

Diplomarbeit

# Legierungseinflüsse auf die Elektromigration in Submikrometer Aluminium-Leiterbahnen

von

**Jochen Böhm**

Hauptberichter: Prof. Dr. Eduard Arzt

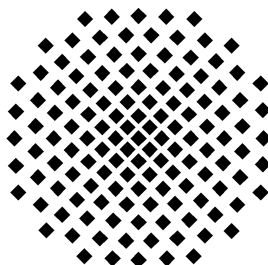
Mitberichter: Prof. Dr. Eric J. Mittemeijer

Betreuerin: Dr. Cynthia A. Volkert



**Max-Planck-Institut für Metallforschung Stuttgart**

und



**Institut für Metallkunde der Universität Stuttgart**

17. Juli 2000 – 17. Januar 2001

## Danksagung

Die Diplomarbeit wurde am Institut für Metallkunde der Universität Stuttgart und am Max-Planck-Institut für Metallforschung Stuttgart im Zeitraum von Juli 2000 bis Januar 2001 durchgeführt.

Herrn Prof. Dr. Arzt danke ich für die Übernahme des Hauptberichts, sein großes Interesse an dieser Arbeit und die Möglichkeit, diese Arbeit an seinem Institut durchzuführen.

Herrn Prof. Dr. Mittemeijer danke ich für die Übernahme des Mitberichts und das stets vorhandene Interesse an dieser Arbeit.

Mein besonderer Dank gilt Dr. Cynthia A. Volkert für die hervorragende Betreuung während der gesamten Zeit sowie für die Einführung in das Gebiet der Elektromigration, die vielen fruchtbaren Diskussionen und die fachliche Unterstützung bei dieser Arbeit.

Ein großes Dankeschön an Reiner Mönig, der mich während der gesamten Zeit in jeder Hinsicht sowohl bei technischen als auch bei theoretischen Fragen unterstützt hat und mir das „CamScan“ für die Aufnahme von hochwertigen REM-Bildern überließ.

Bedanken möchte ich mich weiterhin bei Dr. Christian Witt für die vielen nützlichen Ratschläge bei zahlreichen Problemen während dieser Arbeit.

Vielen Dank für die freundliche Unterstützung durch die Bell Laboratories, USA. Die Strukturherstellung wurde durch Dr. W. L. Brown ermöglicht und die Ionenimplantation wurde von Dr. D. C. Jacobson durchgeführt.

Die TEM-Untersuchungen wurden freundlicherweise von Dr. Robert R. Keller durchgeführt.

Weiterhin möchte ich mich bedanken bei Daniele Cantarutti für die Anfertigung der TEM-Proben sowie bei Birgit Heiland für die Unterstützung bei der Präparation im FIB.

Ein besonderes Dankeschön an alle Mitarbeiter des Instituts für die stets vorhandene Hilfsbereitschaft und das freundliche Arbeitsklima.

Nicht zuletzt danke ich meinen Eltern, die mir das Studium ermöglichten und mich immer in jeder Hinsicht unterstützten.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2 Literaturübersicht und Theorie</b>	<b>3</b>
2.1 Elektrotransport.....	3
2.2 Flussdivergenzen.....	6
2.3 Einfluss mechanischer Spannungen.....	6
2.4 Inkubationszeit, Drift- und Frontgeschwindigkeit .....	9
2.5 Lebensdauermessungen .....	10
2.6 Zusatz von Legierungselementen.....	11
<b>3 Experimentelles</b>	<b>13</b>
3.1 Probenpräparation.....	13
3.1.1 Strukturherstellung.....	13
3.1.2 Ionenimplantation.....	14
3.2 Versuchsaufbau.....	15
3.2.1 In-situ REM.....	15
3.2.2 Ex-Situ .....	19
3.3 Messmethoden .....	19
3.3.1 Messung des elektrischen Widerstands.....	19
3.3.2 REM-Aufnahmen .....	21
3.4 Charakterisierungsmethoden.....	23
3.4.1 Energy Dispersive X-Ray Analysis (EDX).....	23
3.4.2 Focused Ion Beam (FIB) .....	23
3.4.3 Elementanalyse SIMS .....	24
3.4.4 TEM.....	25
3.4.5 EELS / ESI .....	26
<b>4 Ergebnisse</b>	<b>28</b>
4.1 Probencharakterisierung.....	28
4.1.1 Kornstruktur.....	28
4.1.2 Charakterisierung mit EDX, SIMS, TEM, ESI.....	30
4.1.3 Schädigungsmorphologie.....	33
4.2 Drift in Segmenten mit Reservoir-Ende .....	35

4.3 Drift in finiten Segmenten.....	36
4.3.1 Reines Al.....	37
4.3.2 Al(Al).....	40
4.3.3 Al(Cu).....	41
4.3.4 Al(O).....	43
4.4 Fehlerbetrachtung.....	45
4.4.1 Widerstandsmessung .....	45
4.4.2 in-situ REM.....	45
<b>5 Diskussion</b>	<b>47</b>
5.1 Drift ohne Einfluss von mechanischen Spannungen.....	47
5.2 Inkubationszeit.....	49
5.3 Kritisches Produkt.....	50
5.3.1 Bestimmung von $\beta$ über die kritische Stromdichte .....	50
5.3.2 Bestimmung von $\beta$ über die kritische Länge .....	52
5.3.3 Einfluss von Kupfer und Sauerstoff auf das kritische Produkt .....	52
5.4 Auftreten einer Porenfront.....	53
5.5 Modellierung von Drift- und Frontgeschwindigkeit .....	55
5.5.1 Einporenmodell.....	55
5.5.2 Mehrporenmodell mit Porenfront.....	58
5.6 Einfluss von Kupfer und Sauerstoff auf die Driftgeschwindigkeit.....	61
5.7 Weitere Beobachtungen.....	63
<b>6 Zusammenfassung</b>	<b>65</b>
<b>7 Literaturverzeichnis</b>	<b>67</b>
<b>8 Anhang</b>	<b>69</b>
8.1 Berechnung des Anteils der implantierten Atome.....	69
8.2 Lösung der Differenzialgleichung (19).....	70
8.3 Makro zur automatischen Bildaufnahme .....	71

## Verzeichnis verwendeter Abkürzungen und Symbole

$\beta$	kritisches Produkt
$\delta$	Korngrenzenbreite
$\rho$	spezifischer elektrischer Widerstand
$\Omega$	Atomvolumen oder Einheit Ohm
$\nabla\sigma, \Delta\sigma$	Spannungsgradient, Spannungsdifferenz
$\sigma_c$	kritische Spannung
$\mu$	(„mikro“) $10^{-6}$
$A$	Konstante
$a, b$	Vorfaktoren
At.%	Atomprozent
$A_{Vers}$	Querschnittsfläche der Versetzungen
$c_{Al}$	Konzentration von Al
$c_{Cu}$	Konzentration von Cu
CERDIP	ceramic direct inline package
cit.	zitiert in
$D$	Diffusionskoeffizient
DIL	<i>direct inline</i>
$e$	Elektronenladung: $1,602 \cdot 10^{-19}$ C
$\bar{e}$	Elektron
$E_a$	Aktivierungsenergie
EDX	<i>energy dispersive x-ray scattering</i>
EELS	<i>electron energy loss spectroscopy</i>
EM	Elektromigration
ESI	<i>electron spectroscopic imaging</i>
FIB	<i>focused ion beam</i>
Gew.%	Gewichtsprozent
h	hour(s)
$i$	Laufindex
$j$	Stromdichte
$J$	Atomfluss
$j_c$	kritische Stromdichte
$k$	Boltzmann Konstante: $1,381 \cdot 10^{-23}$ J/K
$L$	aktuelle Segmentlänge

$L_0$	Ausgangslänge
$L_c$	kritische Länge
$L_d$	gedriftete Länge
$L_F$	Position der Porenfront
M	(„mega“) $10^6$
$m$	arithmetisches Mittel
$M$	Molmasse
$m_{AB}$	Gesamtmasse von A und B
$m_B$	Masse von B
$n$	Stromdichteexponent
n	(„nano“) $10^{-9}$
$N_A$	Avogadrozahl: $6,022 \cdot 10^{23} \text{ mol}^{-1}$
ODS	<i>oxide dispersion strengthened</i>
Pa	Pascal
R	elektrischer Widerstand
REM	Rasterelektronenmikroskop
$s$	Standardabweichung
SE	Sekundärelektronen
SIMS	Sekundärionen Massenspektroskopie
$T$	absolute Temperatur
$t$	Zeit
$t_{50}$	mittlere Ausfallzeit
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
$t_{inc}$	Inkubationszeit
$v_d$	Driftgeschwindigkeit
$v_0$	Driftgeschwindigkeit ohne Einfluss mechanischer Spannungen
$v_F$	Frontgeschwindigkeit
$x_A, x_B$	Anteil von A bzw. B in Atomprozent
$x_i$	Wert der Einzelmessung
$y_A, y_B$	Anteil von A bzw. B in Gewichtsprozent
$\bar{z}$	Anzahl der Einzelmessungen
$Z^*$	effektive Ladungszahl

## Kurzfassung

In dieser Arbeit wurde der Einfluss von ionenimplantiertem Kupfer und Sauerstoff auf das Elektromigrationsverhalten von 0,5  $\mu\text{m}$  breiten Aluminium-Leiterbahnen mit Bambusstruktur untersucht. Der Einfluss der Schädigung durch die Implantation wurde an Aluminiumproben untersucht, die mit Aluminium implantiert wurden. Die Messungen an diesen Proben zeigten keinen Unterschied im Vergleich zu Proben aus unimplantiertem Aluminium. Untersuchungen im Transmissionselektronenmikroskop von ausgelagerten Proben ergaben ebenfalls keinerlei Hinweis auf Schädigung durch die Implantation von Kupfer oder Sauerstoff. Die Ionenimplantation hatte somit auch keinen Einfluss auf die Kornstruktur. Dieser Sachverhalt erlaubte die Untersuchung von Proben mit unterschiedlichen Legierungszusätzen bei gleichzeitig unveränderter Mikrostruktur.

Es wurde der elektrische Widerstand im Rasterelektronenmikroskop *in-situ* gemessen. Während der Elektromigration war in allen untersuchten Proben ein Materialabtrag beobachtbar, der nicht gleichmäßig erfolgte. Am Kathodenende der untersuchten Leiterbahnen waren Poren sowie Reste des Leiterbahnmaterials sichtbar, am Anodenende wurden Hügel und Whisker beobachtet. Das kritische Produkt von kurzen Leiterbahnen aus reinem Aluminium war kleiner als das bei den legierten Proben. Dies stimmt mit der Vorstellung überein, dass das kritische Produkt durch die mechanische Festigkeit des Leiterbahnmaterials bestimmt wird. Bei langen Leiterbahnen mit Reservoir-Ende war die Driftgeschwindigkeit der mit Kupfer und Sauerstoff implantierten Bahnen dagegen größer als bei unimplantierten Proben aus reinem Aluminium. In welchem Material die Driftgeschwindigkeit größer ist hängt daher von der Länge der Leiterbahn und von der angelegten Stromdichte ab. Der zeitabhängige Verlauf des Materialabtrags in kurzen Bahnen wurde mit einem neuen Modell beschrieben, das den Effekt des nicht gleichmäßigen Abtrags berücksichtigt.

## 1 Einleitung

Seit nunmehr über 30 Jahren kommt für die Verbindung zwischen den Transistoren integrierter Schaltungen (ICs) Aluminium zum Einsatz. Aluminium lässt sich auf Siliziumchips sehr gut verarbeiten, besitzt allerdings eine eher mäßige Leitfähigkeit, was zum Problem wird, wenn die Strukturbreiten weiter schrumpfen. Seither wurde jede Erhöhung der Taktfrequenz eines ICs durch eine Strukturverkleinerung erreicht, da die Schaltgeschwindigkeit der Transistoren der begrenzende Faktor war. Ab einer Strukturgröße von etwa  $0,3\ \mu\text{m}$  überwiegt jedoch die Signalverzögerung zwischen den Transistoren gegenüber der Geschwindigkeit der Transistoren selbst. Die kritischen Geschwindigkeitspfade sitzen somit in den internen Verbindungen vom einen Ende des Chips zum anderen. Aktuelle Mikroprozessoren werden in  $0,18\ \mu\text{m}$  – Technik gefertigt, bis in 2 Jahren soll die Herstellung von  $100\ \text{nm}$  – Strukturen in Serienproduktion anlaufen [Windeck, 2000].

Bei jeder Strukturverkleinerung steigt die Stromdichte in der Leiterbahn. Wichtige Einflüsse sind die Joulesche Erwärmung der Leiterbahn sowie die Schädigung der Leiterbahn durch Elektromigration. Die Mikrostruktur ist dabei entscheidend für das Elektromigrationsverhalten eines Materials verantwortlich, da diese die Diffusionspfade im Material mitbestimmt. In Leiterbahnen aus Aluminium kommt das Elektromigrationsproblem bei hohen Stromdichten besonders zum tragen, da dieses Metall einen niedrigen Schmelzpunkt besitzt und dadurch einen hohen Diffusionskoeffizienten aufweist.

Es ist seit langem bekannt, dass der Zusatz von Legierungselementen wie Kupfer die Lebensdauer von Aluminium-Leiterbahnen stark verlängert, jedoch ist der Grund dafür noch nicht völlig verstanden. Um das Elektromigrationsverhalten studieren zu können ist eine sehr genaue Kenntnis der Mikrostruktur notwendig, da Legierungszusätze auf diese einen großen Einfluss ausüben. Außerdem ist das kritische Produkt als Maß für die Resistenz eines Materials gegen Schädigung durch Elektromigration stark von den jeweiligen Herstellungsbedingungen abhängig, die für jeden einzelnen Wafer etwas verschieden sind. In modernen Mikroprozessoren wird derzeit Aluminium durch Kupfer ersetzt. Kupfer besitzt eine bessere Leitfähigkeit und eine höhere Elektromigrationsbeständigkeit aufgrund des höheren Schmelzpunktes als Aluminium. Grundlegende Konzepte können jedoch unter Umständen vom Aluminium auf Kupfer übertragen werden.



Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Einfluss von Kupfer und Sauerstoff auf das Elektromigrationsverhalten von  $0,5\ \mu\text{m}$  breiten Aluminium-Leiterbahnen mit Bambusstruktur untersucht. Die untersuchten Proben (Dies) stammen alle aus *einem* Wafer und die Legierungszusätze wurden durch Ionenimplantation zugefügt. Um den Einfluss der Strahlenschädigung durch die Implantation zu bestimmen wurden Messungen an Aluminiumproben durchgeführt, die mit Aluminium implantiert wurden. Bei der Implantierung blieb die Kornstruktur der Leiterbahnen annähernd erhalten. Bei bisherigen Arbeiten über das Elektromigrationsverhalten von Aluminium-Leiterbahnen konnte dagegen nicht immer genau unterschieden werden, ob tatsächlich der Einfluss des Legierungselements oder der Einfluss der Mikrostruktur auf die Elektromigration untersucht wurde. Durch die Ionenimplantation ist es nun möglich, gezielt den Einfluss des jeweiligen Legierungselements bei vergleichbarer Mikrostruktur zu untersuchen, da man jetzt über vergleichbare Proben mit verschiedenen Legierungszusammensetzungen verfügt.

## 2 Literaturübersicht und Theorie

Dieses Kapitel gibt einen kurzen Überblick zum Thema Elektromigration. Es wird gezeigt, wie durch Elektromigration ein Materialfluss entsteht und welche mikrostrukturellen und geometrischen Einflüsse zu einer Schädigung führen. Es wird der Einfluss von mechanischen Spannungen beschrieben und weitere grundlegenden Größen erklärt, die die Zuverlässigkeit eines Leiterbahnmaterials bestimmen. Weiterhin wird über den Stand der Literatur zum Einfluss von Kupfer und Sauerstoff auf das Elektromigrationsverhalten von Aluminium-Leiterbahnen berichtet.

### 2.1 Elektrotransport

Legt man an einen metallischen Leiter ein elektrisches Feld an, findet ein Fluss von freien Leitungselektronen sowie ein relativ geringer Fluss von Metallionen statt. Den dadurch entstehenden Materialtransport bezeichnet man als *Elektrotransport* oder *Elektromigration*. Atombewegung findet in einem Festkörper über Sprungprozesse durch Diffusion statt. Wenn ein Metallatom einen Diffusionsschritt durchführt, wechselt es seinen Gitterplatz und hinterlässt dort eine Leerstelle. Ohne ein externes elektrisches Feld wird keine Sprungrichtung bevorzugt, Sprünge finden in allen drei Raumrichtungen statt. Diese Art von Diffusionsbewegung wird durch die Fick'schen Gesetze beschrieben.

Findet gleichzeitig zur thermischen Atombewegung ein Fluss von freien Leitungselektronen statt, werden die Diffusionssprünge der Atome in Richtung des Elektronenflusses bevorzugt. Leitungselektronen werden in einem Metall an Atomen oder an Gitterinhomogenitäten wie z.B. Leerstellen gestreut. Ein Metallion, das thermisch aktiviert aus seinem Gitterpotential angehoben wird erfährt während eines Diffusionssprungs vereinfacht dargestellt zwei einander entgegen wirkende Kräfte: *Impulsübertrag* der Leitungselektronen auf das Metallion (sog. „Elektronenwind“) und *Coulomb-Wechselwirkung* des Metallions mit dem elektrischen Feld. (sog. Direktkraft). Man nimmt an, dass wegen der Abschirmung der Atomkerne durch die Elektronen der Einfluss der Direktkraft vernachlässigbar gering ist. Die Kraft durch den Elektronenwind ist im Vergleich zur Energie, die für einen Diffusionsschritt erforderlich ist, sehr gering, aber sie gewinnt an Bedeutung wenn viele Wechselwirkungen zwischen Elektronen und Metallionen stattfinden, was bei hohen Stromdichten der Fall ist. Der Elektronenwind bewirkt daher einen zusätzlichen Beitrag zur Diffusion der Atome und es existiert somit eine effektive Triebkraft  $F_{EM}$  in Richtung zur Anode der Leiterbahn, die man aus dem Produkt aus „effektiver Ladung“  $eZ^*$ , wobei  $Z^*$  als

*effektive Valenz* bzw. *effektive Ladungszahl* bezeichnet wird, der Stromdichte  $j$  und dem spezifischen Widerstand  $\rho$  erhält, wobei  $e$  die Elementarladung ist:

$$F_{EM} = eZ^* \cdot \rho \cdot j. \quad (1)$$

Diese Kraft bewirkt einen Fluss  $J$  der Atome mit einer Driftgeschwindigkeit  $v_d = \mu \cdot F_{EM}$ , wobei  $\mu = D/kT$  die Mobilität der Atome bezeichnet:

$$J = \frac{D}{\Omega kT} \cdot eZ^* \cdot \rho \cdot j = \frac{v_d}{\Omega}, \quad (2)$$

$k$ : Boltzmann-Konstante,  $T$ : absolute Temperatur,  $D$ : Diffusionskoeffizient,  $\Omega$ : Atomvolumen

Der Diffusionskoeffizient ist abhängig davon, welcher Diffusionsmechanismus bei der Elektromigration zum tragen kommt. Die Diffusion kann über das Volumen, über Korngrenzen, Versetzungen und über Grenzflächen sowie Oberflächen erfolgen. In polykristallinen Schichten aus Aluminium sind üblicherweise Korngrenzen die dominierenden Diffusionspfade [Frost and Ashby, 1982]. Bei Aluminium-Leiterbahnen mit Bambusstruktur (Abb. 1) wird überwiegend ein Grenzflächenmechanismus diskutiert. Solche Grenzflächen findet man in typischen Al-Leiterbahnen beispielsweise zu einer Diffusionsbarriere, üblicherweise TiN, sowie zu einer Isolatorschicht an den Flanken, z.B. SiO<sub>2</sub>. Diffusion entlang von Versetzungen (*pipe diffusion*) ist ebenfalls denkbar. Die Kenntnis der genauen Mikrostruktur der Leiterbahn ist somit von großer Bedeutung.

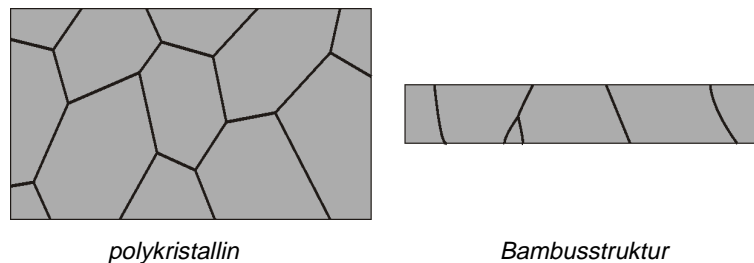


Abb. 1: Schematische Darstellung einer polykristallinen Leiterbahn (links) und einer Bahn mit Bambusstruktur (rechts). Leiterbahnen mit Bambusstruktur besitzen keine kontinuierlichen Korngrenzen entlang der Bahn.

Um die verschiedenen Diffusionspfade zu berücksichtigen kann ein effektiver Diffusionskoeffizient beschrieben werden:

$$D_{\text{eff}} = D_{\text{Vol}} + a \cdot D_{\text{KG}} + b \cdot D_{\text{Vers}}, \quad (3)$$

$D_{\text{Vol}}$ : Volumendiffusionskoeffizient,

$D_{\text{KG}}$ : Korngrenzendiffusionskoeffizient,

$D_{\text{Vers}}$ : Diffusionskoeffizient für die Diffusion entlang von Versetzungskernen,

$a, b$ : Vorfaktoren, Abhängig von Anzahl und Breite der Korngrenzen bzw. Versetzungen entlang der Leiterbahn.

Die folgende Übersicht gibt eine Auswahl an in der Literatur verfügbaren Diffusionskoeffizienten für Aluminium, die für diese Arbeit von Interesse sind. Eine detaillierte Zusammenstellung findet sich in [Witt, 2000].

$$D_{\text{Vol}} = 0,11 \cdot 10^{-4} \exp\left(\frac{-1,26 \text{ eV}}{kT}\right) \frac{\text{m}^2}{\text{s}} \quad [\text{Peterson and Rothman, 1970}]$$

$$D_{\text{Vers}} = 7 \cdot 10^{-25} \exp\left(\frac{-0,85 \text{ eV}}{kT}\right) \frac{\text{m}^4}{\text{s}} \cdot \frac{1}{A_{\text{Vers}}} \quad [\text{Volin and Balluffi, 1968}]$$

$A_{\text{Vers}}$ : Querschnittsfläche

$$D_{\text{KG}} = 5 \cdot 10^{-14} \exp\left(\frac{-0,9 \text{ eV}}{kT}\right) \frac{\text{m}^3}{\text{s}} \cdot \frac{1}{\delta} \quad [\text{Frost and Ashby, 1982}]$$

$\delta$ : Korngrenzenbreite

Für die in dieser Arbeit untersuchten Proben sind Messwerte für die Grenzflächendiffusion in der Literatur nicht verfügbar.

## 2.2 Flussdivergenzen

Bei einer einkristallinen Leiterbahn kommt es nicht notwendigerweise zu einer Anhäufung oder einem Abtrag von Atomen. Erst wenn der Massefluss lokal gestört wird tritt eine Schädigung der Leiterbahn durch Elektromigration auf. Dies bezeichnet man als eine Flussdivergenz. Solche Flussdivergenzen können beispielsweise Gefügeinhomogenitäten, Temperaturgradienten oder Grenzflächen zu einem anderem Material sein, wie man sie etwa am Ende einer Leiterbahn findet. Ist der Materialfluss, der von einem Gebiet weggeht, größer als der, der in das Gebiet hineinströmt, dann entsteht dort letztendlich eine Pore. Im umgekehrten Fall wird an dieser Stelle Material angehäuft und es kommt zur Hügelbildung (sog. „*Hillocks*“). Dies führt zu einem Anstieg des elektrischen Widerstandes der Leiterbahn oder zum Kurzschluss zwischen benachbarten Bahnen.

## 2.3 Einfluss mechanischer Spannungen

Der Einfluss von mechanischen Spannungen wurde erstmals von I. A. Blech beobachtet [Blech, 1976]. Wird eine Aluminium-Leiterbahn (auch als Segment bezeichnet) auf einer schwach leitenden TiN-Schicht mit Strom belastet, findet Materialabtrag statt und es kommt zur Bildung von Poren am Kathodenende und zur Hügelbildung am Anodenende der Bahn. Der sog. „*Blech-Effekt*“ zeigt, dass eine kritische Stromdichte  $j_c$  erforderlich ist um einen Materialabtrag zu erzielen. Für eine Stromdichte  $j > j_c$  errechnet Blech die makroskopisch beobachtbare Verschiebungsgeschwindigkeit zu

$$v_d = -\frac{D}{kT} \cdot eZ^* \cdot \rho \cdot (j - j_c). \quad (4)$$

Das Auftreten einer kritischen Stromdichte wird nach Blechs Theorie durch einen dem Elektromigrationsfluss entgegengesetzten Diffusionsstrom  $J_m$  verursacht, der durch mechanische Spannungen entsteht:

$$J_m = \frac{D}{kT} \Omega \cdot \nabla \sigma. \quad (5)$$

$\Omega$ : Atomvolumen

$x$ : Ortskoordinate in Richtung der Leiterbahn

$\nabla\sigma$ : Spannungsgradient entlang der Leiterbahn

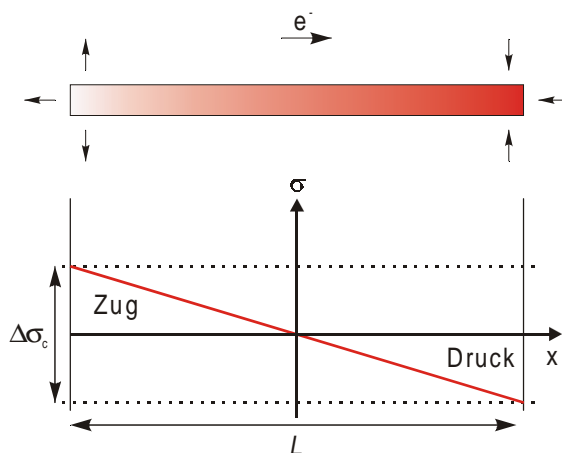


Abb. 2: Spannungsverlauf sowie maximale Spannungsdifferenz  $\Delta\sigma_c$  in einer Leiterbahn der Länge  $L$ . Die Pfeile auf der rechten bzw. linken Seite des Segments zeigen Druck- bzw. Zugspannungen an. Die Elektronen fließen von links nach rechts.

Das Auftreten eines Spannungsgradienten kann man sich dadurch verdeutlichen, indem man ein Atom betrachtet, das infolge Elektromigration vom Kathodenende der Bahn zum Anodenende wandert. Dies führt dazu, dass bei konstantem Volumen am Kathodenende Zugspannungen und am Anodenende Druckspannungen entstehen. Der sich dabei aufbauende Spannungsgradient kann im eindimensionalen Fall durch  $\Delta\sigma_c/L$  beschrieben werden, wobei  $L$  die Länge der Bahn und  $\Delta\sigma_c$  die Spannungsdifferenz zwischen den beiden Enden ist (Abb. 2). Für den Fall von passivierten Leiterbahnen kann man sich dieses Bild für das Auftreten eines Spannungsgradienten sehr gut vorstellen. Die untersuchten Bahnen sind jedoch unpassiviert bzw. lediglich mit einer sehr dünnen Deck- und Oxidschicht auf der Oberseite versehen (s. Abb. 5 auf S. 13). In diesem Fall ist noch nicht endgültig geklärt, welcher Prozess für das Auftreten von Druckspannungen verantwortlich ist. Möglicherweise tritt Hügelbildung auf, wenn die Fließspannung des Schichtmaterials erreicht ist. Dies wurde bis jetzt jedoch noch nicht experimentell bestätigt. Zudem wurden Hinweise dafür gefunden, dass die kritische Spannung für die Elektromigration nicht mit der Fließspannung übereinstimmt, die über thermo-mechanische Verformung (wafer curvature) gemessen wurde [Straub, 2000].

Ist der durch mechanische Spannung entstandene Massefluss  $J_m$  gleich dem Elektromigrationsfluss, dann tritt keine Verschiebung auf. Für diesen Gleichgewichtsfall gilt:

$$\Omega \frac{\Delta\sigma}{L} = eZ^* \cdot \rho \cdot j. \quad (6)$$

Der Blech-Effekt beschreibt das Auftreten einer maximalen Spannungsdifferenz  $\Delta\sigma_c$ , die ein bestimmtes Material aushält. Dies verdeutlicht, dass ein kritischer Wert für  $j \cdot L$  existiert. Aus Gl. (6) erhält man dann das kritische Produkt  $\beta$  aus kritischer Stromdichte  $j_c$  und kritischer Länge  $L_c$  der Leiterbahn:

$$\beta = j_c L_c = \frac{\Omega \cdot \Delta\sigma_c}{eZ^* \cdot \rho}. \quad (7)$$

Gl. (7) besagt, dass man für eine gegebene Länge  $L$  eine kritische Stromdichte  $j_c$  anlegen muss, oder dass man für eine bestimmte Stromdichte  $j$  eine Mindestlänge  $L_c$  benötigt um Materialabtrag durch Elektromigration beobachten zu können. Der Einfluss der kritischen Länge ist in Abb. 3 dargestellt. Unterhalb der kritischen Stromdichte bzw. der kritischen Länge findet kein Materialabtrag statt und die Driftgeschwindigkeit aus Gl. (4) ist somit gleich null. Die kritische Länge wird in der Literatur oft auch als *Blech-Länge* bezeichnet. Das kritische Produkt ist ein Maß dafür, welche mechanischen Spannungen ein Material infolge Elektromigration erträgt.

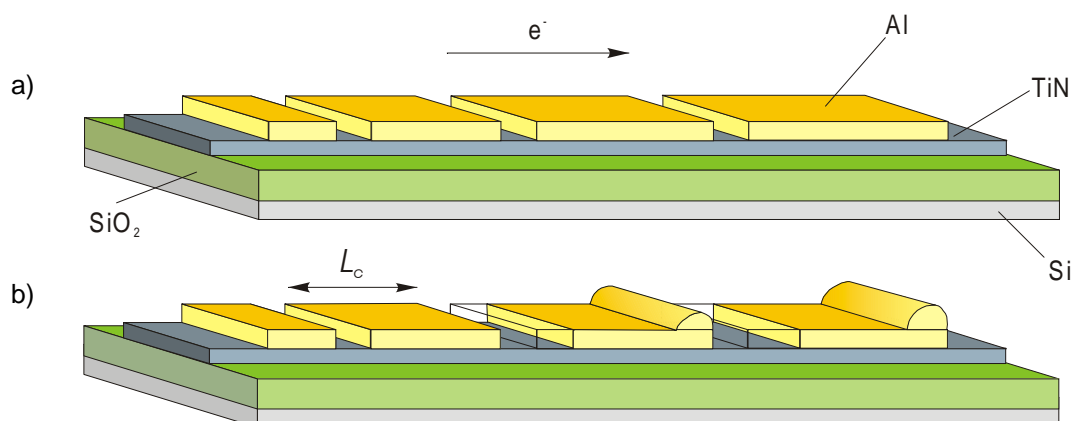


Abb. 3: a) Blech-Segmente aus Aluminium auf einer durchgehenden TiN-Schicht vor Elektromigration. b) Schädigung infolge Elektromigration tritt bei gleicher Stromdichte erst ab einer kritischen Länge  $L_c$  auf.

## 2.4 Inkubationszeit, Drift- und Frontgeschwindigkeit

Porenbildung wird oft erst nach einer gewissen Zeit beobachtet. Als *Inkubationszeit*  $t_{inc}$  bezeichnet man die Zeit, die für die Bildung der ersten Pore benötigt wird. Während der Inkubationszeit baut sich der Spannungsgradient in der Leiterbahn auf, und mit dem Auftreten der ersten Pore ist die kritische Spannung erreicht. Analytische und numerische Modelle liefern im Wesentlichen eine  $1/j^2$ -Abhängigkeit der Inkubationszeit von der Stromdichte in Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen. Eine detaillierte Literaturübersicht für zeitabhängige Modelle findet man in [Witt, 2000].

Die Geschwindigkeit, mit der der anschließende Materialabtrag erfolgt, wird üblicherweise als *Driftgeschwindigkeit*  $v_d$  bezeichnet (vgl. Gl. (2)). Findet Materialabtrag statt, sagt man auch, dass das Segment driftet. Ist nur eine Pore vorhanden, erhält man die Driftgeschwindigkeit über die innerhalb einer bestimmten Zeit  $t$  gedriftete Länge  $L_d$  (s. Abb. 4a):

$$v_d = \frac{dL_d}{dt}. \quad (8)$$

Bei den in dieser Arbeit untersuchten unpassivierten Aluminium-Leiterbahnen mit Bambusstruktur findet jedoch üblicherweise kein kontinuierlicher Materialabtrag statt, sondern es wird beobachtet, dass zwischen abgetragenen Bereichen Aluminium zurückbleibt. Wenn sich eine Pore gebildet hat, wächst diese zunächst bis zu einer bestimmten Länge weiter. Der Materialabtrag erfolgt anschließend sprunghaft in einer neuen Pore, weiter zurück liegenden Poren bleiben unverändert, sobald die neue Pore sich über die gesamte Breite der Bahn erstreckt (s. Abb. 4b). Die gedriftete Länge  $L_d$ , aus der man die Driftgeschwindigkeit nach Gl. (8) berechnen kann, erhält man dann dadurch, indem man die einzelnen Längen aufsummiert:

$$L_d = L_1 + L_2 + L_3 + \dots = \sum_i L_i. \quad (9)$$

Die Geschwindigkeit, mit der sich die letzte Pore bzw. die Porenfront fortbewegt, wird als *Frontgeschwindigkeit*  $v_F$  bezeichnet. Die Frontgeschwindigkeit erhält man analog zur Driftgeschwindigkeit aus der Position der Porenfront  $L_F$  (s. Abb. 4b):



$$v_F = \frac{dL_F}{dt}. \quad (10)$$

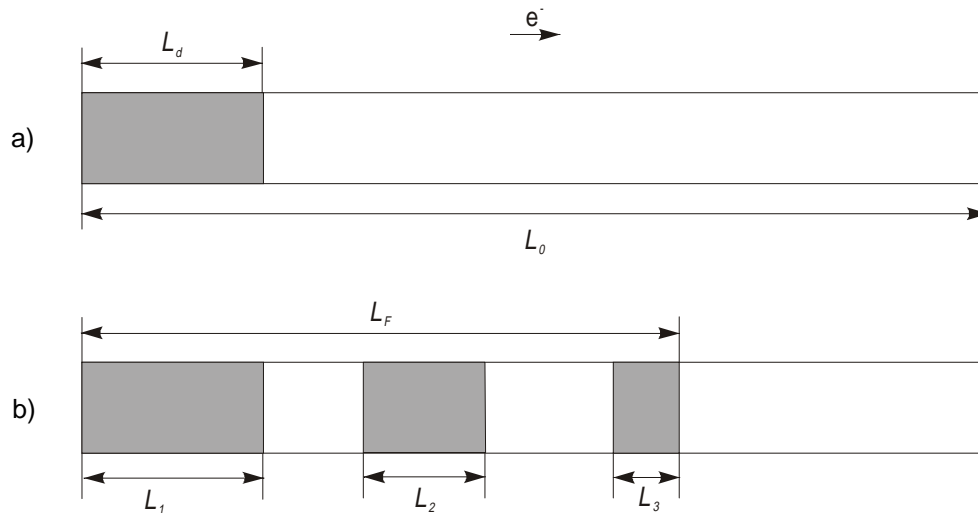


Abb. 4: Schematische Darstellung von Elektromigrationsporen (grau) in einem Leiterbahnsegment der Gesamtlänge  $L_0$ . Dargestellt ist die gedriftete Länge  $L_d$  sowie die Position der Porenfront  $L_F$ . Die Elektronen fließen von links nach rechts. a) Zu Beginn ist nur eine Pore vorhanden. b) Zu einem späteren Zeitpunkt haben sich mehrere Poren gebildet.

## 2.5 Lebensdauermessungen

Um eine Aussage darüber treffen zu können, wie zuverlässig eine Leiterbahn gegenüber Elektromigration ist, wird üblicherweise die mittlere Lebensdauer einer Anzahl von gleichen Bahnen bestimmt. Die Lebensdauer kann als die Zeit definiert werden, innerhalb der ein gewisser Widerstandsanstieg stattfindet, der die Funktion eines elektronischen Bauteils nicht mehr gewährleistet. Solche Lebensdauern liegen in der Größenordnung von mehreren Jahren bei Versuchsbedingungen von etwa  $100\text{ °C}$  und Stromdichten von  $0,1\text{ MA/cm}^2$ . Elektromigrationstests werden daher bei höheren Temperaturen, typischerweise zwischen  $200$  und  $300\text{ °C}$  und höheren Stromdichten im Bereich von  $1$  bis  $10\text{ MA/cm}^2$  durchgeführt. Die Messergebnisse bei diesen beschleunigten Bedingungen müssen daher auf die Betriebsbedingungen des elektronischen Bauteils extrapoliert werden. Der erste Ansatz dafür stammt von James Black, der die mittlere Ausfallzeit  $t_{50}$  beschreibt als

$$t_{50} = \frac{A}{j^n} \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right). \quad (11)$$

$A$  ist eine Konstante,  $E_a$  die Aktivierungsenergie und  $n$  der Stromdichteexponent. Nach Modellen in der Literatur wird  $t_{50}$  für  $n = 1$  von der Driftgeschwindigkeit bestimmt, ist  $n = 2$  wird  $t_{50}$  von der Keimbildung der ersten Pore (Inkubationszeit) bestimmt.

Dieses sog. *Black'sche Gesetz* wird zwar oft verwendet, jedoch wird eine Aussage mit dieser Gleichung sehr problematisch, wenn sich der Mechanismus innerhalb des Temperaturbereichs ändert, in dem die Extrapolation durchgeführt wird. Dann reicht nur eine Aktivierungsenergie zur Extrapolation nicht mehr aus, und genauere physikalische Modelle werden notwendig.

Mit der Kenntnis der Inkubationszeit  $t_{inc}$ , der Driftgeschwindigkeit  $v_d$  sowie der Frontgeschwindigkeit  $v_f$ , der kritischen Länge  $L_c$  bzw. der kritischen Stromdichte  $j_c$  und dem daraus resultierenden kritischen Produkt  $\beta = j_c L_c$  besitzt man alle notwendigen Messgrößen um das Elektromigrationsverhalten eines Materials vollständig beschreiben zu können. Alle diese Größen wirken sich auf die Lebensdauer aus und sind stark abhängig von der Mikrostruktur des Materials, so dass eine Charakterisierung der Schadensmorphologie unbedingt erforderlich ist.

## 2.6 Zusatz von Legierungselementen

Bereits in den Anfängen der 70er Jahre wurde entdeckt, dass der Zusatz von geringen Mengen an Kupfer (0,5 – 4 Gew.%) die Lebensdauer von Aluminium-Leiterbahnen um bis zu 2 Größenordnungen verlängert [Ames, et. al., 1970]. Aluminium-Kupfer-Legierungen werden heutzutage routinemäßig in Mikrochips verwendet, jedoch ist der genaue Mechanismus für die Verbesserung der Elektromigrationseigenschaften durch Zulegieren von Kupfer zu Aluminium bis jetzt noch nicht vollständig geklärt.

Der Einfluss von Kupfer wird zwar noch nicht vollständig verstanden, aber es ist bekannt, dass der Ort an dem sich das Kupfer in der Aluminium-Leiterbahn befindet einen großen Einfluss auf die Aluminium-Migration besitzt [Knowlton et al., 1995], [Theiss et. al., 1997]. Es wird berichtet, dass Diffusion von Aluminium sogar erst dann stattfindet, wenn sich kein Kupfer mehr am Kathodenende der Bahn befindet [Hu, et al., 1993], [Spolenak, 1999]. Aluminium diffundiert dann

hinter einer Kupferfront her, wobei die Position des Kupfers wesentlich für die Lebensdauer der Bahn verantwortlich zu sein scheint. Der Zusatz von Kupfer wirkt sich daher auf die Inkubationszeit  $t_{inc}$ , den Diffusionskoeffizienten von Aluminium  $D_{Al}$ , die effektive Valenz  $Z^*$  sowie auf die kritische Spannung  $\sigma_c$  aus.

In der Literatur finden sich widersprüchliche Ergebnisse über den Einfluss von Kupfer auf die Inkubationszeit in Aluminium-Leiterbahnen mit Bambusstruktur. In [Hu, 1995] wird über eine Inkubationszeit berichtet, in [Proost et al., 1998] dagegen wurde keine Inkubationszeit beobachtet. Weiterhin scheinen Kupferausscheidungen eine wichtige Rolle bei der Migration des Kupfers zu spielen, da sie quasi als Reservoirs für Kupfer fungieren [Witt, 2000].

In [Rosenberg, 1972] wird eine Reduktion der Aluminium-Selbstdiffusion durch Kupfer beschrieben, wobei die Kupferatome an Leerstellen gepinnt wurden. Erst wenn Kupfer durch Elektromigration abgetragen wurde, kann Aluminium in der an Kupfer verarmten Zone frei diffundieren, was eine Erhöhung der Inkubationszeit bewirkt, da nun der Blech-Effekt wirksam wird: erst wenn die kupferarme Zone die kritische Länge erreicht hat, findet effektiv ein Abtrag von Aluminium statt. Für dieses Modell wurden Korngrenzen als Diffusionspfade angenommen.

In [van Ek et. al., 1995] wurde der Einfluss von Kupfer auf die effektive Valenz  $eZ^*$  durch *ab initio* Methoden berechnet. Das Resultat ist eine deutliche Erniedrigung der Windkraft auf Aluminium in Anwesenheit von Kupfer, was mit experimentellen Ergebnissen in [Kraft et. al., 1997] übereinstimmt.

Als weiteren Parameter kann Kupfer die kritische Spannung beeinflussen, die üblicherweise mit der Fließspannung korreliert wird. Seit langem ist bekannt, dass Kupfer die Festigkeit in ausscheidungsgehärteten Aluminium-Kupfer-Legierungen beeinflusst. Auch der Einfluss von Sauerstoff auf die mechanischen Eigenschaften in ODS-Superlegierungen ist schon lange bekannt. Dieses Konzept wurde in [Kraft and Arzt, 1998] und [Arzt and Nix, 1991] für die Entwicklung von neuen Lebensdauermodellen verwendet. In [Arzt et. al., 1992] wird über den Einfluss von ionenimplantiertem Sauerstoff auf die mechanische Festigkeit von Aluminium-Leiterbahnen berichtet. Es fand nach der Implantation jedoch Rekristallisation statt, wodurch die Mikrostruktur geändert wurde. Über den Einfluss von Sauerstoff auf die Elektromigration ist in der Literatur nur sehr wenig bekannt.

### 3 Experimentelles

Die folgenden Kapitel beschreiben die Probenpräparation, den Versuchsaufbau, die verwendeten Messmethoden sowie die zur Probencharakterisierung verwendeten Methoden.

#### 3.1 Probenpräparation

Für diese Arbeit lagen bereits gefertigte Proben vor. Die Herstellung der Strukturen in einer Reinraumumgebung sowie die anschließende Ionenimplantation wurde bei den Bell Laboratories, USA, durchgeführt.

##### 3.1.1 Strukturherstellung

Die untersuchten Blech-Strukturen wurden mittels UV-Lithographie und reaktivem Ionenätzen auf thermisch oxidierten {100} Silizium-Wafern hergestellt. Sie bestehen aus unterbrochenen 400 nm dicken Al-Leiterbahnen auf darunter liegenden 200 nm dicken TiN-Bahnen, die über 20  $\mu\text{m}$  breite Bahnen zu vier 200  $\mu\text{m}$  x 200  $\mu\text{m}$  großen Kontaktpads führen. Die Dicke der TiN-Schicht unter der Leiterbahn wurde so gewählt, dass Joulesche Erwärmung während des Elektromigrationsexperiments nur eine geringe Rolle spielt. Die  $\text{SiO}_2$ -Deckschicht dient als Maske um die Leiterbahn während des Ätzprozesses zu schützen. Nach der Strukturherstellung wurden die Wafer 60 min lang bei 400 °C in einem Gasgemisch aus Wasserstoff und Stickstoff (sog. „Formiergas“) ausgelagert. In [Witt, 2000] wird der Herstellungsprozess im Detail beschrieben. Nach der Herstellung wurden die Bereiche mit den Strukturen aus dem Wafer herausgesägt und der nicht benötigte Rand mit einer Glasbruchzange abgebrochen. Die Fläche der einzelnen Chips (Dies) betrug dann ca. 1  $\text{cm}^2$ .

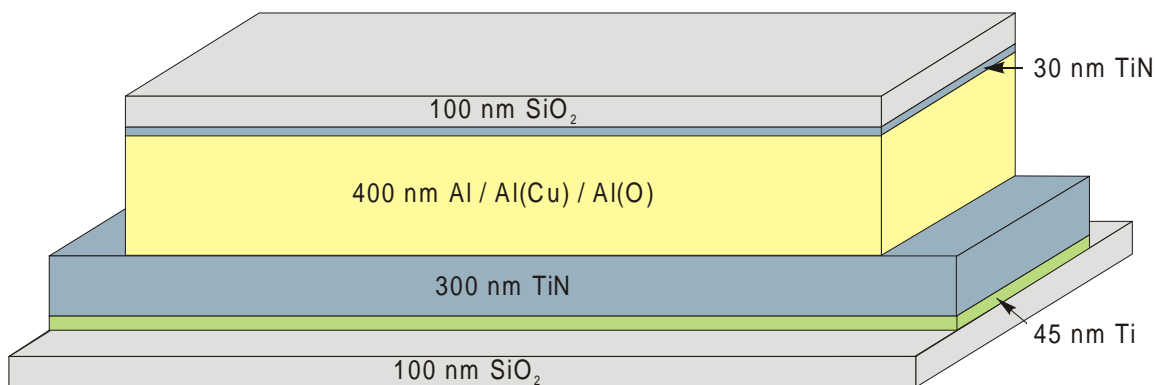


Abb. 5: Schematischer Aufbau der untersuchten Probenstrukturen.

### 3.1.2 Ionenimplantation

Die Ionenimplantation wurde von D. C. Jacobson mit einem Tandem-Ionenbeschleuniger bei den Bell Labs, USA, durchgeführt. Es wurden Strukturen mit Aluminium-Leiterbahnen sowie Schichten mit gleichem Aufbau, die zur Probencharakterisierung verwendet wurden, implantiert. Die Proben wurden während der Implantation an eine Metallplatte geklemmt, die sich auf Raumtemperatur befand. Sie erwärmten sich während des Implantationsprozesses um nicht mehr als 10 °C. In Tab. 1 sind die Daten für die Implantation von Aluminium, Kupfer und Sauerstoff in die gezeigten Strukturen aufgeführt. Die Parameter wurden so berechnet, dass sich der größte Anteil der implantierten Atome in der Mitte der Aluminiumbahnen bzw. der Aluminiumschichten befindet. Die Dosis für die Implantation von Aluminium wurde so gewählt, dass die gleiche Schädigung wie bei der Implantation von Kupfer entsteht. Die Werte wurden nach Literaturwerten für den Energieverlust berechnet, der entsteht, wenn ein Atom bei der Implantation auf einen Atomkern trifft. Für die Berechnung des Anteils der implantierten Atome in Atom- bzw. Gewichtsprozent wurde eine homogene Verteilung über den gesamten Querschnitt der Aluminiumbahnen angenommen. Die Berechnung wird detailliert in Anhang 8.1 durchgeführt. Im Folgenden wird Aluminium, das mit Aluminium, Kupfer oder Sauerstoff implantiert wurde als Al(Al), Al(Cu) oder Al(O) bezeichnet.

	Energie [keV]	Anzahl [cm <sup>-2</sup> ]	At.% [%]	Gew.% [%]
Al	200	$1,5 \cdot 10^{16}$	0,62	0,62
Cu	200	$5 \cdot 10^{15}$	0,21	0,35
O	500	$5 \cdot 10^{15}$	0,21	0,12

Tab. 1: Implantationsdaten für die Implantation von Al, Cu und O: Energie, Implantierungszeit, Gesamtanzahl implantierter Atome pro Quadratcentimeter sowie deren Anteil in Atom- bzw. Gewichtsprozent.

Abb. 6 zeigt eine Monte-Carlo Simulation [TRIM, 1985] für die Aufenthaltswahrscheinlichkeit der implantierten Atome in Abhängigkeit von der Eindringtiefe.

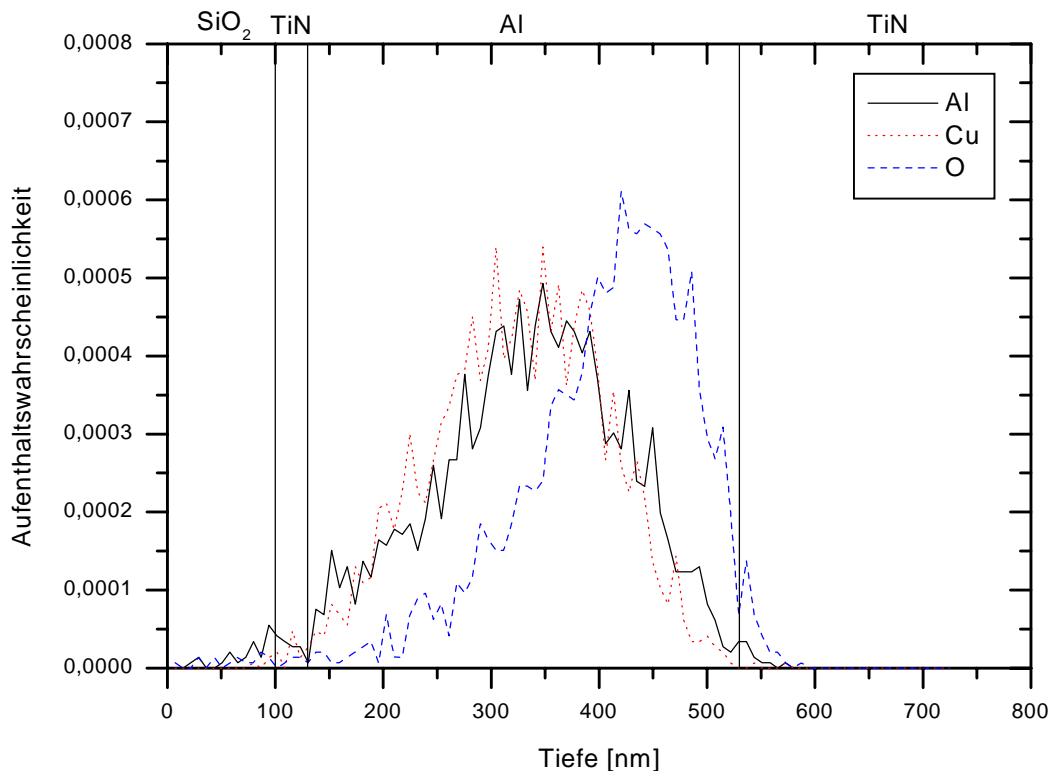


Abb. 6: Monte-Carlo Simulation für die Implantation von Aluminium, Kupfer bzw. Sauerstoff.

Zur Ausheilung von bei der Implantation erzeugten Defekten wurden die Al(Cu)- und Al(O)-Proben jeweils für 2 Stunden bei 400 °C im Vakuumofen ausgelagert. Die Al(Al)-Probe, die zur Untersuchung der Schädigung bei der Implantation diente, wurde zunächst nicht ausgelagert.

### 3.2 Versuchsaufbau

Elektromigrationsexperimente wurden überwiegend *in-situ* im Rasterelektronenmikroskop (REM) bei 260 °C durchgeführt. Zur Kontrolle dienten jedoch auch *ex-situ* Messungen.

#### 3.2.1 In-situ REM

Zu Beginn dieser Arbeit wurde eine bereits bei 10 µm breiten Al-Bahnen bewährte Methode zur Kontaktierung mit feinen Wolframnadeln verwendet [Straub, 2000], [Spolenak, 1999]. Dabei wurde eine *in-situ* probe station der Firma Raith verwendet. In dieser wurde der Chip mit Leitsilber der Firma Plano direkt auf eine elektrische Heizplatte geklebt und feine Wolframnadeln wur-

den mit elektrischen Stellmotoren vorsichtig auf die Kontaktpads gefahren. In Abb. 7 ist eine mit Nadeln kontaktierte Struktur gezeigt.

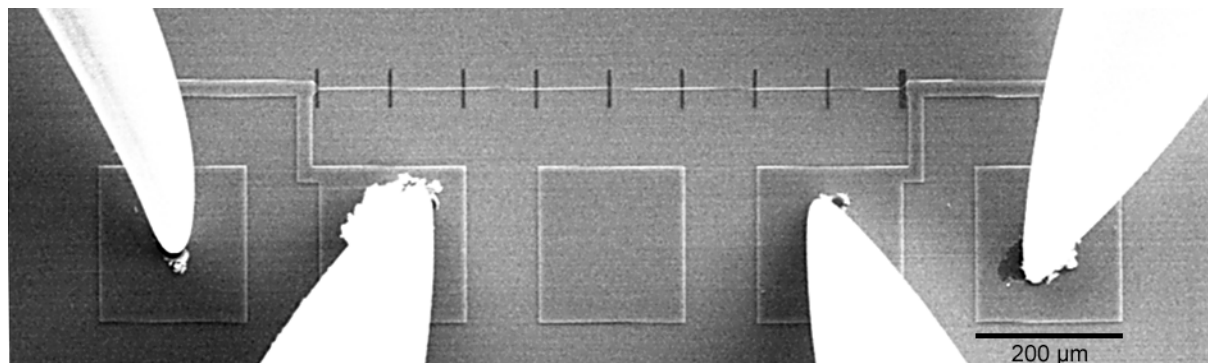


Abb. 7: Teststruktur mit acht 95  $\mu\text{m}$  langen Blech-Segmenten. Die neun dunklen Balken sind weggeätzte Bereiche zwischen den Segmenten. Die 0,5  $\mu\text{m}$  breiten Bahnen sind verbunden mit 20  $\mu\text{m}$  breiteten Bahnen, die zu 200  $\mu\text{m}$  x 200  $\mu\text{m}$  großen Kontaktpads führen. Die Kontaktierung erfolgt hier mit feinen Wolframnadeln.

Es stellte sich jedoch heraus, dass die 0,5  $\mu\text{m}$  breiten Leiterbahnen sehr empfindlich auf geringe mechanische Schwankungen der Nadeln im Mikroskop waren, und es kam bei kurzzeitigem Ablösen der Nadeln zu sehr großen Überspannungen, welche die TiN-Schicht am Kontaktpad bei der Einmündung in die Leiterbahn aufschmelzen ließen (Abb. 8). Außerdem erhielt man mit dieser Art der Kontaktierung sehr starke Schwankungen bei der Widerstandsmessung. Ein weiterer Nachteil war die relativ hohe Bauweise der „probe station“, die einen großen Arbeitsabstand im REM erforderte (Abstand zwischen der Elektronenaustrittsöffnung und der Probe). Dadurch wurde die Auflösung reduziert, was die Identifizierung von Poren erschwerte. Gute Ergebnisse wurden bei einem Arbeitsabstand von unter 10 mm erreicht. Rotation und Kippen der Probe im REM war ebenfalls erschwert bzw. nur in sehr geringem Maße möglich.

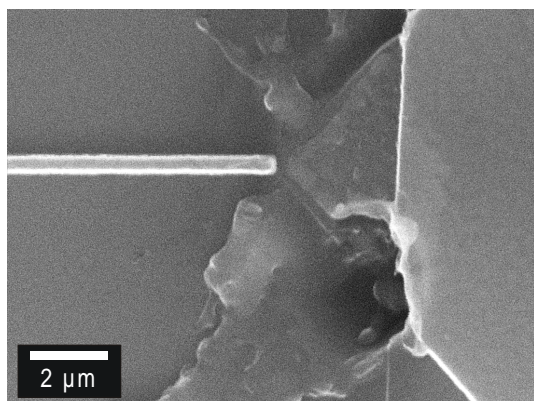


Abb. 8: Durchschlag der TiN-Schicht am Kontaktpad.

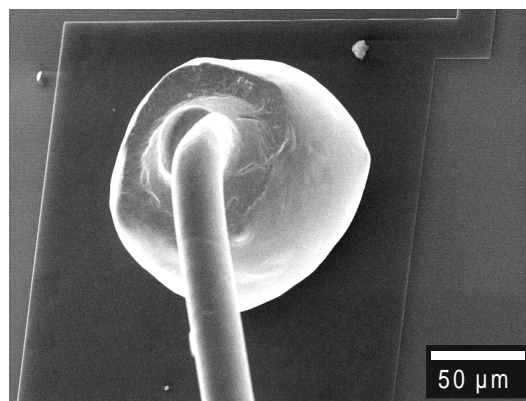


Abb. 9: Kontaktpad mit Goldbond

Die Schwierigkeiten bei der Kontaktierung wurden dadurch behoben, indem zur üblichen Methode zur Kontaktierung von Mikrochips übergegangen wurde. Die Dies wurden dazu mit Leitsilber auf einem Keramik-Package (40 Pin, DIL-Format, sog. „CERDIP“) aufgeklebt und die Strukturen wurden mit einem Goldball-Ultraschall-Bonder der Firma Kulicke & Soffa Industries Inc., Modell 479-3, Serie W über feine Golddrähte kontaktiert („gebondet“). Beim Ultraschall-Bonden wird ein feiner Golddraht mit Hochspannung abgeschmolzen, so dass sich eine kleine Goldkugel am Ende des Drahtes bildet. Diese Kugel wird dann über eine Keramik-Kapillare auf das Kontaktpad auf dem Die gepresst und mit Ultraschall wieder aufgeschmolzen (Abb. 9). Anschließend wird der Draht auf ein vergoldetes Bondpad auf dem Package geführt und dort ebenfalls mit Ultraschall abgeschmolzen. Die Hochspannung steuert die Größe der Kugel, Anpresskraft und Ultraschallzeit die Art des Aufschmelzens. Die Parameter konnten jedoch nicht exakt eingestellt werden. Trotz konstanter Hochspannung war die Form des Goldballs jedes mal unterschiedlich. Die Anpresskraft musste zusätzlich mit einem Gewicht verstärkt werden. Weiterhin ist zu beachten, dass die Dies gleichmäßig auf dem Package aufgeklebt werden um gute Ultraschall-Übertragung zu erreichen. Die implantierten Proben konnten jedoch mit dem zur Verfügung stehenden Bonder nicht gebondet werden, da die Oberfläche der Pads bei der Implantation verändert wurde. Der Goldball schmolz zwar auf, jedoch war die Haftung an der Oberfläche zu gering. Die implantierten Proben wurden daher extern durch die Firma B&F Bonding GmbH mit einem Bonder für industrielle Kleinserien gebondet, an dem die Parameter sehr exakt optimiert waren und genau definiert eingestellt werden konnten. Die glatten Pads auf dem Chip wurden zuvor mit einer feinen Glasfaser angeraut um einen mechanisch stabilen Kontakt zu erreichen.



Für die gebondeten Proben im Package wurde zur *in-situ* Messung ein völlig neuer Probenhalter samt Heizung konstruiert, der einen sehr geringen Arbeitsabstand im REM ermöglichte (Abb. 10). Das Package wurde mit Leitsilber direkt auf die Heizung geklebt um einen guten thermischen Kontakt zu erreichen. Zusätzlich wurde es mit einer Klemme aus Tantal fixiert. Tantal ist auch bei höheren Temperaturen noch vakuumtauglich. Die Fläche, auf der der Chip im Package aufliegt, ist vergoldet und der elektrische Kontakt wird nach außen an eine kleine Kerbe durchgeführt. Über diese Kerbe wurde der Kontakt mit Leitsilber weiter an die Ta-Klemme geführt, die selbst wiederum mit dem Heizelement in Kontakt steht. Dadurch hat der Chip eine elektrische Verbindung zur Masse des Probenhalters im Mikroskop, wodurch elektrische Aufladungen durch den Elektronenstrahl vermieden werden. Die Temperatur des Heizelements wurde mit einem Mantelthermoelement gemessen und mit einem Regler konstant auf 260 °C gehalten. Zur Kontrolle wurde ein zusätzliches Mantelthermoelement direkt auf das Package aufgeklebt.

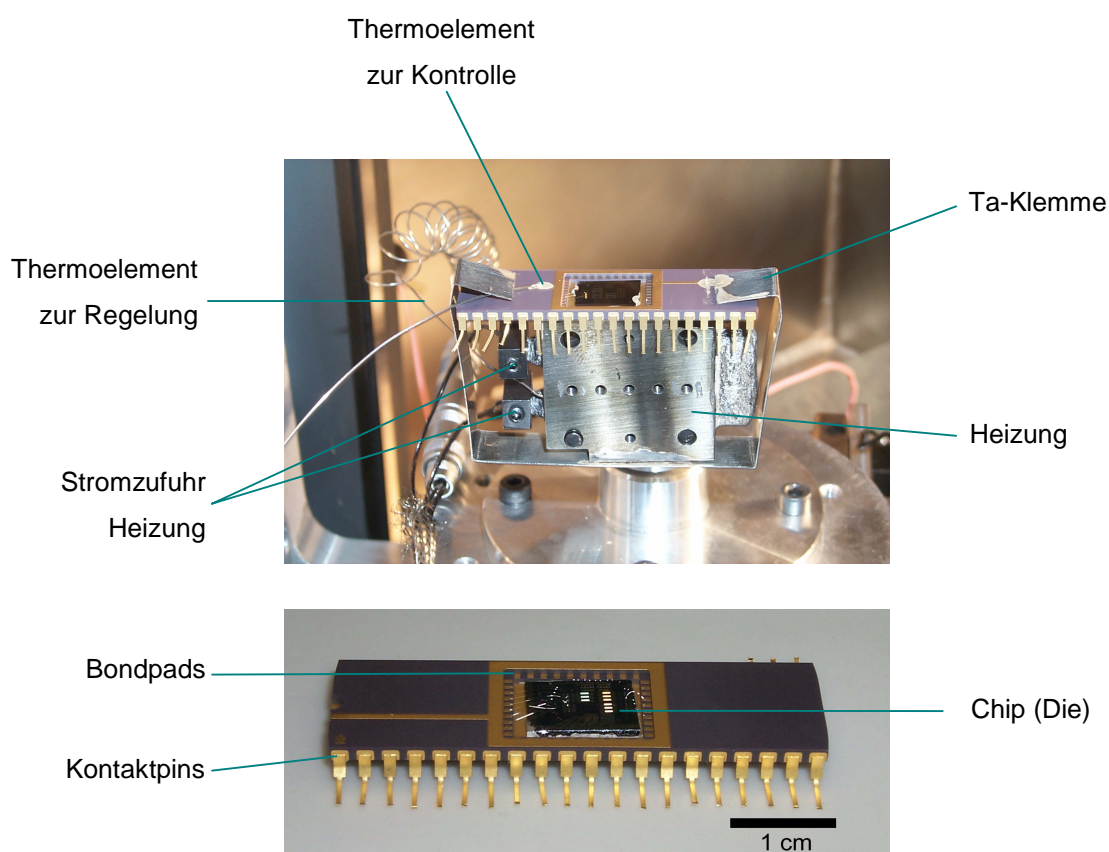


Abb. 10 (oben): Probenhalter mit Heizung; (unten): Keramikpackage mit aufgeklebtem Chip

Der Materialabtrag wurde *in-situ* in einem Rasterelektronenmikroskop (REM) vom Typ CamScan S44 gemessen. Es wurden Sekundärelektronenbilder aufgenommen und Poren und Hügel beobachtet. Die Beschleunigungsspannung betrug 40 kV. Die Bilderfassung erfolgte digital mit einem analog-digital/digital-analog Wandler (ADDA) der Soft Imaging System GmbH. Als Software für die Bildaufnahme wurde das Programm *analySIS*<sup>®</sup> 2.1 eingesetzt. Das zur automatischen Bildaufnahme entwickelte Makro kann Anhang 8.3 entnommen werden.

### 3.2.2 Ex-Situ

Einige Kontrollmessungen wurden *ex-situ* durchgeführt. Dazu wurde entweder der Chip oder das Keramikpackage direkt auf eine Heizplatte geklebt. Die Temperatur wurde mit einem auf dem Chip aufgeklebten Thermoelement gemessen und über einen Regler konstant gehalten. Die Kontaktierung erfolgte hier ausschließlich über feine Wolframnadeln, die entweder direkt auf die Kontaktpads auf dem Chip oder bei gebondeten Proben auf die Bondpads des Keramikpackages gefahren wurden.

## 3.3 Messmethoden

### 3.3.1 Messung des elektrischen Widerstands

Der Verlauf des elektrischen Widerstands wurde mittels 4-Punkt-Messungen aufgezeichnet. Über zwei Kontaktpads wurde Strom an die Leiterbahnen angelegt, an den anderen beiden Pads wurde der Spannungsabfall über den Leiterbahnen gemessen. Die Stromstärke bzw. die anliegende Spannung wurde von zwei KEITHLEY<sup>®</sup> 199 System DMM/Scannern gemessen und von einem PC über eine IEEE 488-Schnittstelle mit einem dafür erstellten 'TestPoint'<sup>®</sup>-Programm aufgezeichnet.

In Abb. 11 ist der Elektronenfluss in einer Teststruktur mit 2 Blech-Segmenten dargestellt. Die untersuchten Leiterbahnen können als Parallelschaltung von TiN und Aluminium betrachtet werden. An den Stellen, an denen Al weggeätzt wurde, fließen die Elektronen durch die TiN-Schicht, die vergleichsweise gering elektrisch leitfähig ist. Verläuft die Aluminiumbahn parallel zur TiN-Schicht, fließt jedoch praktisch der gesamte Strom durch die Aluminiumbahn mit niedrigerem elektrischem Widerstand. Der Vorteil dieser Teststrukturen ist, dass man an jedem Ende der Leiterbahn die gleiche Flussdivergenz erhält. Zudem kann das Elektromigrationsverhalten eines Segments weiterhin untersucht werden, auch wenn sich Pore über die gesamte Breite der

Bahn erstrecken, da der elektrische Kontakt über die TiN-Schicht durchgeführt wird. Es konnten dadurch auch Messungen an mehreren in Reihe geschalteten Segmenten durchgeführt werden.

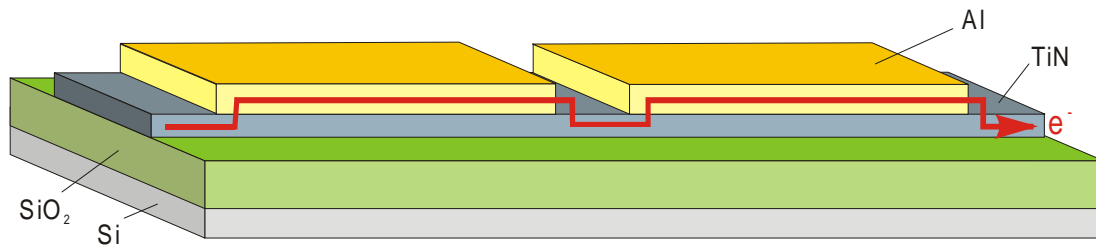


Abb. 11: Blech-Segmente zur Messung der Driftgeschwindigkeit. An den Stellen wo Aluminium mit TiN in Kontakt steht, ist der Stromfluss durch das TiN vernachlässigbar gering.

Findet ein Abtrag von Aluminium statt, ist somit ein Widerstandsanstieg messbar, der proportional zur abgetragenen Länge ist. Die Widerstandsänderung pro Länge wurde in [Witt, 2000] bei 250 °C an einer 800 µm langen Aluminiumbahn mit Reservoir-Ende gemessen. Eine Verschiebung  $\Delta L$  [µm] entspricht einer Widerstandsänderung von  $\Delta R/4,65$ , wobei  $\Delta R$  die Widerstandsänderung in Ohm angibt:

$$\Delta L = \frac{\Delta R \text{ } \mu\text{m}}{4,65 \text{ } \Omega} . \quad (12)$$

Die in dieser Arbeit untersuchten Strukturen entsprechen denen in [Witt, 2000], der Herstellungsprozess war identisch. Werden mehrere in Reihe geschaltete Bahnen getestet, misst man die Widerstandsänderung von allen Segmenten. Aus der Widerstandsmessung erhält man somit den mittleren Materialabtrag pro Segment, wenn man die Gesamtwiderstandsänderung durch die Anzahl der Segmente teilt, in denen Materialabtrag stattfindet.

Widerstandsmessungen sind zur Messung des Materialabtrags nur dann exakt, wenn dieser gleichmäßig über die gesamte Bahn hinweg stattfindet. Wenn sich Poren nicht über die gesamte Breite einer Bahn erstrecken, hängt die Widerstandsänderung von der Form der Pore ab. Eine sehr lange Pore, die sich nicht über die gesamte Breite der Bahn ausstreckt, verursacht eine Wi-

derstandsänderung, die wesentlich kleiner ist als eine Pore mit gleichem Volumen, die jedoch die gesamte Bahnbreite ausfüllt.

In Abb. 12 ist der Widerstandsverlauf einer Aluminium-Leiterbahn dargestellt, die 17 Stunden lang unterhalb der kritischen Stromdichte belastet wurde und nicht elektromigrierte. Die Bahn war  $95\ \mu\text{m}$  lang und  $0,5\ \mu\text{m}$  breit, die Stromdichte betrug  $0,04\ \text{MA}/\text{cm}^2$ . Die Widerstandsmessung wurde ein Tag nach dem Einstellen der Temperatur gestartet. Der geringe Anstieg deutet darauf hin, dass entweder noch ein geringer Wärmefluss zur Probe stattfand oder dass bei erhöhter Temperatur Defekte in der Leiterbahn ausheilen. Die Messung zeigt jedoch, dass mit der Widerstandsmessung eine Messgenauigkeit von unter  $1\ \Omega$  erreicht wurde, was einer effektiven Längenänderung von unter  $0,3\ \mu\text{m}$  entspricht.

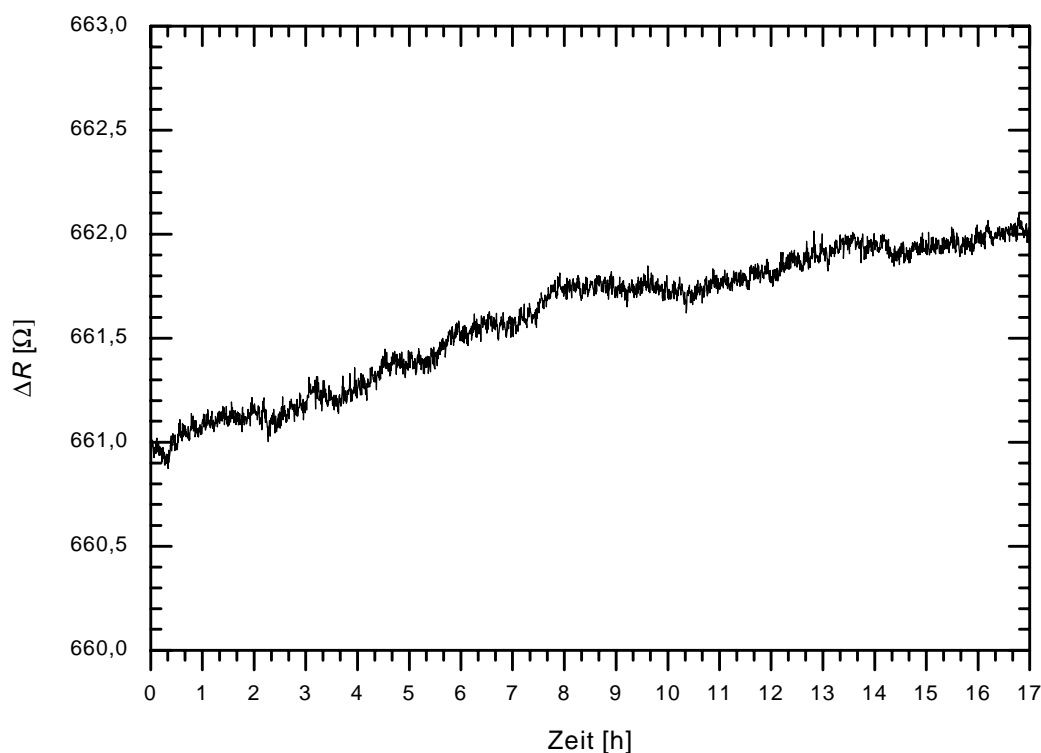


Abb. 12: Widerstandsmessung einer Al-Leiterbahn unterhalb der kritischen Stromstärke.

### 3.3.2 REM-Aufnahmen

*In-situ* REM-Aufnahmen wurden dazu verwendet um das Volumen jeder Pore durch Ausmessen ihrer Fläche zu bestimmen. Das Porenvolumen wurde dann in eine effektiv gedriftete Länge

umgerechnet, unter der Annahme, dass dort wo Poren sichtbar waren, das gesamte Material abgetragen wurde. Poren, die sich nicht über die gesamte Breite der Bahn erstreckten, wurden vernachlässigt. Solche Poren wurden jedoch äußerst selten beobachtet.

Dadurch, dass man Poren mit nicht rechteckiger Projektionsfläche in quaderförmige Poren umrechnet, erhält man eine gedriftete Länge  $L_d$ , die etwas über der liegt, die man aus der Widerstandsmessung erhält. In Abb. 13 ist dies am Beispiel einer für Bambusbahnen typischen Pore mit trapezförmiger Projektionsfläche dargestellt. Die untere rechteckige Pore besitzt die gleiche Projektionsfläche wie die obere Pore. Diese Pore erzeugt jedoch eine Widerstandsänderung, die etwas zu groß ausfällt, da in den in Abb. 13 gelb markierten Bereichen die Elektronenleitung jedoch hauptsächlich über das Aluminium stattfindet, so dass die tatsächliche gedriftete Länge  $L_d$  etwas kleiner ist.

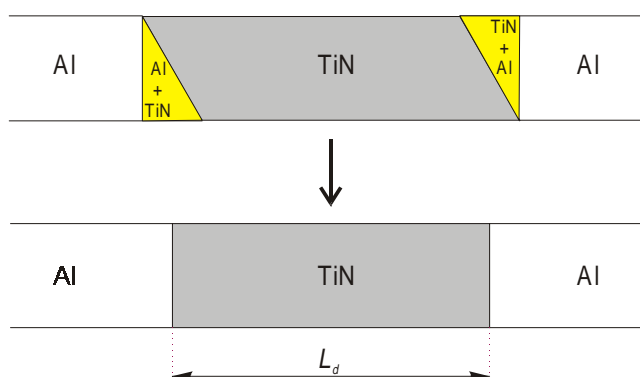


Abb. 13: Berechnung der gedrifteten Länge aus in-situ REM-Aufnahmen.

Die Berechnung von  $L_d$  wird an folgendem Beispiel gezeigt: Die gesamte Porenfläche in Abb. 14 wird durch 24153 Bildpunkte (Pixel) dargestellt. Die Bahn ist  $0,5 \mu\text{m}$  breit, was einer Anzahl von 54 Bildpunkten entspricht. Die effektiv gedriftete Länge  $L_d$  ergibt sich somit zu  $(24153/54) \text{ Pixel} = 447 \text{ Pixel}$ , was einer Länge von  $L_d = 447 \text{ Pixel} / 54 \text{ Pixel} \cdot 0,5 \mu\text{m} = 4,1 \mu\text{m}$  entspricht.

Weiterhin erhält man aus den REM-Bildern wie in Abb. 14 gezeigt die Position der Porenfront  $L_F$ , aus der man die in Kap. 2.4 eingeführte die Frontgeschwindigkeit  $v_F$  berechnen kann.

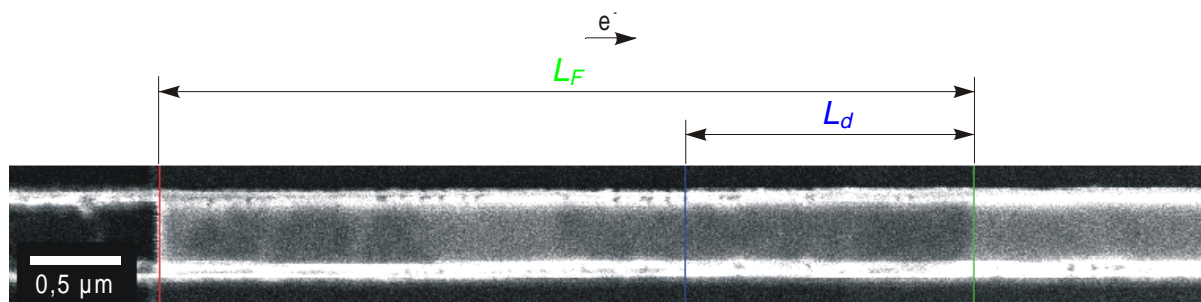


Abb. 14: Poren (dunkel) in einer Al-Leiterbahn. Die Elektronen fließen von links nach rechts. Der Anfang der Bahn ist rot, die Porenfront  $L_F$  grün und die gedriftete Länge  $L_d$  blau markiert.

### 3.4 Charakterisierungsmethoden

Im Folgenden werden die zur Probencharakterisierung verwendeten Geräte und Methoden beschrieben.

#### 3.4.1 Energy Dispersive X-Ray Analysis (EDX)

Das verwendete REM war mit einem EDX-System (Oxford LinkISIS Rev. 3.2) ausgerüstet. Die EDX-Technik sollte zum Nachweis von Kupfer verwendet werden. Um kupferhaltige Ausscheidungen sichtbar zu machen, wurden im REM Rückstreu-Bilder aufgenommen. Die untersuchten Bahnen enthielten jedoch keine Ausscheidungen, und somit musste Kupfer in Lösung detektiert werden. Der detektierbare Gesamtgehalt an Kupfer von 0,2 At.% (s. Tab. 1 auf S. 14) lag jedoch unterhalb der Nachweisgrenze des Systems. Erwartungsgemäß gelang es daher nicht, in Lösung befindliches ionenimplantiertes Kupfer nachzuweisen. Auf die EDX-Technik wird hier deshalb nicht weiter eingegangen.

#### 3.4.2 Focused Ion Beam (FIB)

Zur Gefügecharakterisierung sowie zur TEM-Probenherstellung wurde ein Focused Ion Beam Mikroskop (FIB) der Firma Fei von Typ FIB 200 xP verwendet. Die Funktionsweise dieses Mikroskops ist ähnlich der eines Raster-Elektronenmikroskops (REM), jedoch wird ein Ga-Ionenstrahl zur Erzeugung der zu detektierenden Sekundärelektronen verwendet. Die Ionen werden durch Feldemission in einer Flüssigmetallionenquelle gebildet und durch ein elektrisches

Feld mit 30 kV beschleunigt. Die Fokussierung erfolgt durch elektrostatische Linsen. Der Ionenstrahl wird über die Oberfläche der Probe gerastert und die dabei entstehenden Sekundärelektronen zur Bilderzeugung verwendet. Die Wechselwirkung der Ionen mit einer kristallinen Probe ist abhängig von der Orientierung der Kristallite. Ionen, die mit der Probenoberfläche reagieren, erzeugen Sekundärelektronen, sog. „Channeling-Ionen“ dagegen nicht. Den Kontrastunterschied zwischen unterschiedlichen kristallographischen Orientierungen nennt man daher *Channeling-Kontrast*. Dadurch wird es möglich, mit dem FIB das Gefüge eines polykristallinen Materials sichtbar zu machen. Der Channeling-Kontrast ist wegen der Orientierungsabhängigkeit vom Kippwinkel der Probe im Mikroskop abhängig. Wird die Probe bei nur einem Kippwinkel untersucht, können eventuell einzelne benachbarte Körner nicht unterschieden werden, da der Kontrastunterschied zu gering ist. Um Fehler zu vermeiden, nimmt man daher Bilder bei mindestens drei verschiedenen Kippwinkeln auf. Die Ortsauflösung des FIB liegt bei etwa 7 nm, wodurch Körner bis zu einer Größe von unter 100 nm abgebildet werden können.

Im Gegensatz zum REM wird im FIB durch den Ionenstrahl bei jeder Abbildung Material von der Oberfläche abgetragen. Dadurch wird die Oxidschicht metallischer Proben entfernt, wodurch man einen guten Channeling-Kontrast erhält. Dies ist besonders bei Aluminiumproben von Bedeutung, da sie selbst im Vakuum bei  $10^{-6}$  mbar oxidieren. Weiterhin kann der Sputter-Effekt des Ionenstrahls dazu genutzt werden, Material selektiv von der Oberfläche abzutragen. Der Materialabtrag kann durch Variation der Beschleunigungsspannung (5 - 30 kV) und des Ionenstroms (1 – 11500 pA) gezielt gesteuert werden. Dies kann zur Herstellung von TEM-Proben verwendet werden (s. Kap. 3.4.4). Die Verwendung eines Ga-Ionenstrahls bewirkt jedoch Implantation von Ga-Ionen in der Probe. TEM-Proben, die im FIB präpariert wurden, enthalten daher Kontamination von Ga.

### 3.4.3 Elementanalyse SIMS

Die Sekundärionenmassenspektroskopie (SIMS) ermöglicht es in Kombination mit dem FIB, Tiefenprofile bei guter chemischer Auflösung der zu untersuchenden Elemente anzufertigen. Dabei werden die durch den Ionenstrahl erzeugten Sekundärionen in einem Massenspektrometer detektiert. Das verwendete FIB ist dazu mit einem Quadrupol SIMS Detektor vom Typ SIMS-map III der Firma Fei ausgerüstet. Das SIMS ermöglicht es, sehr geringe Konzentrationen von Elementen nachzuweisen. Allerdings ist es bei SIMS-Analysen oft schwierig, quantitative Aussagen zu treffen, da die Anzahl der entstehenden Sekundärionen nicht nur vom Primärion und dem

zu untersuchenden Element sondern auch von der Matrix und der Qualität des Vakuums abhängig ist. Dieses Problem kann dadurch umgangen werden, indem verschiedene Standards zur Kalibrierung für den jeweiligen Fall verwendet werden. Das verwendete SIMS war für die untersuchten Proben jedoch nicht kalibriert.

#### 3.4.4 TEM

Zur Herstellung der TEM-Proben wurden Schichten verwendet, die auf die gleiche Weise hergestellt bzw. implantiert wurden wie die untersuchten Leiterbahnen. Von diesen Schichten wurden ca. 70 µm breite Proben mit einer Diamantsäge abgesägt und auf einen Kupferferring mit einem UHU Zweikomponentenkleber aufgeklebt (Abb. 15). An diesem Kupferferring mit 3 mm Durchmesser wird die Probe bei der Untersuchung im TEM fixiert. Zur Herstellung der TEM-Lamelle wurde die Probe im FIB präpariert. Die TEM-Probenpräparation mit dem FIB ist in [Spolenak, 1999] detailliert beschrieben.

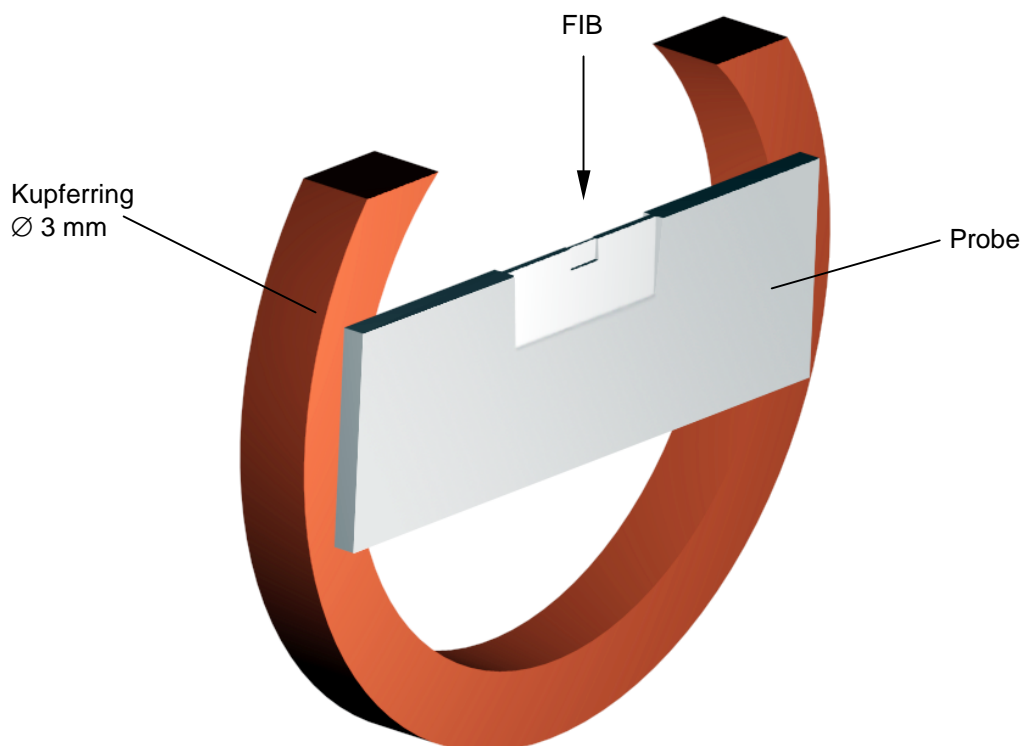


Abb. 15: Schematische Darstellung einer im FIB präparierten TEM-Probe.



Das FIB 200 xP ist mit einem Gasinjektionssystem ausgestattet, das eine selektive Abscheidung von Wolfram ermöglicht. Das dazu verwendete Gas,  $W(CO)_6$ , wird über eine feine Nadel in einer Entfernung von  $100\ \mu\text{m}$  vom Scanbereich und  $80\ \mu\text{m}$  von der Probenoberfläche eingeführt. Zum Schutz der Probe vor Implantation von Ga durch den Ionenstrahl wurde vor dem Dünnen eine  $10\ \mu\text{m} \times 30\ \mu\text{m}$  große Wolfram-Schicht abgeschieden. Bei einem Strahlstrom von  $2700\ \text{pA}$  und einer Abscheidedauer von  $8\ \text{min}$  ist die Schicht ca.  $0,8\ \mu\text{m}$  dick. Anschließend wurde eine etwa  $12\ \mu\text{m}$  breite Lamelle bei einem Strahlstrom von  $11500\ \text{pA}$  und einer Strahlzeit von  $40\ \text{min}$  hergestellt. Das umgebende Material wurde dabei bis auf eine Tiefe von etwa  $4\ \mu\text{m}$  entfernt. Danach wurde manuell bei kleineren Strahlströmen bis zu  $11\ \text{pA}$  so lange gedünnt, bis schließlich eine Lamelle mit einer Dicke von unter  $100\ \text{nm}$  (Abb. 16) entstand.

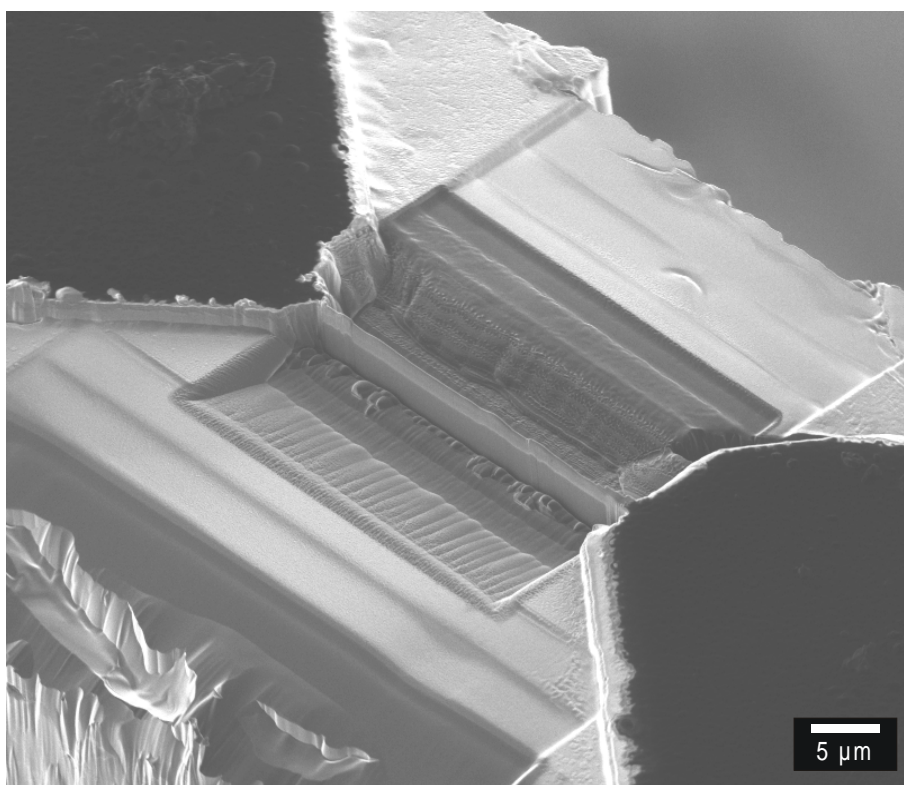


Abb. 16: Präparation einer TEM-Lamelle im FIB.

#### 3.4.5 EELS / ESI

EELS (electron energy loss spectroscopy) ist ein TEM-Verfahren, bei dem die Energieverteilung der Elektronen des Primärstrahls nach Wechselwirkung mit der Probe analysiert wird. Diese Wechselwirkungen finden im Inneren der Probe statt, so dass Informationen über die chemischen Bindungen im Inneren der Probe erhalten werden können. Der Energieverlust der Elekt-

ronen ist charakteristisch für jedes Element. Das Energiespektrum weist daher charakteristische Energiekanten auf, die den Bindungsenergien der jeweiligen Elemente entsprechen. Diese Energiekanten entstehen dadurch, dass Elektronen vom Valenzband in unbesetzte Energieniveaus im Leitungsband angehoben werden. Mit einem integrierten Energiefilter können EELS-Spektren nicht nur an einer kleinen Stelle der Probe sondern über die gesamte Probe hinweg aufgenommen werden. Das zur TEM-Untersuchung verwendete Zeiss EM 912  $\Omega$  ist ein sog. EFTEM (energy filtered TEM), mit dem elementspezifische Bilder aufgenommen werden können, wobei jeweils nur das Element innerhalb des gesetzten Energiefensters zur Entstehung des Bildkontrastes beiträgt. Dieses Verfahren nennt man ESI (electron spectroscopic imaging).

## 4 Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die experimentellen Ergebnisse gezeigt, die mit den zuvor beschriebenen Methoden erhalten wurden. Es wird über die Probencharakterisierung sowie über die Elektromigration in langen und kurzen Leiterbahnen berichtet.

### 4.1 Probencharakterisierung

Zur Probencharakterisierung wurden Schichten verwendet, die auf die gleiche Weise hergestellt und implantiert wurden wie die untersuchten Leiterbahnen. Es wurde das Ausmaß der Schädigung durch die Implantation sowie die Schädigungsmorphologie bei der Elektromigration untersucht.

#### 4.1.1 Kornstruktur

Das Gefüge der Schichten wurde mit dem Focused Ion Beam (FIB) charakterisiert. Die implantierten Proben wurden 2 Stunden lang bei 400 °C im Vakuumofen ausgelagert. Zunächst musste die 100 nm dicke SiO<sub>2</sub> und die 30 nm dicke TiN-Deckschicht entfernt werden. Dies geschah durch abspüttern im FIB auf einer Fläche von 50 µm x 50 µm. Der Strahlstrom betrug 11500 pA, die Strahlzeit 5 min. Abb. 17 zeigt die Gefügebildnahmen von Al, Al(Al), Al(Cu) und Al(O). Um sämtliche Kornorientierungen zu erfassen, wurden jeweils 5 Bilder mit einem Strahlstrom von 2700 pA bei verschiedenen Kippwinkeln zwischen 0° und 45° aufgenommen und diese anschließend per Bildverarbeitung entzerrt und übereinander gelegt. Durch das Entzerren entsteht eine leichte Unschärfe, es können jedoch alle Kornorientierungen in einem Bild dargestellt werden. Die Aufnahmen zeigen rein qualitativ, dass sich die Kornstruktur im untersuchten Bereich durch die Implantation und nachfolgender Auslagerung nicht geändert hat. Es sind große Körner in der Größenordnung von ca. 30 µm sowie kleine Körner mit einer Korngröße von ca. 2 µm erkennbar. Diese Beobachtung deutet auf eine bimodale Korngrößenverteilung hin. Die kleinen hellen und dunklen Flecken sind vermutlich Reste der Deckschicht, die nicht vollständig entfernt wurde. Solche Flecken treten oft auch bei nicht implantierten Proben auf und verschwinden bei längeren Abtragszeiten. Sehr wahrscheinlich sind sie jedoch kein Implantationseffekt.

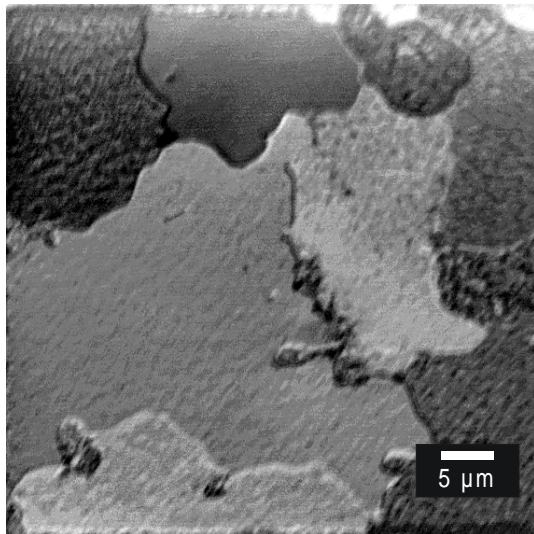
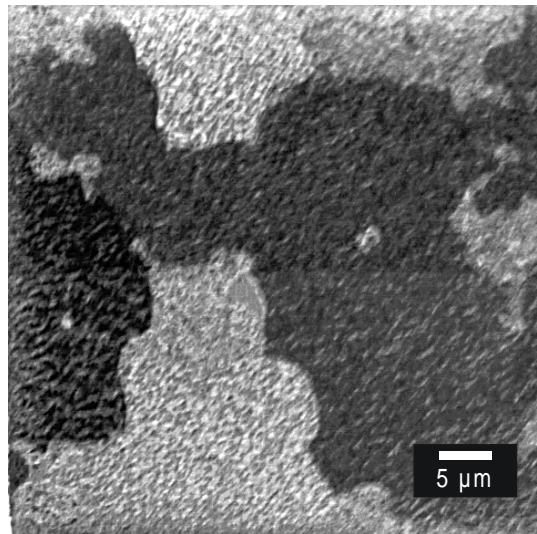
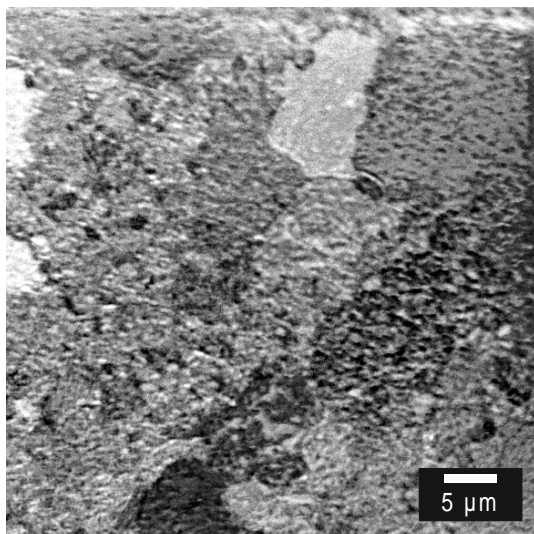
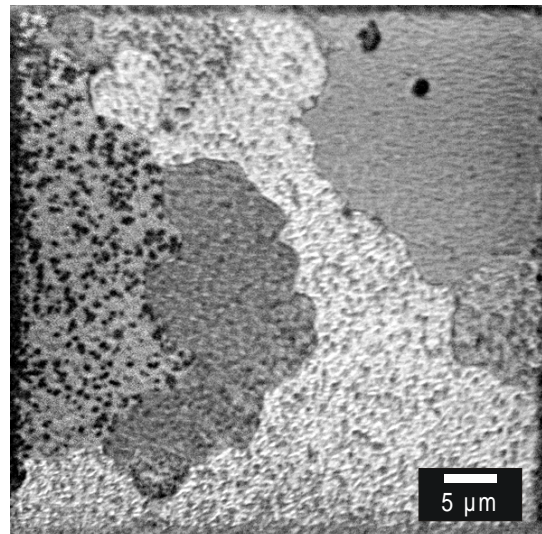
**Al (Referenz)****Al(Al) (2 h @ 400 °C)****Al(Cu) (2 h @ 400 °C)****Al(O) (2 h @ 400 °C)**

Abb. 17: FIB Bilder der Gefüge von reinem Al sowie Al mit implantiertem Al, Cu und O. Die leichte Unschärfe der Bilder entsteht durch die Überlagerung von jeweils 5 Aufnahmen bei verschiedenen Kippwinkeln. Strahlstrom: 2700 pA

4.1.2 Charakterisierung mit EDX, SIMS, TEM, ESI

Nach den Elektromigrationstests wurden im REM von den kupferimplantierten Proben Rückstreu-Aufnahmen am Anodenende aufgenommen um mögliche kupferreiche Ausscheidungen wie  $Al_2Cu$  ( $\Theta$ -Phase) sichtbar zu machen. Es waren jedoch weder in der Leiterbahn noch in den Kontaktpads Ausscheidungen sichtbar. Gelöstes Kupfer konnte aufgrund der geringen Konzentration nicht mit Hilfe von EDX nachgewiesen werden.

Abb. 18 zeigt ein SIMS-Tiefenprofil durch eine Aluminiumschicht, in die Kupfer implantiert wurde. Die SIMS Tiefenprofile haben keine Unterschiede zwischen den untersuchten Proben gezeigt. Da das SIMS für diese Proben nicht kalibriert war, sind keine quantitativen Aussagen möglich. Es ist unklar, ob gelöstes Kupfer und Sauerstoff in der vorhandenen Konzentration überhaupt noch mit dem SIMS nachweisbar ist. Trotz der hohen Empfindlichkeit des verfügbaren Systems konnte daher mittels SIMS weder ionenimplantiertes Kupfer noch Sauerstoff nachgewiesen werden. Das Profil zeigt jedoch den Schichtaufbau  $SiO_2$ , TiN, Al(Cu) und TiN. Der Übergang von der Aluminiumschicht zur unteren TiN-Schicht erscheint breit, da die Abtragsrate bei längeren Zeiten leicht unterschiedlich ist.

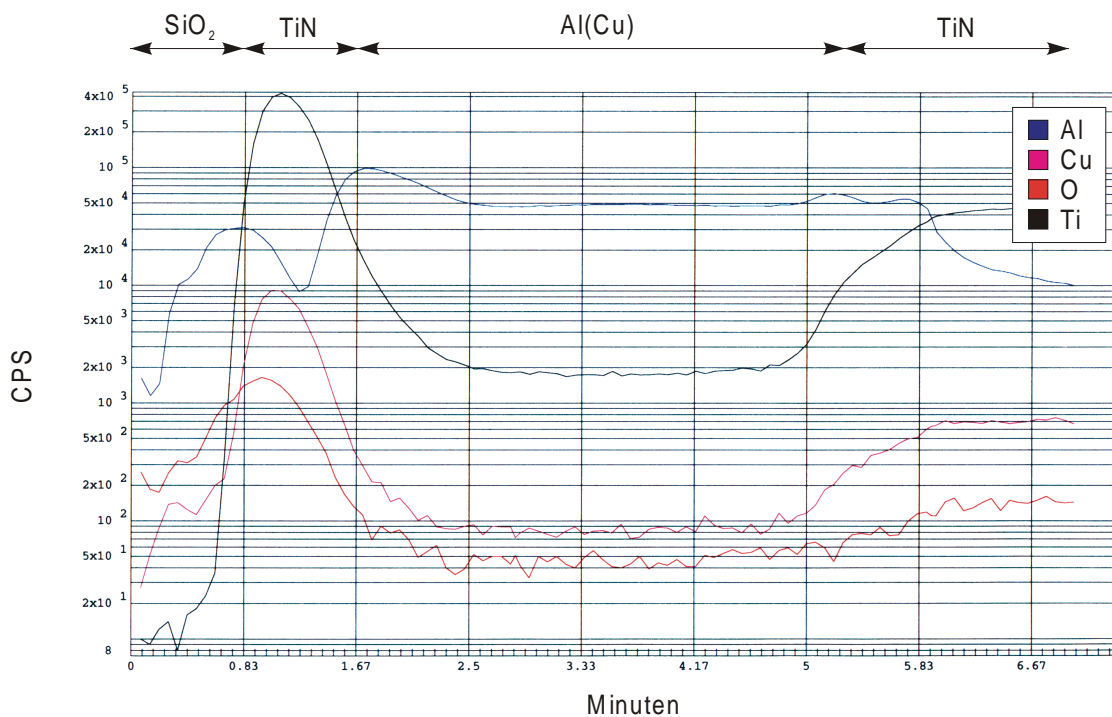


Abb. 18: SIMS-Tiefenprofil einer 0,4  $\mu m$  dicken Al Schicht mit ionenimplantiertem Cu. Es ist die Zeit in Minuten gegen die Zählrate (CPS, counts per second) abgetragen. Das Signal von Al ist blau, das von Cu magenta, das von O rot und das von Ti schwarz dargestellt. Strahlstrom: 11500 pA.

In dem in Abb. 19 gezeigten TEM-Hellfeldbild ist der Schichtaufbau der untersuchten Proben im Querschnitt gut erkennbar: 100 nm SiO<sub>2</sub>-Deckschicht, 30 nm TiN-Deckschicht, 400 nm Al, 200 nm TiN, 45 nm Ti, und 100 nm SiO<sub>2</sub> auf einem Si-Substrat. Die Al(Cu)-Schicht weist eine raue Grenzfläche zur TiN-Schicht auf. Die SiO<sub>2</sub>-Schicht besitzt ebenfalls eine raue Oberfläche. Bei der Al(Cu)-Schicht sind im Bild zwei Körner mit unterschiedlichem Beugungskontrast sichtbar. Die Korngrenze verläuft fast senkrecht zur unteren TiN-Schicht. Am Übergang zur oberen TiN-Schicht ist eine Furche erkennbar.

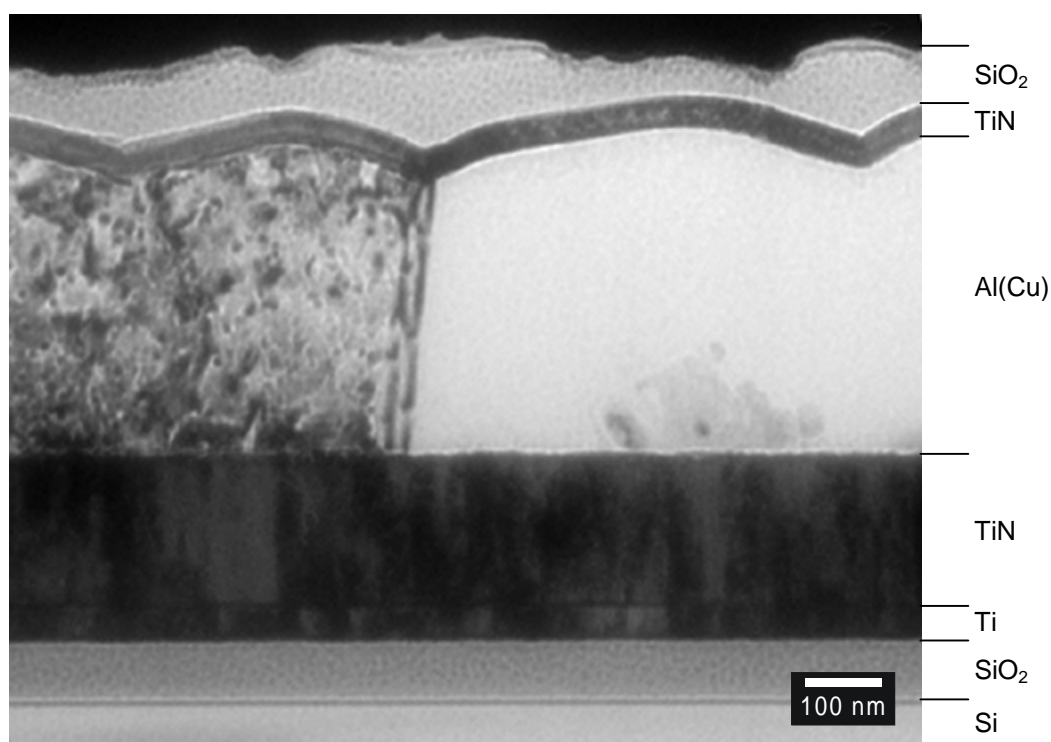
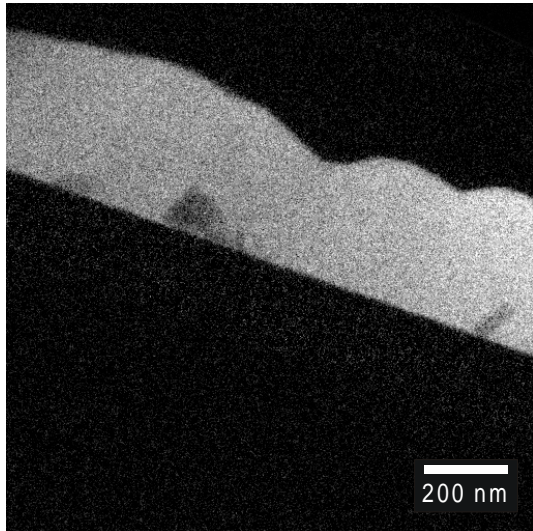


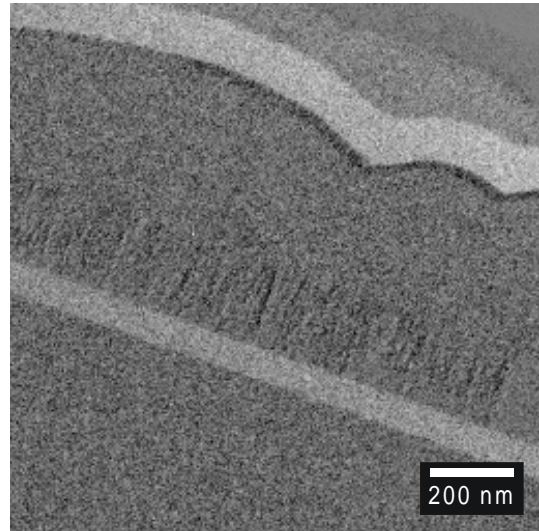
Abb. 19: TEM-Hellfeldbild bei 120 keV. Der Schichtaufbau der untersuchten Proben ist im Querschnitt deutlich sichtbar. Der Kontrastunterschied zwischen den Körnern der Al(Cu)-Schicht entsteht durch Beugungskontrast.

In Abb. 20 sind energiegefilterte Bilder gezeigt, die im TEM mit ESI (electron spectroscopic imaging) aufgenommen wurden. Es trägt jeweils nur Aluminium, Sauerstoff, Titan oder Stickstoff zur Entstehung des Bildkontrastes bei. Wie man sieht, trägt in der Sauerstoff-Map nur die SiO<sub>2</sub>-Schicht zur Entstehung des Kontrastes bei. In der Al(O)-Schicht ist kein Sauerstoff erkennbar. Die Ausscheidung in der Al(O)-Schicht kann durch den Vergleich der Aluminium- und der Titan-Map als Ti- und Al-haltige Ausscheidung identifiziert werden. Weiterhin wurden ESI-Bilder

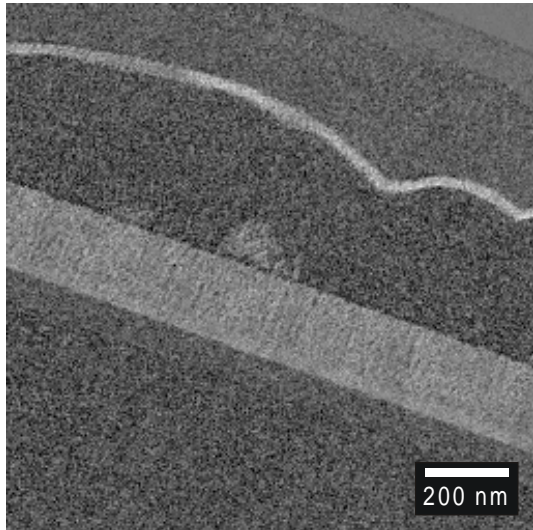
auch von Al(Cu) aufgenommen. Es waren jedoch auch hier keine kupferhaltigen Ausscheidungen erkennbar.



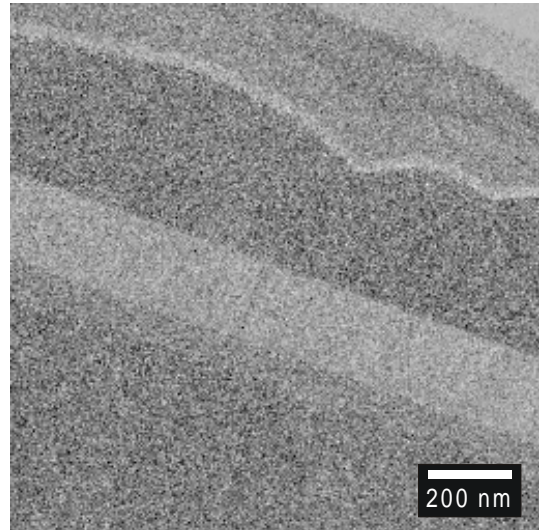
**Aluminium-Map**



**Sauerstoff-Map**



**Titan-Map**



**Stickstoff-Map**

Abb. 20: ESI-Maps der untersuchten Al(O)-Schicht. Zur Kontrasterzeugung trägt jeweils nur Aluminium, Sauerstoff, Titan oder Stickstoff bei.

### 4.1.3 Schädigungsmorphologie

In Abb. 21 ist ein vollständiges 95  $\mu\text{m}$  langes Segment einer 0,5  $\mu\text{m}$  dicken Al(O)-Leiterbahn mit Bambusstruktur gezeigt, bei dem das typische Schädigungsverhalten sichtbar ist, das bei der Auswertung der zahlreichen REM-Bilder zu beobachten war. Der Materialabtrag durch Elektromigration findet in allen untersuchten Leiterbahnen nicht kontinuierlich statt, sondern es bilden sich Poren, die von Inseln des restlichen Leiterbahnmaterials umgeben sind. In Abb. 21 erscheinen die Poren aufgrund des höheren Kontrastes von TiN dunkler als die Al(O)-Leiterbahn. Generell kann gesagt werden, dass sich die Form der Poren in Al, Al(Cu) und Al(O) nicht wesentlich unterscheidet. Die starke Überzeichnung der Kanten ist typisch für SE-Bilder.

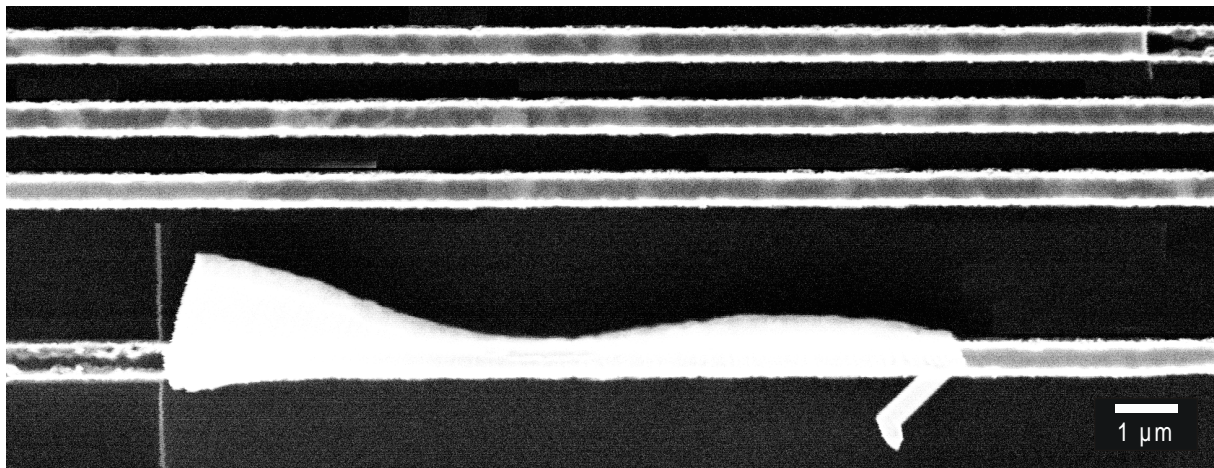


Abb. 21: Vollständiges Segment einer 0,5  $\mu\text{m}$  breiten und 95  $\mu\text{m}$  langen Al(O)-Leiterbahn. Es haben sich Poren (dunkel) gebildet zwischen denen Reste der Al(O)-Bahn (hell) zurückbleiben. Am Ende der Bahn hat sich ein Hügel mit kleinem Whisker gebildet.

Abb. 22 zeigt einen typischen keilförmigen Hügel am Ende einer Aluminium-Leiterbahn. Deutlich sichtbar ist, wie die Leiterbahn von unten her angehoben wurde.

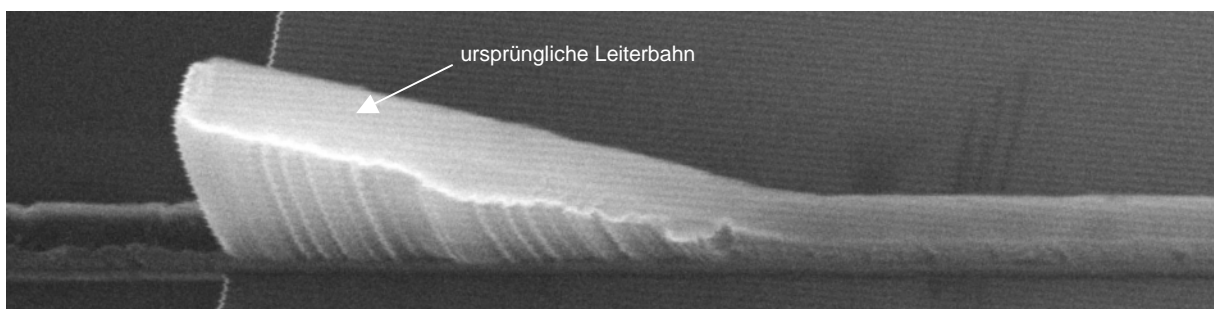


Abb. 22: Hügelbildung am Ende einer 95  $\mu\text{m}$  langen, 0,5  $\mu\text{m}$  breiten Al-Leiterbahn. Kippwinkel: 30°.



Abb. 23 zeigt die Bildung eines langen Whiskers, was nicht ungewöhnlich für Aluminiumbahnen mit Bambusstruktur ist. Whiskerbildung wurde bei Al- Al(Cu) und Al(O)-Leiterbahnen beobachtet und trat bei etwa 5 – 10 % der getesteten Leiterbahnen auf. Lange Whisker traten jedoch sehr selten auf. Meistens waren die Whisker etwa 2 – 5  $\mu\text{m}$  lang. Findet Whiskerbildung statt, kann dadurch die kritische Länge des Segments weiter verkürzt werden. Die kritische Länge des Segments in Abb. 23 beträgt 15  $\mu\text{m}$ . Der Whisker ist leicht gekrümmt und wuchs innerhalb von ca. 18 Stunden auf eine Länge von etwa 20  $\mu\text{m}$ . Der Wulst am Ende könnte ein Hinweis darauf sein, dass zur Bildung eines Whiskers erst eine bestimmte Orientierung notwendig ist.

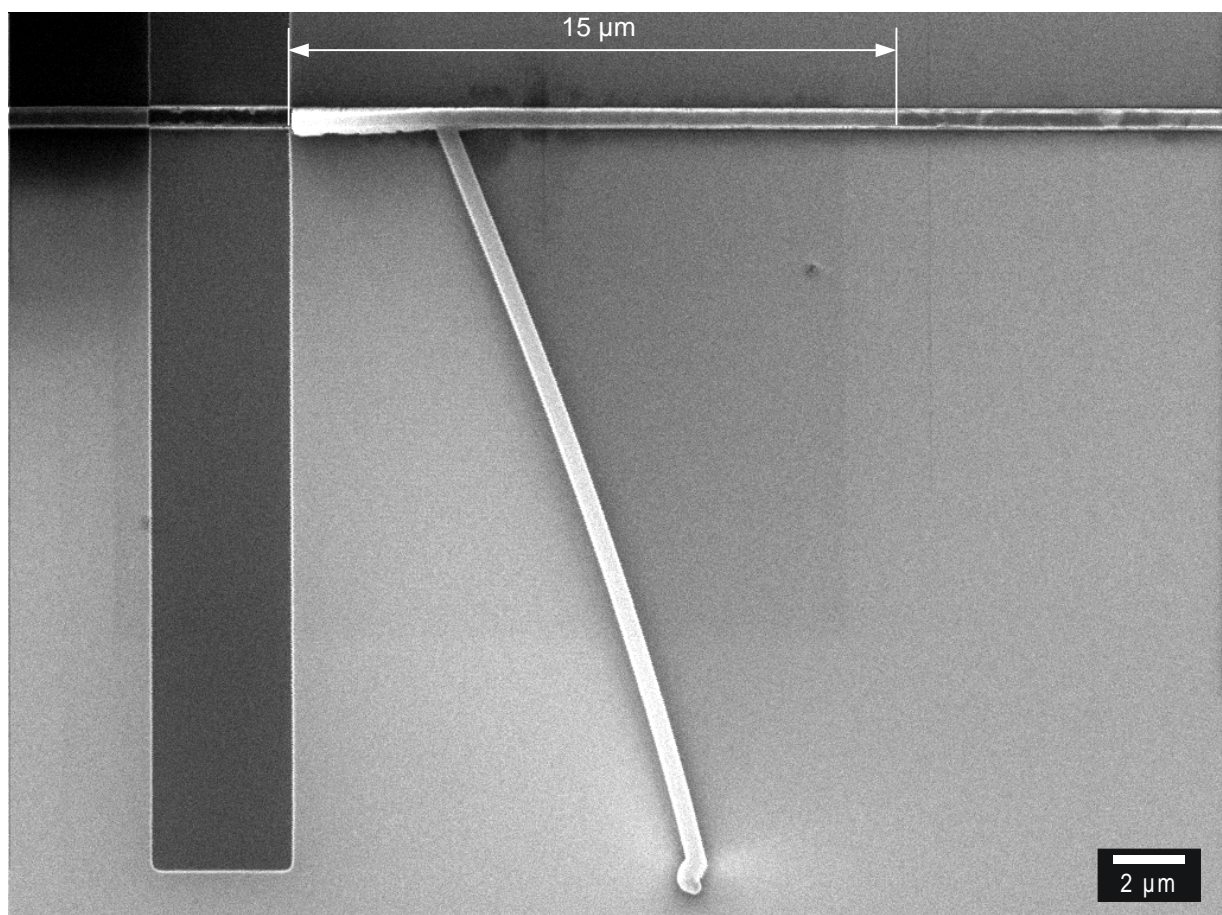


Abb. 23: Hügel mit langem Whisker am Ende einer 95  $\mu\text{m}$  langen, 0,5  $\mu\text{m}$  breiten Al-Leiterbahn. Rechts oben ist in der Leiterbahn das Ende der sich gebildeten Poren (dunkel) sichtbar. Der Abstand zwischen der Porenfront und dem Segmentende beträgt 15  $\mu\text{m}$ .

### 4.2 Drift in Segmenten mit Reservoir-Ende

Es wurden Messungen an 800  $\mu\text{m}$  langen Bahnen mit Reservoir-Ende durchgeführt. Da die Bahn am Ende nicht durchgeätzt wurde, kann das abgetragene Material in das Kontaktpad (Reservoir) diffundieren und es können sich daher am Ende der Bahn keine Druckspannungen aufbauen. Man erhält aus diesen Messungen somit Informationen über die Driftgeschwindigkeit, in der der Einfluss von mechanischen Spannungen nicht mehr berücksichtigt werden muss.

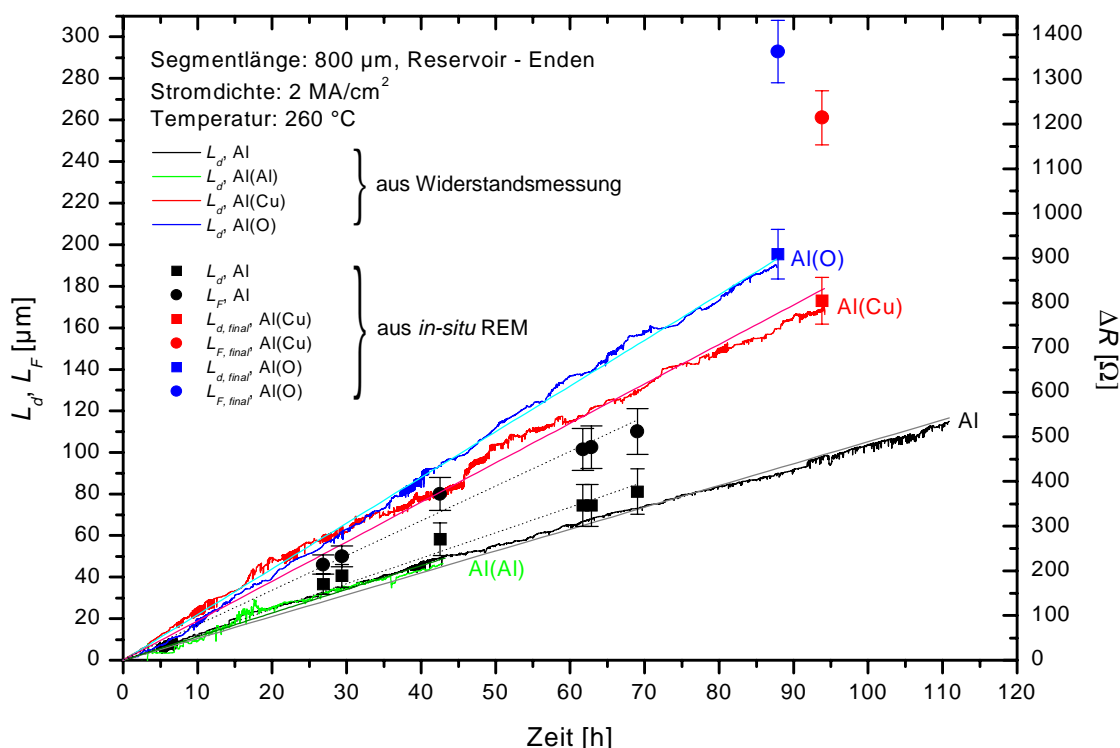


Abb. 24: Gedriftete Länge  $L_d$  und Frontlänge  $L_F$  für 800  $\mu\text{m}$  lange Al-, Al(Al)-, Al(Cu)- und Al(O) Segmente mit Reservoir-Ende. Stromdichte:  $j = 2 \text{ MA}/\text{cm}$ . Die Datenpunkte stammen aus der Auswertung der *in-situ* REM-Aufnahmen. Quadrate kennzeichnen die gedriftete Länge, Kreise die Position der Porenfront. Die eingezeichneten Geraden wurden durch lineare Regression der Messwerte berechnet.

In Abb. 24 ist die gedriftete Länge  $L_d$  als Funktion der Zeit dargestellt für Al-, Al(Al)-, Al(Cu)- und Al(O)-Segmente mit Reservoir-Ende. Die mit Kupfer bzw. Sauerstoff implantierte Probe wurde für 2 Stunden bei 400  $^\circ\text{C}$  im Vakuumofen ausgelagert. Die mit Aluminium implantierte Probe wurde zunächst unausgelagert getestet. Nach 35 Stunden wurde sie ebenfalls der gleichen Auslagerung unterzogen und anschließend *ex-situ* getestet. Die Geraden wurden durch lineare Regression der Messwerte berechnet. Die Driftgeschwindigkeit von reinem Al und Al(Al) ist mit

1,0  $\mu\text{m}/\text{h}$  identisch. Die Auslagerung der Al(Al)-Probe bewirkte keine Veränderung der Driftgeschwindigkeit, wie der weitere Kurvenverlauf ab 35 Stunden zeigt. Die Driftgeschwindigkeit von Al(Cu) und Al(O) liegt mit 1,8  $\mu\text{m}/\text{h}$  bzw. 2,2  $\mu\text{m}/\text{h}$  etwa doppelt so hoch wie die von reinem Al. Eine Inkubationszeit wurde bei den Bahnen mit Reservoir-Enden nicht beobachtet.

Für unimplantiertes Aluminium wurden in Abb. 24 weiterhin die gedrifteten Längen mit schwarzen Quadraten sowie die Position der Porenfront mit schwarzen Kreisen eingezeichnet, die aus den *in-situ* REM-Bildern gewonnen wurden. Wie man sieht, stimmen die Werte aus der Widerstandsmessung mit den Werten aus den REM-Bildern gut überein. Für Al(Cu) und Al(O) sind nur die Werte für  $L_d$  bzw.  $L_F$  aus den letzten *in-situ*-Messungen vor Testende im Diagramm eingezeichnet. Die Frontlänge aller Proben ist ungefähr 1,5 mal so groß als die gedriftete Länge.

### 4.3 Drift in finiten Segmenten

An finiten Segmenten wurde die Inkubationszeit sowie die gedriftete Länge mit der Zeit gemessen. Die Messungen wurden an 14 in Reihe geschalteten, 52  $\mu\text{m}$  langen Segmenten durchgeführt, die noch nicht mit Strom belastet wurden. Bei der mit Aluminium implantierten Probe waren die 52  $\mu\text{m}$  langen Segmente defekt. Die Messungen wurden daher an acht 95  $\mu\text{m}$  langen Segmenten durchgeführt.

Die kritische Stromdichte wurde bei allen Proben an 8 in Reihe geschalteten 95  $\mu\text{m}$  langen und 0,5  $\mu\text{m}$  breiten Segmenten bestimmt. Bei konstanter Segmentlänge wurde die Stromdichte schrittweise erhöht und im REM die Schädigung der einzelnen Segmente durch Elektromigration beobachtet. Als kritische Stromdichte wurde diejenige angenommen, bei der in vier von acht Segmenten Schädigung durch Elektromigration zu beobachten war. Dies entspricht einem Wert von 50 %, bei dem das Maximum der statistisch verteilten Werte liegt, wenn man in erster Näherung eine symmetrische Verteilungsfunktion annimmt.

## 4.3.1 Reines Al

Die Inkubationszeit  $t_{inc}$  von reinem Aluminiumt 5 h, wenn man die Kurve in Abb. 25 linear auf  $L_d = 0$  extrapoliert. Die Driftgeschwindigkeit verläuft bis etwa 40 h linear und wurde durch lineare Regression in diesem Bereich zu  $0,2 \mu\text{m/h}$  bestimmt. Die kleinen farbigen Quadrate zeigen die Streuung der Werte der Einzelmessungen aus der Auswertung der REM-Bilder. Die größeren schwarzen Quadrate zeigen die Mittelwerte der Einzelmessungen. Sie liegen wie erwartet etwas oberhalb der Werte für die Widerstandsmessung (s. Kap. 3.3.2 auf S. 21).

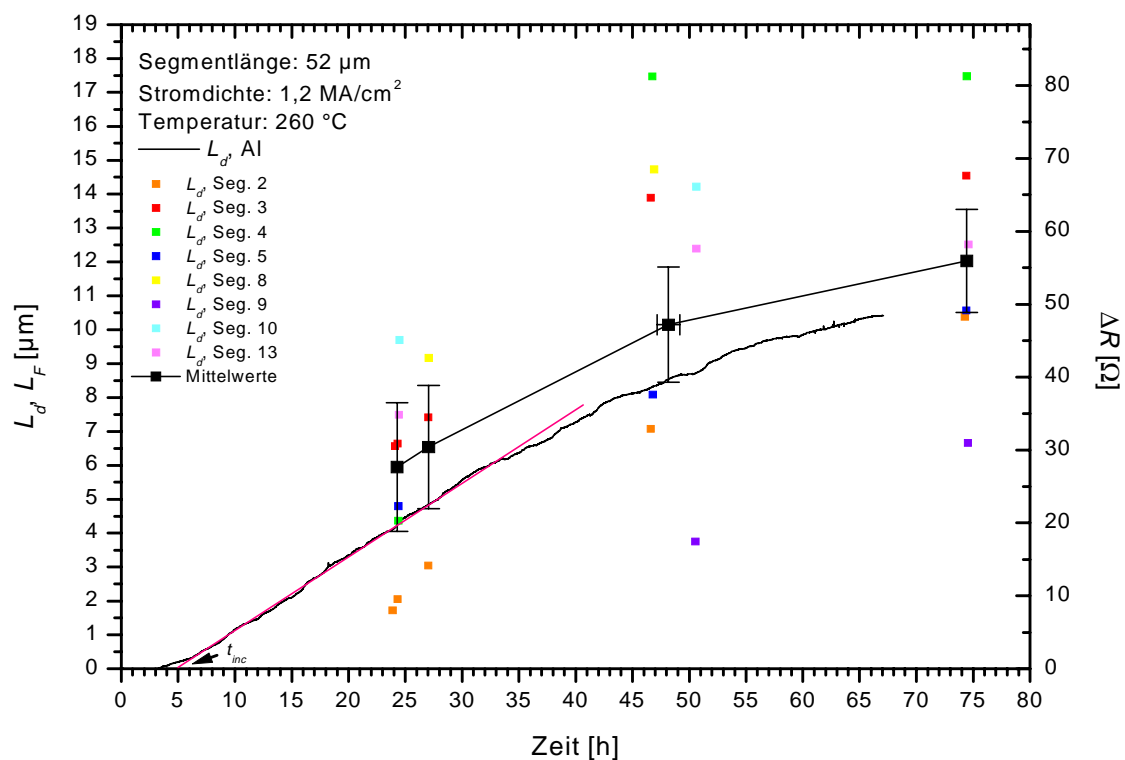


Abb. 25: Widerstandsverlauf und gedriftete Länge für 14 in Reihe geschaltete  $0,5 \mu\text{m}$  breite Al-Segmente. Segmentlänge:  $52 \mu\text{m}$ , Stromdichte:  $j = 1,2 \text{ MA/cm}^2$ , Anzahl driftender Segmente:  $8/(14)$ . Die Datenpunkte für die gedrifteten Längen stammen aus der Auswertung der *in-situ* REM-Aufnahmen. Die eingezeichnete Gerade wurde durch lineare Regression der Messwerte im linearen Bereich aus der Widerstandsmessung berechnet.

In Abb. 26 ist der Messverlauf zur Bestimmung der kritischen Stromdichte von Aluminium dargestellt. Die Messung wurde bei einer Stromdichte von  $0,425 \text{ MA/cm}^2$  begonnen, bei der noch keine Schädigung durch Elektromigration erwartet wurde. Dieser Wert wurde durch eine Abschätzung des kritischen Produkts aus der Messung der Driftgeschwindigkeit an  $52 \mu\text{m}$  langen Segmenten gewonnen. Anschließend wurde die Stromdichte schrittweise bis auf  $0,55 \text{ MA/cm}^2$  erhöht und das Schädigungsverhalten im REM beobachtet. Die gedrifteten Längen, die aus den *in-situ* REM-Aufnahmen gewonnen wurden, sind als farbige Quadrate eingezeichnet. Die Position der Porenfront der einzelnen Segmente ist mit farbigen Kreisen markiert. Auffallend ist, dass sich die gedrifteten Längen und die Position der Porenfront bei kleinen Stromdichten nahe der kritischen Stromdichte nicht wesentlich unterscheiden. Die kritische Stromdichte kann aus Abb. 26 direkt abgeschätzt werden. Sie liegt bei  $0,5 \text{ MA/cm}^2$ .

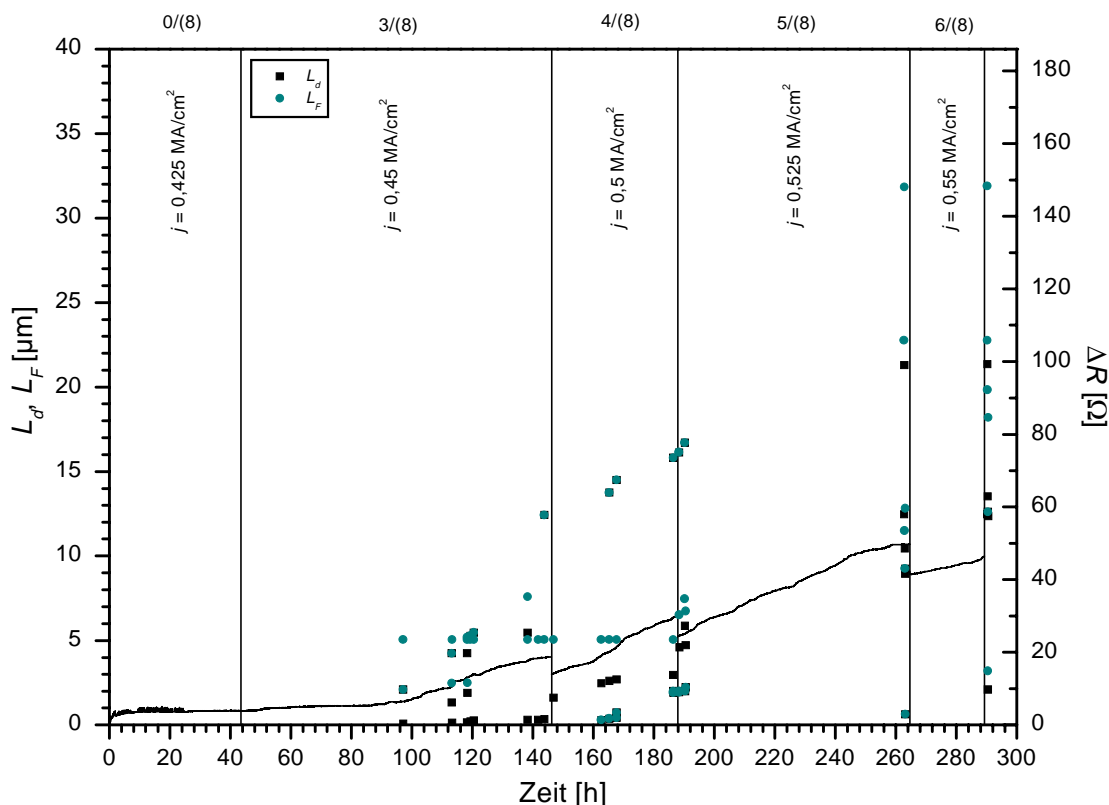


Abb. 26: Messung der kritischen Stromdichte von 8 in Reihe geschalteten  $0,5 \mu\text{m}$  breiten Al-Leiterbahnen. Temperatur:  $260 \text{ }^\circ\text{C}$ . Die Stromdichten sind im Diagramm für die einzelnen Bereiche angegeben. Über dem Diagramm ist jeweils die Anzahl der driftenden Segmente angegeben. Die Datenpunkte stammen aus der Auswertung der *in-situ* REM-Aufnahmen. Quadrate kennzeichnen die gedriftete Längen, Kreise die Positionen der Porenfronten.

Die Messung wurde anschließend bei einer Stromdichte von  $2 \text{ MA/cm}^2$  so lange fortgeführt, bis sämtliche Segmente Sättigung erreicht hatten, d.h. Drift- und Frontgeschwindigkeit nahezu null war. Der Verlauf der Messung ist in Abb. 27 dargestellt. Erst jetzt ist ein deutlicher Unterschied zwischen gedrifteter Länge und Position der Porenfront sichtbar. Die größeren Quadrate markieren die Mittelwerte der Einzelmessungen der gedrifteten Längen. Sie stimmen sehr gut mit den Werten aus der Widerstandsmessung (durchgehende Kurve) überein. Die größeren Kreise markieren die Mittelwerte der Einzelmessungen der Position der Porenfront. Die Fehlerbalken markieren den mittleren Fehler des Mittelwertes. Die Standardabweichung  $s$  liegt zwischen  $6$  und  $11 \text{ }\mu\text{m}$ .

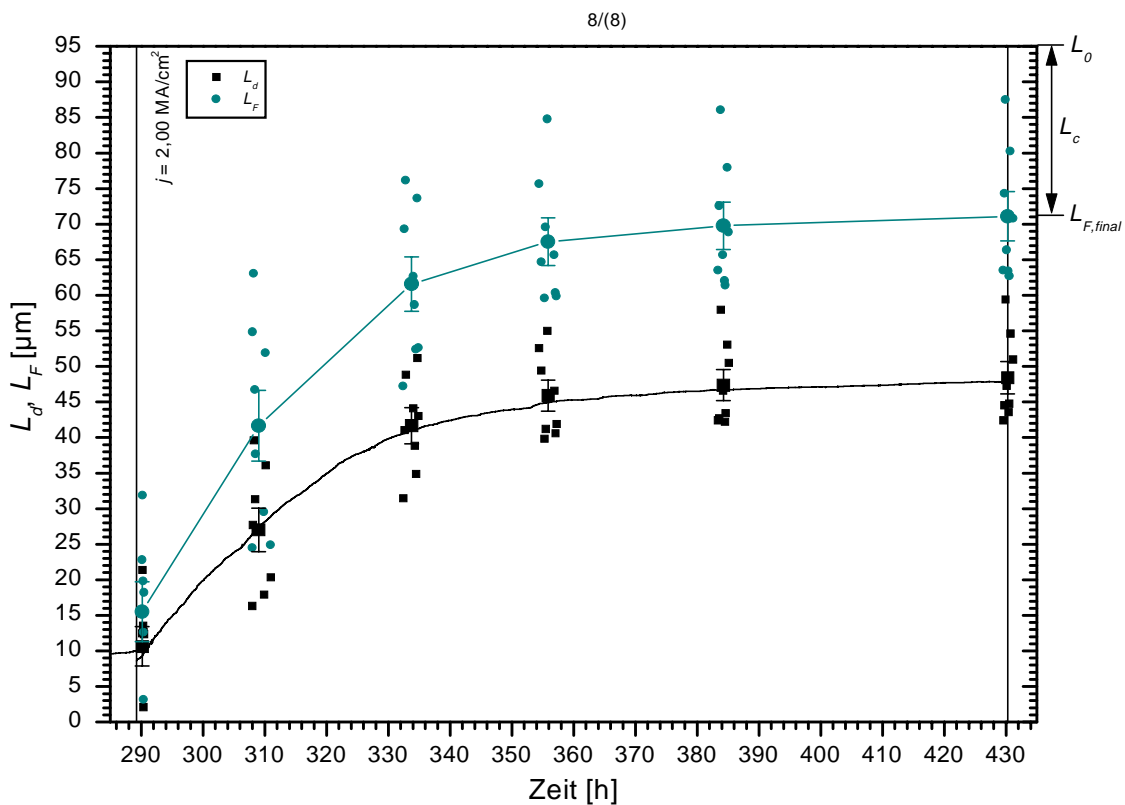


Abb. 27: Drift bis zur Sättigung von 8 in Reihe geschalteten  $0,5 \text{ }\mu\text{m}$  breiten Al-Leiterbahnen. Segmentlänge:  $95 \text{ }\mu\text{m}$ , Stromdichte:  $2 \text{ MA/cm}^2$ , Anzahl driftender Segmente:  $8(8)$ , Temperatur:  $260 \text{ }^\circ\text{C}$ . Dargestellt ist der Widerstandsverlauf, die gedriftete Länge  $L_d$  sowie die Position der Porenfront  $L_F$ . Die Datenpunkte stammen aus der Auswertung der *in-situ* REM-Aufnahmen. Quadrate kennzeichnen gedriftete Längen, Kreise die Positionen der Porenfronten. Aus der Position der Porenfront bei Sättigung kann die kritische Länge  $L_c$  bestimmt werden.

## 4.3.2 Al(Al)

Bei der mit Aluminium implantierten Probe mit 8 in Reihe geschalteten 95  $\mu\text{m}$  langen Segmenten wurde eine Inkubationszeit von 3 h bei einer Stromdichte von 2  $\text{MA}/\text{cm}^2$  gemessen. Die Driftgeschwindigkeit wurde durch lineare Regression der Messwerte aus der Widerstandsmessung ermittelt und beträgt 0,9  $\mu\text{m}/\text{h}$ . In Abb. 28 ist der Verlauf der Messung dargestellt. Quadrate kennzeichnen die gedrifteten Längen der einzelnen Segmente am Ende der Messung. Die entsprechenden Positionen der Porenfronten sind durch Kreise markiert. Die Mittelwerte sind jeweils mit Fehlerbalken für den mittleren Fehler des Mittelwertes versehen.

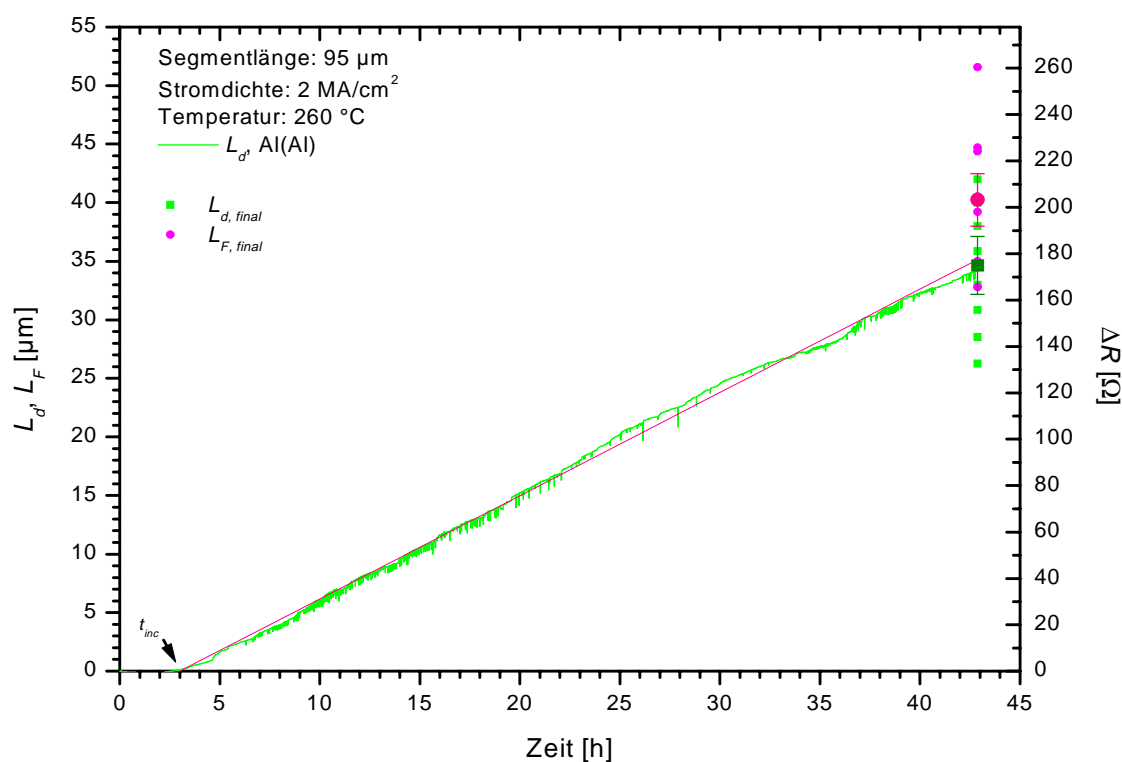


Abb. 28: Widerstandsverlauf und gedriftete Länge für 8 in Reihe geschaltete 0,5  $\mu\text{m}$  breite Al(Al)-Segmente. Segmentlänge: 95  $\mu\text{m}$ . Stromdichte:  $j = 2 \text{ MA}/\text{cm}^2$ . Anzahl driftender Segmente: 8/(8). Die Datenpunkte stammen aus der Auswertung der *in-situ* REM-Aufnahmen. Quadrate kennzeichnen gedriftete Längen, Kreise die Positionen der Porenfronten. Die eingezeichnete Gerade wurde durch lineare Regression der Messwerte aus der Widerstandsmessung berechnet.

## 4.3.3 Al(Cu)

Die Inkubationszeit und Driftgeschwindigkeit von Al(Cu) wurde an 52  $\mu\text{m}$  langen Segmenten bei einer Stromdichte von 1  $\text{MA}/\text{cm}^2$  gemessen. Die Inkubationszeit beträgt hier 4,7 h, die Driftgeschwindigkeit 0,1  $\mu\text{m}/\text{h}$ . Nach 72 Stunden wurde die Stromdichte auf 2  $\text{MA}/\text{cm}^2$  erhöht. Die Driftgeschwindigkeit beträgt dann im linearen Bereich 0,8  $\mu\text{m}/\text{h}$ . In Abb. 29 ist der Verlauf der Messung dargestellt. Quadrate kennzeichnen die gedrifteten Längen der einzelnen Segmente am Ende der Messung. Die entsprechenden Positionen der Porenfronten sind durch Kreise markiert. Die Mittelwerte sind jeweils mit Fehlerbalken für den mittleren Fehler des Mittelwertes versehen.

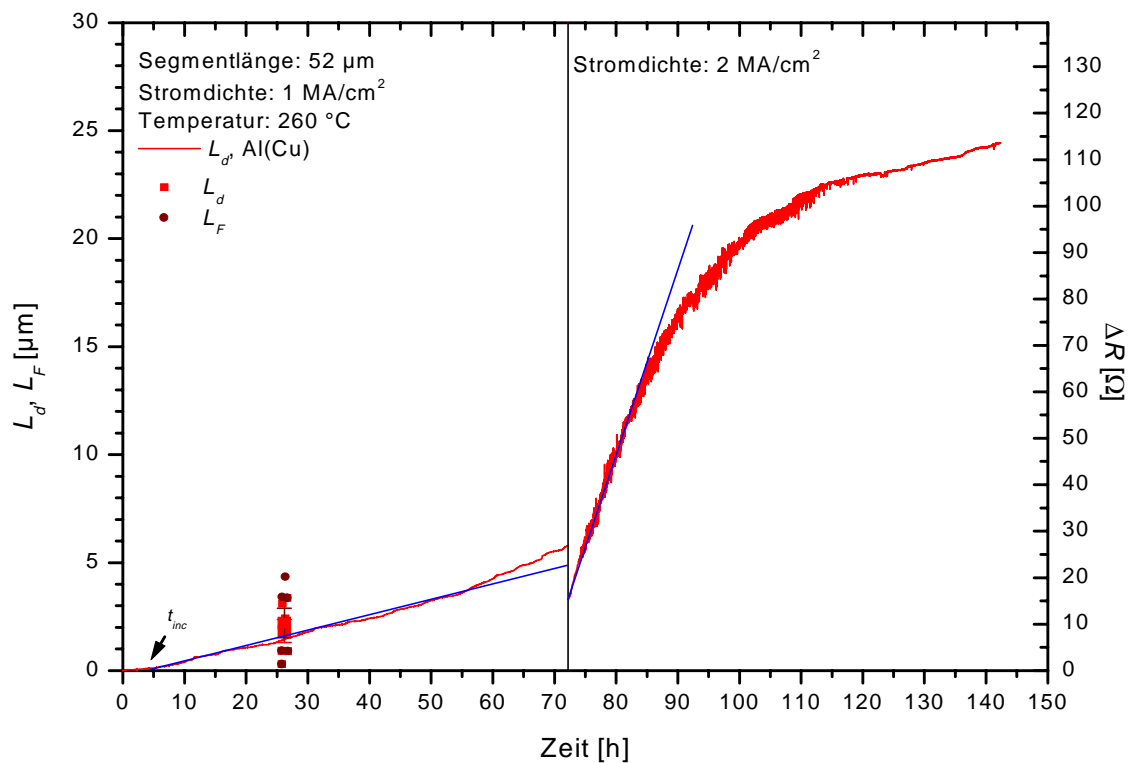


Abb. 29: Widerstandsverlauf und gedriftete Länge für 14 in Reihe geschaltete Al(Cu)-Segmente. Segmentlänge: 52  $\mu\text{m}$ , Anzahl driftender Segmente: 6/(14). Nach 72 Stunden wurde die Stromdichte von  $j = 1 \text{ MA}/\text{cm}^2$  auf  $j = 2 \text{ MA}/\text{cm}^2$  erhöht, Anzahl driftender Segmente: 11/(14). Die Datenpunkte stammen aus der Auswertung der *in-situ* REM-Aufnahmen. Quadrate kennzeichnen gedriftete Längen, Kreise die Positionen der Porenfronten. Die eingezeichneten Geraden wurden durch lineare Regression der Messwerte aus der Widerstandsmessung berechnet.



In Abb. 30 ist der Verlauf der Messung zur Bestimmung der kritischen Stromdichte von Al(Cu) dargestellt. Auch bei Al(Cu) fallen die gedriftete Länge und die Position der Porenfront bei kleinen Stromdichten nahe der kritischen Stromdichte annähernd zusammen. Die Messung wurde analog zur Messung von reinem Aluminium bei einer Stromdichte von  $2 \text{ MA/cm}^2$  so lange durchgeführt, bis sämtliche Segmente Sättigung erreicht hatten. Die Fehlerbalken markieren den Fehler des Mittelwertes von  $L_{d,final}$  und  $L_{F,final}$ . Die Standardabweichung  $s$  beträgt  $10,5 \mu\text{m}$  für  $L_{d,final}$  und  $14,5 \mu\text{m}$  für  $L_{F,final}$ . Die kritische Stromdichte liegt zwischen  $0,5 \text{ MA/cm}^2$  und  $0,60 \text{ MA/cm}^2$ .

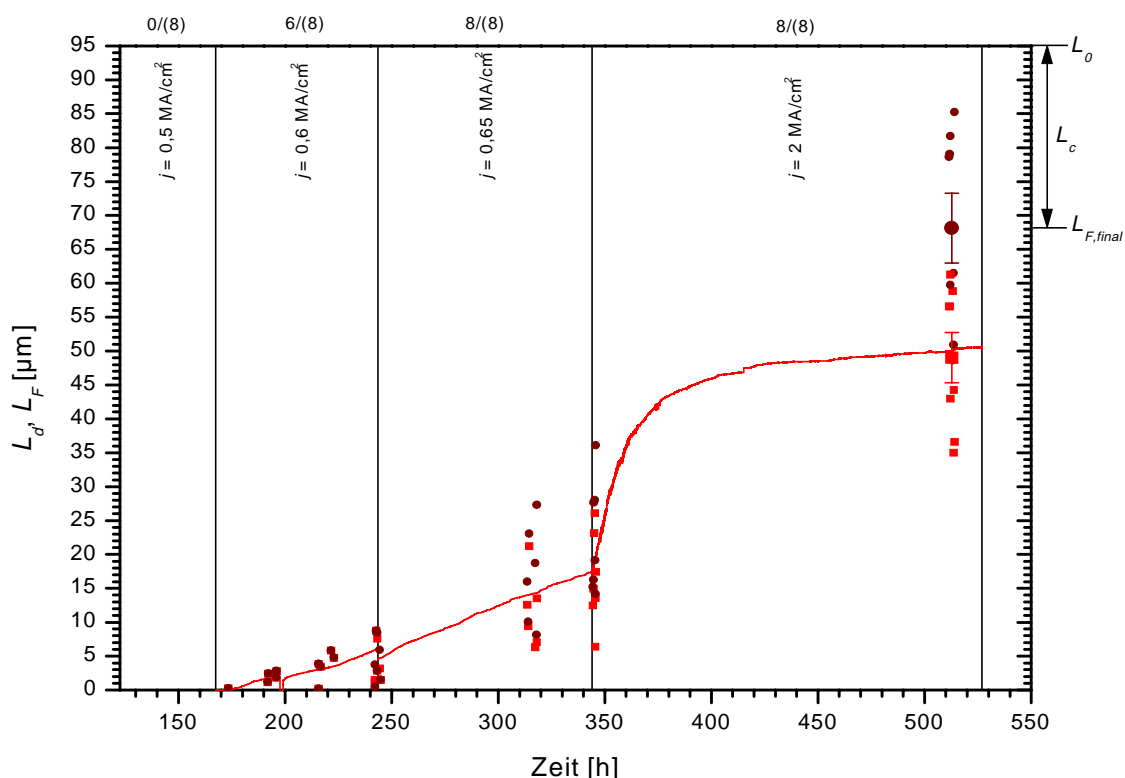


Abb. 30: Messung der kritischen Stromdichte sowie von Drift bis zur Sättigung von 8 in Reihe geschalteten  $0,5 \mu\text{m}$  breiten Al(Cu)-Leiterbahnen. Temperatur:  $260 \text{ }^\circ\text{C}$ . Die Stromdichten sind im Diagramm für die einzelnen Bereiche angegeben. Über dem Diagramm ist jeweils die Anzahl der driftenden Segmente angegeben. Die durchgehende Kurve zeigt den Verlauf der gedrifteten Länge aus der Widerstandsmessung. Die Datenpunkte stammen aus der Auswertung der *in-situ* REM-Aufnahmen. Quadrate kennzeichnen gedriftete Längen, Kreise die Positionen der Porenfronten. Aus der Position der Porenfront bei Sättigung kann die kritische Länge  $L_c$  bestimmt werden.

## 4.3.4 Al(O)

Abb. 31 zeigt den Verlauf der gedrifteten Länge von 52  $\mu\text{m}$  langen Segmenten für Al(O). Die Probe wurde zuvor 47 Stunden lang bei einer Stromdichte von  $1 \text{ MA/cm}^2$  getestet. Dieser Wert lag jedoch unterhalb der kritischen Stromdichte, da keine Schädigung durch Elektromigration zu beobachten war. Anschließend wurde die Stromdichte auf  $2 \text{ MA/cm}^2$  erhöht. Bei dieser Stromdichte setzte der Materialabtrag erst nach einer Inkubationszeit von 2,2 Stunden ein. Dieser Wert ist jedoch nicht direkt mit den Inkubationszeiten der anderen Proben vergleichbar, da sich die Inkubationszeit bei vorhergehendem Stromfluss durch die Segmente ändern kann. Auf die Driftgeschwindigkeit hat dies jedoch keinen Einfluss. Sie betrug  $0,3 \mu\text{m/h}$ .

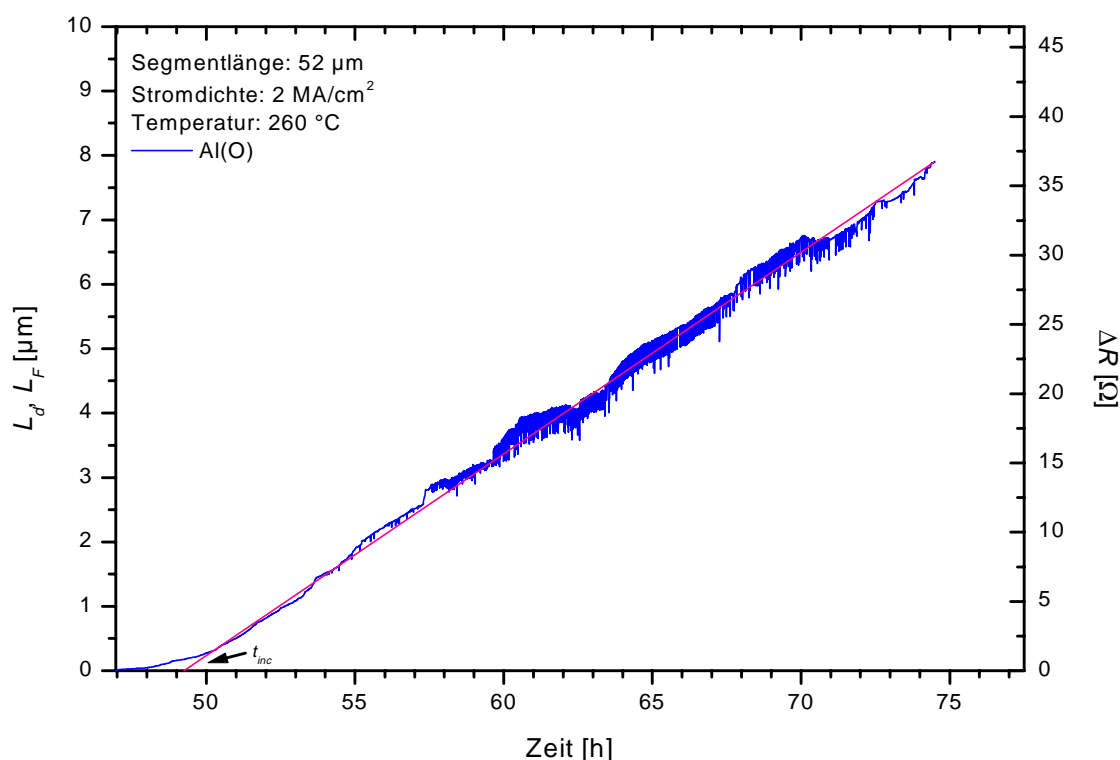


Abb. 31: Widerstandsverlauf und gedriftete Länge für 14 in Reihe geschaltete Al(O)-Segmente. Segmentlänge:  $52 \mu\text{m}$ . Nach 47 Stunden wurde die Stromdichte von  $j = 1 \text{ MA/cm}^2$  (nicht abgebildet) auf  $j = 2 \text{ MA/cm}^2$  erhöht. Anzahl driftender Segmente:  $12/(14)$ . Die eingezeichnete Gerade wurden durch lineare Regression der Messwerte aus der Widerstandsmessung berechnet.

In Abb. 32 ist die Messung der kritischen Stromdichte von Al(O) gezeigt. Die Messung wurde analog zur Messung von reinem Aluminium bei einer Stromdichte von  $2 \text{ MA/cm}^2$  so lange durchgeführt, bis sämtliche Segmente Sättigung erreicht hatten. Die Fehlerbalken markieren den Fehler des Mittelwertes von  $L_{d,final}$  und  $L_{F,final}$ . Die Standardabweichung  $s$  beträgt  $6,3 \mu\text{m}$  für  $L_{d,final}$  und  $6,5 \mu\text{m}$  für  $L_{F,final}$ . Die kritische Stromdichte liegt zwischen  $0,65 \text{ MA/cm}^2$  und  $0,7 \text{ MA/cm}^2$ .

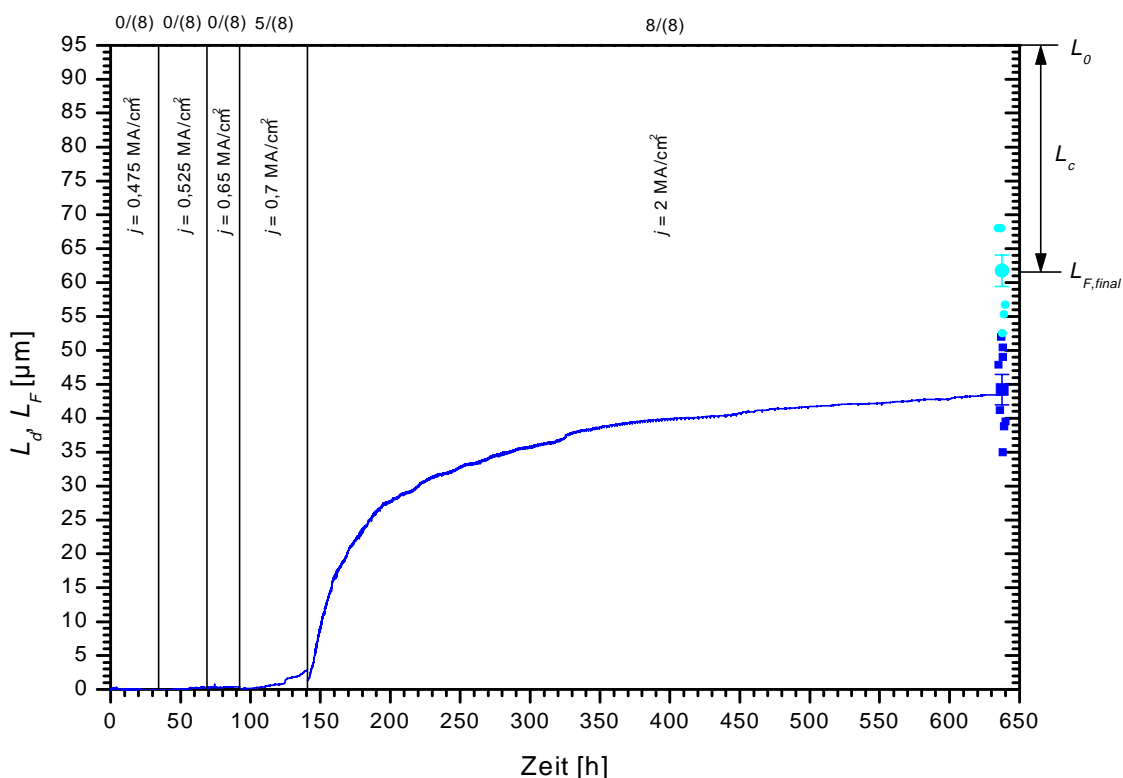


Abb. 32: Messung der kritischen Stromdichte und Drift bis zur Sättigung von 8 in Reihe geschalteten  $0,5 \mu\text{m}$  breiten Al(O)-Leiterbahnen. Temperatur:  $260 \text{ }^\circ\text{C}$ . Die Stromdichten sind im Diagramm für die einzelnen Bereiche angegeben. Über dem Diagramm ist jeweils die Anzahl der driftenden Segmente angegeben. Die durchgehende Kurve zeigt den Verlauf der gedrifteten Länge aus der Widerstandsmessung. Die Datenpunkte stammen aus der Auswertung der *in-situ* REM-Aufnahmen. Quadrate kennzeichnen gedriftete Längen, Kreise die Positionen der Porenfronten. Aus der Position der Porenfront bei Sättigung kann die kritische Länge  $L_c$  bestimmt werden.

## 4.4 Fehlerbetrachtung

Im Folgenden wird beschrieben, welche Messfehler bei der Widerstandsmessung bzw. der Auswertung der REM-Bilder entstehen können. Die Fehler der aus diesen Messungen gewonnenen Werte  $t_{mc}$ ,  $v_d$ ,  $v_F$  und  $\beta$  sind in Kap. 5 bei den jeweiligen Größen aufgeführt.

### 4.4.1 Widerstandsmessung

In Kap. 3.3.1 wurde auf S. 21 in Abb. 12 die Widerstandsmessung an einem Segment gezeigt, das unterhalb der kritischen Stromdichte getestet wurde. Die Messgenauigkeit der Widerstandsmessung liegt unter  $1 \Omega$ , was einer Messgenauigkeit von unter  $0,3 \mu\text{m}$  entspricht. Die Widerstandsmessung ist daher bei geeigneter Kalibrierung eine sehr genaue Methode zur Bestimmung des Porenvolumens. Schwankungen während der Messung können unter anderem auf störende Einflüsse von außen auf die Messung zurückgeführt werden. Beispielsweise verursachte das Einschalten der Klimaanlage Störungen in der Messung, die sich als kleine unregelmäßige Schwankungen bei der Widerstandsmessung äußerten. Wurden elektrische Verbraucher eingeschaltet, die an der gleichen Phase betrieben wurden wie die Messgeräte, traten reproduzierbare Störungen auf. Starke Störungen, wie sie etwa bei der Messung auftraten, die in Abb. 31 dargestellt ist, können eindeutig auf externe Einstreuung in das Stromnetz zurückgeführt werden. In diesem Fall war eine Hydraulikpumpe im Gebäude für die Störungen verantwortlich.

### 4.4.2 in-situ REM

Die Genauigkeit der Messwerte für  $L_d$  bzw.  $L_F$ , die aus den REM-Bildern gewonnen wurden, wird im Folgenden exemplarisch für die in Abb. 27 dargestellte Messung an  $95 \mu\text{m}$  langen Aluminiumbahnen bei  $j = 2\text{MA}/\text{cm}^2$  dargestellt.

Die Bilder der einzelnen Segmente wurden nacheinander aufgenommen. Jede Aufnahme benötigt je nach gewünschter Qualität ca. 5 min. Um ein Segment komplett erfassen zu können, sind mehrere Aufnahmen notwendig. Insgesamt wurden die Bilder von allen Segmenten meistens innerhalb von zwei Stunden aufgenommen. Bei einer Versuchszeit von mehreren hundert Stunden ist diese Zeit zur Erfassung der Bilddaten jedoch vernachlässigbar gering.

Die Einzelbilder der jeweiligen Segmente wurden anschließend per Bildverarbeitung aneinandergefügt und die gedriftete Länge bzw. die Position der Porenfront bestimmt. Das in Abb. 21 dar-

gestellte Segment wurde beispielsweise durch 8 Einzelaufnahmen erfasst. Die Einzelbilder haben eine Auflösung von  $1024 \times 768$  Bildpunkten (Pixel). Eine  $0,5 \mu\text{m}$  breite Bahn ist bei einer 10000-fachen Vergrößerung im Mikroskop typischerweise 40 Pixel breit. Für ein  $95 \mu\text{m}$  langes Segment wird zur kompletten Erfassung daher eine horizontale Breite von 7600 Pixel benötigt. Dadurch, dass die Ränder der SE-Bilder stark überzeichnet werden, ist die Bestimmung der Breite der Bahn mit einer Genauigkeit von maximal 2 Pixel durchführbar. Dadurch erhält man einen Fehler bei der Bestimmung von  $L_0$  von  $9,5 \mu\text{m}$ , was einem relativen Fehler von 10 % entspricht.

Die Standardabweichung (mittlerer Fehler des Einzelwertes) ist ein Maß für die Abweichung des Einzelmesswertes  $x_i$  vom Mittelwert  $m$ :

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - m)^2}{n - 1}}. \quad (13)$$

Sie liegt für die in Abb. 26 gezeigten Mittelwerte von  $L_d$  und  $L_F$  zwischen  $7,2$  und  $11,2 \mu\text{m}$ .

Der Fehler des Mittelwerts von  $L_d$  und  $L_F$  wird über die Standardabweichung berechnet:

$$\Delta m = \frac{s}{\sqrt{z}}. \quad (14)$$

$\Delta m$  ist der Fehler des Mittelwerts,  $s$  die Standardabweichung und  $z$  gibt die Anzahl der Einzelmessungen an.  $\Delta m$  liegt für den betrachteten Fall zwischen  $2,7$  und  $4,2 \mu\text{m}$  und wurde als Fehlerbalken in Abb. 26 eingezeichnet.

## 5 Diskussion

In diesem Kapitel werden die experimentellen Ergebnisse zusammengefasst und kritisch diskutiert. Anschließend werden die erhaltenen Resultate mit einem Modell beschrieben mit dem die numerische Anpassung an die Messwerte durchgeführt wird.

### 5.1 Drift ohne Einfluss von mechanischen Spannungen

Die in Kap. 4.2 gezeigten Ergebnisse für die Driftgeschwindigkeit in Segmenten mit Reservoir-Ende zeigen, dass sich die Driftgeschwindigkeit in diesen Bahnen in folgender Weise erhöht:  $v_{d,Al} < v_{d,Al(Cu)} < v_{d,Al(O)}$ . In diesen Segmenten sind mechanische Spannungen vernachlässigbar und die Driftgeschwindigkeit wird dann bei jeweils gleicher Stromdichte bestimmt durch die übrigen Parameter in Gl. (4): Diffusionskoeffizient  $D$  und effektive Ladungszahl  $Z^*$ . Dies bedeutet daher auch eine Erhöhung von  $D \cdot Z^*$  in folgender Weise:  $(DZ^*)_{Al} < (DZ^*)_{Al(Cu)} < (DZ^*)_{Al(O)}$ .

Aus den gemessenen Driftgeschwindigkeiten erhält man nach Gl. (2) den Diffusionskoeffizienten von Aluminium in Al, Al(Cu) bzw. Al(O), wenn man annimmt, dass  $Z^*$  konstant bleibt. Die Werte sind in Tab. 2 aufgeführt. In [Witt, 2000] wurde für  $Z^*$  ein Bereich zwischen  $-1,5$  und  $-2,5$  angegeben. Für die Berechnung wurde  $Z^* = -2$  verwendet. Weiterhin wurde angenommen, dass sich der elektrische Widerstand der implantierten Proben gegenüber dem von reinem Aluminium durch die Implantation nicht verändert. Der spezifische Widerstand von Aluminium beträgt bei  $260\text{ °C}$   $\rho = 5\ \mu\Omega\text{ cm}$  [Dyos and Farrell, 1992].

	$v_d$ [ $\mu\text{m/h}$ ]	$D_{Al}$ [ $\text{m}^2/\text{s}$ ]
Al, Al(Al)	1,0	$0,7 \cdot 10^{-14}$
Al(Cu)	1,8	$1,1 \cdot 10^{-14}$
Al(O)	2,2	$1,4 \cdot 10^{-14}$

Tab. 2: Driftgeschwindigkeit und Diffusionskoeffizient von Al in Al, Al(Cu) bzw. Al(O) für  $Z^* = -2$ .

Die Werte für  $D_{Al}$  liegen in der Größenordnung von  $10^{-14}\text{ m}^2\text{ s}^{-1}$ . Ein Vergleich mit den in Kap. 2.1 auf S. 3 aufgeführten Literaturwerten zeigt, dass Gitter- sowie Versetzungsdiffusion als Diffusionsmechanismus mit hoher Wahrscheinlichkeit ausgeschlossen werden können. Der Diffusionskoeffizient für die Gitterdiffusion liegt im Bereich von  $10^{-17}\text{ m}^2\text{ s}^{-1}$ , und für die Diffusion über

Versetzungen müsste die Versetzungsdichte in der Größenordnung von  $10^8 \mu\text{m}^{-2}$  liegen um die gemessenen Werte erklären zu können. Dies würde bedeuten, dass auf ungefähr jedes zehnte Atom eine Versetzung käme. Die Versetzungsdichte in typischen Aluminium-Leiterbahnen liegt jedoch eher in der Größenordnung von  $10 - 100 \mu\text{m}^{-2}$ . Die Erhöhung von  $DZ^*$  durch die Implantation von Kupfer und Sauerstoff kann jedenfalls nicht durch eine Erhöhung der Versetzungsdichte erklärt werden, da zu viele Versetzungen benötigt würden um überhaupt in die Größenordnung der gemessenen Diffusionskoeffizienten zu gelangen. Im TEM war bei den implantierten Proben im Vergleich zu einer unimplantierten Referenzprobe ebenfalls keine auffällige Erhöhung der Versetzungsdichte sichtbar. Nimmt man eine Korngrenzenbreite von  $10 \text{ \AA}$  an, liegt der Korngrenzendiffusionskoeffizient bei  $10^{-13} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ , also etwa in der richtigen Größenordnung. Da die untersuchten Bahnen jedoch Bambusstruktur besitzen und somit keine Korngrenzen entlang der Leiterbahn aufweisen scheidet Korngrenzendiffusion als Diffusionsmechanismus ebenfalls aus. Es kommt nur noch der Grenzflächenmechanismus in Frage, der im Vergleich zur Korngrenzendiffusion geringfügig schneller sein sollte, womit sich die gemessenen Werte erklären lassen könnten.

Eine Erhöhung von  $DZ^*$  durch Strahlenschädigung bei der Implantation wird nach den in dieser Arbeit durchgeführten Messungen für nicht sehr wahrscheinlich gehalten. Nach der Auslagerung (2 Stunden bei  $400 \text{ }^\circ\text{C}$ ) kann davon ausgegangen werden, dass Implantationsschäden ausgeheilt sind. Dass die Implantationsschädigung sehr wahrscheinlich keinen Einfluss hat, zeigt auch die Widerstandsmessung an Bahnen mit Reservoir-Ende an Al und Al(Al) (Abb. 24): die jeweiligen Kurven liegen ziemlich gut übereinander.

Es stellt sich nun die Frage, warum sich die Implantation von Kupfer und Sauerstoff in einer Erhöhung von  $DZ^*$  auswirkt, wogegen implantiertes Aluminium keine Änderung bewirkt. Im Folgenden werden zwei Möglichkeiten diskutiert:

Segregieren Legierungselemente an Grenzflächen, ändern sie den Diffusionskoeffizienten  $D$  von Aluminium und sehr wahrscheinlich auch die effektive Valenz  $Z^*$ . Für Al(Cu) wäre dies denkbar, für Al(O) gilt dies jedoch nicht, da implantiertes Sauerstoff als immobil angenommen wird und daher keine Segregationen bilden kann. Allerdings wurde Sauerstoff direkt in die Grenzflächen an den Seiten und in die untere Grenzfläche zu TiN implantiert, wodurch sich die Eigenschaften der Grenzflächen möglicherweise geändert haben.

Obwohl die Aluminiumdosis so gewählt wurde, dass sie das gleiche Ausmaß an Schädigung erzeugt wie bei der Implantation von Kupfer, könnte die Wechselwirkung von Kupfer- bzw. Sauerstoffatomen mit den bei der Implantation erzeugten Schädigungen zu einer anderen Defektstruktur führen als bei Al-implantierten oder unimplantierten Aluminiumproben. Da bei TEM-Untersuchungen keine Änderung der Versetzungsstruktur im Korninneren beobachtet wurde, wird angenommen, dass die Implantation von Kupfer oder Sauerstoff keinen neuen Diffusionspfad für Versetzungsdiffusion erzeugt. Es erscheint daher wahrscheinlicher, dass während der Auslagerung implantierte Kupfer- oder Sauerstoffatome mit den erzeugten Defekten wechselwirken und daher eine Änderung der Defektstruktur bei oder in der Nähe der Grenzflächen entsteht, die eine Erhöhung des Diffusionskoeffizienten von Aluminium bewirkt.

## 5.2 Inkubationszeit

In Tab. 3 sind die aus der Widerstandsmessung an finiten Segmenten durch lineare Extrapolation erhaltenen Werte für die Inkubationszeit  $t_{inc}$  zusammengefasst. Bei allen Segmenten mit Reservoir-Ende wird keine Inkubationszeit beobachtet. Es wurden jeweils in Reihe geschaltete Segmente getestet, wodurch es zu Beginn der Messung zu einer kleinen Abweichung vom linearen Verlauf der Widerstandskurve kommen kann, wenn einzelne Segmente verschiedene Inkubationszeiten besitzen (s. Abb. 25). Für alle Werte wird daher ein maximaler Fehler von  $\pm 1$  h angenommen.

Die rechte Spalte der Tab. 3 enthält die auf eine Stromdichte von  $1 \text{ MA/cm}^2$  normierten Werte  $t'_{inc}$ . Eine Normierung ist nach der in Kap. 2.5 beschriebenen Proportionalität  $t_{inc} \propto 1/j^2$  möglich. Die normierten Inkubationszeiten ermöglichen einen Vergleich der Werte, die bei verschiedenen Stromdichten gemessen wurden. Ein deutlicher Trend ist jedoch nicht erkennbar. Einerseits wird die Inkubationszeit durch implantiertes Aluminium gegenüber reinem Aluminium erhöht, andererseits bewirkt die Implantation von Kupfer und Sauerstoff eine Erniedrigung von  $t'_{inc}$ . Der Wert von Al(O) ist nicht direkt mit den anderen Inkubationszeiten vergleichbar, da die Segmente vor der Messung unterhalb der kritischen Stromdichte getestet wurden. Die tatsächliche Inkubationszeit sollte daher etwas höher liegen, was durch den nach oben gerichteten Pfeil in der Tabelle angedeutet werden soll.



	$L_0$ [ $\mu\text{m}$ ]	$j$		$t'_{inc}$ [h]
		[MA/cm <sup>2</sup> ]	$t_{inc}$ [h]	
Al	52	1,2	$5,0 \pm 1$	7,3
Al(Al)	95	2	$3,0 \pm 1$	12,4
Al(Cu)	52	1	$4,7 \pm 1$	4,7
Al(O)	52	2	$(2,2 \pm 1) \uparrow$	$(8,8) \uparrow$

Tab. 3: Inkubationszeiten für 0,5  $\mu\text{m}$  breite Al, Al(Al), Al(Cu) bzw. Al(O) – Segmente. Die rechte Spalte enthält die auf  $j = 1 \text{ MA/cm}^2$  normierten Inkubationszeiten.

Wie in Kap. 2.6 beschrieben wurde, findet man in der Literatur unterschiedliche Angaben darüber, welchen Einfluss Kupfer auf die Inkubationszeit von Al(Cu) ausübt. Einerseits wird berichtet, dass Kupfer einen Einfluss auf die Inkubationszeit hat, andererseits findet man auch, dass Kupfer keinen Einfluss auf  $t_{inc}$  hat. Weiterhin findet man auch große Unterschiede bei den gemessenen Inkubationszeiten für reines Aluminium. Es ist daher noch nicht richtig verstanden welche Prozesse für das Auftreten einer Inkubationszeit verantwortlich sind, und die Tatsache, dass in dieser Arbeit kein Trend erkennbar ist, ist aus diesem Grunde nicht ungewöhnlich.

### 5.3 Kritisches Produkt

Das kritische Produkt kann sowohl aus den Messungen der kritischen Stromdichte als auch aus der kritischen Länge bei den bis zur Sättigung gedrifteten Segmenten bestimmt werden.

#### 5.3.1 Bestimmung von $\beta$ über die kritische Stromdichte

Die in Kap. 4.3 beschriebenen Messungen der kritischen Stromdichte können zur Bestimmung des kritischen Produkts verwendet werden. Als kritische Stromdichte wurde diejenige angenommen, bei der in der Hälfte der 8 in Reihe geschalteten Segmente Schädigung erkennbar war. Nur bei reinem Aluminium wurde bei einer Stromdichte gemessen, bei der genau die Hälfte der 8 Segmente migrierten. Bei Al(Cu) und Al(O) wurde jeweils bei einer etwas zu kleinen oder einer etwas zu großen Stromdichte gemessen, da die Schritte zwischen den Einzelmessungen zu groß waren. In erster Näherung könnte man die kritische Stromdichte durch lineare Extrapolation zwischen den beiden Werten ermitteln. In [Witt, 2000] wurden ähnliche Messungen zur Bestimmung des kritischen Produkts bei kleineren Schrittweiten durchgeführt, und es zeigte sich, dass die Einzelwerte einer Normalverteilung folgen. In Abb. 33 ist die Stromdichte abgetragen auf die

kumulative Verteilungsfunktion (CDF, *cumulative distribution function*) der Anzahl der driftenden Segmente. Die Gleichung der Dichtefunktion der Normalverteilung lautet:

$$f(x, m, s) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot s} \cdot e^{-\frac{(x-m)^2}{2s^2}}. \quad (15)$$

$x$  ist der Wert der Verteilung,  $m$  das arithmetische Mittel und  $s$  die Standardabweichung. Das folgende Beispiel soll die Verteilungsfunktion anschaulich verdeutlichen:

Werden 8 Segmente getestet und bei einer Stromdichte in einem der Segmente Schädigung beobachtet, entspräche dies einem Anteil von 1/8. Die Verteilungsfunktion berücksichtigt jedoch die Anzahl der getesteten Segmente. Der Wert 1/8 („eines von acht“) driftenden Segmenten entspricht dann einem Anteil von 14%. Das gleiche gilt, wenn man in allen 8 Segmenten Schädigung beobachtet. Hätte man mehr Segmente getestet, muss nicht notwendigerweise in allen Segmenten Schädigung beobachtbar sein. Der Wert 8/8 entspricht daher unter Berücksichtigung der Verteilungsfunktion einem Anteil von nur 93%. Die Verteilungsfunktion ist symmetrisch, d.h. ihr Maximum liegt immer bei 50 %.

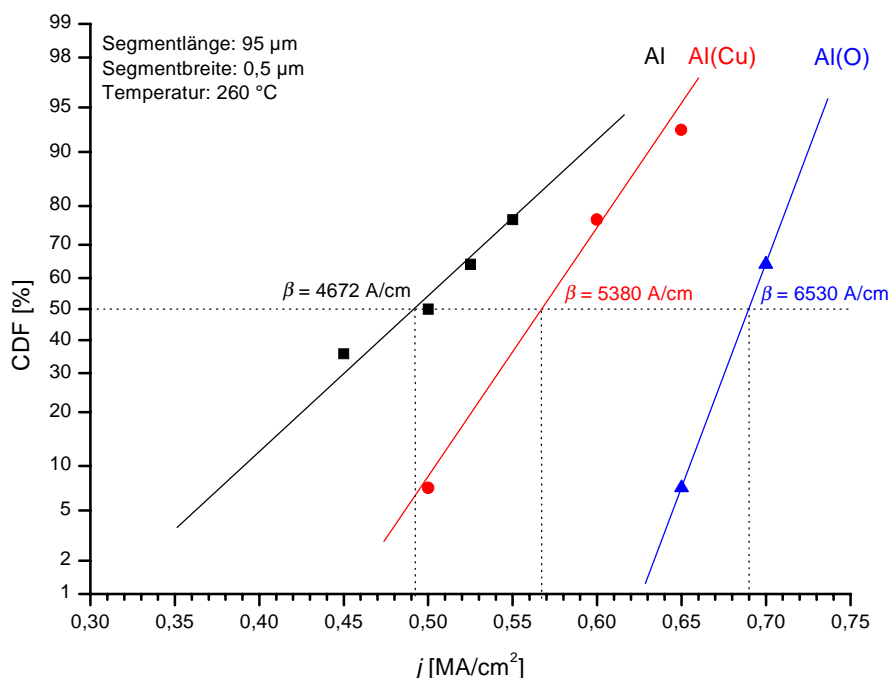


Abb. 33: Kumulative Normalverteilung der driftenden Segmente bei schrittweiser Erhöhung der Stromdichte.

Aus Abb. 33 erhält man die in Tab. 4 aufgeführten Werte für die kritische Stromdichte von Al, Al(Cu) und Al(O), aus denen sich nach Gl. (7) das kritische Produkt  $\beta = j_c \cdot L_c$  sowie die maximale Spannungsdifferenz  $\Delta\sigma_c$  berechnen lässt. Der Fehler von  $j_c$  wurde aus Abb. 33 abgeschätzt. Bei allen drei Werten wurde ein Fehler von  $\pm 0,1 \text{ MA/cm}^2$  angenommen. Für die Rechnung wurde  $Z^* = -2$  und  $\Omega = 10 \text{ cm}^3/\text{mol}$  verwendet.

	$j_c [\text{MA/cm}^2]$	$\beta [\text{A/cm}]$	$\Delta\sigma_c [\text{MPa}]$
Al	$0,492 \pm 0,1$	$4672 \pm 950$	$450 \pm 90$
Al(Cu)	$0,566 \pm 0,1$	$5380 \pm 950$	$520 \pm 90$
Al(O)	$0,687 \pm 0,1$	$6530 \pm 950$	$630 \pm 90$

Tab. 4: Kritische Stromdichte  $j_c$ , kritisches Produkt  $\beta$  sowie maximale Spannungsdifferenz  $\Delta\sigma_c$  von  $0,5 \mu\text{m}$  breiten Al, Al(Cu) bzw. Al(O)-Leiterbahnen.

### 5.3.2 Bestimmung von $\beta$ über die kritische Länge

Aus der kritischen Länge  $L_c$  kann nach Gl. (7) ebenfalls das kritische Produkt  $\beta$  bestimmt werden. Die kritische Länge erhält man aus den Messungen bis zur Sättigung bei einer Stromdichte von  $2 \text{ MA/cm}^2$  (s. Abb. 27, Abb. 30 und Abb. 32). Die so erhaltenen Werte sind in Tab. 5 aufgeführt. Als Fehler von  $L_{F, \text{final}}$  sowie  $L_c$  wurde der mittlere Fehler des Mittelwertes von  $L_{F, \text{final}}$  verwendet, der in den jeweiligen Abbildungen als Fehlerbalken eingezeichnet ist. Ein Vergleich mit den Werten in Tab. 4 zeigt, dass die Werte für das kritische Produkt sehr gut übereinstimmen. Die maximale Abweichung liegt bei 2,3 %.

	$L_{F, \text{final}} [\mu\text{m}]$	$L_c [\mu\text{m}]$	$\beta [\text{A/cm}]$
Al	$71,1 \pm 3,5$	$23,9 \pm 3,5$	$4780 \pm 700$
Al(Cu)	$68,2 \pm 5,2$	$26,8 \pm 5,2$	$5360 \pm 1040$
Al(O)	$61,8 \pm 2,3$	$33,2 \pm 2,3$	$6640 \pm 460$

Tab. 5: Endliche Position der Porenfront  $L_{F, \text{final}}$ , kritische Länge  $L_c$  sowie kritisches Produkt  $\beta$  von  $0,5 \mu\text{m}$  breiten Al, Al(Cu) bzw. Al(O)-Leiterbahnen.

### 5.3.3 Einfluss von Kupfer und Sauerstoff auf das kritische Produkt

Das kritische Produkt der untersuchten Al(Cu)- und Al(O)-Proben ist größer als das von reinem Aluminium. Dies bedeutet, dass die kritische Spannung in diesen Proben höher ist als in Proben

aus reinem Aluminium. In Tab. 4 sind die entsprechenden kritischen Spannungen angegeben. In [Straub, 2000] wurde gezeigt, dass die kritische Spannung nicht mit der Fließspannung übereinstimmt, die über thermo-mechanische Verformung (wafer curvature) gemessen wurde. Die kritische Spannung kann jedoch als die Spannung bezeichnet werden, bei der sich das Material sichtbar verformt. Sie hängt sehr wahrscheinlich mit den mechanischen Eigenschaften eines Materials zusammen. Der Einfluss von Kupfer und Sauerstoff auf die Festigkeit von Aluminium ist bei großen Proben aus Vollmaterial seit langem bekannt. Das System Aluminium-Kupfer ist ein Paradebeispiel für aushärtbare Legierungen, und der Einfluss von Sauerstoff auf die mechanischen Eigenschaften von ODS-Superlegierungen ist ebenfalls seit langem bekannt. In diesem Zusammenhang ist es daher nicht überraschend, dass sich durch Implantation von Kupfer oder Sauerstoff die Festigkeit von Aluminium steigern lässt.

#### 5.4 Auftreten einer Porenfront

In allen untersuchten Leiterbahnen wird beobachtet, dass der Materialabtrag nicht gleichmäßig über eine Pore erfolgt, sondern dass sich vor der letzten Pore immer wieder eine neue Pore bildet und dazwischen Reste des Leiterbahnmaterials zurückbleiben. Haben sich mehrere Poren gebildet, bleiben die dahinter liegenden Bereiche unverändert. Die Frontgeschwindigkeit  $v_d$  ist bei allen untersuchten Proben um einen konstanten Faktor  $\xi$  größer als die Driftgeschwindigkeit  $v_F$ :  $v_F = \xi v_d$ . Die Frontgeschwindigkeit verläuft außerdem wie die Driftgeschwindigkeit auch bei den Segmenten mit Reservoir-Ende linear.

Aus Abb. 26 kann für  $j = 2 \text{ MA/cm}^2$  aus den Steigungen zwischen den Mittelwerten von  $L_d$  und  $L_F$  die Drift- bzw. Frontgeschwindigkeit berechnet werden. In Abb. 34 ist der Verlauf von  $v_d$  und  $v_F$  dargestellt. Die Frontgeschwindigkeit ist immer größer als die Driftgeschwindigkeit. Die Fehlerbalken geben die nach Gl. (14) berechneten Fehler der Mittelwerte an. Der relative Fehler liegt hier bei bis zu 20 %. Die Frontgeschwindigkeit ist im Mittel 1,5 mal größer als die Driftgeschwindigkeit.

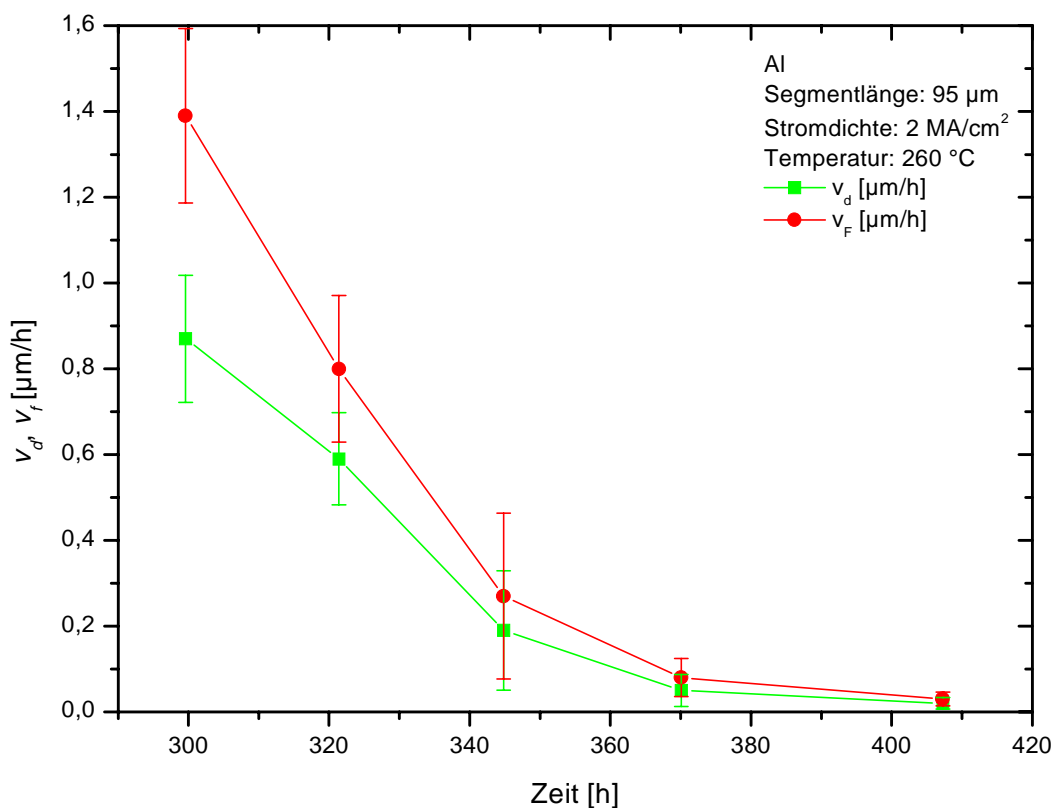


Abb. 34: Driftgeschwindigkeit  $v_d$  sowie Frontgeschwindigkeit  $v_f$  für Al. Segmentlänge:  $95 \mu\text{m}$ , Stromdichte  $j = 2 \text{ MA/cm}^2$ .

Das Auftreten einer Porenfront kann folgendermaßen verdeutlicht werden: Poren bilden sich dort wo Zugspannungen auftreten. Hat sich eine Pore gebildet, die sich über die gesamte Breite der Leiterbahn erstreckt, wurde eine freie Oberfläche geschaffen und die Spannung beträgt null. Im einfachsten Fall ist dann der Spannungsverlauf eine Gerade, wie sie grün gepunktet in Abb. 35 dargestellt wird. Die Beobachtungen in dieser Arbeit geben jedoch Grund zur Annahme, dass es Zugspannungen vor dem driftenden Kathodenende gibt, denn dort wo Zugspannungen sind, kann eine neue Pore aufgehen. Der Spannungsverlauf folgt denn dem Verlauf, der in Abb. 35 durchgehend in rot eingezeichnet ist. Dort wo sich eine neue Pore bildet ist die kritische Spannung erreicht. Das Auftreten von Zugspannungen nahe dem Kathodenende nachdem sich eine Pore gebildet hat wird auch von P. C. Wang durch Messungen über Röntgen-Mikrodiffraction beobachtet [Wang et. al., 1997].

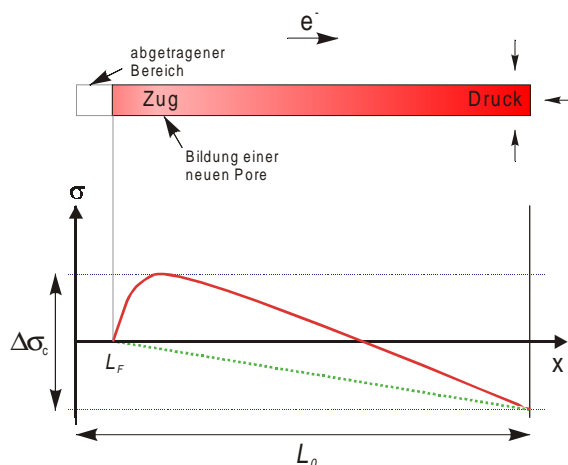


Abb. 35: Bildung von Zugspannungen vor dem Kathodenende.

Ein Erklärungsvorschlag für das Auftreten von Zugspannungen wird in einem Modell von Korhonen [Korhonen et. al., 1993] gegeben. Das Modell basiert auf dem Gedanken, dass der Elektromigrationsfluss durch einen Fluss von Atomen aufgrund von plastischer Verformung ausgeglichen wird, wenn die auftretende Spannung die Fließgrenze erreicht hat. Es ist jedoch nicht völlig klar, ob alle Annahmen in diesem Modell zutreffend sind, aber es könnte die Ergebnisse dieser Arbeit erklären. Weiterhin könnte das Modell das Auftreten eines konstanten Faktors zwischen Drift- und Frontgeschwindigkeit erklären, was in dieser Arbeit ebenfalls beobachtet wurde.

## 5.5 Modellierung von Drift- und Frontgeschwindigkeit

### 5.5.1 Einporenmodell

In Abb. 36 ist ein Segment der Ausgangslänge  $L_0$  gezeigt, bei dem der Materialabtrag über nur eine Pore erfolgt. Die gedriftete Länge zum Zeitpunkt  $t$  beträgt  $L_d$ . Für diesen Fall erhält man aus Gl. (4) für eine Stromdichte  $j > j_c$  die Driftgeschwindigkeit  $v_d$ :

$$v_d = \frac{D}{kT} \cdot eZ^* \cdot \rho \cdot (j - j_c). \tag{16}$$

Die Geschwindigkeit für ein Segment das keine mechanischen Spannungen spürt beträgt nach Gl. (2)

$$v_0 = \frac{D}{kT} \cdot eZ^* \cdot \rho \cdot j. \quad (17)$$

Kombination von Gl. (16) und (17) ergibt:

$$v_d = v_0 \left( 1 - \frac{j_c}{j} \right). \quad (18)$$

Die kritische Stromdichte  $j_c$  ist während des Versuchs jedoch nicht konstant, da sich die Länge  $L(t) = L_0 - L_d(t)$  des Segments mit der Zeit ändert. Somit ändert sich auch die kritische Länge  $L_c$  mit der Zeit, und aus Gl. (7) erhält man mit  $j_c = \beta / L(t)$  sowie mit Gl. (8):

$$\frac{dL_d(t)}{dt} = v_0 \left( 1 - \frac{\beta}{j \cdot (L_0 - L_d(t))} \right). \quad (19)$$

Gl. (19) ist eine Differenzialgleichung, die sich durch Trennung der Variablen lösen lässt. Der Rechengang wird in Anhang 8.2 durchgeführt. Die Lösung lautet für die Anfangsbedingung  $L_d = 0$  für  $t = 0$ :

$$t(L_d) = \frac{1}{v_0} \cdot \left[ L_d - \frac{\beta}{j} \ln \left( \frac{L_0 - L_d - \frac{\beta}{j}}{L_0 - \frac{\beta}{j}} \right) \right]. \quad (20)$$

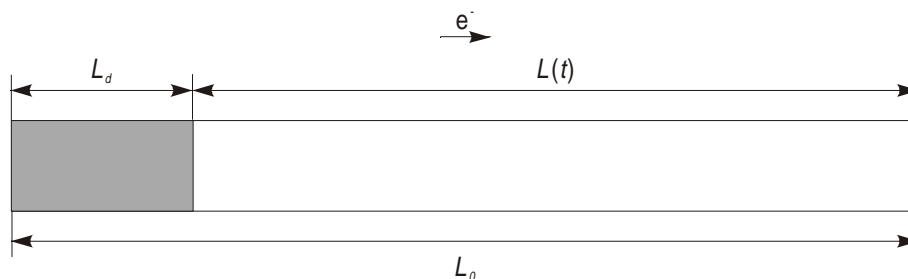


Abb. 36: Driftendes Segment der Ausgangslänge  $L_0$  zum Zeitpunkt  $t$ . Der Materialabtrag erfolgt nur über *eine* Pore der Länge  $L_d$ .

Die Lösung von Gl. (20) ist nur für die Funktion  $t(L_d)$  erhältlich, da sich Gl. (20) nicht nach  $L_d$  auflösen lässt. Die Funktion ist eine vollständige analytische Lösung zur Beschreibung des Kurvenverlaufs der gedrifteten Länge  $L_d$  als Funktion der Zeit. In [Hu, et al., 1993] wird ein ähnliches Modell zur Beschreibung der Driftgeschwindigkeit von Al(Cu) unter Berücksichtigung einer Inkubationszeit gezeigt. In  $v_0$  ist nach Gl. (17) der Diffusionskoeffizient  $D$  sowie die effektive Ladungszahl  $Z^*$  enthalten. In Abb. 37 ist dargestellt, welchen Einfluss die Parameter  $\beta$ ,  $D$ ,  $Z^*$  und  $L_0$  auf den Kurvenverlauf von  $L_d$  als Funktion der Zeit haben. Die dick gezeichnete Kurve dient als Referenz für ein Segment mit folgenden Parametern:  $L_0 = 95 \mu\text{m}$ ,  $Z^* = -2$ ,  $D = 1 \cdot 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$ ,  $\beta = 8000 \text{ A/cm}$  bei konstanter Stromdichte. Der Einfluss von  $\beta$  ist gestrichelt in blau dargestellt. Wie man sieht, ist allein das kritische Produkt  $\beta$  dafür maßgeblich, welche gedriftete Länge maximal erreicht werden kann. Wird daher ein Segment so lange getestet, bis Sättigung erreicht ist, kann aus der endlichen Länge  $L_{final}$  das kritische Produkt  $\beta$  bestimmt werden. In Abb. 37 wird weiterhin deutlich, dass alle Parameter aus Gl. (20) bei konstanter Stromdichte  $j$  für den Kurvenverlauf im linearen Anfangsbereich maßgeblich sind. Zwischen  $D$  und  $Z^*$  kann bei konstantem  $\beta$  nicht weiter unterschieden werden, da sich beide Parameter auf den Kurvenverlauf auswirken.

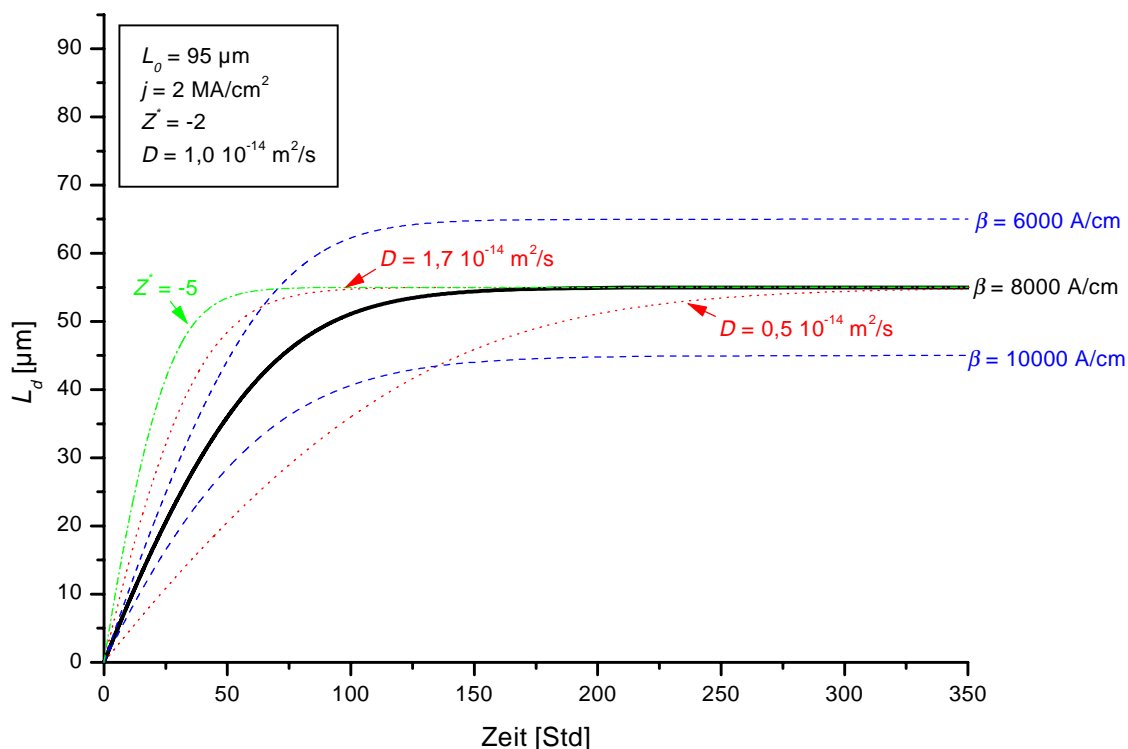


Abb. 37: Einfluss von  $\beta$ ,  $D$ , und  $Z^*$  auf die gedriftete Länge als Funktion der Zeit.



## 5.5.2 Mehrporenmodell mit Porenfront

Gl. (20) wurde unter der Annahme hergeleitet, dass das Segment vollständig abgetragen wird und kein restliches Leiterbahnmaterial zurückbleibt. Diese Annahme ist für die in dieser Arbeit untersuchten Segmente nicht gültig. In Kap. 5.4 wurde gezeigt, dass in allen untersuchten Segmenten eine Porenfront auftritt und dass sich mehrere Pore bilden, zwischen denen Reste des Leiterbahnmaterials zurückblieben. Ein solches Segment ist schematisch in Abb. 36 dargestellt. Die gedriftete Länge erhält man nach Gl. (9) aus der Summe der Einzellängen.

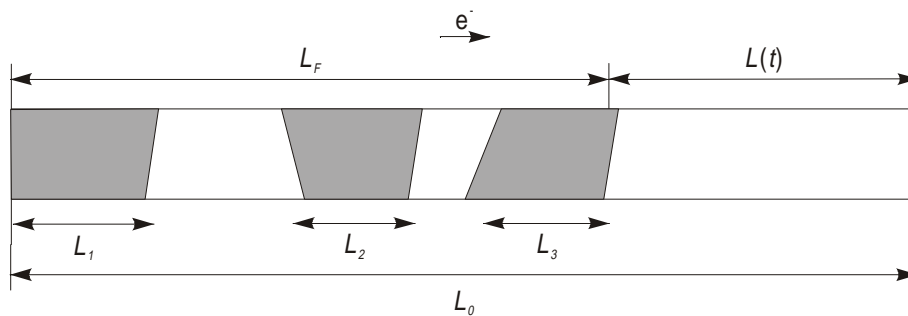


Abb. 38: Driftendes Segment der Ausgangslänge  $L_0$  zum Zeitpunkt  $t$ . Es haben sich mehrere Poren gebildet, nur die letzte Pore wächst.

Für die Modellierung des Kurvenverlaufs der untersuchten Proben wird folgende Annahme gemacht:

$$\begin{aligned} v_F &= \xi \cdot v_d \\ L_F &= \xi \cdot L_d \end{aligned} \quad (21)$$

Es gilt jetzt für die kritische Stromdichte:

$$j_c = \frac{\beta}{L_0 - L_F} \quad (22)$$

Setzt man Gl. (21) in Gl. (19) ein, erhält man ebenfalls einen Ausdruck für  $t(L_d)$ . Der Rechengang sowie die Lösung des Integrals erfolgt analog zu dem Modell für nur eine Pore. Man erhält folgende Gleichung, die den Verlauf von  $L_d$  mit der Zeit beschreibt:

$$t(L_d) = \frac{1}{\xi \cdot v_0} \cdot \left[ \xi \cdot L_d - \frac{\beta}{j} \ln \left( \frac{L_0 - \xi \cdot L_d - \frac{\beta}{j}}{L_0 - \frac{\beta}{j}} \right) \right] \quad (23)$$

Den Verlauf von  $L_F$  mit der Zeit erhält man mit Gl. (21):

$$t(L_F) = \frac{1}{\xi \cdot v_0} \cdot \left[ L_F - \frac{\beta}{j} \ln \left( \frac{L_0 - L_F - \frac{\beta}{j}}{L_0 - \frac{\beta}{j}} \right) \right] \quad (24)$$

Mit Gl. (23) und (24) können nun die gemessenen Kurvenverläufe von  $L_d$  und  $L_F$  der getesteten finiten Segmente numerisch angepasst („gefittet“) werden.

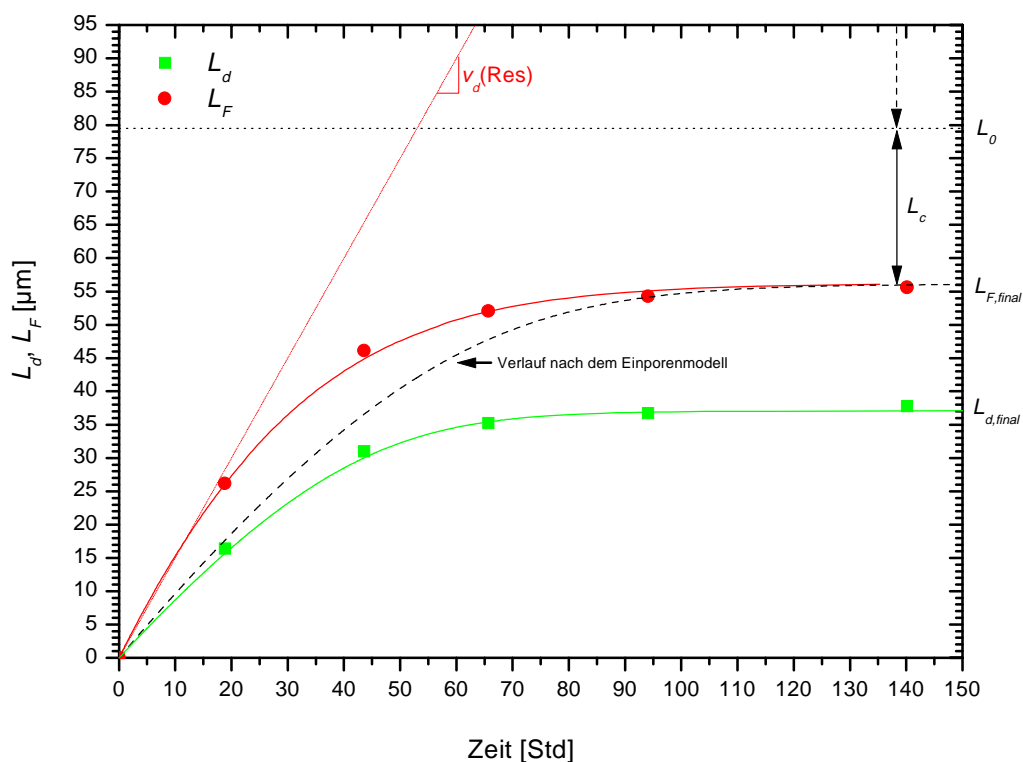


Abb. 39: Gedriftete Länge  $L_d$  und Position der Porenfront  $L_F$  für reines Al mit numerisch angepasster Funktion.  $L_0 = 79,5 \mu\text{m}$ ,  $j = 2 \text{ MA/cm}^2$ .

In Abb. 39 sind die Messwerte für  $L_d$  und  $L_F$  aus Abb. 27 für  $j = 2 \text{ MA/cm}^2$  dargestellt, die aus der *in-situ* REM-Messung von reinem Al erhalten wurden. Es wurde zuvor bereits bei anderen Stromdichten getestet, daher wurden die Messwerte um die Frontlänge zu Beginn der Messung bei  $j = 2 \text{ MA/cm}^2$  korrigiert ( $15,5 \text{ }\mu\text{m}$ , s. Abb. 27). Die Ausgangslänge  $L_0$  beträgt dann  $79,5 \text{ }\mu\text{m}$ . Die durchgezogenen Kurven zeigen den Verlauf der entsprechenden numerisch angepassten Funktion nach Gl. (23) bzw. (24). Wie man sieht, stimmen die Kurven mit den Messwerten gut überein. Aus der numerischen Anpassung erhält man folgende Werte:  $v_0 = 1,1 \text{ }\mu\text{m/h}$ ,  $\beta = 4752 \text{ A/cm}$ ,  $\xi = 1,5$ . Die gestrichelte Kurve zeigt den Verlauf der Funktion nach Gl. (20) für das Modell mit nur einer Pore. Die Geraden zeigen den Verlauf der gedrifteten Länge für ein Segment mit Reservoir-Ende.

An diesem Beispiel soll gezeigt werden, dass das entwickelte Modell verwendet werden kann um die Messdaten der untersuchten finiten Segmente numerisch anzupassen. Auf diese Art und Weise wurden auch die anderen Daten angepasst, die aus den Messungen an finiten Segmenten erhalten wurden. Tab. 6 gibt eine Zusammenfassung der erhaltenen Werte. Es sind weiterhin die Driftgeschwindigkeiten, die aus den Werten der Widerstandsmessungen gewonnen wurden, aufgeführt. Die Driftgeschwindigkeiten wurden jeweils durch lineare Regression ermittelt. Dabei ist zu beachten, dass die Werte die *mittlere* Driftgeschwindigkeit von mehreren in Reihe geschalteten Segmenten angeben. Als Fehler von  $v_d$  wurde der relative Fehler in Prozent angegeben, der bei der Linearregression der Messwerte nach Gl. (14) ermittelt wurde.

Wie man sieht, stimmen die Werte für das kritische Produkt aus der numerischen Anpassung mit den aus der kritischen Stromdichte ermittelten Werten gut überein. Der Vergleich von  $v_0$  mit der Driftgeschwindigkeit der Bahnen mit Reservoir-Ende zeigt, dass die im Modell getroffenen Annahmen auch für lange Bahnen gültig sind, in denen der Einfluss von mechanischen Spannungen vernachlässigbar ist. Das Verhältnis  $v_0 / j$  beschreibt, wie sich  $v_0$  mit der Stromdichte für die untersuchten Legierungen ändert. Das Verhältnis für verschiedene Längen ist innerhalb von Al, Al(Cu) und Al(O) konstant. Man sieht, dass sich eine Erhöhung von  $j$  bei Al(Cu) und Al(O) stärker auf  $v_0$  auswirkt als bei reinem Al. Der Proportionalitätsfaktor  $\xi$  ist bei allen untersuchten Proben für eine Stromdichte annähernd konstant. Für  $j = 2 \text{ MA/cm}^2$  beträgt  $\xi$  etwa 1,5.

			aus Widerstandsmessung		aus numerischer Anpassung (Fit)					
	$L_0$ [ $\mu\text{m}$ ]	$j$ [ $\text{MA}/\text{cm}^2$ ]	$v_d$ [ $\mu\text{m}/\text{h}$ ]	$\Delta v_d$ [%]	$\xi$	$v_0$ [ $\mu\text{m}/\text{h}$ ]	$v_0 / j$ $\left[ \frac{10^{-16} \text{m}^3}{\text{Ah}} \right]$	$\beta$ [ $\text{A}/\text{cm}$ ]	$\beta(j_c)$ [ $\text{A}/\text{cm}$ ]	$\frac{\beta}{\beta(j_c)}$
Al	52	1,2	0,2	1	1,5**	0,6	0,5	4200	4670	0,89
	95	2,0	0,8	0,1	1,5	1,1	0,6	4750	4670	1,02
	800*	2,0	1*	0,2	1,5*	1*	0,5*	-*	-*	-*
Al(Al)	95	2,0	0,9	1,5	1,5**	1,1	0,6	-	-	-
	800*	2,0	1*	0,5	1,5*	1*	0,5*	-*	-*	-*
Al(Cu)	52	1,0	0,1	1,9	1,4**	0,7	0,7	5380**	5380	(1,00)
	52	2,0	0,8	0,3	1,4**	1,6	0,8	5380**	5380	(1,00)
	95	2,0	1,1	0,1	1,4	1,7	0,9	5360	5380	0,99
	800*	2,0	1,8*	0,2	1,4*	1,8*	0,9*	-*	-*	-*
Al(O)	52	2,0	0,3	6,2	1,4**	3,1	1,6	6530**	6530	(1,00)
	95	2,0	1,2	0,1	1,4	3,4	1,7	6640	6530	1,02
	800*	2,0	2,2*	0,1	1,4*	3,1*	1,6*	-*	-*	-*

\*) lange Bahn mit Reservoir-Ende, Einfluss von  $\beta$  wird vernachlässigt.

\*\*) Wert wurde nicht numerisch angepasst sondern festgelegt.

Tab. 6: Werteübersicht für 0,5  $\mu\text{m}$  breite Al, Al(Al), Al(Cu) bzw. Al(O)-Segmente. Links ist die jeweilige Segmentlänge  $L_0$  sowie die Stromdichte  $j$  angegeben. Mit (\*) gekennzeichnete Bahnen sind Segmente mit Reservoir-Ende. In der Mitte sind die Werte für die Driftgeschwindigkeit  $v_d$  aufgeführt, die durch lineare Regression aus der Widerstandsmessung erhalten wurden. Auf der rechten Seite sind die Werte für  $v_0$  und  $\xi$  aus der numerischen Anpassung für finite Segmente sowie zum Vergleich das kritische Produkt  $\beta(j_c)$ , das aus der kritischen Stromdichte bestimmt wurde, aufgeführt.

### 5.6 Einfluss von Kupfer und Sauerstoff auf die Driftgeschwindigkeit

Das in Kap. 5.5.2 vorgestellte Mehrporenmodell zeigt, dass sich die Driftgeschwindigkeit mit der Segmentlänge ändert. Bei langen Segmenten mit Reservoir-Ende ist die Driftgeschwindigkeit der implantierten Proben größer, bei kürzeren Segmenten kleiner als die von reinem Aluminium. Die Frage ist daher, ab welcher Segmentlänge Al(Cu) oder Al(O) schneller oder langsamer ist als reines Aluminium. Es wird der Fall betrachtet, ab welcher Restlänge die Driftgeschwindigkeit von

Al(Cu) langsamer ist als die von reinem Aluminium. Als Restlänge  $L_{Rest}$  wird der unbeschädigte Teil des Segments, der am Anodenende übrig bleibt, bezeichnet (s. Abb. 40).

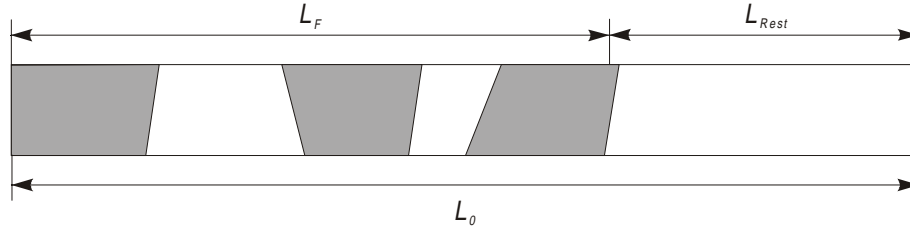


Abb. 40: Driftendes Segment der Ausgangslänge  $L_0$ . Die endliche Länge  $L_{Rest}$  ist der nicht beschädigte Teil des Segments, der übrig bleibt.

Analog zu Gl. (19) gilt für die Driftgeschwindigkeit  $v_d$ :

$$v_d = v_0 \left( 1 - \frac{\beta}{j \cdot L_{Rest}} \right). \tag{25}$$

Ist Al(Cu) langsamer als Al, dann ist  $v_{d,Al} > v_{d,Al(Cu)}$ :

$$v_{0,Al} \left( 1 - \frac{\beta_{Al}}{j \cdot L_{Rest}} \right) > v_{0,Al(Cu)} \left( 1 - \frac{\beta_{Al(Cu)}}{j \cdot L_{Rest}} \right). \tag{26}$$

Auflösen von Gl. (26) nach  $j \cdot L_{final}$  ergibt:

$$\frac{v_{0,Al(Cu)} \cdot \beta_{Al(Cu)} - v_{0,Al} \cdot \beta_{Al}}{v_{0,Al(Cu)} - v_{0,Al}} > j \cdot L_{Rest}. \tag{27}$$

In Abb. 41 sind die nach Gl. (27) erhaltenen Bereiche in Form einer Karte für die  $v_d$  von Al, Al(Cu) und Al(O) dargestellt. Die zur Berechnung der Teillinien verwendeten Werte für  $v_d$  und  $\beta$  können Tab. 6 entnommen werden. Wie man sieht, ist  $v_d$  von Al(Cu) und Al(O) nur bei niedriger Stromdichte oder kleiner Restlänge kleiner als bei reinem Aluminium. Bei einer Stromdichte von  $2 \text{ MA/cm}^2$  ist  $v_d$  von Al(Cu) ab einer Länge von etwa  $60 \mu\text{m}$  größer als  $v_d$  von Al(O) und Al. Ab

180  $\mu\text{m}$  ist  $v_d$  von Al(O) am größten und  $v_d$  von reinem Aluminium ist kleiner als  $v_d$  von Al(Cu). Dies wurde bei den Segmenten mit Reservoir-Ende beobachtet. Ein Bereich in dem  $v_{d, Al(Cu)} > v_{d, Al} > v_{d, Al(O)}$  gilt existiert nicht, da die entsprechenden Trennlinien zusammenfallen.

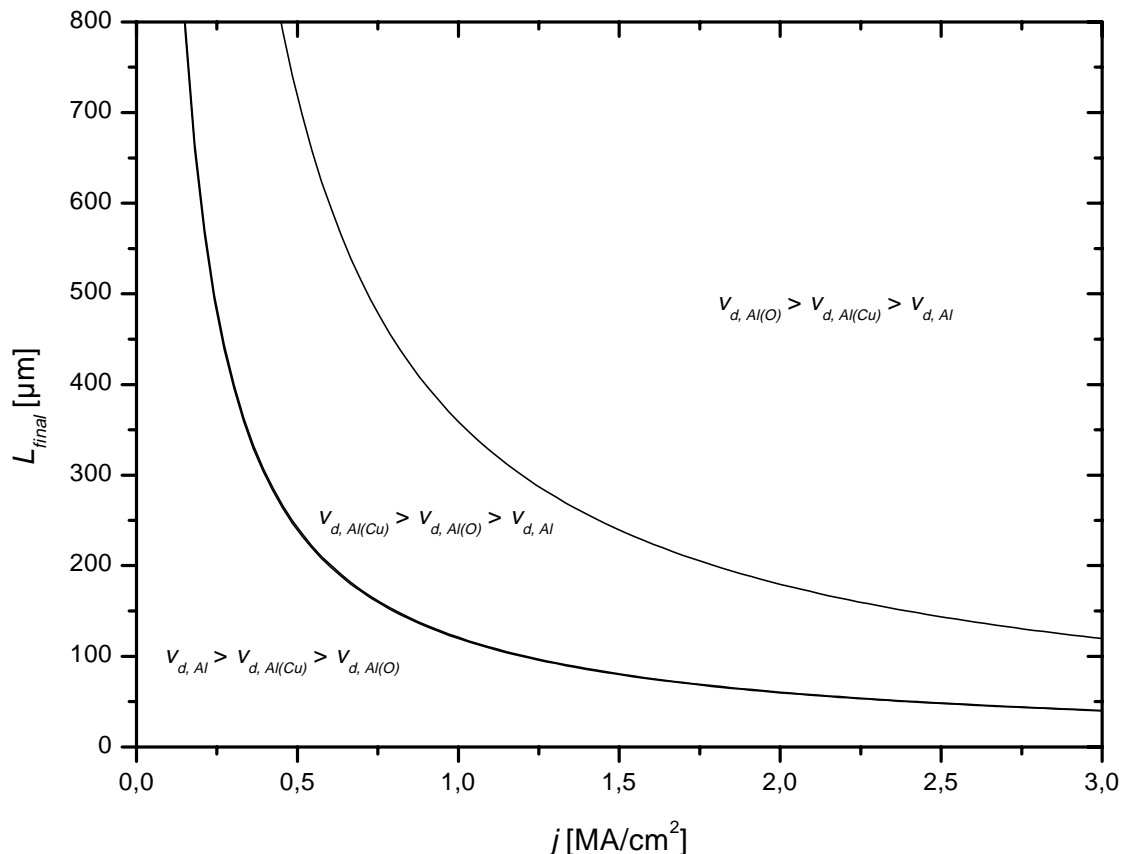


Abb. 41: Karte für die Abhängigkeit der Driftgeschwindigkeit  $v_d$  von  $L_{final}$  und  $j$ . Die Teillinien markieren die Bereiche, in denen angegeben ist, welche Driftgeschwindigkeit jeweils größer ist.

## 5.7 Weitere Beobachtungen

In diesem Abschnitt werden auffällige Beobachtungen diskutiert, die bei der Untersuchung der Proben gemacht wurden.

Whiskerbildung wurde bei finiten Segmenten von Al, Al(Cu) und Al(O) in etwa 5-10 % der untersuchten Leiterbahnen beobachtet, die bis zur Sättigung getestet wurden. Die Whisker bildeten sich nicht gleich zu Beginn der Elektromigrationstests, sondern eher in der Endphase im Bereich der Sättigung. Whisker entstanden immer auf der zum Kathodenende zugewandten Seite von

Hillocks. Es wurde beobachtet, dass die endliche Länge eines Segments, das bereits die kritische Länge erreicht hat, durch Whiskerbildung weiter verkürzt werden kann. Die endliche Länge des in Abb. 23 gezeigten Segments mit langem Whisker beträgt  $15\ \mu\text{m}$ . Für die untersuchten Aluminiumbahnen wurde bei Segmenten ohne Whisker eine kritische Länge von  $24\ \mu\text{m}$  ermittelt (s. Tab. 5). Dies würde bedeuten, dass durch Whiskerbildung das kritische Produkt nach Gl. (7) um ca. 35 % auf  $3000\ \text{MA}/\text{cm}^2$  erniedrigt werden kann, wenn man die Länge des Whiskers selbst in für die Segmentlänge nicht berücksichtigt. Die Driftgeschwindigkeit eines Segments mit Whisker ist größer als die eines Segments ohne Whisker. Dies bekräftigt die Annahme, dass die kritische Spannung um einen Whisker zu bilden geringer ist als die, die benötigt wird um einen Hillock zu erzeugen.

Bei den untersuchten Al(Cu)-Proben wurden keine Kupferausscheidungen sowohl mit REM-Rückstreuaufnahmen als auch mit TEM-Untersuchungen gefunden. Dies entspricht nicht den Beobachtungen in der Literatur für unimplantierte Al(Cu)-Leiterbahnen. Bei unimplantierten Al(Cu)-Proben werden nach erfolgter Elektromigration üblicherweise  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen beobachtet. Dies könnte ein Hinweis dafür sein, dass ionenimplantiertes Kupfer in  $0,5\ \mu\text{m}$  breiten Aluminium-Leiterbahnen immobil ist oder keine Ausscheidungen bildet.

Die Schadensmorphologie aller untersuchten Proben mit  $0,5\ \mu\text{m}$  breiten Leiterbahnen mit Bambusstruktur sieht gleich aus. Der Front-Effekt bzw. die Tatsache, dass Material hinter einer Porenfront zurückgelassen wird, ist für diese Bahnen allerdings nicht ungewöhnlich.

## 6 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurde untersucht, welchen Einfluss die Ionenimplantation von Kupfer und Sauerstoff auf die Schädigung durch Elektromigration bei 0,5  $\mu\text{m}$  breiten Leiterbahnen mit Bambusstruktur besitzt. Es wurden Widerstandsmessungen bei 260 °C an unpassivierten 52  $\mu\text{m}$  und 95  $\mu\text{m}$  langen Blech-Segmenten sowie an 800  $\mu\text{m}$  langen Bahnen mit Reservoir-Ende durchgeführt. Die Schädigung wurde im REM *in-situ* beobachtet. Es wurden folgende Ergebnisse erhalten:

1. Die Probencharakterisierung mit dem FIB ergab, dass sich die Kornstruktur der untersuchten Aluminiumschichten durch die Implantation von Kupfer und Sauerstoff nicht ändert. Bei TEM-Untersuchungen an ausgelagerten Proben waren keine Schädigungen durch die Ionenimplantation sichtbar.
2. Der Nachweis von implantiertem Kupfer bzw. Sauerstoff in den untersuchten Proben konnte weder mit EDX, SIMS oder EELS/ESI erbracht werden.
3. Im Gegensatz zu anderen Arbeiten konnten kupferhaltige  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen in den REM-Rückstreuaufnahmen von 0,5  $\mu\text{m}$  breiten  $\text{Al}(\text{Cu})$ -Leiterbahnen nicht beobachtet werden.
4. Der Materialabtrag erfolgt in den untersuchten Proben nicht kontinuierlich. Es werden Reste des Leiterbahnmaterials zurückgelassen wodurch es zum Auftreten einer Porenfront kommt. Drift- und Frontgeschwindigkeit unterscheiden sich bei gleicher Stromdichte um einen konstanten Faktor.
5. Die Form der Hillocks von Al,  $\text{Al}(\text{Cu})$  bzw.  $\text{Al}(\text{O})$  ist ähnlich. Meist wurden keilartige Hillocks beobachtet. Bei finiten Leiterbahnen aller untersuchten Proben treten gelegentlich Whisker auf.
6. Das kritische Produkt von 0,5  $\mu\text{m}$  breiten Aluminium-Leiterbahnen wird durch Ionenimplantation von Kupfer oder Sauerstoff in folgender Weise erhöht:

$$\beta(\text{Al}) < \beta(\text{Al}(\text{Cu})) < \beta(\text{Al}(\text{O})).$$



7. Die Driftgeschwindigkeit von Aluminium-Leiterbahnen, die mit Kupfer bzw. Sauerstoff implantiert wurden, ist bei  $0,5\ \mu\text{m}$  breiten und  $800\ \mu\text{m}$  langen Bahnen mit Reservoir-Ende größer als bei Bahnen aus reinem Aluminium. Aluminium-Leiterbahnen, die mit Aluminium implantiert wurden zeigten jedoch keinen Unterschied der Driftgeschwindigkeit im Vergleich zu unimplantierten Aluminiumproben.
8. Die Inkubationszeit von  $0,5\ \mu\text{m}$  breiten Al(Cu) bzw. Al(O)-Leiterbahnen wird im Vergleich zu Aluminium-Leiterbahnen nicht wesentlich verändert.

Die Erhöhung der Driftgeschwindigkeit durch Kupfer und Sauerstoff bei langen Leiterbahnen wird nicht vollständig verstanden, es wird jedoch angenommen, dass die Eigenschaften der Grenzflächen durch die Implantation geändert wurden. Die Erhöhung des kritischen Produkts stimmt jedoch damit überein, dass die Festigkeit von Aluminiumlegierungen durch Zusatz von Kupfer und Sauerstoff erhöht wird. Die Kombination von erhöhter Driftgeschwindigkeit auf der einen und höherem kritischem Produkt auf der anderen Seite zeigt jedoch, dass die Driftgeschwindigkeit von Al(Cu)- und Al(O)-Leiterbahnen bei genügend kurzer Länge im Vergleich zu Bahnen aus reinem Aluminium erniedrigt werden kann. Durch Ionenimplantation von Kupfer und Sauerstoff kann daher die Zuverlässigkeit von Aluminium-Leiterbahnen erhöht werden.

Der Einfluss des kritischen Produkts sowie von Drift- und Frontgeschwindigkeit auf den zeitabhängigen Verlauf des Materialabtrags wurde mit einem neuen Modell beschrieben, in dem berücksichtigt wird, dass der Abtrag nicht kontinuierlich erfolgt. Die erhaltenen Messwerte konnten mit diesem Modell numerisch angepasst werden und es zeigte sich, dass das Modell zur Beschreibung des Materialabtrags der untersuchten Proben gültig ist.

## 7 Literaturverzeichnis

- [Ames, et. al., 1970] I. Ames, F. M. d'Heurle and R. E. Horstmann (1970), *Reduction of Electromigration in Aluminum Films by Copper Doping*, IBM J. Res. Dev. **14**, 461-463
- [Arzt et. al., 1992] E. Arzt, O. Kraft, J. Sanchez, S. Bader and W. D. Nix (1992), *Electromigration resistance and mechanical strength: new perspectives for interconnect materials?*, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **239**, 677-682
- [Arzt and Nix, 1991] E. Arzt and W. D. Nix (1991), *A Model for the effect of Line Width and Mechanical Strength on Electromigration Failure of Interconnects with „Near-Bamboo“ Grain Structures*, J. Mat. Res., **6** (4), 731-736
- [Blech, 1976] I. A. Blech (1976), *Electromigration in thin aluminum films on titanium nitride*, J. Appl. Phys, **47** (4), 1203-1208
- [Dyos and Farrell, 1992] G. T. Dyos and T. Farrell (1992), *Electrical Resistivity Handbook*, Peter Peregrinus Ltd London UK, S. 40
- [Frost and Ashby, 1982] H. J. Frost and M. F. Ashby (1982), *Deformation mechanism maps*, Pergamon Press, p. 21
- [Hu, et al., 1993] C. K. Hu, P. S. Ho and M. B. Small (1993), *Electromigration in Al(Cu) two-level structures: Effect of Cu and kinetics of damage formation*, J. Appl. Phys. **74** (2), 969-978
- [Hu, 1995] C. K. Hu (1995), *Electromigration failure mechanisms in bamboo-grained Al(Cu) interconnections*, Thin solid films, **260**, 124-134
- [Korhonen et. al., 1993] M. A. Korhonen, P. Borgesen, K. N. Tu and Che-Yu Li (1993), *Stress evolution due to electromigration in confined metal lines*, J. Appl. Phys. **73** (8)
- [Kraft and Arzt, 1998] O. Kraft and E. Arzt (1998), *Current density and line width effects in electromigration: a new damage-based lifetime model*, Acta mater., **46** (11), 3733-3743
- [Knowlton et al., 1995] B. D. Knowlton, R. I. Frank and C. V. Thopson (1995), *The effect of Cu distribution on post-patterning grain growth and reliability of Al-1%Cu interconnects*, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **391**, 361-366
- [Kraft et. al., 1997] O. Kraft, J. E. Jr. Sanchez, M. Bauer and E. Arzt (1997), *Quantitative analysis of electromigration damage in Al-based conductor lines*, J. Mater. Res. **12** (8), 2027-2037
- [Peterson and Rothman, 1970] N. L. Peterson and S. J. Rothman (1970), *Impurity diffusion in aluminum*. Phys. Rev. B, **1** (8) 3264-3273

- [Proost et al., 1998] J. Proost, H. Li, B. Brijs, A. Witvrouw and K. Maex (1998), *Electromigration behaviour of 0.3  $\mu\text{m}$  damascene vs. plasma-etched interconnects: A lifetime and drift analysis*, IEEE 98 International Interconnect Technology Conference, San Francisco IEEE, 110-12,
- [Rosenberg, 1972] R. Rosenberg (1972), *Inhibition of Electromigration Damage in Thin Films*, J. Vac. Sci. Tech., **9** (1), 263-270
- [Spolenak, 1999] R. Spolenak (1999), *Alloying effects in electromigration*, Dissertation an der Universität Stuttgart
- [Straub, 2000] A. Straub (2000), *Factors Influencing the Critical Product in Electromigration*, Dissertation an der Universität Stuttgart
- [Theiss et. al., 1997] S. K. Theiss, J. A. Prybyla and M. A. Marcus (1997), *The effect of Cu concentration and distribution on the lifetimes of submicron, bamboo Al(Cu) runners*, Mat. Res. Soc Symp. Proc. **473**, 387-392
- [TRIM, 1985] TRIM, a Monte Carlo simulation program, J. F. Ziegler, J. P. Biersack and U. Littmark (1985), *The Stopping and Range of Ions in Solids*, Pergamon, New York
- [van Ek et. al., 1995] J. van Ek, J. P. Dekker and A. Lodder (1995), *Electromigration of substitutional impurities in metals: Theory and application in Al and Cu*, Phys. Rev. B, **52** (12), 8794-8800
- [Volin and Balluffi, 1968] T. E. Volin and R. W. Balluffi (1968), *Annealing Kinetics of Voids and the Self-Diffusion Coefficient in Aluminium*, Phys. Status Solidi, **25** (1), 163-173
- [Wang et. al., 1997] P. C. Wang, G. S. Cargill, I. c. Noyan, E. g. Liniger, C. K. Hu and K. Y. Lee (1997), *Thermal and electromigration strain distributions in 10  $\mu\text{m}$  wide aluminum conductor lines measured by x-ray microdiffraction*, Mat. Res. Soc. Symp. Proc 473, 273-278
- [Windeck, 2000] C. Windeck (2000), *Die Herstellung von Halbleiterbauelementen*, c't Magazin für Computertechnik, **24**, 284
- [Witt, 2000] C. Witt (2000), *Electromigration in bamboo aluminum interconnects*, Dissertation an der Universität Stuttgart

## 8 Anhang

### 8.1 Berechnung des Anteils der implantierten Atome

Die Berechnung wird anhand der Implantation von Kupfer durchgeführt. Die Rechnung für Aluminium und Sauerstoff erfolgt analog.

Die Dosis, d.h. der Gesamtanteil der Implantierten Kupferatome pro  $\text{cm}^2$  beträgt  $5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ .

Die Dicke der Aluminiumbahn beträgt  $0,4 \mu\text{m}$  (s. Abb. 5). Unter der Annahme einer homogenen Verteilung beträgt die Konzentration der Kupferatome

$$c_{\text{Cu}} = \frac{5 \cdot 10^{15}}{0,4 \cdot 10^{-4}} = 1,25 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}. \quad (28)$$

Die Zahl der Aluminiumatome pro  $\text{cm}^3$  beträgt

$$c_{\text{Al}} = \frac{\rho_{\text{Al}}}{M_{\text{Al}} \cdot N_{\text{A}}} = \frac{2,70 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}}{27,09 \frac{\text{g}}{\text{mol}} \cdot 6,023 \cdot 10^{23} \text{ mol}^{-1}} = 6 \cdot 10^{22} \text{ cm}^{-3}. \quad (29)$$

Aus Gl. (28) und (29) erhält man den Anteil von implantiertem Kupfer in Aluminium:

$$x_{\text{Cu}} = \frac{c_{\text{Cu}}}{c_{\text{Al}}} \cdot 100 = \frac{1,25 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}}{6 \cdot 10^{22} \text{ cm}^{-3}} \cdot 100 = 0,21 \text{ At.}\%. \quad (30)$$

Bei einer AB-Legierung berechnet sich der Anteil von B in Gewichtsprozent  $y_{\text{B}}$  aus dem Anteil von B in Atomprozent  $x_{\text{B}}$  nach folgender Gleichung:

$$y_{\text{B}} [\text{Gew.}\%] = \frac{m_{\text{B}}}{m_{\text{AB}}} \cdot 100 = \frac{x_{\text{B}} \cdot M_{\text{B}}}{x_{\text{A}} \cdot M_{\text{A}} + x_{\text{B}} \cdot M_{\text{B}}} \cdot 100, \quad (31)$$

wobei  $m_{\text{B}}$  die Masse an B,  $m_{\text{AB}}$  die Gesamtmasse und  $M_{\text{A}}$  bzw.  $M_{\text{B}}$  die Molmasse von A bzw. B bezeichnen.

## 8.2 Lösung der Differenzialgleichung (19)

Aus Gl. (19) erhält man durch Trennung der Variablen:

$$\frac{dL_d}{1 - \frac{\beta}{j \cdot (L_0 - L_d)}} = v_0 \cdot dt. \quad (32)$$

Die Lösung von Gl. (32) erhält man durch Integration auf beiden Seiten:

$$\int 1 + \frac{1}{\frac{j}{\beta}(L_0 - L_d) - 1} dL_d = \int v_0 dt. \quad (33)$$

Aus Gl. (33) erhält man:

$$L_d - \frac{\beta}{j} \ln\left(\frac{j}{\beta}(L_0 - L_d) - 1\right) = v_0 \cdot t + C. \quad (34)$$

Die Integrationskonstante  $C$  erhält man aus der Anfangsbedingung  $L_d = 0$  bei  $t = 0$ :

$$C = -\frac{\beta}{j} \ln\left(\frac{j}{\beta} L_0 - 1\right). \quad (35)$$

Einsetzen von Gl. (35) in Gl. (34) und Umstellen ergibt:

$$t(L_d) = \frac{1}{v_0} \cdot \left[ L_d - \frac{\beta}{j} \ln\left(\frac{L_0 - L_d - \frac{\beta}{j}}{L_0 - \frac{\beta}{j}}\right) \right]. \quad (36)$$

### 8.3 Makro zur automatischen Bildaufnahme

Das folgende Makro wurde zur automatischen Bildaufnahme mit dem ADDA und dem Programm AnalySIS® 2.1 verwendet:

```
int nBuf;
int ende;
int wartezeit;
LPSTR index;
WORD anMin,Min;
WORD hour;
TMSTRUCT tmlInfo;
int i;

/*Hier Anzahl der Messungen eintragen*/
ende = 1000;

/*Hier Minuten zwischen zwei Messungen eintragen*/
wartezeit = 10;

gettime(&tmlInfo);
anMin=tmlInfo.wMinute;
printf("Zeit: %u\n",anMin);

for (nBuf = 1; nBuf <= ende; ++nBuf)
{
    i=0;
    ADDASlowScanAufnehmen();
    Image[1].Magnific=800;
    imgSave(1, strcat(Image[1].Name, ".tif"));
    anMin=anMin+wartezeit;
    gettime(&tmlInfo);
    Min=tmlInfo.wMinute;
    printf("M%u, Z%u\n",nBuf, Min);
    while(Min<anMin){
        gettime(&tmlInfo);
        Min=tmlInfo.wMinute;
        if(anMin>=60&&tmlInfo.wHour==hour+1) anMin=anMin-60;
        hour=tmlInfo.wHour;
        if(kbhit()) {
            i=1;
            break;
        }
    }
}
if(i==1) break;
}
```