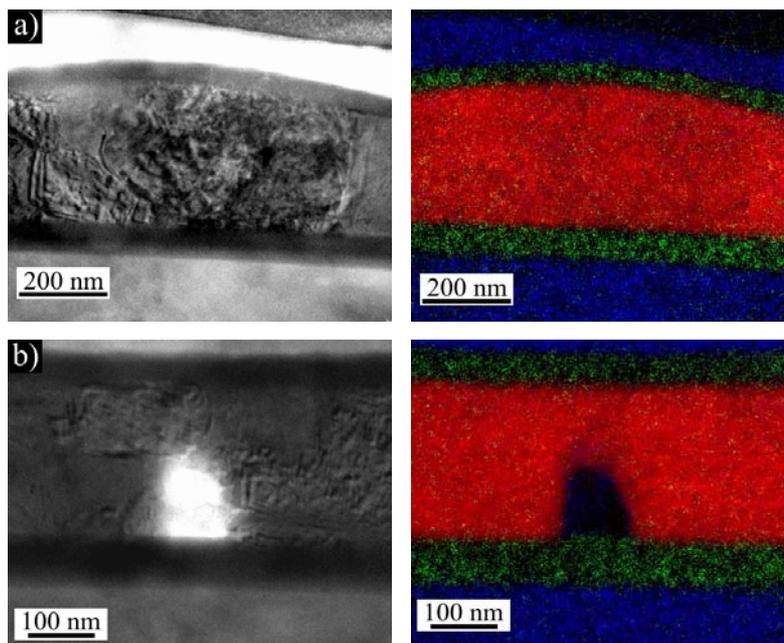
**Abb. 4.38** FIB-Abbildungen eines Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Wandlers mit geringer Schädigung nach einer Belastung mit 1,2 W für 39,5 h bei 100°C (gekippt 45°): a) nach Anfertigung eines Querschnittes und b) nach anschließenden Absputtern der oberen Ta-Si-N-Diffusionsbarriere, Pfeile markieren die Positionen von Löchern vor und nach der Ätzung.

Während der Belastungsexperimente wurde eine Erkennung der Lochbildung durch die Deckschicht erschwert. Die Existenz von Löchern im Cu-Testwandler konnte mit Hilfe der FIB-Technik nachgewiesen werden. Abb. 4.38a stellt einen FIB-Schnitt am kompletten Cu-Schichtsystem dar. Im Querschnitt sieht man deutlich zwei Löcher (rechts unten). Durch Kippung der Probe um 45° sind auch Hügel wesentlich besser zu erkennen. In Abb. 4.38b ist die gleiche Stelle schließlich nach Abätzung der oberen Diffusionsbarriere durch Ga-Ionenbeschuss dargestellt. Diese Abbildung bestätigt eindeutig die Existenz von Löchern unter der Deckschicht, die – wie im Al – bevorzugt an Korngrenzen bzw. an Korntripelpunkten wachsen. Die Pfeile in Abb. 4.38 markieren die Position einiger Löcher vor und nach dem Ionenätzen.

Eine gezielte Lamellenpräparation einer bei 75°C belasteten Cu-Teststruktur im Bereich der Hügel (Abb. 4.39a-b) lässt vermuten, dass es sich bei der Hügelbildung um Kornwachstums- bzw. Rekristallisationseffekte handeln könnte. Dafür sprechen die ausnahmslos mit Einzelkörnern der Schicht verwachsenen Hügel. Die Löcher wurden im Gegenteil zur Al-Metallisierung häufiger an der Grenzfläche zur Ta-Si-N-Zwischenschicht als zur Deckschicht generiert (Abb. 4.39d). Einige Löcher wurden auch an Korngrenzen in der Mitte der Schichtsystems gefunden (Abb. 4.39c).



**Abb. 4.39** TEM-Detaillaufnahmen von einem Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Wandler, belastet mit 1,5 W bei 75°C für 260 h, a-b) Hügel, c) punktförmiges und d) trichterförmiges Loch an einer Korngrenze im Schichtquerschnitt.

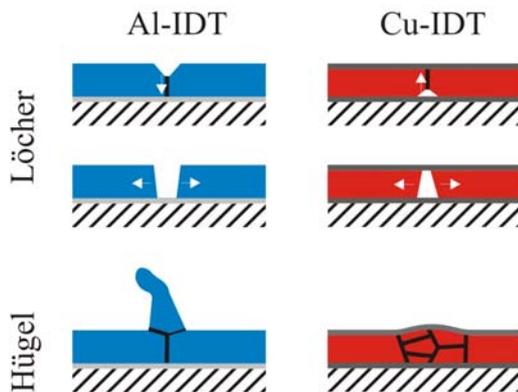


**Abb. 4.40** Nullverlust- und überlagerte energiegefilterte Abbildungen der Cu/Ta-Si-N-Metallisierung an Querschnitten a) mit Hügel und b) mit Loch, nach Belastung mit 1,5 W bei 75°C für 260 h.

rot – Cu  
blau – O  
grün – N

In den TEM-Hellfeldbildern (Abb. 4.39) sind die Einzelschichten des Ta-Si-N/Cu-Systems deutlich voneinander getrennt. Ebenso sehen die energiegefilterten Abbildungen (Abb. 4.40) aus. Es zeigten sich auch nach sehr langer Belastung weder Veränderungen bzw. chemische Reaktionen an der Grenzfläche Cu/Barriere oder Barriere/Substrat noch eine Oxidation an der Ta-Si-N-Oberfläche.

Bei den Untersuchungen an den meisten Querschnitten der geschädigten Testwandler hat sich gezeigt, dass es nicht nur beim Hügelwachstum sondern auch bei der Lochgeneration in den Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Metallisierungen Unterschiede gibt. Die Ursache hierfür ist in der unterschiedlichen Spannungssituation innerhalb der beiden Metallisierungssysteme zu vermuten, welche hauptsächlich durch die Beschichtung der Cu-Metallisierung (Existenz der Deckschicht) verursacht werden könnte. Die typischen Schädigungsmerkmale für Al- und Cu-Testwandler sind schematisch in Abb. 4.41 zusammengefasst.

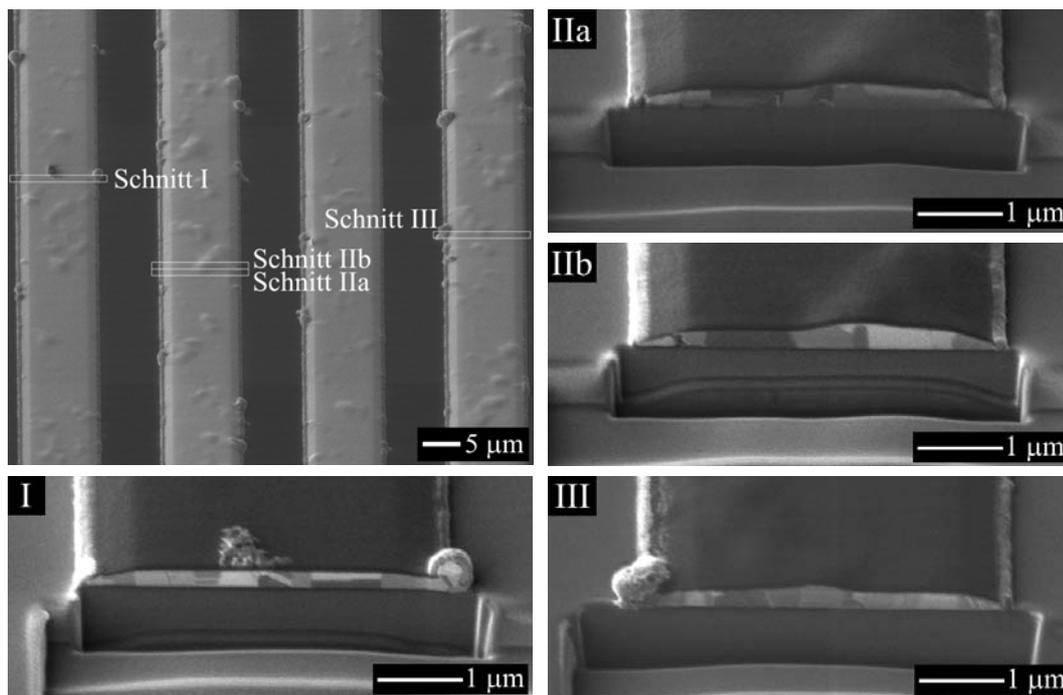


**Abb. 4.41**

*Typische Schädigungsmerkmale beobachtet in den Al/Ti- und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Testwandlern, die Pfeile stellen die Richtung der Lochausbreitung dar.*

Das Ausfallkriterium von 300 kHz für die Lebensdauerbestimmung der Cu-Wandler wird nur bei extrem hohen HF-Leistungen und hohen Temperaturen erreicht (vgl. Abschnitt 4.2.6). In Abb. 4.42 sind beispielsweise Fingerelektroden eines Cu-Wandlers dargestellt, die mit 3 W für 400 h bei 100°C belastet wurden. Diese weisen die gleiche Form der Schädigung auf (flache Hügel bedeckt mit der Diffusionsbarriere) wie sie bereits bei niedrigeren Temperaturen bzw. HF-Leistungen beobachtet wurde. Allerdings findet sich, im Unterschied zu den moderaten Leistungen, diese Schädigung jetzt im ganzen belasteten Gebiet des Wandlers wieder. Zusätzlich wurden zumeist an den Fingerkanten hügelartige Extrusionen detektiert. Abb. 4.42 zeigt einige FIB-Querschnitte durch Finger mit derartigen Extrusionen.

Die FIB-Untersuchung deutete darauf hin, dass einige Bereiche, insbesondere an den Kanten der Fingerelektroden, nicht ausreichend dick oder nicht durchgängig mit der Diffusionsbarriere bedeckt waren. Bei entsprechend hohen Belastungsbedingungen hat dies zur Folge, dass die Cu-Schicht an solchen Stellen bei hohen Temperaturen mit großer Wahrscheinlichkeit einer Oxidation unterliegt.



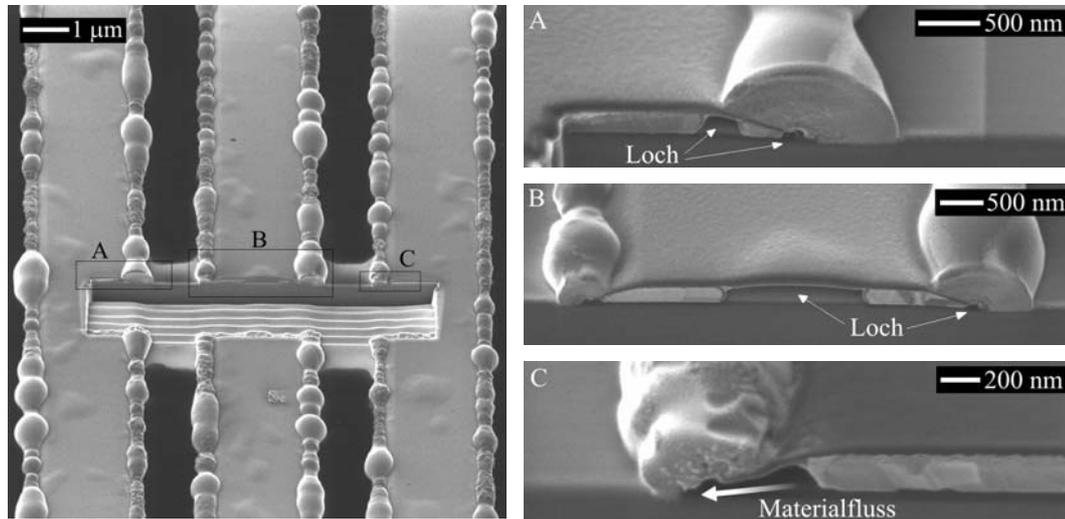
**Abb. 4.42** FIB-Schnitte an geschädigten Cu-Wandlern nach Belastung mit 3 W für 400 h bei 100°C (gekippt um 45°).

Wesentlich ausgeprägter sind diese Kantendefekte nach erfolgter SAW-Belastung bei einer Umgebungstemperatur von 180°C (Abb. 4.43). Da die Probe hier bei geringerer Leistung und kürzerer Zeit, jedoch bei höherer Temperatur im Vergleich zur in Abb. 4.42 dargestellten Probe belastet wurde, wird davon ausgegangen, dass thermische Spannungen bei der Bildung dieser Kantenhügel eine entscheidende Rolle spielen<sup>5</sup>. Diese Vermutung unterstützt auch der Fakt, dass diese Kantenschädigung ebenfalls in jenen Gebieten entstand, welche gar nicht unter eine SAW-Leistung standen (Kanten am Rand der Struktur außerhalb der Senderapertur).

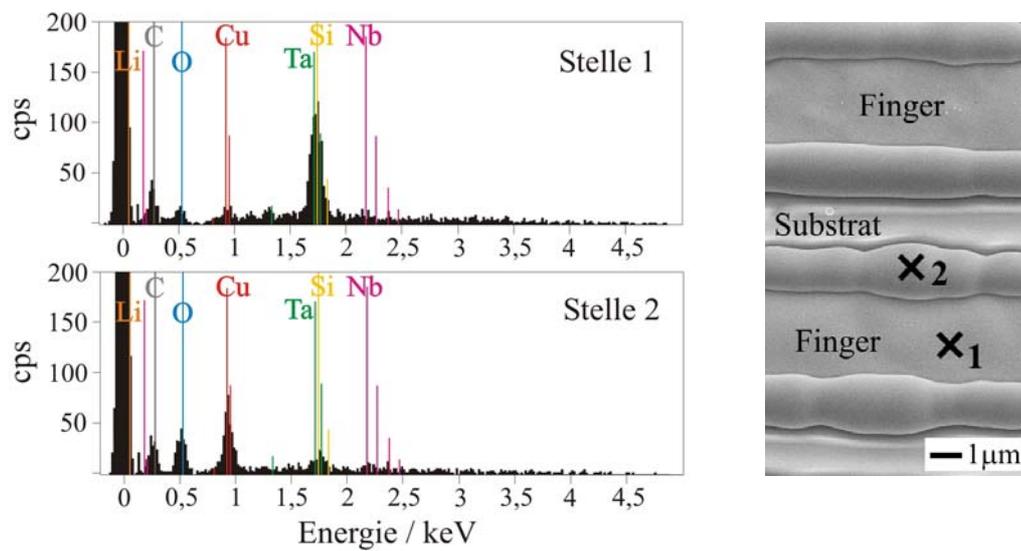
Die Kantenschädigung wurde mittels energiedispersiver Röntgenanalyse (EDX) untersucht (Abb. 4.44). Im Zentrum eines Fingers (Stelle 1) wurde hierbei ein starkes Ta- und Si-Signal (Deckschicht) detektiert sowie, auf Grund der Informationstiefe, auch ein Cu Signal, welches allerdings wesentlich geringer war. An den Kantendefekten (Stelle 2) hingegen verhalten sich die Signale gerade umgekehrt. Hier werden starke Signalintensitäten von Kupfer und von Sauerstoff registriert. Die Ta- und Si-Signale sind dagegen schwach. Diese Messungen bestätigten somit die Vermutung, dass die Cu-Schicht im Bereich der Fingerkanten mit nicht vollständig geschlossener Barriere auf Grund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Materialien bei einer Temperatur von über 140°C unter thermischen Spannungen leidet. Diese

<sup>5</sup> Der thermische Ausdehnungskoeffizient von Ta-Si-N ist nicht bekannt, wahrscheinlich ist er geringer als bei Cu.

Spannungen sind durch eine Hügelbildung an den Fingerkanten relaxiert, wobei nicht geschütztes Cu oxidierte.



**Abb. 4.43** FIB-Schnitte am beschädigten Cu-Wandler nach Belastung mit 1,5 W für 25 h bei 180°C, Abbildungen um 45° gekippt.

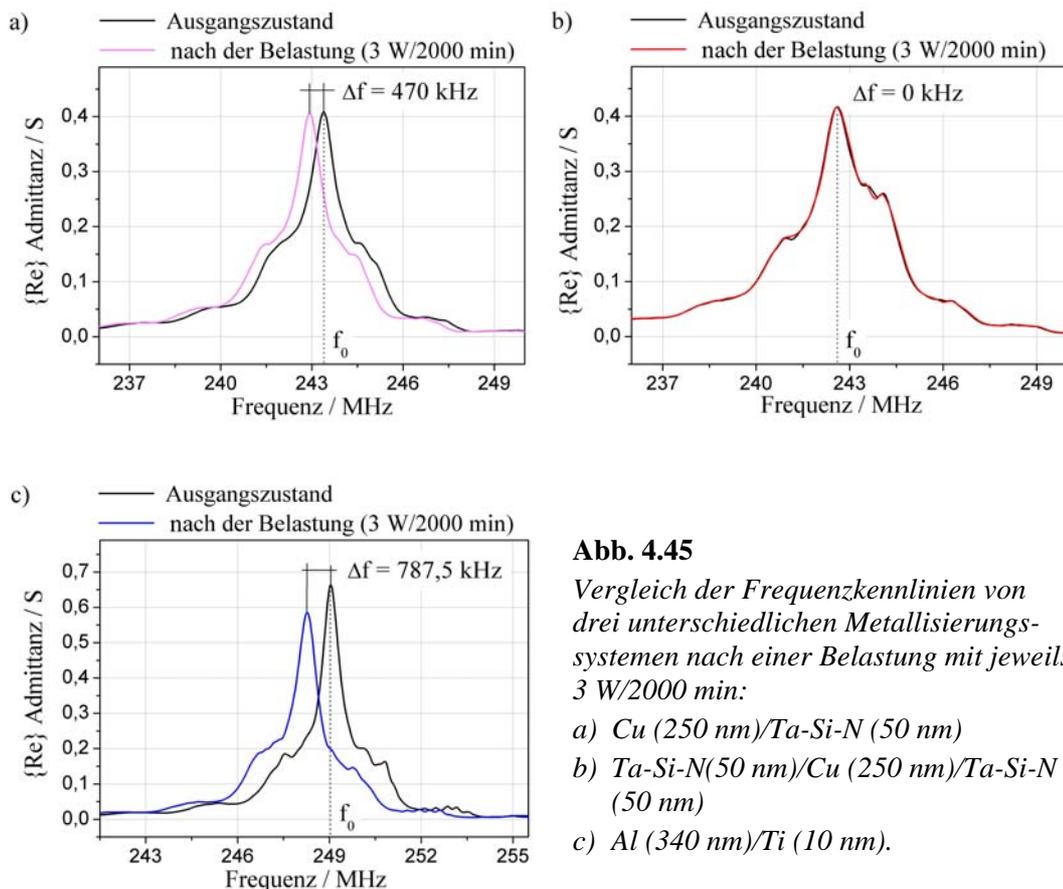


**Abb. 4.44** EDX-Analyse an Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Fingern. Die beschädigten Kanten enthalten Kupferoxid (Belastung mit 1,5 W für 25 h bei 180°C an Luft).

#### 4.2.4 Untersuchung des Schädigungsverhaltens der Cu-Metallisierung ohne Ta-Si-N-Deckschicht

Die in [Abschnitt 4.2.1](#) beschriebenen Ergebnisse zeigen, dass unter extremer Belastung der Proben auch in der Cu-Metallisierung Loch- und Hügelbildung auftritt. Dem Charakter dieser Schädigung nach, scheinen die Ta-Si-N-Dünnschichten nicht nur als exzellente Diffusionsbarrieren, sondern auch als mechanisch stabile Deckschichten, die das Hügelwachstum unterdrücken, zu wirken (vgl. [Abschnitt 4.2.3.2](#)). Die Frage ist nun, wie stark diese Schichten die Akustomigrationsresistenz beeinflussen.

Um das Schädigungsverhalten der Cu-Schicht ohne den Einfluss einer Ta-Si-N-Deckschicht bezüglich der Akustomigration zu untersuchen, wurde ein Wafer hergestellt, auf welchem die Cu-SAW-Strukturen nicht mit der Diffusionsbarriere bedeckt waren. Die Proben wurden danach unter den gleichen Belastungsbedingungen getestet wie die Cu-Teststrukturen mit einer Deckschicht. Da eine „freie“ Cu-Oberfläche an Luft zur Oxidation neigt, wurde die notwendige Temperatur der Dämpfungsmasse zur Erzeugung laufender Wellen bei 130°C für 1 h unter Vakuumbedingungen (10<sup>-4</sup> Pa) durchgeführt. Das Belastungsexperiment hingegen erfolgte an Luft.



**Abb. 4.45**

Vergleich der Frequenzkennlinien von drei unterschiedlichen Metallisierungssystemen nach einer Belastung mit jeweils 3 W/2000 min:

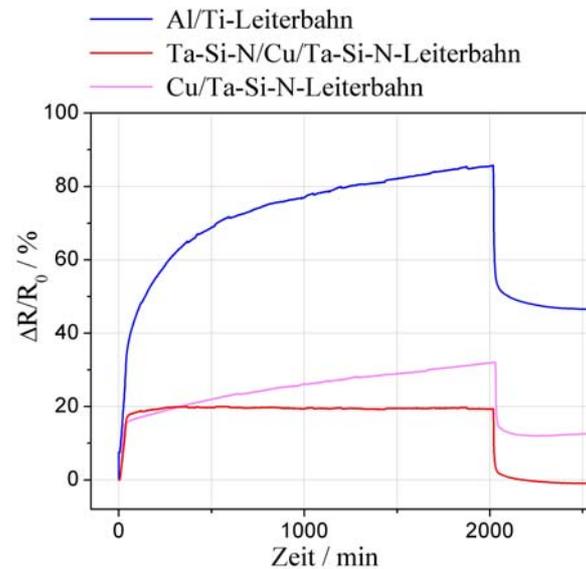
- Cu (250 nm)/Ta-Si-N (50 nm)
- Ta-Si-N(50 nm)/Cu (250 nm)/Ta-Si-N (50 nm)
- Al (340 nm)/Ti (10 nm).

In Abb. 4.45 sind die aufgezeichneten Frequenzkennlinien von den drei unterschiedlichen Metallisierungssystemen im Ausgangszustand und nach einer Belastung bei 3 W/2000 min dargestellt. Während in der Cu-Metallisierung mit einer Deckschicht keine irreversible Peakfrequenzverschiebung ( $\Delta f_0 = 0$ ) registriert wurde, verschob sich die  $f_0$ -Frequenz bei der Cu-Metallisierung ohne Deckschicht merklich hin zu niedrigeren Frequenzen. Allerdings ist diese Verschiebung wesentlich geringer als jene für die Al/Ti-Metallisierung. Des Weiteren kann nicht ausgeschlossen werden, dass bei dem nicht bedeckten Cu-Wandler die Peakfrequenzverschiebung von 470 kHz nicht nur durch Akustomigrationsschädigung, sondern auch zusätzlich durch andere Einflüsse verursacht worden ist. Die bei erhöhten Temperaturen wachsende Oxidschicht kann zu Änderungen der SAW-Eigenschaften der Metallisierung beitragen. Ebenso kann diese Oxidation die Kontakte an der Grenzfläche Bonddraht/Metallisierung verschlechtern und damit das Verhalten der Frequenzkennlinie beeinflussen.

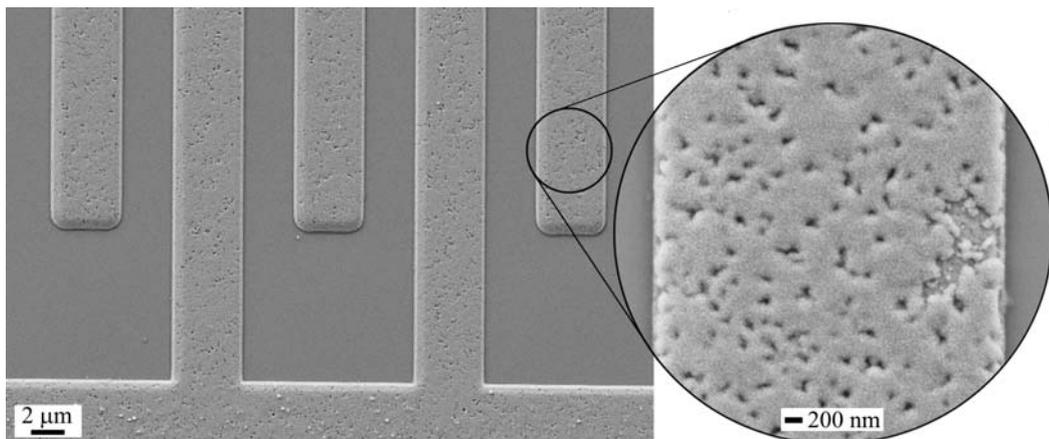
Die Widerstandswerte der unbedeckten Cu-Widerstandsmesslinien waren bereits im Ausgangszustand höher wie bei Verwendung der Diffusionsbarriere (Unterschied ca. 20  $\Omega$ ). Dieser Effekt wurde wahrscheinlich durch eine Oxidation der Cu-Schichtoberfläche nach Entnahme der Proben aus der Beschichtungsapparatur verursacht.

In Abb. 4.46 sind die Widerstandsverläufe als die auf den Ausgangszustand normierte Widerstandsänderung über die Zeit aufgetragen. Aus dem Diagramm ist ersichtlich, dass es nach Erreichen der entsprechenden HF-Leistung zu einem weiteren Widerstands-

anstieg in der unbedeckten Cu-Leiterbahn kam, während der Widerstand in der bedeckten Cu-Probe nahezu konstant blieb. Nach Abkühlung auf Raumtemperatur verbleibt hierbei eine Widerstandsdifferenz von ca. 15%. Im Vergleich hierzu zeigt die Al-Leiterbahn ein prinzipiell ähnliches Verhalten. Nach Abkühlung der Probe auf Raumtemperatur verbleibt in diesem Fall allerdings eine deutlich höhere Widerstandsdifferenz von ca. 45%.



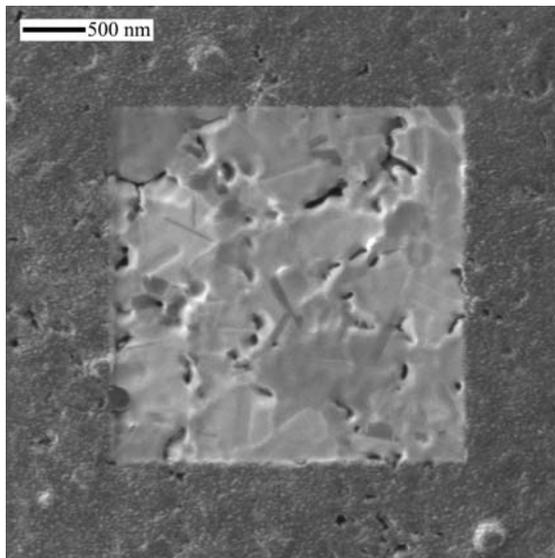
**Abb. 4.46** Verläufe der auf den Ausgangszustand  $R_0$  normierten Widerstandsänderung  $\Delta R$  von drei unterschiedlichen Metallisierungen während einer Belastung mit 3 W für 2000 min.



**Abb. 4.47** REM/SE-Abbildung der Cu-Metallisierung ohne Deckschicht nach der Belastung mit 3 W für 2000 min.

Wegen des Widerstandsanstieges in der Cu-Leiterbahn kann die Temperatur nicht mittels des TCR-Wertes bestimmt werden (vgl. [Abschnitt 4.1.4.1](#)). Die Proben­temperatur musste hier nach dem Temperat­ausgleich (stationärer Zustand) mit Hilfe von Thermo­elementen abgeschätzt werden. Sie betrug am Probenhalter 77°C bei 3 W. Unter Berücksichtigung der vorher ermittelten Temperatur­differenz zwischen Probenhalter und Oberfläche mit abgedecktem Cu-Schichtsystem kann angenommen werden, dass die Temperatur der un­abgedeckten Cu-Metallisierung während der Belastung ebenfalls wie beim Cu-System mit Deckschicht ca. 100°C beträgt.

Bereits ohne Mikroskop war eine Veränderung der Oberfläche bei dieser Probe zu erkennen. REM-Untersuchungen zeigen, dass sich während des Belastungs­experiments eine ca. 50 nm dicke Oxidschicht an der Oberfläche gebildet hat ([Abb. 4.47](#)). Sie wurde im gesamten Bereich des Senders bzw. der Leiterbahnen (inklusive Bereiche der Bondstellen, die außerhalb der Senderapertur lagen) beobachtet.



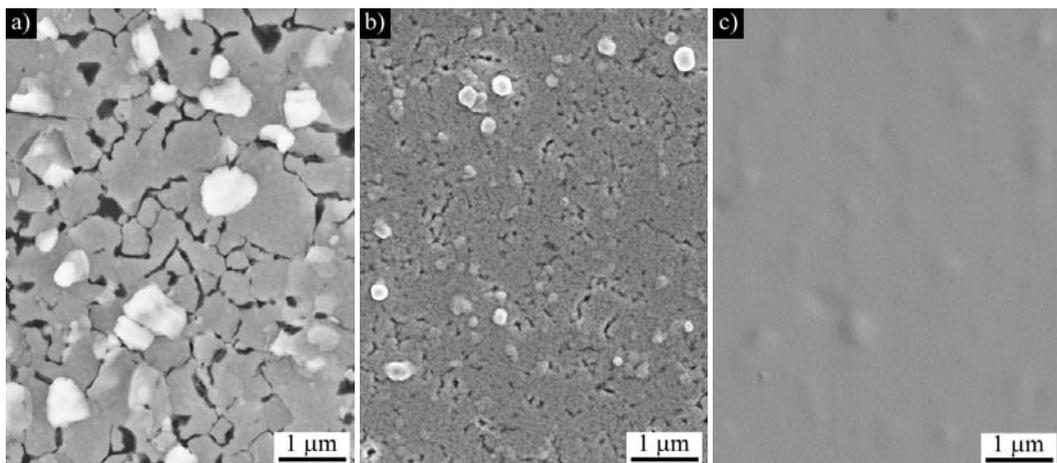
**Abb. 4.48** FIB-Abbildung von Löchern in der Cu-Metallisierung nach Abtrag der während der Belastung gebildeten Oxidschicht.

Die belastete bzw. oxidierte Cu-Oberfläche enthielt zahlreiche Löcher. Es wird davon ausgegangen, dass sich diese Löcher an Orten der Schädigung der Cu-Schicht befinden. Dies wurde durch eine geringe Ätzung der Oberfläche mittels FIB-Technik ([Abb. 4.48](#)) auch nachgewiesen.

Abb. 4.49a-c zeigen die bei gleicher Belastung verschieden stark geschädigten Metallisierungssysteme in einer Gegenüberstellung. Dieses Resultat stimmt mit den gemessenen Frequenzkennlinien in Abb. 4.45 und Widerstandsverläufen in Abb. 4.46 qualitativ überein. Die im Cu/Ta-Si-N-System gebildeten Hügel und Löcher sind wesentlich kleiner als im Al/Ti-Testwandler, aber merklich größer als im Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Metallisierungssystem.

Beim Vergleich der Cu-Metallisierungen mit und ohne Deckschicht ist die unterschiedliche Gestalt der Hügel auffällig. Während die Hügel in Abb. 4.49b auf Grund der „freien“ Oberfläche eher kugelförmig gewachsen sind (Ähnlichkeit mit den Hügeln in der Al-Metallisierung), ist das Hügelwachstum in Richtung der Oberflächennormalen in Abb. 4.49c durch die vorhandene Deckschicht unterdrückt. Dies kann sowohl mit dem resultierenden Spannungszustand in der Barriere, als auch mit einer eingeschränkten Diffusion an der Grenzfläche Ta-Si-N/Cu im Zusammenhang stehen.

Insgesamt bedeutet dies, dass Cu-Dünnschichten zwar grundsätzlich eine bessere Akustomigrationsresistenz als Al-Schichten besitzen, allerdings kann diese durch Beschichtung mit einer amorphen Ta-Si-N-Schicht noch erhöht werden.



**Abb. 4.49** REM/SE-Bilder der drei unterschiedlichen Metallisierungen nach der Belastung mit 3 W für 2000 min:  
 a) Al (340 nm)/Ti (10 nm)  
 b) Cu (250 nm)/Ta-Si-N (50 nm)  
 c) Ta-Si-N(50 nm)/Cu (250 nm)/Ta-Si-N (50 nm).

### 4.2.5 Korrelation zwischen Mikrostruktur und Schädigung

Die SAW-Belastungsexperimente unter mikroskopischer Beobachtung (REM) konnten einen relevanten Zusammenhang zwischen der Mikrostruktur der Metallschichten und dem Schädigungsverhalten aufdecken. Insbesondere waren diejenigen Bereiche im Schichtgefüge, an denen infolge von Materialwanderung Löcher oder Hügel gebildet wurden, auffällig häufig an Korntripelpunkten oder entlang bzw. in der Nähe von Korngrenzen konzentriert (siehe [Abb. 4.26](#)). Aus der beobachteten zeitlichen Schädigungsentwicklung lässt sich ein Zusammenhang zwischen dem Materialfluss in den untersuchten Dünnschichten und den Korngrenzen als bestimmende Diffusions- bzw. Transportpfade in der Schichtebene vermuten. Aus der Literatur zur Elektromigration ist ebenfalls ein Zusammenhang zwischen dem Materialtransport und der Diffusivität von Korngrenzen bzw. der Korngrenzenenergie bekannt [143]. Neben den Oberflächen und Grenzflächen haben insbesondere Großwinkelkorngrenzen auf Grund ihrer höheren Diffusivität einen dominanten Einfluss auf den Materialtransport in Al und Cu-Leiterbahnen. Demgegenüber wirken Bereiche der Leiterbahnen, in denen keine, nur Kleinwinkelkorngrenzen oder nur  $\Sigma 3$ -Korngrenzen in Elektronenflussrichtung vorlagen, für den Massenfluss als blockierend, wodurch vor diesen Bereichen Hügel bzw. hinter ihnen Poren entstanden [111, 144].

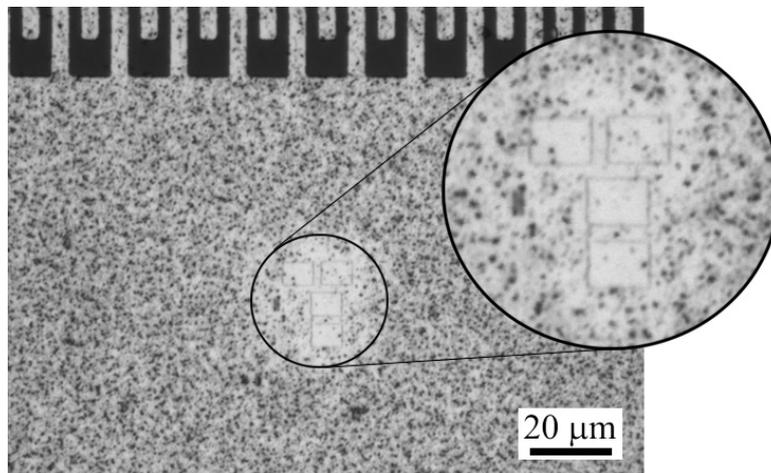
Im diesem Abschnitt wird die zeitliche Schädigungsentwicklung im Dünnschichtgefüge im Detail untersucht. Auf diese Weise können die Entstehungsorte von Löchern und Hägeln lokalisiert und ein Zusammenhang zwischen dem Materialfluss und den bevorzugten Transportpfaden abgeleitet werden. Für die Untersuchung dieser Zusammenhänge wurden Belastungsexperimente ausschließlich am Al/Ti-Schichtsystem unter raster-elektronenmikroskopischer Beobachtung in Kombination mit EBSD-Messungen durchgeführt, da die Ta-Si-N-Deckschicht keine EBSD-Analyse an der Cu-Schicht zuließ. Derartige Messungen sind aus der Literatur bislang nicht bekannt.

#### Versuchsdurchführung

Vor der Belastung wurden zunächst die Kornorientierungen innerhalb ausgewählter und mittels FIB markierter (zugleich mit physikalischer Ätzung) Schichtbereiche gemessen. Die entsprechend ausgewählten Bereiche lagen zwar auf den Bondflächen des Testwandlers (um die Aufladungseffekte zu minimieren), jedoch noch innerhalb der Apertur des Sendewandlers (in der Nähe der Fingerelektroden).

In der SE-Abbildung der Struktur im Ausgangszustand ([Abb. 4.51b](#)) waren nach einer FIB-Ätzung die Korngrenzen deutlich erkennbar. Allerdings wurden während einer EBSD-Messung die untersuchten Oberflächen leicht kontaminiert. Da die Kontaminationsschichten die Detektion der Korngrenzen erschweren, wurden diese wiederum mittels FIB-Technik entfernt. Nach der EBSD-Messung wurden die Proben für das Akustomigrationsexperiment vorbereitet. Die SAW-Belastung erfolgte zunächst unter

lichtmikroskopischer Beobachtung. Dazu wurde die HF-Leistung schrittweise um jeweils 0,3 W von 1,3 W bis 3,6 W erhöht. Die Belastung betrug jeweils 10 min. Zwischen den einzelnen Belastungsschritten wurde die Probe im REM hinsichtlich der Schädigungsentwicklung untersucht.



**Abb. 4.50**

*Lichtmikroskopische Aufnahme der Akustomigrationschädigung an einer Al/Ti-Metallisierung mit den mittels FIB markierten EBSD-Messstellen.*

Hierbei zeigte sich, dass innerhalb der Markierungen eine geringere Schädigung als im Umgebungsbereich auftrat (Abb. 4.50). Dieser Effekt kann entweder im Zusammenhang mit der während der EBSD-Untersuchung sich bildenden und als Deckschicht wirkenden Kontamination stehen, oder mit der durch die FIB-Präparation verursachten Implantation von  $\text{Ga}^+$ -Ionen. Für einen Implantationseffekt spricht die experimentelle Tatsache, dass eine verminderte Schädigung in diesem Bereich auch ohne EBSD-Untersuchung und ohne vorhandene Kontaminationsschicht auftrat.

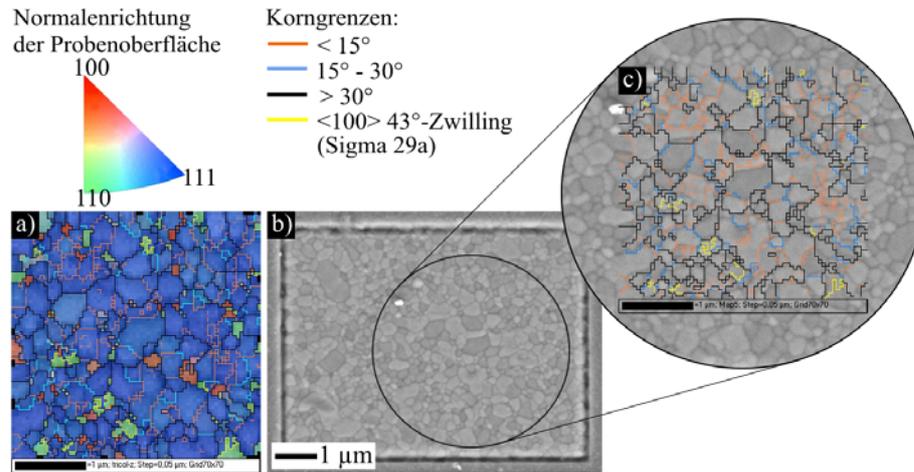
### Interpretation der Ergebnisse

Bei der Auswertung der gewonnenen EBSD-Daten wurde jedes einzelne EBSD-Mapping mit der dazugehörigen REM-Abbildung überlagert (Abb. 4.51). In Abb. 4.52 ist eine solche Bildserie von einer ausgewählten Probenstelle als Funktion der am Messwandler anliegenden HF-Leistung dargestellt. Für eine Analyse der Transportwege in der Al/Ti-Metallisierung wurden 30 derartige EBSD-Mappings (Größe von ca.  $3,5 \times 3,5 \mu\text{m}$ ) ausgewertet. Die ermittelten EBSD-Ergebnisse in Zusammenhang mit den FIB-Abbildungen lieferten erstmalig äußerst detaillierte Informationen über das Gefüge von SAW-Metallisierungen wie z. B. die Einzelkornorientierungen und Korngrenzentypen.

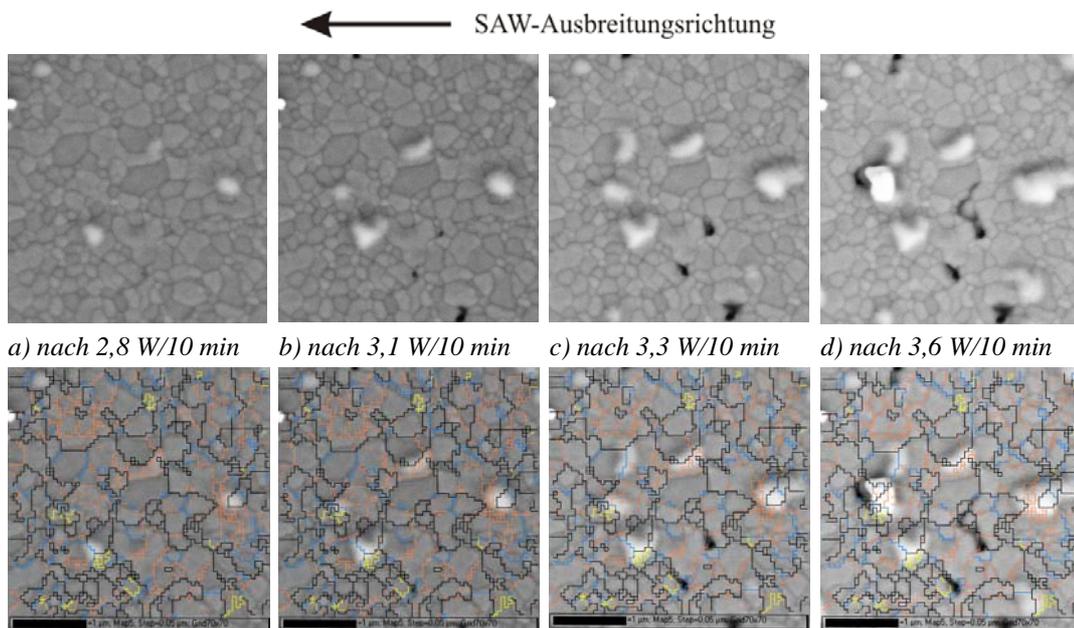
Die unterschiedlichen Korngrenzentypen im EBSD-Mapping in Abb. 4.51 bzw. Abb. 4.52 sind wie folgt gekennzeichnet:

- orange Linien: Kleinwinkelkorngrenzen mit Misorientierung  $< 15^\circ$ ,
- blaue Linien: Großwinkelkorngrenzen mit Misorientierung  $15^\circ - 30^\circ$ ,
- schwarze Linien: Großwinkelkorngrenzen mit Misorientierung  $> 30^\circ$ ,

- gelbe Linien: Sigma 29a-Zwillingskorngrenzen (Misorientierung  $43^\circ$ ,  $\langle 100 \rangle$  Kippachse).



**Abb. 4.51** Gefügeanalyse mittels EBSD-Technik an einer ausgewählten Messstelle eines Al-Wandlers: a) EBSD-Mapping, b) hochaufgelöste REM/SE-Aufnahme, c) Korrelation der aus (a) extrahierten Korngrenzen mit der REM-Abbildung.



**Abb. 4.52** Darstellung der Schädigungsentwicklung durch Loch- und Hügelbildung in einer Al/Ti-Metallisierung während eines Belastungsexperiments mit zunehmender HF-Leistung. Oben: REM-Abbildungen; unten: überlagerte REM-Abbildungen mit EBSD-Mappings.

Die Untersuchungen zeigten deutlich, dass die Bildung von Löchern und Hügeln nahezu gleichzeitig einsetzt. Insgesamt entstanden während des Belastungsexperiments 75 Hügel

und 67 Löcher im Bereich der Messfläche. Allerdings konnten von diesen Löchern und Hügeln ca. 1/4 nicht ausgewertet werden, was in einer unzureichenden Indizierung der Einzelkornorientierung zumeist in Gebieten mit sehr feinkörnigem Gefüge begründet ist.

Mit Hilfe dieser Experimente konnte nachgewiesen werden, dass Löcher und Hügel während der akustischen Belastung vorrangig an Tripelpunkten entstehen und sich bei weiterer Belastung entlang bevorzugter Korngrenzentypen ausbreiten. Bei allen Untersuchungen (mit eindeutiger Indizierung) waren Loch- und Hügelbildung in solchen Tripelpunkten auffällig häufig aufzufinden, in denen stark unterschiedliche Korngrenztypen aufeinander trafen. Solche Tripelpunkte stellen prinzipiell eine potentielle Quelle für das Auftreten von Masseflussdivergenzen dar. Es wurden mehrere kritische Tripelpunkte mit folgenden Korngrenzentypen beobachtet:

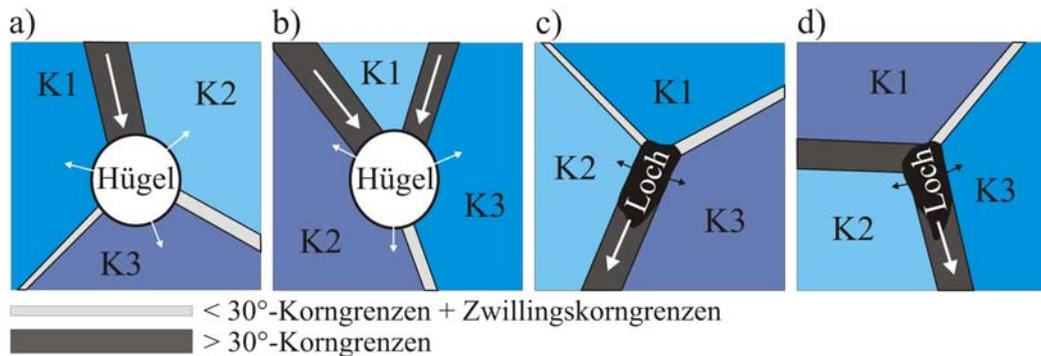
- eine Großwinkelkorngrenze ( $> 30^\circ$ ) - zwei Kleinwinkelkorngrenzen ( $< 15^\circ$ ),
- eine Großwinkelkorngrenze ( $> 30^\circ$ ) - eine Korngrenze mit einem Winkel zwischen  $15^\circ$ - $30^\circ$  - eine Kleinwinkelkorngrenze ( $< 15^\circ$ ),
- eine Großwinkelkorngrenze ( $> 30^\circ$ ) - zwei Korngrenzen mit einem Winkel zwischen  $15^\circ$ - $30^\circ$ ,
- zwei Großwinkelkorngrenzen ( $> 30^\circ$ ) - eine Kleinwinkelkorngrenze ( $< 15^\circ$ ),
- zwei Großwinkelkorngrenzen ( $> 30^\circ$ ) - eine Korngrenze mit einem Winkel zwischen  $15^\circ$ - $30^\circ$ .

Am häufigsten war hierbei der Typ von Tripelpunkt anzutreffen, welcher aus einer Großwinkelkorngrenze ( $> 30^\circ$ ), einer Korngrenze mit einem Winkel zwischen  $15^\circ$ - $30^\circ$  und einer Kleinwinkelkorngrenze ( $< 15^\circ$ ) besteht.

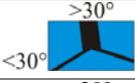
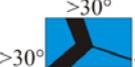
Werden die Korngrenzen in zwei Gruppen geteilt – Korngrenzen mit einem Misorientierungswinkel, der kleiner und mit einem, der größer als  $30^\circ$  ist – dann setzt im Detail die Hügel- und Lochbildung bevorzugt dort ein, wo eine  $> 30^\circ$ -Korngrenze (hohe Diffusivität bzw. Korngrenzenenergie) auf zwei  $< 30^\circ$ -Korngrenzen (geringe Diffusivität bzw. Korngrenzenenergie) trifft (bezeichnet als Tripelpunkt des I. Typs). Obgleich etwas seltener wurde auch die umgekehrte Situation mit zwei  $> 30^\circ$ -Korngrenzen und einer  $< 30^\circ$ -Korngrenze beobachtet (II. Typ). Diese Situationen sind in [Abb. 4.53](#) dargestellt. In der Abbildung werden die Zwillingskorngrenzen berücksichtigt und mit gleicher Markierung gekennzeichnet wie die  $< 30^\circ$ -Korngrenzen. Es ist bekannt, dass diese spezielle Korngrenzen eine besonders niedrige Korngrenzenenergie aufweisen [145]. Im Fall, dass eine Zwillingskorngrenze in einem kritischen Tripelpunkt gefunden worden ist, wurde deshalb angenommen, dass sie auf Hügel- bzw. Lochbildung ähnlich auswirkt wie eine  $< 30^\circ$ -Korngrenzen. [Tab. 4.2](#) gibt einen Überblick über die Zuordnung der „Typen von Tripelpunkten I und II“ zur prozentuell ausgewerteten Häufigkeit der Loch- und Hügelbildung.

Die entstehenden Löcher wachsen zunächst entlang der Schichtdicke senkrecht zur Oberfläche, was bevorzugt über Großwinkelkorngrenzen (meist  $> 30^\circ$ ) geschieht. Mit

zunehmender Materialmigration in die Gebiete, wo Hügel wachsen, verbreitern sich diese Korngrenzen zunehmend. Auf diese Weise können komplette Körner durch den Materialfluss abgebaut werden und folglich aus dem Gefüge der Metallisierung verschwinden (siehe Abb. 4.31a).



**Abb. 4.53** Schematische Darstellung der Korngrenzenzusammensetzung von Tripelpunkten, in welchen es bevorzugt zur Bildung von Löchern und Hügeln kommt; Pfeile markieren jeweils die Richtung des Materialflusses, K-Korn.

Tripelpunkt	Lochbildung	Hügelbildung
<b>I.Type:</b> 	51 %	63 %
<b>II.Type:</b> 	24 %	13 %
nicht identifizierbar	25 %	24 %

**Tab. 4.2**

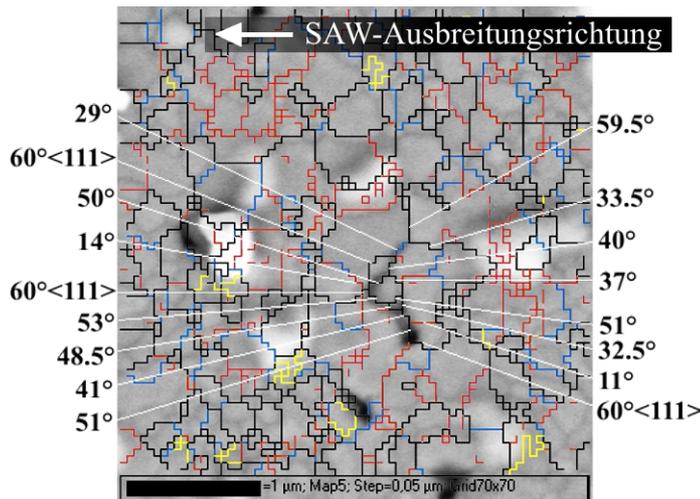
Zuordnung der Tripelpunkte zur Loch- und Hügelbildung.

In Abb. 4.54 ist der Mechanismus des Lochwachstums an einem Beispiel deutlich zu erkennen. Das im Tripelpunkt von zwei Groß- (eine davon ist als  $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenze detektiert worden) und einer Kleinwinkelkorngrenze generierte Loch in der Mitte der Abbildung wächst zunächst entlang der  $51^\circ$ -Korngrenze. Diese Korngrenze trifft auf einen Tripelpunkt, der aus einer Kleinwinkel- und einer  $41^\circ$ -Korngrenze besteht, welche für das weitere Lochwachstum genutzt wird. In den nächsten Tripelpunkten wächst das Loch ausnahmslos zwischen Körnern mit großer Fehlanpassung, d. h. entlang von Korngrenzen mit jeweils größtem Kippwinkel.

Die Hügel können mit steigender Belastungszeit bzw. mit steigender eingespeister Leistung zunehmend senkrecht zur Oberfläche aus dieser herauswachsen und extrem lang gestreckte Extrusionen bilden (siehe Abb. 4.29). Allerdings scheinen die Hügel ähnlich wie die Löcher in Frühstadien der Hügelentstehung entlang von ausgewählten Großwinkelkorngrenzen (meist  $> 30^\circ$ ) zu wachsen.

Die Ausbreitungsrichtung des Loch- bzw. Hügelwachstums konnte zumeist entlang solcher Korngrenzen beobachtet werden, die unter einem bestimmten Winkel zur Ausbreitungsrichtung der SAWs angeordnet waren.

Zusammenfassend heißt dies, dass in den für Loch- und Hügelbildung besonders kritischen Korntripelpunkten Diffusionspfade mit sehr unterschiedlicher Diffusivität zusammentreffen müssen und der Materialtransport vorwiegend über Großwinkelkorngrenzen erfolgt.



**Abb. 4.54**

Beispiel für die experimentelle Bestimmung eines Diffusionspfades des Materialflusses infolge von Akustomigration entlang von Korngrenzen in einer  $\langle 111 \rangle$ -texturierten Al/Ti-Metalisierungsschicht.

(Gekennzeichnet sind die Korngrenzenkippwinkel in der Schichtebene,  $60^\circ \langle 111 \rangle$ :  $\Sigma 3$ -Korngrenzen.)

## 4.2.6 Bestimmung der Lebensdauer

Zur Charakterisierung des Ausfallverhaltens der Al- und Cu- Metallisierungen infolge von Akustomigration wurden Messungen unter erhöhten Belastungsbedingungen zur Ermittlung der Lebensdauer durchgeführt. Derartige Messungen sind nicht nur in der Mikroelektronik für die Lebensdauerbestimmung von Leiterbahnen [111], sondern auch in der SAW-Technologie üblich [70]. Sie beruhen auf der Überlegung, dass das Versagen eines Bauelementes (einer Teststruktur) durch eine erhöhte Umgebungstemperatur bzw. einen erhöhten Leistungsumsatz beschleunigt wird, so dass das Bauteilversagen innerhalb akzeptabler Zeiträume statistisch beurteilt werden kann. Aus den erhaltenen Messdaten können Lebensdauern für die charakteristischen Einsatzbedingungen abgeleitet werden. In der Literatur sind Tests bei Umgebungstemperaturen kleiner als 100°C (z. B. 85°C, [62, 64, 68]) typisch.

Die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Proben benötigen für Belastungsversuche mit laufenden Wellen eine Silikondämpfungsmasse, welche nur Temperaturen bis maximal 150°C gestattet. Es ist bekannt, dass eine Erhöhung der Umgebungstemperatur um nur 10 K eine deutliche Reduzierung der Lebensdauer des SAW-Bauelements bedeuten kann. Beispielsweise hat sich die Lebensdauer von Duplexer-Strukturen, die im Temperaturbereich von 50°C bis 90°C getestet wurden, bei einer Temperaturerhöhung um 10°C halbiert [67]. Die PSAW-Teststrukturen wurden mittels einer Heizplatte auf Umgebungstemperaturen von 50°C bis 100°C<sup>13</sup> erwärmt, wobei eine zusätzliche Aufheizung der Proben durch die eingekoppelte HF-Leistung während des Tests berücksichtigt werden musste.

Die Temperaturen von Heizplatte und Probenhalter wurden mit Hilfe von Thermo-Elementen bestimmt, wohingegen die Temperatur der belasteten Metallisierung über die Frequenzverschiebung ermittelt wurde (vgl. Abschnitt 4.1.4.2). Tab. 4.3 zeigt den Vergleich zwischen der Heizplattentemperatur und den mittels Frequenzverschiebung bestimmten Temperaturen der beiden Testwandler. Um hohe thermische Spannungen im Substrat zu vermeiden, wurde die Heizplatte schrittweise über eine Temperaturrampe (25°C → 50°C → 75°C → 100°C) erwärmt und vor dem jeweiligen Belastungs-experiment zum Ausgleich etwaiger Temperaturgradienten bei der entsprechenden Zieltemperatur eine Stunde gehalten. Bei einigen Messungen wurde aus dem gleichen Grund zusätzlich auch die Leistung stufenweise erhöht.

$T_U / ^\circ\text{C}$	50	75	100
$T_{\text{IDT}}(\text{Al-IDT}) / ^\circ\text{C}$	49	75	99
$T_{\text{IDT}}(\text{Cu-IDT}) / ^\circ\text{C}$	47	73	96

**Tab. 4.3**

*Gegenüberstellung von mittels Frequenzverschiebung ermittelten Temperaturen der Testwandler und der Umgebungstemperatur.*

<sup>13</sup> Heizplattentemperatur wird als Umgebungstemperatur angenommen.

Von den Belastungsexperimenten mit laufenden Wellen unter lichtmikroskopischer Beobachtung war bekannt, dass mit einem Einsetzen von signifikanten Akustomigrationschäden in den Al/Ti-Testwandlern ab einer Leistung von ca. 1 W gerechnet werden muss. Bei den Wandlern aus der schädigungsresistenteren Cu-Metallisierung sind allerdings bei gleicher Leistung wesentlich höhere Umgebungstemperaturen erforderlich, um ein Auftreten von Akustomigration im gleichen Zeitraum beobachten zu können. Derartige Belastungstests wurden im Rahmen von einigen Vorversuchen durchgeführt (1,5 W/180°C). Hierbei zeigte sich allerdings, dass die „stark erhöhten“ Temperaturen eine äußerst negative Wirkung insbesondere auf die Fingerkanten mit möglichen Strukturierungsfehlern entfalten können. Wie bereits in [Abschnitt 4.2.3.2](#) diskutiert, entstehen während eines solchen Versuches hügelartige Defekte, die nicht durch Akustomigration bedingt sind. Die bei Raumtemperatur durchgeführten Belastungsexperimente bis 4,5 W zeigten hingegen keine solchen Probleme. Deswegen wurde für die Lebensdauerexperimente im Falle der Cu-Wandler die Umgebungstemperatur auf maximal 100°C begrenzt sowie die Leistung etwas erhöht (2,9 W – 3,5 W).

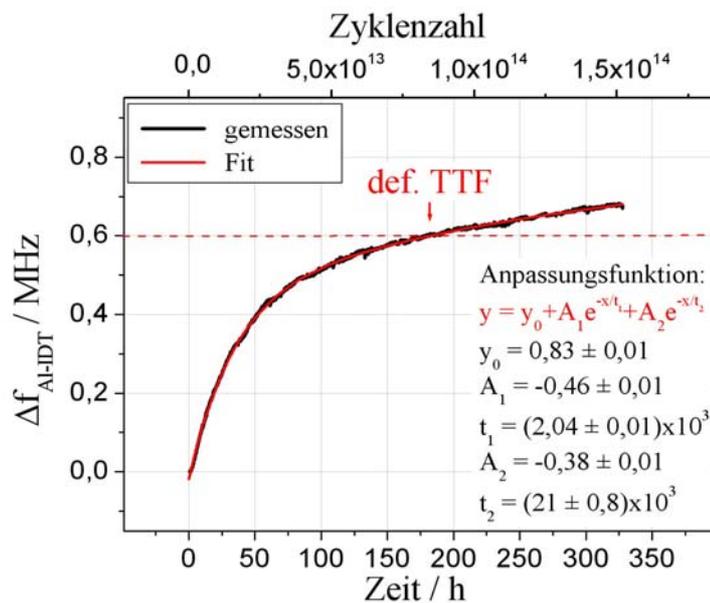
Die Ergebnisse der Lebensdauerbestimmung sind um so genauer, je mehr Proben in eine Analyse einbezogen werden (statistische Absicherung). Im allgemeinen werden deshalb Mittelwerte (Mean-Time-to-Failure, MTTF) ermittelt, die über mehrere Proben (typ. > 20) gemittelt werden. Solch zeitaufwändige Messungen werden in der Mikroelektronik beispielsweise an Leiterbahnbündeln durchgeführt [111]. Für SAW-Strukturen bietet sich unter Berücksichtigung des sehr hohen apparativen Aufwandes als Kompromiss die Bestimmung der Ausfallzeit von repräsentativen Einzelstrukturen mit geringer Probenzahl an. Diese Ausfallzeit sowie die daraus ermittelten Aktivierungsenergien unterliegen aus diesem Grund zwar größeren Standardabweichungen, prinzipielle Kurvenverläufe und Vergleiche zwischen den Metallsystemen lassen sich aber dennoch daraus ableiten. Für die Bestimmung der einzelnen Lebensdauern wurde in den durchgeführten Tests die Zeit ab Beginn der Wirkung der maximalen Leistung bis zum Erreichen des Ausfallkriteriums gemessen. Die Lebensdauermessungen erfolgten ausschließlich an Luft.

#### 4.2.6.1 Das Ausfallkriterium

Wie bereits in [Abschnitt 4.2.1](#) erwähnt, kann als Schädigungs- bzw. Ausfallkriterium bei SAW-Strukturen die irreversible Verschiebung der Peakfrequenz verwendet werden. Die Größe dieser Verschiebung hängt sowohl von dem getesteten SAW-Bauelement als auch mit seinem Anwendungsgebiet zusammen. Aus der Literatur bekannte Werte für das Ausfallkriterium variieren hierbei zwischen 50 kHz (Zweitorresonatoren, [48, 52, 53, 55]) und 2 MHz (Bandpass-Filter, [62, 64, 68]). Die in der vorliegenden Arbeit verwendete PSAW-Teststruktur ist kein spezifisches, in der Praxis angewendetes Bauelement mit feststehenden Toleranzen für den kommerziellen Einsatz. Es handelt sich hierbei um eine

Teststruktur, die dem Zweck des direkten Vergleiches der Akustomigrationseigenschaften von zwei verschiedenen SAW-Metallisierungen dient.

Das Ausfallkriterium wurde hier aus dem Verlauf der irreversiblen Frequenzverschiebung über der Zeit festgelegt. Ein typischer Verlauf von  $\Delta f_0$  als Funktion der Belastungszeit für den Al-Testwandler der PSAW-Teststruktur ist in [Abb. 4.55](#) dargestellt. Die Kurve kann sehr gut mit einer Funktion des Typs  $y = y_0 + A_1 e^{-x/t_1} + A_2 e^{-x/t_2}$  angepasst werden. Die Kurve weist einen starken Anstieg zu Beginn der Belastung auf. Nach Erreichen einer Frequenzverschiebung von ca. 400 kHz verringert sich der Anstieg wesentlich.



**Abb. 4.55**

Typischer Verlauf der irreversiblen Frequenzverschiebung  $\Delta f_{Al-IDT}$  des Al-Messwandlers als Funktion der Zeit bzw. der Zyklenzahl (ohne thermisch bedingte Frequenzverschiebung durch Erwärmung).

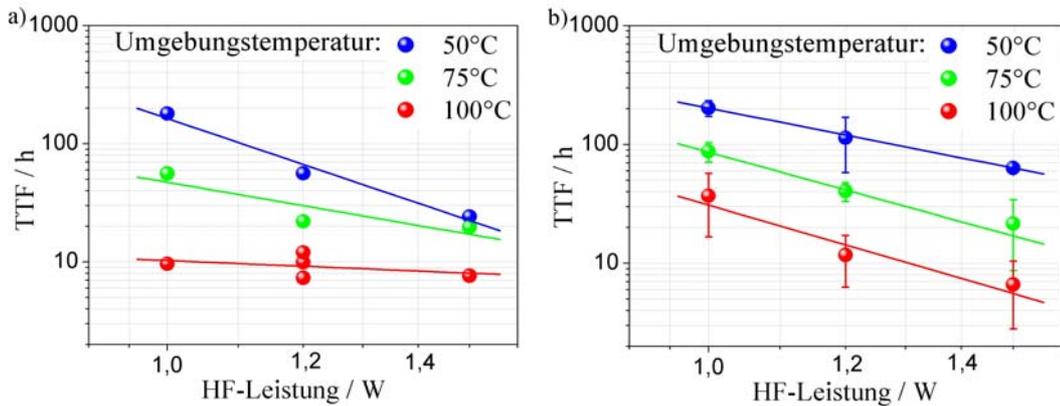
(Belastungsbedingungen: HF-Leistung = 1W,  $T_U = 50^\circ\text{C}$ ,  $T_{IDT} = 57^\circ\text{C}$ )

Bei der Auswahl des Ausfallkriteriums ist zu berücksichtigen, dass dieses im Einklang mit den kommerziellen Kriterien steht (Bereich 50 kHz – 2 MHz). Des Weiteren ist darauf zu achten, dass die Messungen insbesondere bei geringen HF-Leistungen von 1 W – 1,5 W und einer Umgebungstemperatur von  $50^\circ\text{C}$  –  $100^\circ\text{C}$  eine zeitliche Dauer von 2-3 Wochen nicht übersteigen, da eine gleichzeitige Untersuchung mehrerer Proben aus technischen Gründen nicht möglich war. Das Ausfallkriterium wurde somit auf 600 kHz festgelegt.

#### 4.2.6.2 Lebensdauer der Al-Testwandler

Zur Vermeidung thermischer Spannungen im Substrat muss die HF-Leistung mit einer geringen Rate von z. B. 0,05 W/min zugeschaltet werden. Allerdings kann eine bereits vor Erreichen der Sollleistung eintretende Schädigung zu einer fehlerhaften Ermittlung der Lebensdauer und damit zu einer großer Schwankung der Messwerte (insbesondere bei hohen Temperaturen bzw. Leistungen) führen (siehe [Abb. 4.56a](#)).

Um derartige Messfehler zu reduzieren, wurde eine möglichst steile Rampe gewählt. Für 128° LN-Substrat war ein sofortiges Zuschalten der Sollleistung bis 1,5 W pro Testwandler (d. h. Eingangsleistung 3 W) möglich. Die Ergebnisse derartiger Messungen (mit steiler Rampe) sind in [Abb. 4.56b](#) dargestellt. Für eine Absicherung dieser Ergebnisse waren mindestens drei Messungen pro Belastungsstufe zur Bestimmung der Lebensdauer erforderlich.



**Abb. 4.56** Einfluss der Leistungsrampe auf die Lebensdauerbestimmung der Al/Ti-Testwandler bei unterschiedlicher Umgebungstemperatur:  
 a) flache Rampe bzw. geringe Rate der Leistungserhöhung  
 b) steile Rampe bzw. große Rate (geringere Standardabweichung).  
 Erhöhung der Temperatur der Metallisierung infolge der Leistungseinkopplung von 1,5 W auf ca. 64°C (bei  $T_U = 50^\circ$ ), 97°C (bei  $T_U = 75^\circ$ ) und 125°C (bei  $T_U = 100^\circ$ ).

Im Diagramm ist zu sehen, dass sich die Lebensdauer der Al-Testwandler bei Erhöhung der Leistung um 0,2 – 0,3 W ca. um die Hälfte und bei Erhöhung der Umgebungstemperatur um 25°C ca. um 60 % verringert. Die Lebensdauer der SAW-Strukturen ist von der Leistung sowie der Temperatur umgekehrt proportional abhängig.

In [Abb. 4.57](#) sind die ermittelten Lebensdauern über dem reziproken Wert der absoluten Temperatur des Testwandlers für drei unterschiedliche Leistungen in einer Arrhenius-Darstellung aufgetragen. Die Korrelation zwischen der Lebensdauer und der Temperatur beschreibt in Analogie zur Arrhenius-Gleichung die [Gleichung 4.3](#), welche bereits in der Literatur von mehreren Autoren [46, 52, 55] zur Berechnung der Aktivierungsenergie verwendet wurde.

$$\ln TTF = \ln A + E_a / kT \quad (4.3)$$

$TTF$  – Lebensdauer

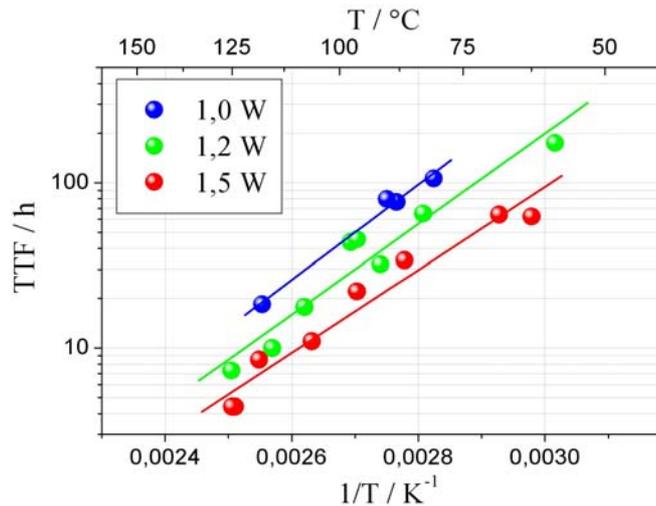
$A$  – Konstante (abhängig von Elektrodenmaterial, Struktur der Metallisierung, Geometrie der Elektroden und Substrat)

$E_a$  – Aktivierungsenergie

$k$  – Boltzmann-Konstante

$T$  – absolute Temperatur

Mittels dieser Gleichung konnten aus der Steigung der Ausgleichgeraden in [Abb. 4.57](#) die Aktivierungsenergien berechnet werden. Für die drei verschiedenen Leistungen ergaben sich hierbei Werte: 0,57 eV (1 W), 0,54 eV (1,2 W) und 0,5 eV (1,5 W) – d. h. die niedrigste  $E_a$  wird für die größte Leistung bestimmt.



**Abb. 4.57**

*Darstellung der Lebensdauer der Al-Testwandler als Funktion der Metallisierungstemperatur für drei unterschiedliche Leistungen.*

Diese Werte sind mit der Aktivierungsenergie für Korngrenzendiffusion, welche aus Elektromigrationsexperimenten ([Tab. 4.4](#)) an Al-Leiterbahnen bestimmt wurden, vergleichbar [[146-148](#)]. Das Ergebnis zeigt, dass die [Arrhenius-Gleichung 4.3](#) das Akustomigrationsverhalten in dem experimentell untersuchten Temperatur- bzw. Leistungsbereich zu beschreiben vermag.

Leiterbahn	Gitterdiffusion $E_a/eV$	Korngrenzendiffusion $E_a/eV$	Oberflächendiffusion $E_a/eV$
Al	1,4	0,4-0,6	-
Al-Cu	1,2	0,6-0,7	0,8-1,0
Cu	2,3	1,2	0,7-1,0

**Tab. 4.4**

*Aktivierungsenergien für Selbstdiffusion, bestimmt aus Elektromigrationsexperimenten [[146, 147](#)].*

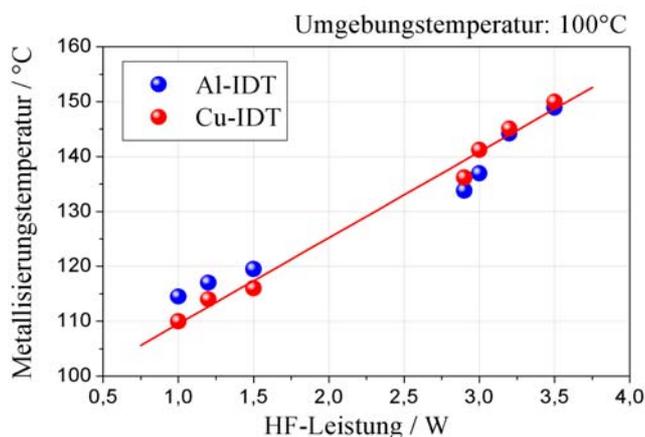
In der Literatur sind aus Akustomigrationsexperimenten an Al(Ti)-Fingerelektroden Aktivierungsenergien im Bereich von 0,56 – 0,9 eV bestimmt worden [[46, 52, 55](#)]. Ein Vergleich mit den in der vorliegenden Arbeit bestimmten Aktivierungsenergien zeigt, dass diese Literaturwerte größer sind. Die Aktivierungsenergie steigt hierbei mit zunehmendem Ti-Legierungsgehalt (0,2 bis 0,8 m.-%) an. Mit der Kenntnis, dass die Legierungszusätze an die Korngrenzen segregieren und somit dort zu einer Verschlechterung der Diffusivität führen können, ist eine Erhöhung der Aktivierungsenergie zu erwarten.

Ein weiteres Modell für die mit steigender Temperatur beschleunigten Lebensdauerexperimente wird in [[63](#)] diskutiert. Es wurde hierbei vermutet, dass die Lebensdauer dem sog. Eyring-Modell folgt, welches eine speziellere Form des Arrhenius-Modells darstellt:

$$\ln TTF = A + B/T - n \ln S \quad (4.4)$$

wobei  $TTF$  – die Lebensdauer,  $A$ ,  $B$ ,  $n$  – Konstanten (wobei  $B$  die Einheit [K] hat),  $T$  – die absolute Temperatur in [K] und  $S$  – die der Leistung proportionale Belastung ist. Ist die Eingangsleistung  $S$  konstant, so ist die Lebensdauer proportional der inversen Temperatur. Dies wurde auch durch die in [Abb. 4.56b](#) dargestellten Messergebnisse bestätigt.

Im Falle, dass die Beziehung zwischen Eingangsleistung und Lebensdauer nach [Gleichung 4.4](#) untersucht werden würde, müsste die Temperatur konstant gehalten werden. Allerdings wird die Probenoberfläche nach Einkopplung der Eingangsleistung beträchtlich erwärmt, wobei die entsprechende Erwärmung jeweils von der Höhe der HF-Leistung abhängig ist (siehe [Abb. 4.58](#)). Dieser Umstand macht somit eine solche Messung mit konstanter Temperatur recht kompliziert.



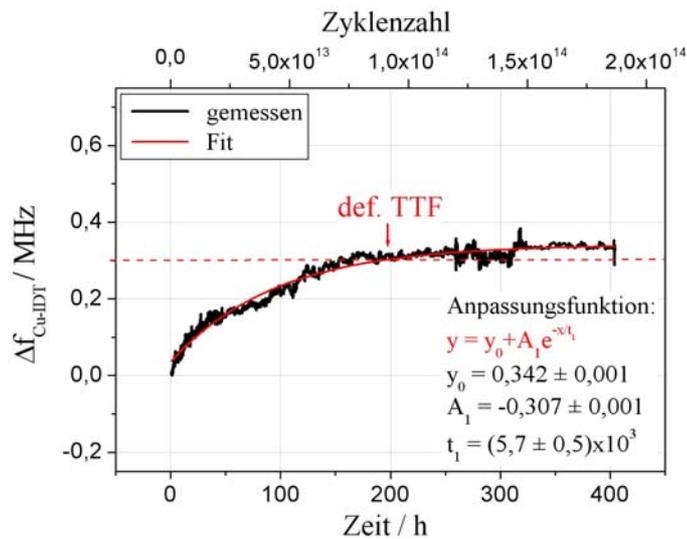
**Abb. 4.58**

*Darstellung der Temperatur des Al- und Cu-Testwandlers als Funktion der HF-Leistung. Die Messungen erfolgten bei einer konstanten Umgebungstemperatur von 100°C.*

### 4.2.6.3 Lebensdauer der Cu-Testwandler

Bei den durchgeführten Lebensdauerversuchen bis 1,5 W wurde auch bei Temperaturen von 100°C (vgl. [Abschnitt 4.2.6.2](#)) keine signifikante Schädigung der Cu-Wandler (Loch- und Hügelbildung) sowie die damit verbundene Frequenzverschiebung beobachtet.

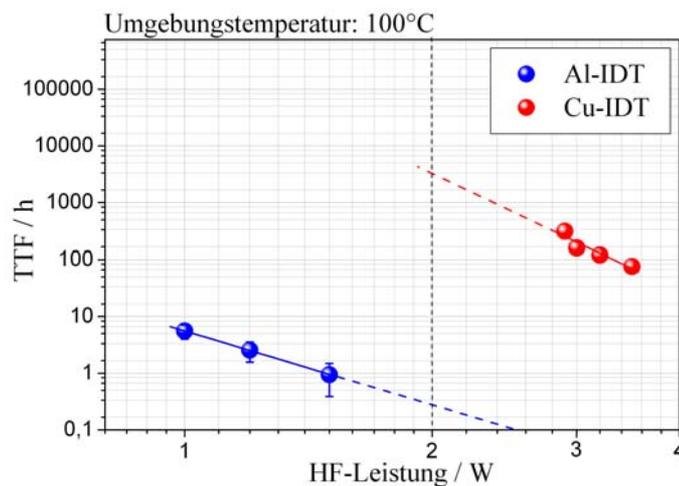
Bei einem Einsatz von deutlich höheren Leistungen (bis 3,5 W) und Temperaturen von 100°C wurden Proben mit Sendestrukturen aus Kupfer verwendet, da der sonst aus Aluminium hergestellte Sender durch seitliche Extrusionen und dem darauf folgenden elektrischen Kurzschluss während solcher Experimente komplett zerstört wurde. Da es beim sofortigen (impulsartigen) Zuschalten einer solch hohen Leistung zu der bereits erwähnten Rissbildung im Substrat kommen kann, wurde versucht, durch stufenweise Erhöhung der Leistung mit einer Rate von ca. 1,4 W/min, die Rissbildung zu unterbinden. Trotz dieser hohen Belastungen konnte das für die Al/Ti-Testwandler definierte Ausfallkriterium von 600 kHz selbst nach 400 h nicht erreicht werden (siehe [Abb. 4.59](#)). Aus diesem Grund wurde das Ausfallkriterium auf 300 kHz festgelegt.

**Abb. 4.59**

Verlauf der irreversiblen Frequenzverschiebung  $\Delta f_{\text{Cu-IDT}}$  des Cu-Testwandlers als Funktion der Zeit (ohne thermisch bedingte Frequenzverschiebung durch die Erwärmung).

(Belastungsbedingungen:  
HF-Leistung = 3W,  
 $T_U = 100^\circ\text{C}$ ,  $T_{\text{IDT}} = 141^\circ\text{C}$ )

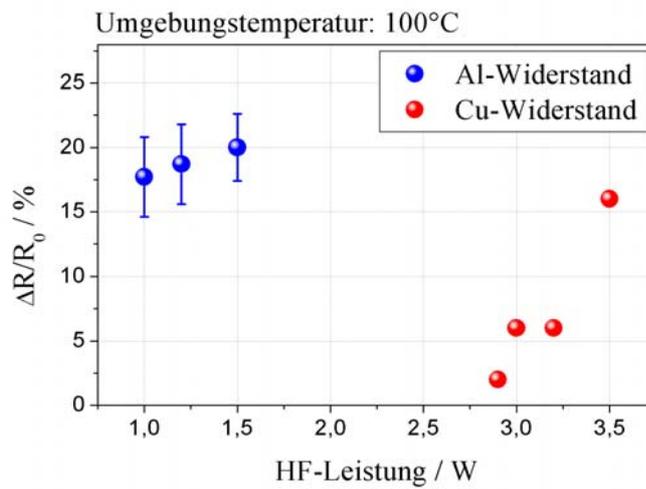
Abb. 4.60 zeigt die Messergebnisse, welche an Cu-Testwandlern, belastet mit HF-Leistungen zwischen 2,9 und 3,5 W bei einer Umgebungstemperatur von  $100^\circ\text{C}$ , gewonnen wurden. Zum Vergleich sind im Diagramm ausgewählte Werte für Al/Ti-Testwandler, die ebenfalls bei  $100^\circ\text{C}$  gemessen und für das Ausfallkriterium von 300 kHz ausgewertet wurden, dargestellt. Unter der Annahme eines linearen Zusammenhangs zwischen der Lebensdauer des Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Systems und der eingebrachten HF-Leistung, erhält man im Vergleich mit dem Al/Ti-System eine um mehr als drei Größenordnungen höhere Lebensdauer für die Cu-basierten Metallisierungen. Abb. 4.60 spiegelt folglich direkt die hohe Leistungsverträglichkeit und Zuverlässigkeit der Cu-Metallisierung wieder und ergänzt die bisher gezeigten Ergebnisse quantitativ.

**Abb. 4.60**

Darstellung der Leistungsverträglichkeit bzw. Akustomigrationsresistenz der Cu-Testwandler im Vergleich mit Al-Testwandlern, gemessen bei  $T_U = 100^\circ\text{C}$ , Ausfallkriterium: 300 kHz der Peakfrequenzverschiebung.

Da die Widerstandsmessstreifen auch durch Akustomigration geschädigt werden, könnte mittels dieses Effekts eventuell die Lebensdauer der PSAW-Teststrukturen entsprechend der Widerstandsänderung der Leiterbahnen bestimmt werden. Es wurde allerdings

beobachtet, dass bei variierenden Leistungen gleiche Peakfrequenzverschiebungen (300 kHz) nicht zu gleichen Änderungen im elektrischen Widerstandsverhalten führen (Abb. 4.61). Somit eignen sich die Widerstandswerte nicht als Ausfallkriterium für eine unmittelbare Bestimmung der Lebensdauer.



**Abb. 4.61**

*Darstellung der auf den Ausgangszustand  $R_0$  normierten Widerstandsänderung  $\Delta R$  der Al- und der Cu-Leiterbahnen nach Auftreten einer Peakfrequenzverschiebung von 300 kHz in Abhängigkeit von der Leistung.*

## 4.3 Zusammenfassung der experimentellen Ergebnisse

Für die Entwicklung von hochleistungsfähigen SAW-Bauelementen in Kupfertechologie wurden zunächst zwei unterschiedliche Cu-Metallisierungssysteme bezüglich der Diffusionsbarriere untersucht: Ta/Cu/Ti und Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N. Diese Voruntersuchungen zeigten, dass die amorphe Ta-Si-N-Diffusionsbarriere mit der Zusammensetzung  $\text{Ta}_{30}\text{Si}_{18}\text{N}_{52}$  eine wesentlich bessere thermische Stabilität besitzt als die reine Ta- bzw. Ti-Schicht. Nach einer Wärmebehandlung an Luft bei  $400^\circ\text{C}$  für 5 h zeigte die Ta-Si-N-Barriere noch keinerlei Reaktionen mit der Cu-Schicht sowie mit dem  $\text{LiNbO}_3$ -Substrat. Die Haftung zwischen der Barriere und dem Substrat bzw. der Cu-Schicht blieb erhalten. An der Oberfläche der Ta-Si-N-Deckschicht bildete sich während der Temperung eine dünne Siliziumoxidschicht. Von besonderem Vorteil für SAW-Anwendungen ist die nur geringe Erhöhung des elektrischen Widerstandes beim ternären Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Schichtsystem im Vergleich mit einer reinen Cu-Schicht vergleichbarer Dicke. Des Weiteren stellt diese Diffusionsbarriere kein Hindernis für das Al-Drahtbonden dieses Metallisierungssystems dar, welches notwendig für die elektrische Kontaktierung der SAW-Strukturen ist. Es konnte eine gute Langzeitstabilität der Kontaktstellen bei Temperaturen bis zu  $425^\circ\text{C}$  nachgewiesen werden. Die Ta-Si-N-Barriere ist somit für die SAW-Kupfertechologie hervorragend geeignet und wurde schließlich zur Herstellung von SAW-Testproben verwendet.

Vor den Belastungsexperimenten wurden die Gefügeeigenschaften der Al- und Cu-basierten Metallisierungen untersucht. Die mit Elektronenstrahlverdampfung aufgebraachten Al-Dünnschichten besitzen eine ausgeprägte  $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur. Das Gefüge zeigte im Querschnitt eine säulenartige (kolumnare) Kornstruktur mit zur Oberfläche nahezu senkrecht orientierten Korngrenzen. Die beobachteten Korngrößen lagen im Bereich zwischen 50 nm und 950 nm. Die Kornflächenanalyse ergab dabei eine mittlere Korngröße von ca. 190 nm. Die mit Magnetronspütern abgeschiedenen Cu-Schichten sind weniger stark texturiert ( $\langle 101 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$ ) mit einer mehr globularen Form der Körner im Querschnitt. Die von der geringen Stapelfehlerenergie herrührende starke Neigung von Kupfer zur Zwillingsbildung [145] konnte beobachtet werden. So wurden hierbei wesentlich mehr Zwillingskorngrenzen detektiert (ca. 14 % mehr) als in den Al-Schichten. Die mittlere Korngröße in Cu betrug ca. 225 nm. Bei einer Korngrößenanalyse einschließlich der Zwillingskorngrenzen wiesen allerdings beide Metallisierungen eine ähnliche mittlere Korngröße auf (ca. 180 nm).

Zum Testen der Akustomigrationsresistenz sowie der Zuverlässigkeit dieser neuartigen Cu-SAW-Metallisierungen wurde eine spezielle Power-SAW-Teststruktur verwendet. Durch eine symmetrische Anordnung der aus beiden Metallisierungen (Al, Cu) bestehenden Strukturkomponenten konnte deren Schädigungsverhalten unter den gleichen

Belastungsbedingungen miteinander verglichen werden. Die durchgeführten Akustomigrationsexperimente können in zwei Gruppen unterteilt werden.

In die erste Gruppe gehören die bei Raumtemperatur durchgeführten Experimente, bei denen der Vergleich des Schädigungsverhaltens von Al- und Cu-basierten Metallisierungen unter mikroskopischer Beobachtung im Vordergrund stand. Hierbei wurden entsprechend höhere HF-Leistungen (2 W – 4,5 W) verwendet, so dass erste Akustomigrationsschädigungen innerhalb relativ kurzer Zeiträume beobachtet werden konnten. Diese Belastungsversuche (vorwiegend mit laufenden Wellen) wiesen eindeutig nach, dass das Cu-System im Vergleich mit der Al/Ti-Metallisierung eine wesentlich bessere Akustomigrationsresistenz besitzt. Eine quantitative Bewertung des Schädigungsniveaus konnte durch die Auswertung der irreversiblen Verschiebung der Peakfrequenz sowie durch die Messung der elektrischen Widerstandsentwicklung vorgenommen werden. Es konnte festgestellt werden, dass sich bei den Al-Wandlern bzw. -Leiterbahnen die Frequenzverschiebung bzw. der elektrische Widerstand sowohl mit steigender Belastungszeit als auch mit steigender Leistung stark erhöhte. Beispielweise wurde nach einer Belastung mit 3 W für eine Dauer von 2000 min eine Peakfrequenzverschiebung von ca. 800 kHz und eine Widerstandserhöhung von ca. 48 % registriert. Im Gegensatz dazu zeigten die bei Raumtemperatur belasteten Cu-Wandler und -Leiterbahnen keine elektrisch messbaren Änderungen in den entsprechenden Eigenschaften.

Bereits geringe Leistungen (1 W) und Belastungszeiten von einigen Minuten verursachten im Al-Testwandler erste Schädigungen, welche allerdings nicht elektrisch, sondern nur als Veränderungen in der Mikrostruktur mit Hilfe des Lichtmikroskopes nachweisbar waren. Solche Frühstadien der Schädigungen wurden im Cu-Testwandler erstmals ab einer Leistung von 3 W und nach langer Betriebsdauer (2000 min) beobachtet.

Die Akustomigration äußerte sich sowohl im Al- als auch im Cu-Testwandler in einer Hügel- und Lochbildung. Allerdings gab es zwischen beiden Metallisierungen wesentliche Unterschiede z. B. in der Intensität oder in der Form dieser Schädigung. Während die Hügel in der Al-Metallisierung senkrecht zur Oberfläche bis zu einer Höhe von mehr als 1  $\mu\text{m}$  emporwuchsen, bildeten sich in den Cu-Wandlern nur flache, seitlich nicht scharf begrenzte Hügel aus, die ein wesentlich geringeres Volumen aufwiesen als jene, die im Al-Wandler beobachtet wurden. Wie Belastungen von Cu-Metallisierungen ohne die Ta-Si-N-Deckschicht zeigten, ist diese verbesserte Akustomigrationsresistenz teilweise durch die günstigeren Materialeigenschaften des Kupfers aber teilweise auch durch die Wirkung der Deckschicht bedingt, die ein freies Wachstum der Extrusionen hemmt. Nach erfolgter Schädigung der Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Testwandler waren nicht nur Hügel, sondern auch die Löcher mit dieser Barriere bedeckt. TEM- sowie FIB-Querschnitte an solchen Akustomigrationsschädigungen zeigten, dass die Ta-Si-N-Barriere keine mechanische Schädigung oder chemische Reaktionen mit der Cu-Schicht sowie mit dem Substrat nach der Belastung aufwies. Ebenso verblieb die dünne Ti-Haft-

vermittlerschicht im Al/Ti-Schichtsystem ohne jegliche Änderungen, obwohl das Material aus den Korngrenzen oder sogar aus den gesamten Körnern der Al-Metallisierung bis hinab an die Ti-Schicht migriert war (Lochbildung bis zur Ti-Schicht). Untersuchungen mittels REM, TEM sowie FIB-Technik zeigten einen relevanten Zusammenhang zwischen der Mikrostruktur und dem akustomigrationsbedingten Schädigungsverhalten. Mit REM/EBSD sowie TEM wurde nachgewiesen, dass Löcher und Hügel vorrangig an Tripelpunkten entstehen und sich bei weiterer Belastung entlang bevorzugter Korngrenzen ausbreiten. Am häufigsten war eine Loch- und Hügelbildung an Tripelpunkten zu beobachten, in denen unterschiedliche Korngrenzentypen aufeinander trafen. In 51 % aller Fälle der Loch- und 63 % der Hügelbildung wurde diese an einem Korntripelpunkt detektiert, welcher aus einer Korngrenze mit einem Misorientierungswinkel  $> 30^\circ$  und zwei Korngrenzen  $< 30^\circ$  bestand. Das weitere Lochwachstum wurde hierbei zumeist entlang dieser Korngrenzen mit einem Misorientierungswinkel  $> 30^\circ$  beobachtet.

Des Weiteren zeigte sich während dieser Experimente, dass eine durch FIB-Präparation verursachte Implantation von  $\text{Ga}^+$ -Ionen zur einer Erhöhung der Akustomigrationsresistenz von Al-Dünnschichten führen kann.

Durch die SAW-Belastung wurden sowohl die Al- als auch die Cu-Metallisierungen erwärmt, wobei die jeweilige Temperatur von der Leistung abhängig war. Die Temperatur wurde mittels des Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes (TCR) bzw. aus der linearen Temperaturabhängigkeit der Peakfrequenzverschiebung berechnet. Die Metallisierungen wurden beispielsweise während einer Belastung mit 2 W auf eine Temperatur von ca.  $70^\circ\text{C}$  und bei einer Belastung mit 3 W auf ca.  $102^\circ\text{C}$  erwärmt. Die Temperatur hat einen starken Einfluss auf den Akustomigrationsprozess. Dafür spricht ein „*in situ*“-REM-Belastungsexperiment, welches bei Raumtemperatur und einer relativ geringen Leistung durchgeführt wurde. Hierbei zeigte sich, dass sich der Al-Testwandler, aufgrund der durch das Vakuum bedingten verringerten Wärmeableitung, auf eine Temperatur von ca.  $110^\circ\text{C}$  erwärmte und stark geschädigt wurde, obwohl dieser Wandler nur mit einer Leistung von 1 W belastet worden war.

Die zweite Gruppe von Belastungsexperimenten umfasste die Lebensdauermessungen. Diese erfolgten an Luft bei erhöhter Temperatur ( $50^\circ\text{C} - 100^\circ\text{C}$ ). Die Al-Wandler wurden hierbei mit Leistungen von 1 W bis 1,5 W und die Cu-Testwandler mit Leistungen von 2,9 W bis 3,5 W belastet. Als Ausfallkriterium wurde eine Peakfrequenzverschiebung von 300 kHz definiert. Diese Lebensdauerexperimente haben die unter mikroskopischer Beobachtung durchgeführten Ergebnisse quantitativ bestätigt. Die Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Metallisierung erreicht eine Lebensdauer, die um ca. drei Größenordnungen höher ist als jene der Al/Ti-Metallisierung. Aus den Messungen an den Al-Testwandlern wurden für unterschiedliche Leistungen (1-1,5 W) die Aktivierungsenergien mit Werten von 0,5-0,57 eV bestimmt.

Bei den Lebensdauerexperimenten der Cu-Testwandler wurden extrem hohe Belastungsbedingungen (3 W/400 h/100°C) verwendet, bei denen außer der typischen Schädigung (flache Hügel bedeckt mit Diffusionsbarriere) noch zusätzlich hügelartige Extrusionen an den Fingerkanten auftraten. Diese Extrusionen sind besonders bei hohen Temperaturen (z. B. 180°C) beobachtbar, wo sie bereits bei geringen Leistungen (z. B. 1,5 W/25 h) ein großes Volumen haben. Mittels REM/EDX-Analyse konnte nachgewiesen werden, dass diese Extrusionen aus Kupferoxid bestehen. Dieser Fakt deutet darauf hin, dass die Kanten der Fingerelektroden während des Strukturierungsprozesses nur ungenügend mit der Barriere bedeckt wurden. In diesen Bereichen tritt bei Temperaturen von über ca. 140°C eine verstärkte Oxidation ein. Eine entsprechende Prozessoptimierung bei der Herstellung (Lackmaskengeometrie, Abscheideparameter) ist deshalb erforderlich. Durch Beseitigen dieser Strukturierungsprobleme wird sich die Leistungsbeständigkeit und die Zuverlässigkeit des Cu-Metallisierungssystems voraussichtlich weiter erhöhen (die Kantendefekte tragen zur Peakfrequenzverschiebung bei).

## 5 Schädigungshypothese

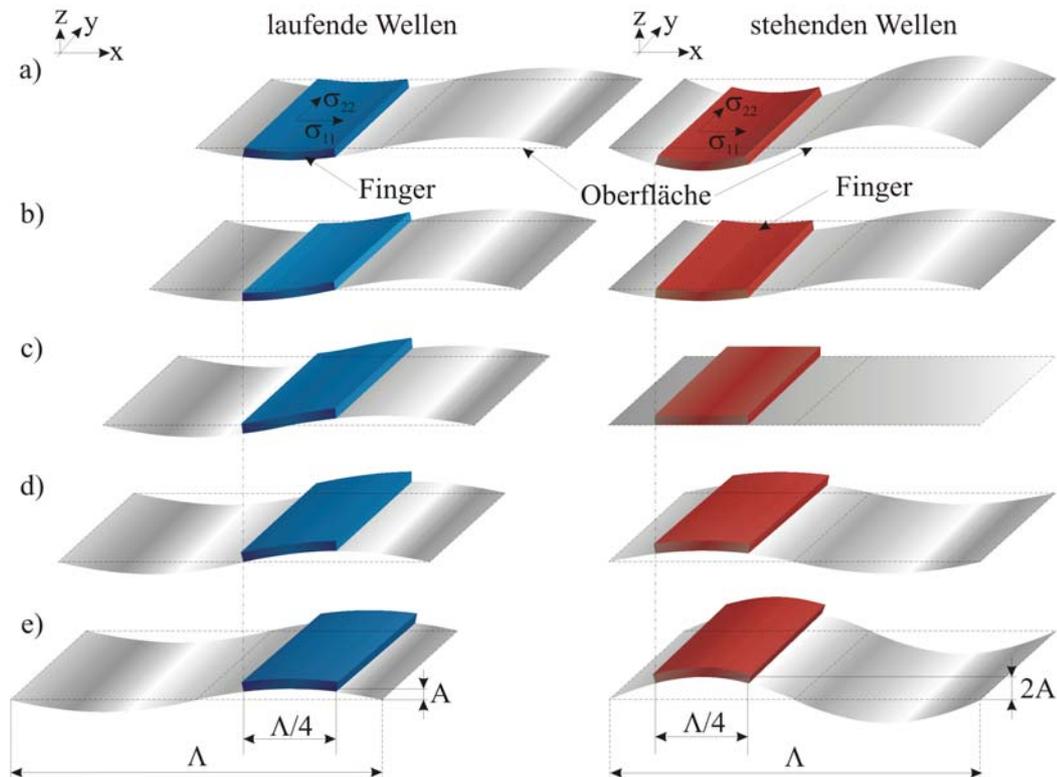
Bislang ist kein geschlossenes Modell zur Beschreibung der Schädigung von metallischen Dünnschichten durch Akustomigration bekannt. Die hier vorgestellte Schädigungshypothese beruht daher allein auf Beobachtungen und Erkenntnissen, welche aus den durchgeführten Belastungsexperimenten und deren Analyse gewonnen werden konnten.

Ausgangspunkt für die Schädigungshypothese ist das Funktionsprinzip einer SAW-Struktur. Die parallel zueinander angeordneten Fingerelektroden mit einer bestimmten Geometrie sind auf einem piezoelektrischen Substrat mit definiertem Kristallschnitt angeordnet. Wie auch in [Abschnitt 2.1.3](#) beschrieben wurde, sind die Finger alternierend durch Bondflächen miteinander verbunden und eine angelegte hochfrequente Wechselfeldspannung erzeugt zwischen den Fingern ein elektrisches Wechselfeld. Infolge des piezoelektrischen Effektes werden lokale Bereiche der Substratoberfläche abwechselnd gestaucht und gestreckt, wodurch eine mechanische Welle an der Substratoberfläche angeregt wird.

Je nach Geometrie und Anordnung der Finger sowie Substratmaterial bzw. seinem Kristallschnitt können unterschiedliche Wellentypen im Einkristallsubstrat entstehen. Ein einfacher Fall ist der Rayleigh-Typ, der den folgenden Betrachtungen zugrunde gelegt wird. Die Welle breitet sich vorrangig an der Substratoberfläche aus, da ihre Amplitude mit zunehmender Eindringtiefe in das Substratmaterial exponentiell gedämpft wird. Eine sinusförmige HF-Anregung liefert im Idealfall auch eine sinusförmige Oberflächenwelle. Bei ideal geradlinigen und parallel angeordneten Fingern breitet sich eine nahezu ebene Wellenfront aus. Die Amplitude der SAW ist gering und liegt an der Oberfläche typischerweise im Bereich von einigen Nanometern. Bei idealer Haftung der Fingerelektroden auf dem Substrat und Vernachlässigung von Relaxationseffekten an der Grenzfläche Substrat/Metallisierung wird die örtliche Dehnung der Substratoberfläche komplett auf die Metallschicht übertragen. Entsprechend den elastischen Materialkonstanten entsteht so in der Metallschicht ein stark inhomogenes und zeitabhängiges mechanisches Spannungsfeld.

In [Abb. 5.1](#) sind momentane SAW-Belastungssituationen für Fingerelektroden, die entweder mit laufenden oder mit stehenden Wellen belastet werden, schematisch dar-

gestellt. Beide Typen dieser Wellen verursachen in den Fingern die gleiche Schädigungsart, d. h. eine Loch- und Hügelbildung.



**Abb. 5.1** Vereinfachte schematische Darstellung von Belastungssituationen innerhalb der SAW-Periode für Fingerelektroden bei laufenden und stehenden Wellen, wobei  $\sigma_{11}$  (in SAW-Ausbreitungsrichtung) die dominante Spannungskomponente ist. Mögliche Schubspannungen sind hier vernachlässigt.

In [Abb. 5.1a](#) befindet sich der gesamte Fingerquerschnitt zunächst unter Druckspannungen. Dieser Belastungszustand entspricht einer Biegebelastung mit schwacher konkaver Krümmung, wobei sich das Druckmaximum an der Oberfläche in der Fingermitte befindet.

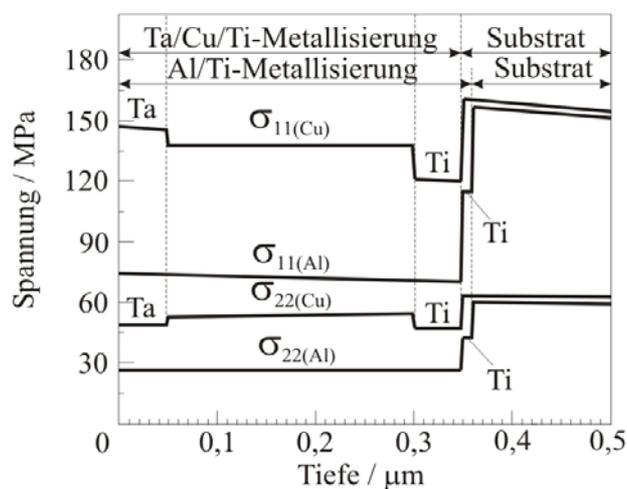
Bei der Belastung mit laufenden Wellen befindet sich im Fall [b](#)) die maximal mögliche Kompression an der linken Seite des Fingers, wogegen die rechte Fingerseite ungedehnt ist (Wellenknoten). Die Spannungsverteilung über den Fingern ist hierbei auf Grund der Sinusform stark nichtlinear. Bei der Belastung mit stehenden Wellen sind die Spannungen über dem Fingerquerschnitt hingegen symmetrisch verteilt wie im Fall [a](#)) aber um die Hälfte geringer.

Der Fall in [Abb. 5.1c](#) repräsentiert einen nahezu linearen Belastungszustand des Fingerquerschnittes im Falle laufender Wellen, bei welchem sich die linke Fingerseite unter Druck und die rechte unter Zug befindet. Stehende Wellen erzeugen hingegen im Fall [c](#)) im entsprechenden Finger keine mechanischen Spannungen. Für die folgenden Moment-

aufnahmen in Abb. 5.1d und e entspricht die Spannungssituation in den Fingerelektroden den Fällen b) und d), im Gegensatz dazu jedoch mit konvexer Krümmung, welche statt Druck- jetzt an der Oberfläche Zugspannungen erzeugt.

Insgesamt ergibt sich demzufolge für jede Fingerelektrode (wie auch für eine ganzflächige Metallisierung innerhalb der Apertur) eine extrem hochzyklische Belastung mit Dehnung, Stauchung sowie Biegung der Metallschicht, wobei der Biegewechsel nur mit sehr geringer Amplitude erfolgt. Es ist bekannt, dass eine zyklische Beanspruchung selbst dann zu irreversiblen Werkstoffveränderungen führen kann, wenn die Spannungen unterhalb der Fließgrenze bleiben. Diese Erscheinungen werden als Ermüdung bezeichnet, wobei man zwischen einem hochzyklischen und einem niederzyklischen Ermüdungsregime unterscheidet. Die niederzyklische Ermüdung ist begrenzt auf etwa  $10^4$  Belastungszyklen, bei denen es aber durch Überschreiten der Fließgrenze zu plastischen Verformungen kommt. Die hochzyklische Ermüdung beschreibt das Werkstoffverhalten bei über  $10^5$  Belastungszyklen, wobei mit Ausnahme lokaler plastischer Verformungen insbesondere an Spannungskonzentrationsstellen nur elastische Formänderungen auftreten [145]. Die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Proben wurden mit einer Belastungsfrequenz von ca.  $1,3 \cdot 10^8$  Hz belastet. Bei einer Belastungsdauer von etwa 7 Tagen ( $604\,900$  s) erhält man ca.  $7,8 \cdot 10^{13}$  Belastungszyklen.

Die in der Schicht vorhandenen Eigenspannungen (Wachstumsspannungen aus dem Beschichtungsprozess und thermische Spannungen resultierend aus den unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Schicht und Substrat), geometrisch bedingte Variationen im Eigenspannungsfeld und die durch die SAW bedingten Lastspannungen überlagern sich gegenseitig. Wie eine numerische Simulation der Tiefenprofile der Spannungskomponenten in zwei verschiedenen Metallisierungssystemen zeigte, sind die Spannungskomponenten  $\sigma_{11}$  quer zu den Fingerelektroden (d. h. in SAW-Ausbreitungsrichtung) und  $\sigma_{22}$  entlang der Fingerelektroden dominant (senkrecht zu  $\sigma_{11}$ ) [108]. Alle anderen Spannungskomponenten können dabei als vernachlässigbar betrachtet werden.

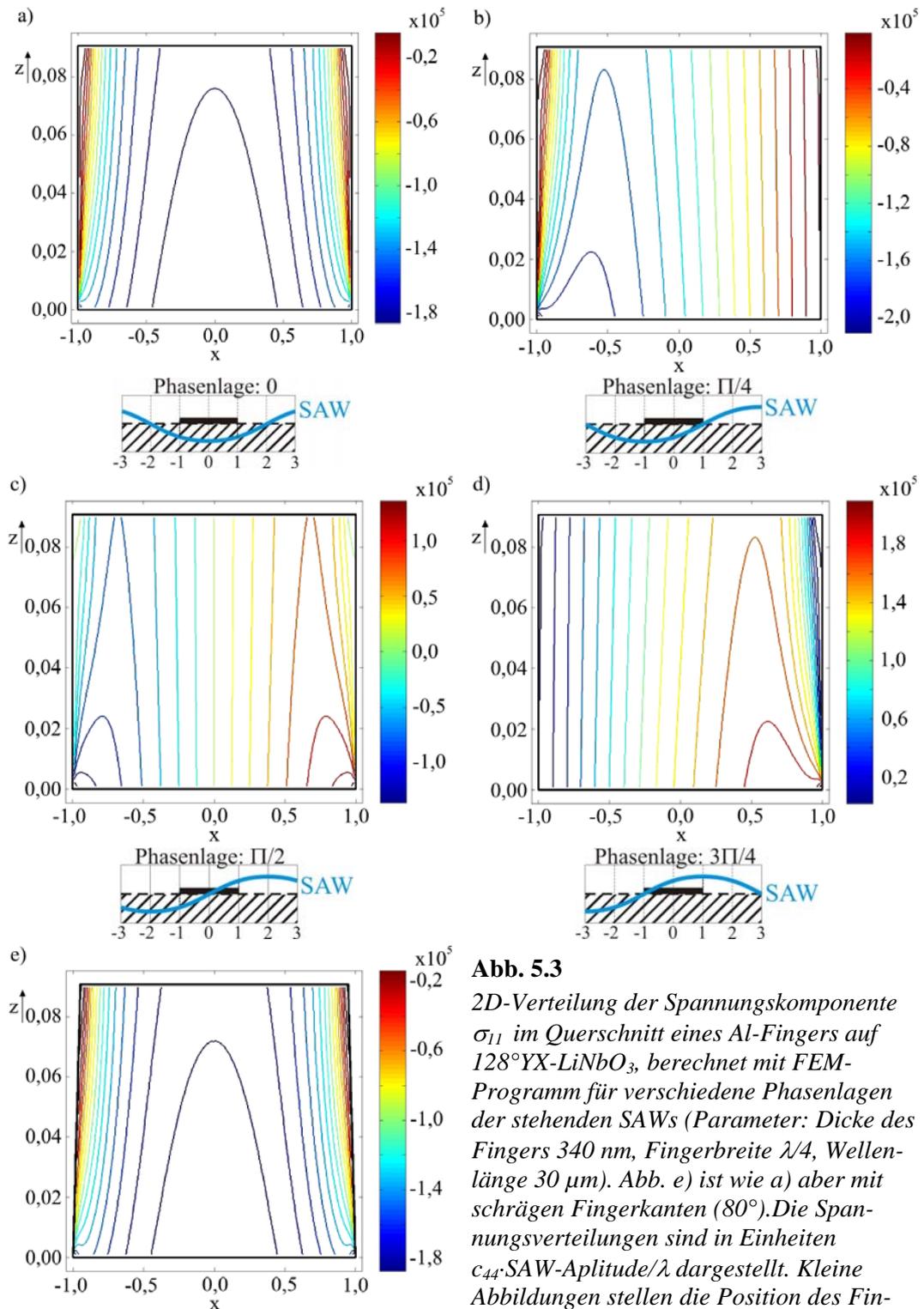


**Abb. 5.2**

Darstellung der Spannungskomponenten  $\sigma_{11}$  und  $\sigma_{22}$  als Funktion der Schichtdicke, simuliert mit Hilfe der partialwellenanalyse für die PSAW-Teststruktur und die Metallisierungssysteme Al (350 nm)/Ti (10 nm) und Ta (50 nm)/Cu (250 nm)/Ti (50 nm).

Parameter: 127 MHz, 3,5 W, Apertur 1,5 mm [108].

spannung  $\tau_{yz}$  ist (maximale Werte an der Grenzfläche Finger/Substrat an den Ränder des Fingers).



**Abb. 5.3**

2D-Verteilung der Spannungskomponente  $\sigma_{11}$  im Querschnitt eines Al-Fingers auf  $128^\circ\text{YX-LiNbO}_3$ , berechnet mit FEM-Programm für verschiedene Phasenlagen der stehenden SAWs (Parameter: Dicke des Fingers 340 nm, Fingerbreite  $\lambda/4$ , Wellenlänge  $30\ \mu\text{m}$ ). Abb. e) ist wie a) aber mit schrägen Fingerkanten ( $80^\circ$ ). Die Spannungsverteilungen sind in Einheiten  $c_{44}\cdot\text{SAW-Aplitude}/\lambda$  dargestellt. Kleine Abbildungen stellen die Position des Fingers bezüglich der SAW-Phasenlage dar.

In [Abb. 5.2](#) sind die Tiefenprofile der dominierenden SAW-Lastspannungskomponenten beispielhaft für das Al/Ti- und das Ta/Cu/Ti-Schichtsystem dargestellt. Die Berechnung erfolgte für die PSAW-Teststruktur und eine Gesamtschichtdicke der Metallisierung von jeweils 350 nm mit Hilfe der partiellen Wellenanalyse. Die Werte der Spannungen in beiden Metallisierungssystemen liegen in der gleichen Größenordnung, wobei grundsätzlich  $\sigma_{11} > \sigma_{22}$  ist.

Zur Bestimmung der Spannungsmaxima in den Metallstreifen wurde eine Modellierung der 2D-Stressverteilung mit einem FEM-Programm (Finite Elemente Methode) durchgeführt<sup>14</sup>. Dabei wurden ebenso die Eigenschaften der Al-Metallisierung und der PSAW-Teststruktur berücksichtigt. In [Abb. 5.3](#) sind die berechneten Verteilungen der Spannungskomponente  $\sigma_{11}$  in der (x, z)-Ebene (siehe Koordinatensystem in [Abb. 5.1](#)) für verschiedene Phasenlagen der stehenden SAWs dargestellt. Die Geometrie des Fingers ist in allen Abbildungen durch einen schwarzen Rahmen begrenzt. Bei der Simulation wurden zunächst senkrechte Fingerkanten definiert. Der Einfluss von schrägen Kanten (z. B. 80°) auf die Stressverteilung ist unerheblich (vgl. [Abb. 5.3a](#) und [Abb. 5.3e](#)). Die größten Spannungswerte konzentrieren sich je nach Phaselage der SAW in der Mitte oder bei den Kanten des Fingers, wobei die Spannungsmaxima an der Grenzfläche mit dem Substrat liegen.

In SAW-Resonatoren bleiben diese Spannungsverteilungen räumlich jeweils erhalten, d. h. die Spannungsverteilung wird durch die Position des Fingers bezüglich der SAW-Phaselage bestimmt. Der schematischen Darstellung der Belastungssituation bei der stehenden Wellen in [Abb. 5.1](#) entspricht dann die 2D-Spannungsverteilung der Komponente  $\sigma_{11}$  dargestellt in [Abb. 5.3a](#) bzw. in [Abb. 5.3e](#). Hierbei befinden sich die Maximalwerte der Druckspannungen in der Mitte des Fingers sowie an der Berührungstellen von Finger und Substrat.

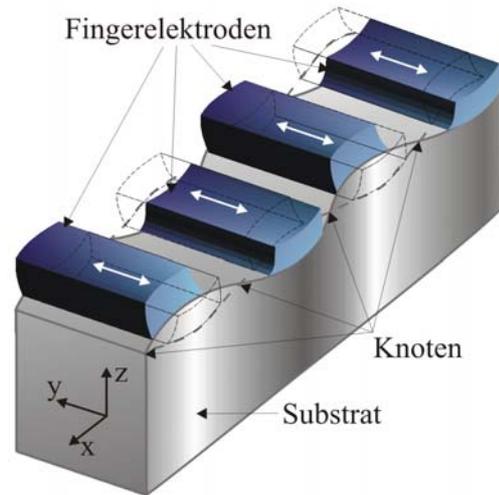
In SAW-Strukturen mit laufenden Wellen ergeben sich Folgen von Spannungsverteilungen entsprechend den vorgestellten Fällen unterschiedlicher Phase. Es ist ersichtlich, dass die Spannungsmaxima dabei im Gegensatz zu stehenden Wellen ihre Position in Bezug zur Fingerelektroden verändern. Die Spannungsverteilungen der Spannungskomponente  $\sigma_{11}$  über den Fingerquerschnitt in [Abb. 5.3a-d](#) können somit den einzelnen Belastungssituationen bei den laufenden Wellen in [Abb. 5.1a-d](#) zugeordnet werden.

Eberl erklärt in [149] den Mechanismus der Akustomigrationsschädigung durch ein Modell, welches auf der Kombination von Versetzungsbewegung und spannungsinduzierten Diffusionsprozessen basiert. Im Unterschied zur vorliegenden Arbeit wurden hier die SAW-Strukturen (Ladder-Typ) mit stehenden horizontal polarisierten Scherwellen belastet ([Abb. 5.4](#)). Diese Wellen verursachen allerdings einen anderen Spannungszustand im Fingerquerschnitt, wobei die Hauptkomponente die Schub-

---

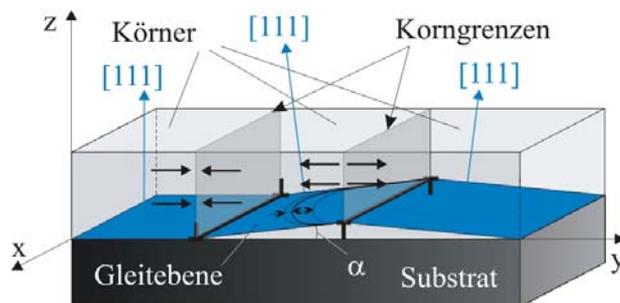
<sup>14</sup> durchgeführt von Dr. Alexander Darinsky, IFW Dresden

Eberl geht davon aus, dass die Versetzungen innerhalb der Körner in den Gleitebenen mit Resonanzfrequenz des SAW-Bauelementes schwingen. Da die Mikrostruktur des für dieses Modell verwendeten Fingermaterials eine ausgeprägte  $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur hat, liegen die Gleitebenen, wie in [Abb. 5.5](#) dargestellt, nahezu parallel zur Substratoberfläche. Auf Grund des Schubspannungsgradienten haben die Versetzungen unterschiedliche Auslenkungsamplituden in Vorwärts- und Rückwärtsrichtung, was schrittweise zu einer Bewegung der Versetzung in Richtung Korngrenze führt. An den Korngrenzen erzeugen die Versetzungen Zug- und Druckspannungen, welche schließlich Hügel- und Lochbildung bewirken.



**Abb. 5.4** Schematische Darstellung der horizontal polarisierten Scherwellen [149].

Die aus der Literatur bekannten Spannungswerte für hindernisbegrenztetes Versetzungsgleiten liegen bei 0 K im Bereich von ca. 182 MPa für Al und ca. 265 MPa für Cu [150]. Diese Werte ändern sich stark mit steigender Temperatur und werden bei Temperaturen  $> 25^\circ\text{C}$  etwas geringer erwartet. Wären diese Werte vergleichbar mit den berechneten Spannungswerten aus [Abb. 5.2](#), so wäre ein reiner Versetzungsmechanismus als Versagensursache der SAW-Bauelemente kaum zu erwarten, da durch diesen Mechanismus beispielsweise die bei SAW-Belastung zeitweise auftretende vollständige Entfernung der Kornvolumen (siehe [Abb. 4.31a](#)) nicht erklärt werden kann.



**Abb. 5.5** Schematische Darstellung einer Versetzung nach [149], die mit Resonanz des SAW-Bauelementes schwingt. Ihre Bewegung zur Korngrenze ist auf Grund des Schubspannungsgradienten möglich.

Ein Teil der eingespeisten HF-Leistung wird in Wärme umgewandelt. Es ist bekannt, dass hohe Temperaturgradienten in der Größenordnung von  $10^3 \text{ K/m}$  ebenfalls einen Materialtransport (Spannungsmigration oder auch Thermomigration genannt) bewirken können [151]. Bezogen auf die Fingerelektroden des Messwandlers ist demnach in der Metall-

schicht ein Temperaturunterschied in der Größenordnung von  $10^{-2}$  bis  $10^{-3}$  K über der Fingerbreite ( $3,76 \mu\text{m}$ ) nötig. Ein Mitwirken der Thermomigration als weiteren Transportmechanismus ist je nach Wärmeleitfähigkeit des Fingermaterials also nicht ausgeschlossen. Je höher die Wärmeleitfähigkeit jedoch ist, umso kleiner fällt dieser Temperatureffekt aus, da die durch Substrateheizung und HF-Einspeisung entstehenden Temperaturgradienten besser ausgeglichen werden können. Diesbezüglich haben Cu-Dünnschichten gewisse Vorteile gegenüber Al-Metallisierungen, da Kupfer eine höhere Wärmeleitfähigkeit besitzt (Tab. 2.3).

Um den Einfluss von Temperaturgradienten zu beurteilen, können die mit stehenden Wellen durchgeführten Experimente verwendet werden. Wie in Abb. 3.2b bzw. Abb. 4.30a zu sehen ist, wird bei den stehenden Wellen, d. h. bei örtlich festen Wellenknoten, ein ausgeprägtes streifenförmiges Muster, bestehend aus geschädigten (mit Löchern und Hügeln) und nicht geschädigten Bereichen innerhalb der Senderapertur, beobachtet. Die Größe dieser Schädigungsperiode entspricht hierbei in etwa der Fingerbreite, wobei die ungeschädigten Bereiche mit der lokalen Position der Wellenknoten der SAW in Zusammenhang stehen. Da hier keine Schädigungsprozesse beobachtet wurden, ist hier wahrscheinlich auch der Temperaturgradient zu gering um einen Thermomigrationprozess auszulösen. Wie sich allerdings die Belastungszeit hierauf auswirkt, kann nicht beurteilt werden. Die schnell auftretende Schädigung des Al-Senders verursacht eine Frequenzverschiebung und somit auch eine Verschiebung der festen Wellenknoten. Somit weitet sich die in den Messwandlern durch Akustomigration verursachte Schädigung mit steigender Belastungszeit auch zunehmend auf die vormals nicht „geschädigten Bereiche“ aus (Abb. 4.30b).

Die Temperatur der Metallschicht wirkt sich grundsätzlich auf alle durch Diffusion gesteuerten physikalischen Prozesse aus. Es ist bekannt, dass bei erhöhter Temperatur Diffusionsvorgänge beschleunigt werden [152, 153]. Die Kenntnis der Metallisierungstemperatur während der Belastungsexperimente ist für die Interpretation einer Schädigungshypothese deshalb von grundlegender Bedeutung. Bei den durchgeführten Versuchen lagen die aus der Frequenzverschiebung oder die durch den TCR ermittelten Temperaturen der Al-Metallschicht unterhalb von  $160^\circ\text{C}$ . Eine Volumendiffusion über einen Leerstellenmechanismus, die in technischen Werkstoffen bei erhöhter Temperatur ( $\geq 0,4 T_m$ ) in stärkerem Maße durch Strukturdefekte und das Gefüge beeinflusst werden kann [145], wird somit ausgeschlossen. Die Diffusionsgeschwindigkeit entlang der freien Oberfläche, in Korngrenzen sowie an inkohärenten Phasengrenzflächen von Metallen ist hingegen bis zu mehreren Zehnerpotenzen größer als jene im Kristallvolumen (Tab. 2.3). Die Aktivierungsenergien für den Stofftransport über das Kristallvolumen sind demzufolge am größten, an den „freien“ Oberflächen am geringsten und für Korngrenzen liegen diese zwischen beiden Grenzfällen (Tab. 4.4).

Die in der vorliegenden Arbeit verwendete Al-Metallisierung war an der Oberfläche mit einer selbstpassivierenden Oxidschicht bedeckt. Die Haftung der Al-Schicht auf der Ti-

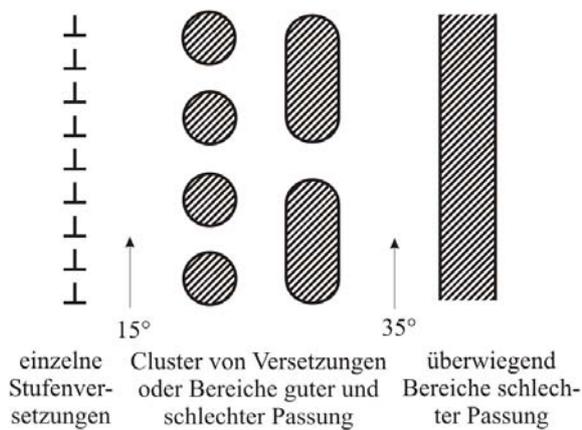
Zwischenschicht ist gut. Ebenso ist dies beim Cu-System, wo die verwendete Diffusionsbarriere nicht nur hinreichend haftet, sondern auch die Cu-Schicht vor einer Oxidation bzw. Reaktion mit dem Substrat schützt. Ein signifikanter Materialtransport (Al- bzw. Cu-Atome) zumindest an den Grenzflächen der Schichtsysteme ist deshalb nicht zu erwarten. Die in den Korngrenzen aufgetretene Schädigung zeigte hingegen während der Belastungsexperimente, dass die Korngrenzendiffusion eine wichtige Rolle beim Versagen der SAW-Struktur spielen muss. Auch die Aktivierungsenergie von 0,5 eV – 0,57 eV bestimmt aus den Lebensdauermessungen an den Al-Testwandlern unterstützt diese Hypothese.

An dieser Stelle sollen die wesentlichen Fakten noch einmal zusammengefasst werden. Die Fingerelektroden bestehen aus einer polykristallinen Metallisierung und werden während einer Belastung mit Rayleigh-SAWs durch eine Loch- und Hügelbildung geschädigt. Die alternierende SAW-Belastung verursacht in Volumen der Fingerelektroden Zug- und Druck- bzw. Scherspannungen. Da die Amplituden der akustischen Wellen im Nanometerbereich liegen, ist nur eine geringe Fingerkrümmung zu betrachten. Die Belastung erfolgt hochzyklisch (ca.  $10^8$  Zyklen pro Sekunde bzw.  $10^{13}$ - $10^{14}$  Zyklen pro Belastungsexperiment). Durch Berechnung wurde eine dominierende Spannungskomponente in SAW-Ausbreitungsrichtung ( $\sigma_{11}$ ) festgestellt, wohingegen die Komponente  $\sigma_{22}$  senkrecht zur Ausbreitungsrichtung merklich geringer ist bzw. alle anderen Spannungskomponenten vernachlässigbar sind. Während der SAW-Belastung steigt die Temperatur der Fingerelektroden an, wobei aber maximal 150°C gemessen wurden. Es konnte beobachtet werden, dass die Schädigung insbesondere an Tripelpunkten beginnt, wobei die Löcher und Hügel weiter entlang der Korngrenzen wachsen.

Im Folgenden sollen nun die Belastungssituationen auf mikroskopischer Ebene diskutiert werden. Die Diskussion soll hierbei auf die beiden Belastungsfälle mit konkaver und konvexer Biegung im Wellental bzw. Wellenberg (vgl. [Abb. 5.1a](#) und [Abb. 5.1e](#)) beschränkt werden. Die Al-Dünnschicht kann in ihren elastischen Eigenschaften als isotrop angenommen werden (Anisotropiefaktor von Al etwa 1). Des Weiteren kann ein kolumnares Schichtgefüge mit vorwiegend senkrechten Korngrenzen und einer  $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur angenommen werden. Trotz gleicher Orientierung der Kristallite in Richtung der Oberflächennormalen besitzt die Schicht eine Vielzahl von Korngrenzen mit unterschiedlichen Kippwinkeln.

In [Abb. 5.6](#) ist dargestellt, wie sich nach Smoluchowski [154] die Korngrenzenstruktur mit zunehmendem Kippwinkel ändert. Bei kleinen Misorientierungswinkeln (bis etwa 15°) besteht die Korngrenze aus einer Anordnung von Versetzungen. Für die erhöhte Diffusionsgeschwindigkeit in dieser Grenzfläche ist der verstärkte Transport längs jeder einzelnen Versetzungslinie verantwortlich. Bei größeren Winkeln (etwa 15° bis 35°) versagt das Versetzungsmodell, weil sich dann die Versetzungskerne überlappen und die Versetzungen ihre Identität verlieren. An der Grenze entstehen Cluster von Versetzungen oder Bereiche „guter“ und „schlechter“ Anpassung. Auf diese Weise lässt sich die weitere

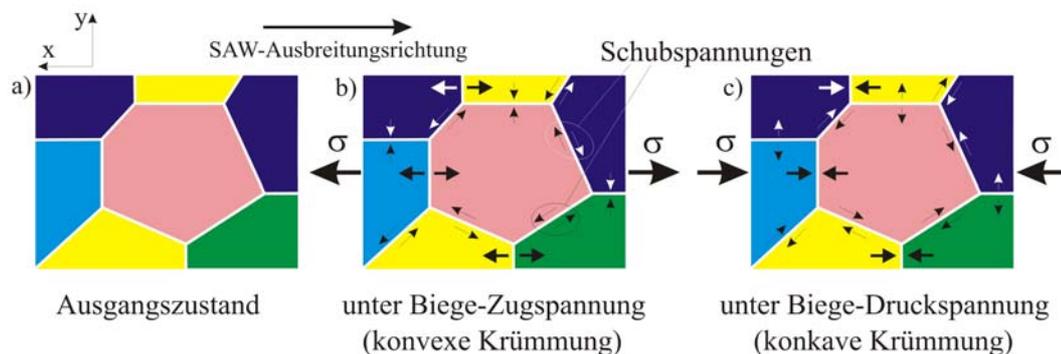
Erhöhung des Korngrenzendiffusionskoeffizienten unter Beibehaltung einer gewissen Anisotropie qualitativ verstehen. Bei den Korngrenzen mit Kippwinkeln größer als  $35^\circ$  besteht die Grenze überwiegend aus Bereichen „schlechter Passung“, welche einen sehr intensiven Atomtransport ermöglicht. Allerdings betrifft dies nicht Großwinkelkorngrenzen mit bestimmten Winkeln, bei denen die Passung der Kristallite dem Idealfall einer kohärenten Grenzfläche nahe kommt. An kohärenten Zwillingsgrenzen konnte zum Beispiel überhaupt keine bevorzugte Diffusion festgestellt werden [155].



**Abb. 5.6**

Änderung der Korngrenzenstruktur mit von links nach rechts zunehmendem Kippwinkel. Die schraffierten Flächen entsprechen den Bereichen schlechter Passung [154].

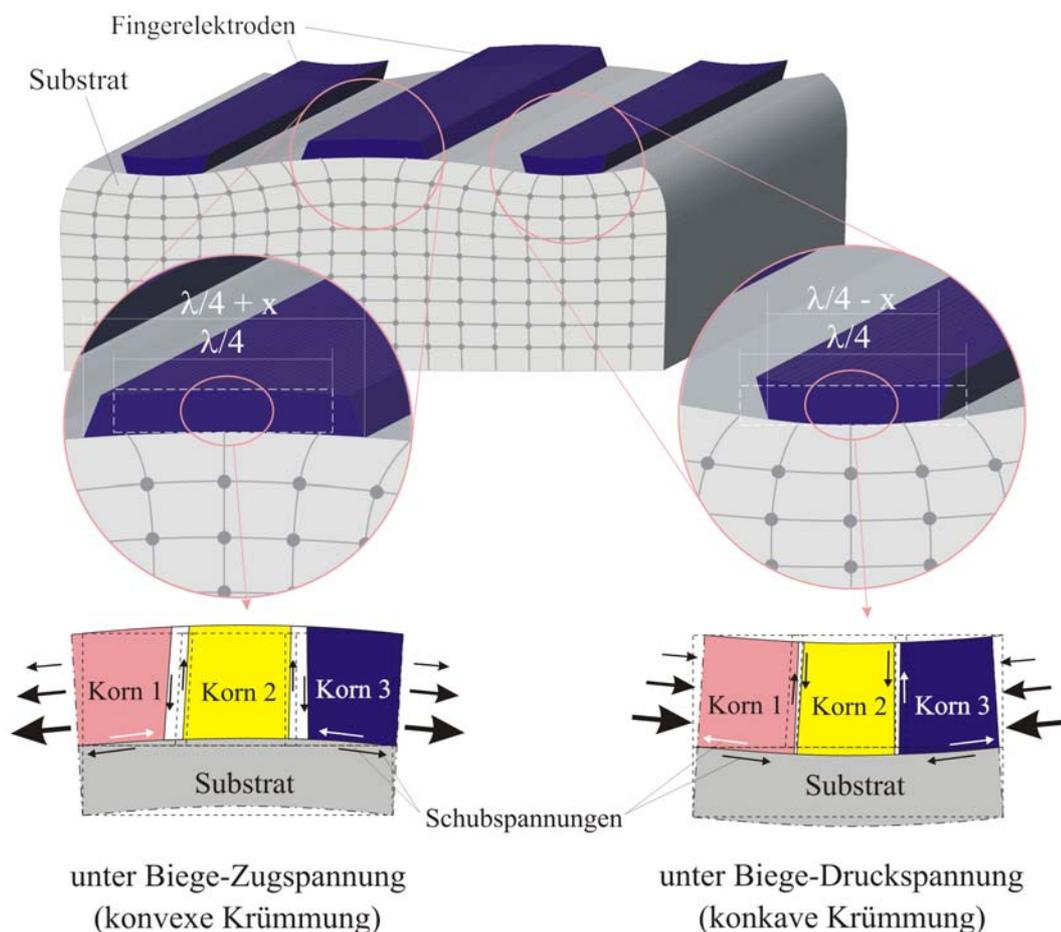
Eine erste Näherung zur Vereinfachung der Problematik ist die Annahme, dass die Korngrenzen nicht unterschiedlich, sondern alle Korngrenzen einen Kippwinkel größer als  $35^\circ$  haben, wobei die Zwillingskorngrenzen nicht einbezogen werden. Abb. 5.7 präsentiert eine schematische Darstellung einer auf einem Piezosubstrat abgeschiedenen Dünnschicht mit einem derartigen Gefüge in drei speziellen Situationen: Ausgangszustand und Belastungsfälle mit konkaver bzw. konvexer Biegung. Die unterschiedliche Färbung der dargestellten Körner illustriert unterschiedliche Kippwinkel.



**Abb. 5.7** Vereinfachte Darstellung der Spannungssituation in Korngrenzen des Gefüges für dünne kolumnar gewachsene Metallschichten (Draufsicht). Unterschiedliche Farben der Körner repräsentieren unterschiedliche Kippwinkel.

Wie die Draufsicht in [Abb. 5.7](#) verdeutlicht, liegen die Korngrenzen in einem solchen polykristallinen Gefüge zur SAW-Ausbreitung unterschiedlich orientiert. Somit wirken auch die Spannungen, die durch die SAWs generiert werden, auf diese Korngrenzen unterschiedlich. Bei einer konkaven Krümmung des Fingers wird an den senkrecht zur Wellenausbreitung angeordneten Korngrenzen eine Druckspannung erzeugt, wobei an den parallel angeordneten eine Zugspannung wirkt. Die meisten Korngrenzen liegen allerdings unter einem gewissen Winkel zur Wellenausbreitung. Diese geraten unter Schubspannungen. Beim Wechsel der Substratbiegung werden die Spannungsrichtungen vertauscht, d. h. Zugspannungen ersetzen Druckspannungen und umgekehrt.

Die Substratoberfläche zwingt die Finger ihre Form zu kopieren. Ein Finger der Breite  $\lambda/4$  wird im Querschnitt (in der  $x, z$ -Ebene) bei der konkaven Krümmung gestaucht und bei der konvexen Krümmung gedehnt (siehe [Abb. 5.8](#)).



**Abb. 5.8** Vereinfachte Darstellung der Spannungssituation in den Korngrenzen des Gefüges für dünne kolumnar gewachsene Metallschichten (Querschnitt). Die Teilchenanordnung entlang Substratoberfläche wurde für Rayleighwellenausbreitung im Quarz (ST-Schnitt) simuliert.

Ausgehend von der berechneten Spannungssituation über einen isotropen Finger z. B. in [Abb. 5.3a](#) gibt es in den kolumnaren Körnern der Metallisierung Spannungsgradienten in der z-Richtung (vom Interface mit dem Substrat zur Fingeroberfläche). Der maximale Wert der Spannung befindet sich hierbei in der Nähe der Grenzfläche Substrat/Finger. Diese Spannungsgradienten können zusammen mit den Schubspannungen, dargestellt in der [Abb. 5.7-8](#), notwendige Triebkraft für einen Materialtransport über die Korngrenzen liefern. In realen Metallisierungen besteht das Gefüge nicht nur aus Korngrenzen mit einer Misorientierung  $> 35^\circ$ , sondern auch aus einer Vielzahl von Kleinwinkel- und Zwillingskorngrenzen. Alle diese Korngrenzen besitzen unterschiedliche Diffusionseigenschaften. Die Diffusivität kann noch stärker in den Korntripelpunkten variieren, da hier drei Kristallite mit unterschiedlichen Kippwinkeln aufeinander stoßen. Wie experimentell in [Abschnitt 4.2.5](#) nachgewiesen wurde, beginnt die Bildung von Löchern bzw. Hügeln an den Korntripelpunkten. Besonders bevorzugt sind hierbei diejenigen Tripelpunkte, in denen eine Korngrenze mit hoher Diffusivität (Misorientierung  $> 30^\circ$ ) auf zwei Korngrenzen mit geringer Diffusivität (Misorientierung  $< 30^\circ$ ) stößt. Solche Stellen sind als kritisch zu betrachten, weil der Atomtransport durch die zwei Korngrenzen mit schlechter Diffusivität verringert werden und somit das zugewanderte Material hier akkumulieren kann. Ebenso können hier die über die Großwinkelkorngrenze abgewanderten Atome oder Leerstellen nicht mehr mit neuen Atomen besetzt werden, da die zwei Korngrenzen mit einer Misorientierung  $< 30^\circ$  eine unzureichende Anzahl von Atomen nachliefern.

Die Tatsache, dass an einigen Tripelpunkten Löcher und an anderen Hügel entstehen, hängt insbesondere vom Gefüge (Tripelpunkttyp, Korngrenzentyp) und der Spannungssituation in den kritischen Bereichen der Schicht ab.

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde die Akustomigrationsresistenz von neuartigen, in Kupfertechnologie gefertigten, Hochleistungs-SAW-Strukturen im Vergleich zu konventionellen Al-SAW-Strukturen untersucht.

Die SAW-Strukturen mit Ta-Si-N (20-50 nm)/Cu (200-250 nm)/Ta-Si-N (20-50 nm)-Metallisierung wurden durch Magnetronspütern hergestellt. Für das Referenzsystem Ti (10 nm)/Al (340 nm) wurde die Elektronenstrahlverdampfung eingesetzt. Die Strukturierung erfolgte in beiden Fällen mit Hilfe der „Lift-Off“-Strukturierungstechnik. Der Einsatz der Ta<sub>30</sub>Si<sub>18</sub>N<sub>52</sub>-Barriere für das Kupfersystem ergab sich aus entsprechenden Voruntersuchungen. Die verschiedenen Abscheideverfahren resultierten in unterschiedlichen Gefügeeigenschaften der einzelnen Metallisierungen. Während die Al-Dünnschichten eine ausgeprägte <111>-Fasertextur mit kolumnarer Kornstruktur besaßen, zeigten die Cu-Schichten hingegen eine mehr globulare Form der Körner sowie nur eine geringe Textur (<101>, <111>). Beide SAW-Metallisierungen wiesen eine mittlere Korngröße von ca. 180 nm (einschließlich der Zwillingskorngrenzen) auf.

Einer der Schwerpunkte dieser Arbeit war es, das Schädigungsverhalten dieser Metallisierungen unter den gleichen Belastungsbedingungen zu charakterisieren. Dies wurde durch die Anwendung einer speziellen PSAW-Teststruktur ermöglicht. Die bei Raumtemperatur durchgeführten Akustomigrationsversuche mit hohen HF-Leistungen bis 4,5 W wiesen eindeutig nach, dass das Cu-System im Vergleich mit der Al/Ti-Metallisierung eine wesentlich bessere Akustomigrationsresistenz besitzt. Das Schädigungsniveau in Al- und Cu-Metallisierungen wurde hierbei durch die irreversible Verschiebung der Peakfrequenz bzw. durch die Änderung des elektrischen Widerstandes beurteilt. Eine solche Frequenzverschiebung bzw. eine Änderung des elektrischen Widerstandes sowohl mit steigender Belastungszeit als auch mit steigender Leistung wurde nur bei den Al-Wandlern festgestellt.

Hohe SAW-Belastungen verursachten sowohl im Al- als auch im Cu-Testwandler eine Hügel- und Lochbildung. Während die Hügel in der Al-Metallisierung senkrecht zur Oberfläche bis zu einer Höhe von 1 µm und die Löcher bis hinab an die Ti-Schicht wuchsen, bildeten sich in den extrem belasteten Cu-Wandlern nur flache Hügel und

schmale Löcher aus, welche noch mit der Deckschicht vollständig bedeckt waren. Die verbesserte Akustomigrationsresistenz der Cu-Metallisierung ist teilweise auch durch die Wirkung dieser amorphen Deckschicht bedingt. Die Ta-Si-N-Barriere bzw. Ti-Haftvermittlerschicht wies nach der Belastungen keine mechanische Schädigung oder chemische Reaktion mit dem Substrat sowie mit der Cu- bzw. mit der Al-Schicht auf.

Anhand von REM/EBSD, TEM sowie FIB-Untersuchungen konnte ein relevanter Zusammenhang zwischen der Mikrostruktur und dem Schädigungsverhalten aufgezeigt werden. So entstehen Löcher und Hügel vorrangig an Tripelpunkten, in denen eine Korngrenze mit einem Misorientierungswinkel  $> 30^\circ$  und zwei Korngrenzen mit einem Misorientierungswinkel  $< 30^\circ$  aufeinander treffen. Das weitere Schädigungswachstum wurde zumeist entlang der Korngrenzen mit einem Misorientierungswinkel  $> 30^\circ$  beobachtet.

Ein weiterer Schwerpunkt der Arbeit war die Bestimmung von Lebensdauern dieser SAW-Strukturen. Die Cu-Metallisierung zeigte hierbei eine Lebensdauer (TTF), welche um ca. drei Größenordnungen höher war als jene der Al-Metallisierung. Aus Messungen an Al-Testwandlern ergab sich eine Aktivierungsenergie von 0,5 eV bis 0,57 eV.

Anhand der experimentellen Befunde wurde eine Schädigungshypothese entwickelt, die darauf basiert, dass sich Hügel und Löcher in hochzyklisch belasteten Al-Metallisierungen durch einen Korngrenzendiffusionsmechanismus ausbilden. Das Auftreten dieser Schädigungen hängt insbesondere vom Gefüge, der Temperatur sowie der entsprechenden Spannungssituation ab.

Für die Herstellung der PSAW-Teststrukturen mit Fingerelektroden aus Kupfer wurde bewusst die einfache und kostengünstige Strukturierung mittels „lift-off“-Technik eingesetzt. Unter bestimmten Belastungsbedingungen (insbesondere bei Temperaturen  $> 140^\circ\text{C}$ ) treten zusätzlich noch hügelartige Extrusionen, bestehend aus Kupferoxid, an den Cu-Fingerkanten auf, was auf eine ungenügende Kantenbedeckung mit der Ta-Si-N-Barriere hinweist. Eine entsprechende Prozessoptimierung bei der Herstellung (z. B. Lackmaskengeometrie, Abscheideparameter) ist somit erforderlich. Durch die Beseitigung dieser Strukturierungsprobleme wird sich die Leistungsbeständigkeit und Zuverlässigkeit des Cu-Metallisierungssystems voraussichtlich weiter erhöhen lassen.

## Literaturverzeichnis

- [1] Hickernell, F. S.: *Surface acoustic wave technology macrosuccess through microseisms*, Academic Press 1999, ISBN 0-12-477945-X
- [2] Lord Rayleigh: *On waves propagating along the plane surface of an elastic solid*, Proc. London Math. Soc. **17** (1885) p. 4-11
- [3] Eigler, H. (Hrsg.): *Mikroelektronische Filter*, Verlag Technik, Berlin 1990, ISBN 3341003126
- [4] Russell, D. A.: *Acoustics and vibration animations*, [www.kettering.edu/~drussell/demos.html](http://www.kettering.edu/~drussell/demos.html)
- [5] White, R. M., Voltmer, F. W.: *Direct piezoelectric coupling to surface elastic waves*, Appl. Phys. Lett. **7** (1965) p. 314-316
- [6] Morgan, D. P.: *A history of surface acoustic wave devices*, Inter. J. of High Speed Electronics and Systems **10** (2000) p. 553-602
- [7] Campbell, C. K.: *Surface acoustic wave devices for mobile and wireless communications*, Academic Press, Boston 1998, ISBN 0-12-157340-0
- [8] Pohl, A.: *Akustische Oberflächenwellenbauelemente und –Sensoren*, Unterlagen zur Vorlesung LVA.383.024, Wintersemester 1998/99
- [9] Takashi, S.: *Progress in mobile communications spurs innovation in SAW filters*, AEI, Feb. 2003, p. 42-44
- [10] Ruppel, C. C. W., Reindl, L., Weigel, R.: *SAW devices and their wireless communications applications*, IEEE microwave magazine, June 2002, p. 65-71
- [11] Yatsuda, H.: *SAW device assembly technology*, Inter. Sym. on Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba University, Chiba 2001, p. 189-194
- [12] Ikeda, K., Makihara, C.: *Electrical characteristics of ceramic SMD package for SAW filter*, Inter. Sym. on Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba University, Chiba 2001, p. 195-204
- [13] Selmeier, P., Grünwald, R., Przadka, A., Krüger, H., Feiertag, G., Ruppel, C.: *Recent advances in SAW packaging*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (2001) p. 283-292
- [14] Yamada, T., Ishizaki, T., Sakakura, M.: *Miniaturization technology of RF devices for mobile communication systems*, Inter. Sym. on Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba University, Chiba 2001, p. 17-24
- [15] Chen, Q., Baier, T., Meier, H., Riha, G.: *SAW Filter make new waves in the wireless world*, Confer. Proc. Communications Design China, Aug. 2001, p. 69-71
- [16] Eder, C., Fischerauer, G., Hagn, P., Riha, G.: *SAW filters for 3G systems: A quantum leap in size and passive integration is ahead*, Inter. Sym. on Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba University, Chiba 2001, p.101-106
- [17] Travis, B.: *SAW filters and resonators provide cheap and effective frequency control*, EDN, **26** (2000), p. 103-106
- [18] Ruppel, C. C. w., Geng, N., Waldherr, A., Dill, R.: *Surface acoustic wave devices for wireless local area networks*, Inter. Sym. On Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba University, Chiba 2001, p. 9-16
- [19] Shiokawa, S., Kondoh, J.: *Surface acoustic wave sensors*, Jap. J. Appl. Phys. **43** (2004) p.

2799-2802

- [20] Bulst., W.-E., Willibald-Riha, E.: *Reproducible fabrication of surface acoustic wave filters*, Telcom reports **10** (1987), Special "Radio Communication", p. 247-252
- [21] Neubig, B., Briese, W.: *Das Grosse Quarzkochbuch*, Franzis-Verlag 1997, ISBN 3-7723-5853-5
- [22] Riha, G., Stocker, H., Zibis, P.: *Akustische Oberflächenfilter für Digitalrichtfunksysteme*, telcom report 9 (1986) Sonderheft „Nachrichtenübertragung auf Funkwegen“, p. 436-441
- [23] YCC, Yamaju Ceramics Co., Ltd. Firmenprospekt
- [24] Weigel, R., Reindl, L.: *Wireless communications and sensing based on surface-acoustic-wave devices*, In: Review of Radio Science 1999-2002, ISBN 0-471-26866-6, 2002, p. 413-426
- [25] Koike, J., Shimoe, K., Ieki, H.: *1.5 GHz low-loss surface acoustic wave filter using ZnO/Sapphire substrate*, Jpn. J. Appl. Phys. **32** (1993) p. 2337-2340
- [26] Shikata, S., Nakahata, H., Fujii, S., Hachigo, A., Kitabayashi, H., Itakura, K., Uemura, T., Toyoda, H., Fujimori, N.: *High frequency SAW devices using SiO<sub>2</sub>/ZnO/Diamond*, Inter. Sym. on Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba University, Chiba 2001, p. 227-234
- [27] Übersetzung der europäischen Patentschrift DE 696 28 332 T2 (2004)
- [28] Tsubouchi, K., Nakase, H.: *SAW-based wireless systems*, Inter. Sym. on Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba University, Chiba 2001, p. 213-218
- [29] Mortet, V., Elmazria, O., Nesladek, M., Assouar, M. B., Vanhoyland, G., D'Haen, J., D'Olieslaeger, M., Alnot, P.: *Surface acoustic wave propagation in aluminum nitride-unpolished freestanding diamond structures*, Appl. Phys. Lett. **81** (2002) p. 1720-1722
- [30] Iriarte, G. F.: *Surface acoustic wave propagation characteristics of aluminum nitride thin film grown on polycrystalline diamond*, J. Appl. Phys. **93** (2003) p. 9604-9609
- [31] Higaki, K., Nakahata, H., Kitabayashi, H., Fujii, S., Tanabe, K., Seki, Y., Shikata, S.-I.: *High power durability of diamond surface acoustic wave filter*, IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control **44** (1997) p. 1395-1400
- [32] Wu, P., Emanetoglu, N. W., Tong, X., Lu, Y.: *Temperature compensation of SAW in ZnO/SiO<sub>2</sub>/Si structure*, IEEE Ultrasonics Sym. Proc. (2001) p. 211-213
- [33] Wisser, J. H.: *Surface acoustic wave filters in ZnO-SiO<sub>2</sub>-Si layered structures: Design, technology, and monolithic integration with electronic circuitry*, Dissertation, Technische Universiteit Delft, 1989
- [34] Hachigou, A., Itakura, K., Kitabayashi, H., Uemura, T., Fuji, S., Nakahata, H., Shikata, S.: *Development of gigahertz-range diamond surface acoustic wave (SAW) filters*, SEI Technical Review, **53** (2002) p. 63-67
- [35] Nakamura, K., Hanaoka, T.: *Propagation characteristics of surface acoustic waves in ZnO/LiNbO<sub>3</sub> structures*, Jpn. J. Appl. Phys. **32** (1993) p. 2333-2336
- [36] Reindl, L.: *Messung physikalischer Größen mittels funkauslesbarer passiver OFW-Sensoren*, GMM/JTG-Workshop „Energieautarke Sensorik“ Dresden 2002
- [37] Lehtonen, S., Koskela, J., Salomaa, M. M., Plessky, V. P., Honkanen, M., Turunen, J.: *Surface acoustic wave impedance element filters for 5 GHz*, App. Phys. Lett. **75** (1999) p. 142-144
- [38] Jacot, P., Lambert, C., Koller, A.: *High power filters at a lower cost: Production of SAW filter on the SAMSON system*, Chip, Feb. 2001, p. 16-17
- [39] Knoth, T.: *Schädigungsanalyse an SAW-Bauelemente in Cu-Technologie*, Diplomarbeit,

- Westfälische Hochschule Zwickau, Zwickau (2001)
- [40] Schmidt, H., Kunze, R., Weihnacht, M., Menzel, S.: *Investigation of acoustomigration effects in Al-based metallizations*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (2002) p. 415-418
- [41] Woodberry, M. E., Hunt, W. D.: *Investigation of accelerated aging characteristics of a SAW filter*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (1997) p. 55-60
- [42] Shibagaki, N., Asai, K., Tabuchi, T., Hirashima, T., Hikita, M.: *Acoustically-induced migration of thin film electrodes in SAW-resonator-coupled filters*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (1991) p. 439-443
- [43] Menzel, S., Schmidt, H., Wetzig, K., Weihnacht, M.: *In situ investigation of stress induced migration in SAW structures*, Proc. 12<sup>th</sup> European Congress on Electron Microscopy, Brno 2000, p. P541-P542
- [44] Wetzig, K., Schneider, C. M. (Eds): *Metal based thin films for electronics*, Wiley-VCH GmbH, Weinheim 2003, ISBN 3-527-40365-5
- [45] Greer, J. A., Parker, T. E., Montress, G. K.: *Metallizations for surface acoustic wave resonators: Film properties and device characteristics*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (1990) p. 483-491
- [46] Ota, Y., Yuhara, A.: *Study on power durability of Ti-containing Al surface acoustic wave electrodes, using interdigitated interdigital transducer filters*, Jpn. J. Appl. Phys. **34** (1995) p. 2693-2697
- [47] Japanese Patent (Abstract) J 022 74 008 A (1990)
- [48] Yuhara, A., Hosaka, N., Watanabe, H., Yamada, J., Kajiyama, M., Fukaya, R., Kobayashi, T.: *Al electrodes fabrication technology for high frequency and high power durable SAW devices*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (1990) p. 493-496
- [49] Japanese Patent (Abstract) J 632 78 343 A (1988)
- [50] Kimura, N., Nakano, M., Sato, K.: *Power durability of Al-W alloy electrodes used in RF-band surface acoustic wave filters*, Jpn. J. Appl. Phys. **37** (1998) p. 1017-1020
- [51] Latham, J. I., Shreve, W. R., Tolar, N. J., Ghate, P. B.: *Improved metallization for surface acoustic wave devices*, Thin Solid Films, **64** (1997) p. 9-15
- [52] Hosaka, N., Yuhara, A., Watanabe, H., Yamada, J., Kajiyama, M.: *A study of Al-alloy electrodes for high power SAW filters*, Jap. J. Appl. Phys. **27** (1988) p. 175-177
- [53] Yuhara, A., Watanabe, H., Hosaka, N., Yamada, J., Iwama, A.: *Sputter deposition for high power durable SAW electrodes*, Jap. J. Appl. Phys. **27** (1988) p. 172-174
- [54] Kimura, N., Nakano, M., Nakazawa, M., Sato, K.: *The power durability of 900 MHz band double-mode-type surface acoustic wave filters and improvement in power durability of Al-Cu thin film electrodes by Cu atom segregation*, Jpn. J. Appl. Phys. **36** (1997) p. 3101-3106
- [55] Yamada, J., Hosaka, N., Yuhara, A., Iwama, A.: *Sputtered Al-Ti electrodes for high durable SAW devices*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (1988) p. 285-290
- [56] Ota, Y., Hosaka, N., Yuhara, A., Yamada, J.: *Ti-added Al electrodes on LiTaO<sub>3</sub> 36° Y-X substrates for high power acoustic wave devices I*, Jpn. J. Appl. Phys. **32** (1993) p. 2351-2354
- [57] United States Patent 6,452,305 B1 (2002)
- [58] Patentschrift DE 197 58 195 C2 (2000)
- [59] Hofmann, M., Gemming, T., Menzel, S., Wetzig, K.: *Microstructure of Al/Ti-metallization layers*, Z. Metallkd. **94** (2003) p. 3
- [60] Howard, J. K., White, J. F.: *Intermetallic compounds of Al and transition metals: Effect of electromigration in 1-2µm-wide lines*, J. Appl. Phys. **49** (1978) p. 4083-4093

- [61] United States Patent 4,017,890 (1977)
- [62] Patentschrift DE 196 51 582 A 1 (1996)
- [63] Satoh, Y., Nishihara, T., Ikata, O., Ueda, M., Ohomori, H.: *SAW duplexer metallizations for high power durability*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (1998) p. 17-26
- [64] Nishihara, T., Uchischiba, H., Ikata, O., Satoh, Y.: *Improved power durability of surface acoustic wave filters for an antenna duplexers*, Jpn. J. Appl. Phys. **34** (1995) p. 2688-2692
- [65] Satoh, Y., Ikata, O., Miyashita, T.: *RF SAW filters*, Inter. Sym. on Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba University, Chiba 2001, p. 125-132
- [66] Japanese Patent (Abstract) J 071 22 961 A (1995)
- [67] Ikata, O., Satoh, Y., Uchishiba, H., Taniguchi, H., Hirasawa, N., Hashimoto, K., Ohmori, H.: *Development of small antenna duplexer using SAW filter for handheld phones*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (1993) p. 111-114
- [68] Takayama, R., Furukawa, M., Murashima, Y., Sakuragawa, T., Yuda, N., Nomura, K.: *High power SAW filter with new Al-Sc-Cu/Ti/Al-Sc-Cu/Ti electrodes*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (1998) p. 5-8
- [69] European patent EP 0 991 186 A1 (2000)
- [70] Takayama, R., Nakanishi, H., Sakuragawa, T., Kawasaki, T., Nomura, K.: *High power durable electrodes for GHz band SAW duplexers*, IEEE Ultrasonics Symp. Proc. (2000) p. 9-13
- [71] Matsukura, N., Kamijo, A., Ootsuka, E., Takahashi, Y., Sakairi, N., Yamamoto, Y.: *Power durability of highly textured Al elektrode in surface acoustic wave devices*, Jpn. J. Appl. Phys. **35** (1996) p. 2983-2986
- [72] Kamijo, A., Matsukura, N.: *Superior stress-migration resistance of highly textured Al[111] films for surface acoustic wave electrodes*, NEC Research and Development, **35** (1997) No.4
- [73] Kamijo, A., Mitsuzuka, T.: *A highly oriented Al[111] texture developed on ultrathin metal underlayers*, J. Appl. Phys. **77** (1995) p. 3799-3804
- [74] Kamijo, A., Mitsuzuka, T., Yamamoto, Y., Tomotsune, K., Tamichi, S.: *Application of ion-beam-sputtered Al films to ultrathin surface acoustic wave devices*, Jpn. J. Appl. Phys. **32** (1993) p. 2346-2350
- [75] Sakurai, A., Yoshino, Y., Ieki, H.: *Epitaxially grown aluminum film on 36°-rotated Y-cut lithium tantalate for high-power surface acoustic wave devices*, Jpn. J. Appl. Phys **33** (1994) p. 3015-3017
- [76] Sakurai, A., Nakanishi, H., Yoshino, Y.: *Epitaxially grown aluminum film on rotated Y-cut lithium niobate for high-power surface acoustic wave seVICES*, Jpn. J. Appl. Phys. **34** (1995) p. 2674-2677
- [77] Sakurai, A., Kimura, K., Ieki, H., Kasanami, T.: *Epitaxially grown Al electrodes for high-power surface acoustic wave devices*, Jpn. J. Appl. Phys. **31** (1992) p. 3064-3066
- [78] Berger, L., Mrosk, J. W., Ettl, C., Fecht, H. J., Wolff, U.: *Migration-resistant amorphous AlY metallization for SAW devices*, Proc. 3<sup>rd</sup> Intern. Conf. and Poster Exh. MicroMaterials (MicroMat 2000), Ed. by B. Michel at al., April 17-19 (2000), Berlin
- [79] Berger, L., Mrosk, J. W., Ettl, C., Fecht, H. J., Flege, S., Hahn, H., Wolff, U.: *Properties of amorphous AlCuY alloy metallizations*, Industrial Electronics Society, IECON'99, Proc. 25<sup>th</sup> Annual Conf. of the IEEE, **1** (1999) p. 46-49
- [80] Hering, E., Martin, R., Stohrer, M.: *Physikalisch-technisches Taschenbuch*, VDI-Verlag Düsseldorf, 1995, ISBN 3-18-401431-2
- [81] Hornbogen, E.: *Werkstoffe: Aufbau und Eigenschaften von Keramik, Metallen, Polymer- und Verbundwerkstoffen*, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, 1991, ISBN 3-540-53938-7

- [82] Tu, K. N.: *Recent advances on electromigration in very-large-integration of interconnects*, J. Appl. Phys. **94** (2003) p. 5451-5473
- [83] Laurila, T., Zeng, K., Kivilahti, J. K.: *Chemical stability of Ta diffusion barrier between Cu and Si*, Superficies y Vacío **9** (1999) p. 199-201
- [84] Stavrev, M., Fischer, D., Praessler, F., Wenzel, C., Drescher, K.: *Behavior of thin Ta-based films in the Cu/barrier/Si system*, J. Vac. Sci. Technol. A **17** (3) 1999, p. 993-1001
- [85] Catania, P., Doyle, J. P., Cuomo, J. J.: *Low resistivity body-centered cubic tantalum thin films as diffusion barriers between copper and silicon*, J. Vac. Sci. Technol. A **10** (5) 1992, p. 3318-3321
- [86] Yu, G. Q., Tay, B. K., Lau, S. P., Prasad, K., Gao, J. X.: *Low temperature deposition of tantalum diffusion barrier by filtered cathodic vacuum arc*, J. Phys. D: Appl. Phys. **36** (2003) p. 1355-1359
- [87] Kizil, H., Kim, G., Steinbrüchel, C., Zhao, B.: *TiN and TaN diffusion barriers in copper interconnect technology: Towards a Consistent Testing Methodology*, Journal of Electronic Materials **30** (2001) p. 345
- [88] Wu, W.-F., Ou, K.-L., Chou, C.-P., Wu, C.-C.: *Effects of nitrogen plasma treatment on tantalum diffusion barriers in copper metallization*, Journal of The Electrochemical Society **150**(2) (2003) p. G83-G89
- [89] Kawasaki, H., Kazuya, D., Namba, J., Suda, Y.: *Tantalum nitride thin films synthesized by pulsed Nd:YAG laser deposition method*, Mat. Res. Soc. Symp. **617** (2000) p. J3.22.1-J3.22.5
- [90] Rha, S.-K., Lee, S.-Y., Lee, W.-J., Hwang, Y.-S., Park, C.-O., Kim, D.-W., Lee, Y.-S., Whang, C.-N.: *Characterization of TiN barriers against Cu diffusion by capacitance-voltage measurement*, J. Vac. Sci. Technol. B **16**(4) 1998, p. 2019-2025
- [91] Kim, S.-H., Nam, K.-T., Datta, A., Kim, K.-B.: *Failure mechanism of a multilayer (TiN/Al/TiN) diffusion barrier between copper and silicon*, J. Appl. Phys. **92** (2002) p. 5512-5519
- [92] Angyal, M. S., Shacham-Diamand, Y., Reid, J. S., Nicolet, M.-A.: *Performance of tantalum-silicon-nitride diffusion barriers between copper and silicon dioxide*, Appl. Phys. Lett. **67** (1995) p. 2152-2154
- [93] Fischer, D., Scherg, T., Bauer, J. G., Schulze, H.-J., Wenzel, C.: *Study of Ta-Si-N thin films for use as barrier layer in copper metallizations*, Microelectronic Engineering **50** (2000) p. 459-464
- [94] Grill, A., Jahnes, C., Cabral, C. Jr.: *Layered TaSiN as an oxidation resistant electrically conductive barrier*, J. Mater. Res, **14** (1999) p. 1604-1609
- [95] Hara, T., Tanaka, M., Sakiyama, K., Onishi, S., Ishihara, K., Kudo, J.: *Barrier properties for oxygen diffusion in a TaSiN layer*, Jpn. J. Appl. Phys. **36** (1997) p. L893-L895
- [96] Kim, D. J., Jeong, S. P., Kim, Y.T., Park, J.-W.: *Effects of nitrogen on preventing the crystallization of amorphous Ta-Si-N diffusion barrier*, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **472** (1997) p. 331-336
- [97] Lee, Y.-J., Suh, B.-S., Kwon, M. S., Park, C.-O.: *Barrier Properties and failure mechanism of Ta-Si-N thin films for Cu interconnection*, J. Appl. Phys., **85** (1999), p. 1927-1934
- [98] Lee, Y.-J., Suh, B.-S., Rha, S.-K., Park, C.-O.: *Structural and chemical stability of Ta-Si-N thin film between Si and Cu*, Thin Solid Films **320** (1998) p. 141-146
- [99] Nicolet, M.-A.: *Ternary amorphous metallic thin films as diffusion barriers for Cu metallization*, Appl. Surface Science **91** (1995) p. 269-273
- [100] Olowolafe, J. O., Rau, I., Unruh, K. M., Swann, C. P., Jawad, Z. S., Alford, T.: *Effect of composition on thermal stability and electrical resistivity of Ta-Si-N films*, Thin Solid Films

- 365** (2000) p. 19-21
- [101] Pinnow, C. U., Bicker, M., Geyer, U., Schneider, S., Gerigk, G.: *Decomposition and nanocrystallization in reactively sputtered amorphous Ta-Si-N thin films*, J. Appl. Phys. **90** (2001) p. 1986-1991
- [102] Tsuji, Y., Gasser, S. M., Kolawa, E., Nicolet, M.-A.: *Texture of copper films on Ta<sub>35</sub>Si<sub>18</sub>N<sub>47</sub> and Ti<sub>33</sub>Si<sub>23</sub>N<sub>44</sub> underlayers*, Thin Solid Films **350** (1999) p. 1-4
- [103] Prindle, C., Brennan, B., Denning, D., Shahvandi, I., Guggila, S., Chen, L., Marcadal, C., Deyo, D., Bhandary, U.: *CVD TiSiN diffusion barrier integration in sub-130 nm technology*, IEEE International Interconnect Technology Conference Proc. (IITC), Jun 2002
- [104] Sun, X., Reid, J. S., Kolawa, E., Nicolet, M.-A.: *Reactively sputtered Ti-Si-N films I. Physical properties*, J. Appl. Phys. **81** (1997) p. 656-663
- [105] Hu, C.-K., Harper, J. M. E.: *Copper interconnections and reliability*, Materials Chemistry and Physics **52** (1998) p. 5-16
- [106] Cabral, C. Jr., Saenger, K. L., Kotecki, D. E., Harper, J. M. E.: *Optimization of Ta-Si-N thin films for use as oxidation-resistant diffusion barriers*, J. Mater. Res. **15** (2000) p. 194-198
- [107] Menzel, S., Schmidt, H., Weihnacht, M., Wetzig, K.: *Damaging of metallization layers by high power surface acoustic wave fields*, Proc. 6<sup>th</sup> Int. Workshop on Stress-Induced Phenomena in Metallization, Ithaca, Melville 2002, p. 133-141
- [108] Schmidt, H., Kunze R., Weihnacht M., Menzel S.: *Investigation of SAW-induced acoustomigration effects in Cu- and Al-based metallizations*, Proceed. IEEE Ultrasonics Symp. (2001), p. 97-100
- [109] Nakagomi, S., Asano, H., Tanaka, H., Omori, T., Hashimoto, K., Yamaguchi, M.: *Single-phase unidirectional surface acoustic wave transducer using Cu electrode*, Jpn. J. Appl. Phys. **42** (2003) p. 3152-3156
- [110] Hashimoto, K., Asano, H., Omori, T., Yamaguchi, M.: *Ultra-wideband surface acoustic wave devices using Cu-grating/rotated -YX-LiNbO<sub>3</sub>-substrate structure*, Jpn. J. Appl. Phys. **43** (2004) p. 3063-3066
- [111] Kötter, T.: *Gefügeeinfluß auf das Elektromigrationsverhalten von Kupferleitbahnen für hochstintegrierte Schaltungen*, Dissertation, TU Dresden, Dresden 2003
- [112] Lienig, J., Reutlingen, J.: *Elektromigration: Eine neue Herausforderung beim Entwurf elektronischer Baugruppen, Teil 1: Ursachen und Beeinflussungsmöglichkeiten*, F&M Elektronik **110** (2002) p. 36-39
- [113] Kleinn, W.: *Lebensdauerbeeinflussung von integrierten Schaltkreisen durch Elektro- und Thermotransport*, Z. Metallkde. **72** (1981) p. 615-622
- [114] Lloyd, J. R., Clement, J. J.: *Electromigration in copper conductors*, Thin Solid Films **262** (1995) p. 135-141
- [115] Black, J. R.: *Electromigration – A brief survey and some recent results*, IEEE Transactions on electron devices **ED-16** (1969) p. 338-347
- [116] Roth, W., Eden, K.: *Elektromigration – Ein Schadensmechanismus in mikroelektronischen Schaltungen*, Werkstoffe und Korrosion **44** (1993) p. 130-136
- [117] Feuerbaum, H. P., Eberharter, G., Tobolka, G.: *Visualization of traveling surface acoustic waves using a scanning electron microscope*, Scanning Elect. Microsc. 1980/I, SEM Inc., AMF O'Hare, IL 60666, USA, p. 503-508
- [118] Feuerbaum, H. P., Knauer, U., Grassl, H. P., Veith, R.: *Scanned electron-beam probe shows surface acoustic waves in action*, Electronics, May 19 (1983) p. 132-137
- [119] Wittels, N. D., Tanski, W. J.: *Voltage contrast observation of surface acoustic waves*,

- Scanning Elect. Microsc. 1979/I, SEM Inc., AMF O'Hare, IL 60666, USA, p. 319-324
- [120] Eberharter, G., Feuerbaum, H. P.: *Scanning-electron-microscope observation of propagating acoustic waves in surface acoustic wave devices*, Appl. Phys. Lett. **37** (1980) p. 698-699
- [121] Roshchupkin, D. V.: *Visualization of acoustic radiation fields in piezoelectric crystals by scanning electron microscopy method*, Proc. 10<sup>th</sup> Session of acoustical society, Moscow 2000
- [122] Roshchupkin, D. V., Fournier, Th., Brunel, M., Plotitsyna, O. A., Sorokin, N. G.: *Scanning electron microscopy observation of excitation of surface acoustic waves by the regular domain structures in the LiNbO<sub>3</sub> crystals*, Appl. Phys. Lett. **60** (1992) p. 2330-2331
- [123] Tanski, W. J., Wittels, N. D.: *SEM observations of SAW resonator transverse modes*, Appl. Phys. Lett. **34** (1979) p. 537-539
- [124] Kikuchi, S.: *Diffraction of cathode rays by mica*, Jap. J. Phys. **5** (1928) 83-96
- [125] Boersch, H.: *Über Bänder bei Elektronenbeugung*, Physik. Zeitschr. **38** (1937) p. 1000-1004
- [126] Randle, V., Engler, O.: *Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture and orientation mapping*, Gordon and Breach Science Publishers, ISBN 90-5699-224-4 (2000) p. 127-151
- [127] Randle, V.: *Theoretical framework for electron backscatter diffraction*, in: Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, Ed.: A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams, Kluwer Academic/Plenum Publishers, ISBN 0-306-46487-X (2000) p. 19-30
- [128] Dingley, D. J.: *Diffraction from sub-micron areas using electron backscattering in a scanning electron microscope*, Scanning Elect. Microsc. 1984/II (1984) p. 569-575
- [129] *Specimen preparation for electron backscatter diffraction (EBSD) analysis*, [www.edax.com/pdf/specimenpreparation.pdf](http://www.edax.com/pdf/specimenpreparation.pdf)
- [130] Katrakova, D., Mücklich, F.: *Probenpräparation für die Rückstreuелектронен-Kikuchi-Beugung (Electron Backscatter Diffraction, EBSD)*, Practical Metallography **38** (2001) p. 547-565
- [131] Reiner, L.: *Contamination in: Transmission electron microscopy: physics of image formation and microanalysis*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, ISBN: 3-540-50499-0 (1984) p.457-463
- [132] Nikawa, K.: *Applications of focused ion beam technique to failure analysis of very large scale integrations: A review*, J. Vac. Sci. Technol. **B9** (1991) p.2566-2577
- [133] Young, R. J.: *Micro-machining using a focused ion beam*, Vacuum **44** (1993) p. 353-356
- [134] Verkleij, D.: *The use of the focused ion beam in failure analysis*, Microelectronics Reliability **38** (1998) p. 869-876
- [135] Cleaver, J. R. A., Kirk, E. C. G., Young, R. J., Ahmed, H.: *Scanning ion beam techniques for the examination of microelectronic devices*, J. Vac. Sci. Technol. **B6** (1988) p. 1026-1029
- [136] Olson, T. K., Lee, R. G., Morgan, J. C.: *Contrast mechanisms in focused ion beam imaging*, 18th Inter. Symp. for Testing & Failure Analysis ISTFA '92, Los Angeles 1992, p. 373-380
- [137] Hübner, R., Hecker, M., Mattern, N., Hoffmann, V., Wetzig, K., Wenger, Ch., Engelmann, H. -J., Wenzel, Ch., Zschech, E.: *Degradation mechanisms of Ta and Ta-Si diffusion barriers during thermal stressing*, Thin Solid Films **458** (2004) p. 237-245
- [138] Stavrev, M., Fischer, D., Wenzel, C., Drescher, K., Mattern, N.: *Crystallographic and morphological characterization of reactively sputtered Ta, Ta-N and Ta-N-O thin films*, Thin Solid Films **307** (1997) p. 79-88
- [139] Hübner, R.: *Dünne tantalbasierte Diffusionsbarrieren für die Kupfer-Leitbahntechnologie: Thermische Stabilität, Ausfallmechanismen und Einfluss auf die Mikrostruktur des*

- Metallisierungsmaterials*, Dissertation, TU Dresden, Dresden 2004
- [140] Hübner, R., Hecker, M., Mattern, N., Voss, A., Acker, J., Hoffmann, V., Wetzig, K., Engelmann, H.-J., Zschech, E., Heuer, H., Wenzel, Ch.: *Influence of nitrogen content on the crystallization behavior of thin Ta-Si-N diffusion barriers*, Thin Solid Films **468** (2004) p. 183-192
- [141] Weihnacht, V.: *Besonderheiten der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur dünner, polykristalliner Kupferschichten*, Dissertation, TU Bergakademie Freiberg, Freiberg 2001
- [142] *Standard method for measuring and using the temperature coefficient of resistance to determine the temperature of a metallization*, EIA/JEDEC Standard, EIA/JESD33 (1995)
- [143] Riege, S. P., Prybyla, J. A., Hunt, A. W.: *Influence of microstructure on electromigration dynamics in submicron Al interconnects*, Appl. Phys. Lett. **69** (1996) p. 2367-2369
- [144] Wetzig, K., Wendrock, H., Buerke, A., Kötter, T.: *In-situ study of interconnects failures by electromigration inside a scanning electron microscope*, Stress Induced Phenomena in Metallization: 5<sup>th</sup> International Workshop (1999) p. 89-99
- [145] Schatt, W., Worch, H.: *Werkstoffwissenschaft*, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart 1996
- [146] Lloyd, J. R.: Review article: *Electromigration in integrated circuit conductors*, J. Phys. D: Appl. Phys. **32** (1999) p. R109-R118
- [147] Lloyd, J. R., Clemens, J., Snede, R.: *Copper metallization reliability*, Microelectronics Reliability **39** (1999) p. 1595-1602
- [148] Attardo, M. J., Rosenberg, R.: *Electromigration damage in aluminium film conductors*, J. Appl. Phys. **41** (1970) p. 2381-2386
- [149] Eberl, Ch.: *Fatigue of Al thin films at ultra high frequencies*, Dissertation, Universität Stuttgart, Stuttgart 2004
- [150] Frost, H. J., Ashby, M. F.: *Deformation-mechanism maps: The plasticity and creep of metals and ceramics*, Pergamon Press, Frankfurt 1982, ISBN: 0-08-029338-7
- [151] Wever, H.: *Elektro- und Thermotransport in Metallen*, J. A. Barth Verlag, Leipzig 1973
- [152] Kaur, I., Gust, W.: *Fundamentals of grain and interface boundary diffusion*, Ziegler Press, Stuttgart 1989
- [153] Gottstein, G., Shvindlermann, L. S.: *Grain boundary migration in metals: Thermodynamics, kinetics, applications*, CRS Press LLC, Boca Raton, Fla. 1999
- [154] Smoluchowski, R.: *Theory of grain boundary diffusion*, Phys. Rev. **87** (1952) p. 482-487
- [155] Hässner, A.: *Korngranzenddiffusion in Metallen*, in: Diffusion in metallischen Werkstoffen, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1970

## Erklärung

Hiermit versichere ich, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe; die aus fremden Quellen direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind als solche kenntlich gemacht.

Bei der Auswahl und Auswertung des Materials sowie bei der Herstellung des Manuskripts habe ich Unterstützungsleistungen von folgenden Personen erhalten:

Prof. Dr. Klaus Wetzig, Dr. Siegfried Menzel

Weitere Personen waren an der geistigen Herstellung der vorliegenden Arbeit nicht beteiligt. Insbesondere habe ich nicht die Hilfe eines kommerziellen Promotionsberaters in Anspruch genommen. Dritte haben von mir keine geldwerten Leistungen für die Arbeit erhalten, die in Zusammenhang mit dem Inhalt der vorgelegten Arbeit stehen. Die Arbeit wurde bisher weder im Inland noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form einer anderen Prüfungsbehörde vorgelegt und ist auch noch nicht veröffentlicht worden.

Ich erkenne die Promotionsordnung der Fakultät Maschinenwesen der Technischen Universität Dresden an.

Dresden, 2. März 2005

*Marula Bekunty*

## Danksagung

Mein besonderer Dank gilt allen, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Insbesondere bedanke ich mich bei:

Prof. Dr. Klaus Wetzig und Dr. Siegfried Menzel für die wissenschaftliche und akademische Betreuung dieser Arbeit,

Steffen Strehle, Daniel Reitz für die gute Zusammenarbeit, Hilfe und Korrektur dieser Arbeit,

Dr. Matthias Albert und Henning Heuer (IHM) und der Fa. SAW Components Dresden für die Probenherstellung,

Hagen Schmidt für die intensive Beratung sowie HF-Messungen,

Matthias Hofmann für die TEM-Untersuchungen, Dr. Horst Wendrock für die Hilfe bei den EBSD-Messungen, Dr. Stefan Baunack für die Auger-Elektronenspektrometrischen Untersuchungen und Regina Vogel für die Widerstandsmessungen,

Dr. Alexander Darinsky für die FEM-Simulationen,

Dr. Hartmut Siegel für die Erstellung des Lebensdauerprogrammms,

Jürgen Wagner und dem Bereich Forschungstechnik des IFW für die technische Hilfe,

meinem Mann Luboslav Pekarčík für die liebevolle Unterstützung zu Hause

und

dem Leibniz Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden und dem Bundesministerium für Wirtschaft und Arbeit für die technische und finanzielle Unterstützung dieser Arbeit.