

Abschlussbericht

Verbundvorhaben

Verbesserung der Performance von ICs durch Integration von Kupfer und low-k Dielektrika (PERFECT)

Teilvorhaben der Universität Hannover
Institut für Halbleiterbauelemente und Werkstoffe (IHW)

Zuverlässigkeitsbewertung von Kupfermetallisierungen

Fördergeber: Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF)

Projektträger: Deutsches Zentrum für Luft – und Raumfahrt (DLR)
Projektträger im DLR: Nanoelektronik und –systeme

Förderkennzeichen: 01M3105F

Projektleiter Teilvorhaben IHW: Prof. Dr. K. R. Hofmann

Projektmanager Teilvorhaben IHW: Dr. W. Hasse

Autoren: O. Aubel, H. Brocke, W. Hasse, X. Yu

Juli 2004

Kurzfassung

Es wurden Forschungsarbeiten zu neuartigen Leitbahnmetallisierungsverfahren mit Kupfer durchgeführt, die eine Voraussetzung für die Steigerung von Leistung und Zuverlässigkeit zukünftiger mikroelektronischer Schaltungen auf Siliziumbasis sind. Dies betrifft sowohl hochintegrierte Höchstgeschwindigkeits- als auch moderne Leistungs- und Mikrowellenbauelemente. Außerdem wurden Untersuchungen zur Integration von low-k Dielektrika durchgeführt.

Im Teilvorhaben der Universität Hannover wurde die Zuverlässigkeit von bei den Partnern hergestellten Demonstratoren untersucht und bewertet. Durch Anwendung einer Kombination aus FEM-Simulation und Experiment konnte eine Testmethodik entwickelt werden, die eine Verkürzung der Testzeiten bei Elektromigrationsuntersuchungen um mehr als eine Größenordnung zulässt. Es konnte gezeigt werden, dass Testtemperaturen bis zu 550 °C möglich sind.

Aus umfangreichen 3D-FEM-Simulationen von Metallisierungsstrukturen konnten wertvolle Erkenntnisse zu dem thermischen, elektrischen und mechanischen Verhalten der Strukturen bei Stress- und Betriebsbedingungen abgeleitet werden. Es wurde der Einfluss der Materialparameter von low-k Dielektrika auf die Eigenschaften der Metallisierung untersucht. Die Ergebnisse können dazu beitragen sinnvolle Testbedingungen festzulegen und die Extrapolation der Testergebnisse auf Betriebsbedingungen abzusichern.

In diesem Teilvorhaben konnte erstmals nachgewiesen werden, dass eine Eindiffusion von Tantal zu einer erheblichen Steigerung der Elektromigrationsfestigkeit von Kupfermetallisierungen führt. Das Tantal blockiert den kritischen Diffusionsweg an der Cu/SiN-Barriere-Grenzfläche. Die Ergebnisse der Fehleranalysen lassen es als wahrscheinlich erscheinen, dass bei einer technologischen Nutzung dieses Effektes die Lebensdauer von Kupfermetallisierungen um deutlich mehr als eine Größenordnung erhöht werden kann. Das Problem der Elektromigration könnte hierdurch für zukünftige Technologiegenerationen entschärft und die Stromtragfähigkeit deutlich gesteigert werden.

Schlagwörter: Mikroelektronik, Metallisierung, Kupfer, low-k Dielektrika, Zuverlässigkeit, Elektromigration, Stressmigration, FEM, Simulation

Inhaltsverzeichnis

1	Aufgabenstellung	1
1.1	Ziele des Verbundprojektes	1
1.2	Ziele des Teilvorhabens der Universität Hannover: Zuverlässigkeitsbewertung von Kupfermetallisierungen	5
2	Planung und Ablauf des Vorhabens	7
2.1	Struktur des Gesamtvorhabens und Voraussetzungen	7
2.2	Wissenschaftlicher und technischer Stand zu Vorhabensbeginn	9
2.3	Verlauf des Vorhabens	15
2.4	Zusammenarbeit mit anderen Stellen	15
3	Wissenschaftlich-technische Ergebnisse	16
3.1	3D-FEM Simulationen von mehrlagigen Metallisierungssystemen	16
3.1.1	Simulation eines Einzelvias in Kupfer- und Aluminiumtechnologie	20
3.1.2	FEM-Analysen von Cu-Viaketten mit Low-k-Dielektrikum	31
3.1.3	FEM-Analysen von S-Bahnen	46
3.2	Hochtemperatur-Belastungsverfahren für Leitbahnen und Vias	54
3.3	Simulation der Teststruktur	70
3.4	Modell zur Beschreibung des Fehlertypwechsels	73
3.5	Schlussfolgerung	77
3.6	Messung an 3 µm dicken Kupferleitbahnen	81
3.7	Zusammenfassung	85
4	Nutzen des Vorhabens	87
5	Veröffentlichung der Ergebnisse	89
5.1	Liste der Veröffentlichungen	89
5.2	Schutzrechtsanmeldungen	89

Anhang: Materialparameter für FEM-Analysen

1 Aufgabenstellung

1.1 Ziel des Verbundprojektes

Standardverfahren für die Leitbahnmetallisierung in der Silizium-Mikroelektronik war und ist die seit Jahrzehnten eingesetzte und stetig weiterentwickelte Aluminium-Metallisierung. Diese Technologie verbunden mit dem Material Aluminium stößt jedoch infolge der ständig kleiner werdenden kritischen Bauelemente-Abmessungen immer mehr an ihre Grenzen. Hauptprobleme dabei sind einerseits die hohen effektiven Stromdichten, die zu verstärkten Migrationserscheinungen führen und somit tendenziell die Zuverlässigkeit der Bauelemente beeinträchtigen können. Andererseits limitiert der mit Aluminium erreichbare Leitbahnwiderstand zunehmend die angestrebte Erhöhung der Arbeitsgeschwindigkeiten, weil die durch das Bauelemente-Shrinking potenziell erzielbaren Verbesserungen bei den Schaltzeiten bzw. Grenzfrequenzen durch zu große parasitäre Kapazitäten und Leitbahnwiderstände (RC-Produkt) zunichte gemacht werden.

Deshalb wird international intensiv an alternativen Metallisierungssystemen geforscht. Im Mittelpunkt steht dabei die Kupfermetallisierung, die gegenüber Aluminium folgende grundsätzlichen Vorteile aufweist:

- geringere Leitbahnwiderstände oder durch Dickenverringern geringere Koppelkapazitäten zwischen Leitbahnen,
- höhere Migrationsfestigkeit und damit höhere Lebensdauer der Leitbahnen,
- höhere Stromtragfähigkeit,
- Verwendung der Dual Damascene Architektur, da Abscheideverfahren zur Füllung von Strukturen mit extremen Geometrien verfügbar ist (Elektroplating) und damit langfristig ein Kostenvorteil erwartet wird gegenüber dem Stand der Technik (Al/W-plug).

Die Verwendung von Cu als Metallisierungsmaterial bringt allerdings schwerwiegende zusätzliche Probleme mit sich und erfordert z.B. zusätzliche technologische Schritte im Fertigungsablauf:

- Durch die enorme Beweglichkeit von Kupfer in Si und SiO₂ ist der Einsatz spezieller diffusionshemmender Zwischenschichten, d.h. die Einführung von neuen Diffusionsbarrieren, nötig.

- Kupferleitbahnen werden auf Grund der unterschiedlichen Anforderungen der verschiedenen Halbleiter-Produkte in unterschiedlichen technologischen Ausführungen herzustellen sein (subtraktiv, Damascene, neue Technologien).
- Für Aluminium-Metallisierungssysteme etablierte Verfahren, z.B. für Abscheidung und Strukturierung, können nicht oder nur bedingt angewendet werden, neue Verfahren (z. B. Dual Damascene-Ätzung, Cu- und Ta-CMP) sind zu entwickeln.
- Logistische Fragestellungen, wie z. B. Vermeidung von Cu-Querkontamination im Reinraum (vor allem im Frontendbereich).

Die bisher bekannten internationalen Anwendungen für Kupfer-Metallisierungen liegen überwiegend in der Mikroprozessortechnologie, wo niederohmige Leitbahnen speziell in den oberen Ebenen erforderlich sind, um für hohe Taktfrequenzen zu sorgen.

Mit dem vorliegenden Verbundprojekt PERFECT wurde demgegenüber, die Kupfermetallisierung erstmalig für andere Bauelementetechnologien der neuesten Generationen eingesetzt und die mit dem Vorläuferprojekt FOKUM erarbeiteten Grundlagen u.a. auf Höchsthfrequenzbauelemente und Leistungshalbleiter angewendet.

Leistungsstarke Bipolartransistoren in Si- bzw. Si/Ge-Technologie werden zunehmend in allen Bereichen der Mobilkommunikation und drahtlosen hochbitratigen Datenübertragung Verwendung finden. Da sie wesentlich kostengünstiger und mit den typischen Verfahren der CMOS-Technologie hergestellt werden können, werden sie zunehmend die heute für den Höchsthfrequenz-Bereich eingesetzten Bausteine auf GaAs-Basis verdrängen. Um ihr exzellentes Leistungsvermögen (z. B. Transitfrequenzen von 25 bis nahe 150 GHz bei niedrigstem Rauschen) jedoch voll ausnutzen zu können, müssen Stromdichten an die Transistorkontakte geführt werden, die um Faktoren über der Belastbarkeitsgrenze gängiger Aluminium-Metallisierungen liegen.

Zur Lösung dieser technologischen Herausforderung wurde im Subprojekt 1, die im Projekt „FOKUM“ erarbeitete Methodik zur Herstellung einer Cu-Mehrlagenmetallisierung (Damascene-Architektur) erstmals exemplarisch auf derzeit in der Entwicklung befindliche Technologien der neuesten Generation angewendet und optimiert.

In einer innovativen und leistungsstarken 0,35 μm Bipolar-Technologie mit Transistoren auf SiGe-Basis (Transitfrequenz ca. 75 GHz) sollten passive Bauelemente (Spulen, Metall-Isolator-Metall- (MIM) Kondensatoren), weitestgehend unter Verwendung der neuen Materialien (Cu, Ta), erstmals „on-chip“ in die Metallisierung in Damascene-Architektur integriert werden. Dadurch ist eine Verbesserung der physikalischen Güte dieser Bauelemente

und insgesamt eine Performanceverbesserung des Gesamt-ICs zu erwarten. Zum Untersuchungs- und Bewertungsumfang gehört auch der Qualitäts- und Performancevergleich dieser Technologien mit einer dem Stand der Technik entsprechenden Aluminium/W-plug-Metallisierung.

Für zukünftige Anwendungen bei erhöhten Arbeitstemperaturen werden die Eigenschaften von MOS-Leistungshalbleitern stark durch die Metallisierung beeinflusst. Betriebstemperaturen von bis zu 200°C, bei einer Lebenserwartung der Bauelemente von > 10 Jahren, werden vor allem von der Automobilindustrie gefordert. Bei diesen Betriebstemperaturen müssen auf Grund der Elektromigration bei einer Al-Metallisierung die entsprechenden Zuleitungen zu den DMOS-Bereichen mit mindestens 3mal größeren Querschnitten als bei Standardbedingungen ausgelegt werden.

Die Einführung einer Kupfermetallisierung führt zu einer wesentlichen Verringerung des Platzbedarfs, verbunden mit einer Reduzierung der Verluste und einer deutlichen Erhöhung der Lebenserwartung der Bauelemente. Des weiteren sollte eine Verbesserung der Zuverlässigkeit (Lastwechselfestigkeit) erreicht werden. Um auf einem mit Topologie behaftetem Untergrund, wie er bei Leistungshalbleitern vorliegt, eine Cu-Metallisierung aufzubringen, ist eine angepasste Technologie notwendig. Im Mittelpunkt des Subprojektes 2 stand die Erforschung der Auswirkungen einer Cu-Metallisierung auf Leistungshalbleiter. Hierfür sollten in Zusammenarbeit mit den Instituten Parameter- und Zuverlässigkeitstests an Demonstratorchips erfolgen.

Hochfrequenz- bzw. Millimeterwellen-ICs der nächsten Generation müssen neben der technischen Qualifikation vor allem Kostenaspekte berücksichtigen, da sie den Massenmarkt adressieren. Voraussetzung hierfür ist eine Nutzung kostengünstiger Prozesse, welche beispielsweise für die Mobilkommunikation entwickelt werden. Wenn bei der Entwicklung dieser Prozesse von Beginn an die Anforderungen für Millimeterwellenschaltungen berücksichtigt werden und entsprechende Optionen zur Verfügung stehen, ist eine mehrfache Verwertung dieser Technologieentwicklung gegeben. Weiterhin vorteilhaft ist dann, dass im Gegensatz zur derzeitigen Situation die gesamte vorhandene Infrastruktur auch für Schaltungen im Höchsthfrequenzbereich eingesetzt werden kann. Insbesondere die zukünftige Integration analoger und digitaler Module auf einem Chip wird die Kostenaspekte und die schaltungstechnischen Möglichkeiten positiv beeinflussen. Derzeit werden viele Applikationen im Mikrowellenbereich unter starkem Einsatz von Handarbeit in Klein- bzw.

Kleinststückzahlen produziert. Dies schließt einen Einsatz im high-volume Maßstab prinzipiell aus. Durch die Verfügbarmachung zukünftiger stabiler mikrowellentauglicher Prozesse kann der Markt für Massenprodukte in diesem Bereich erschlossen werden.

Silizium-Germanium als Erweiterung der Silizium-Prozesse erlaubt durch die hohen Grenzfrequenzen bis zu 150 GHz prinzipiell den Schaltungsentwurf auf Siliziumsubstraten im Bereich größer 20 GHz. Um die nötige Infrastruktur zu schaffen sollten hochfrequenztaugliche und zur Kupfertechnologie kompatible Leiterstrukturen im Subprojekt 3 entwickelt, passive Bauelemente verifiziert und Applikationsschaltungen zur Demonstration der erzielten Ergebnisse realisiert werden.

Neben dem Einsatz von Kupfer als innovatives, performancesteigerndes Leitbahnmaterial ist auch der Ersatz des herkömmlich verwendeten SiO_2 mit einer relativen Dielektrizitätskonstante von ca. 4,0 durch alternative Dielektrika absehbar und in den Firmen- und internationalen Technologie-Roadmaps geplant. Die niedrigere Dielektrizitätskonstante dieser alternativen Isolatoren (low-k Dielektrika) resultiert in einer verringerten Kapazität zwischen Leitbahnen bzw. zwischen Metallisierung und Substrat. Diese niedrigere Kapazität kann entweder zur Erhöhung der Chipgeschwindigkeit oder zur Verringerung von Störsignalen zwischen dicht benachbarten Leitbahnen herangezogen werden. Anders als beim Leitbahnmaterial stehen dafür verschiedene Materialgruppen zur Auswahl.

Von diesen verschiedenen Materialien waren nur wenige, meist mit relativen Dielektrizitätskonstanten k im Bereich von 2,6 bis 3,5, in Aluminium-basierten Leitbahnsystemen in der Fertigung oder standen in Verbindung mit Cu-Leitbahnsystemen in Pilotlinien zur Verfügung. Dabei handelte es sich um nicht fluorierte Polymere und Fluor- oder Methan-dotiertes SiO_2 . Besonderes Interesse und daher auch intensive Forschungsarbeiten rufen Dielektrika mit $k < 2,5$ hervor. Ziel innerhalb des Subprojektes 4 war es daher, fluorierte Kohlenstoffpolymere ($k = 2.0-2.4$) als low-k Dielektrika in Kupfer-Leitbahnsysteme zu integrieren und ihre performancesteigernde Wirkung nachzuweisen.

Diese Forschungs- und Entwicklungsarbeiten stellen insofern eine Machbarkeitsstudie zum Einsatz von Fluoropolymeren als low-k Dielektrika in Kupfermetallisierungen dar. Dies bezieht sich auf die Prozesse, die Technologie zur Erzeugung vergrabener Leitbahnen und die Erzielbarkeit einer Kapazitätsreduktion im Bereich von 25-35% im Vergleich zu SiO_2 bei gleichzeitiger Einhaltung der geforderten Stabilitätskriterien, elektrischen und anderen Parameter sowie keines negativen Einflusses auf die Zuverlässigkeit der Kupfer-Leitbahnen.

1.2 Ziele des Teilvorhabens der Universität Hannover: Zuverlässigkeitsbewertung von Kupfermetallisierungen

Kupfer zeigt im Vergleich zum Aluminium ein unterschiedliches Verhalten bei Elektromigrationsvorgängen. Insbesondere die Diffusion an der Oberfläche und an Grenzflächen scheint hierbei eine große Bedeutung zu haben. Daher spielen bei der Bewertung der Ergebnisse die gewählten Randbedingungen eine große Rolle. Dazu zählen das Layout der Teststrukturen, das verwendete Schichtsystem (Diffusionsbarriere, Kapselung, Passivierung), sowie die Testbedingungen (Umgebungstemperatur, Belastungsstrom, Messaufbau). Durch die hohe Migrationsfestigkeit des Kupfers sind extrem hochbeschleunigte Zuverlässigkeitstests notwendig um mit vertretbarem Zeitaufwand zu einer verlässlichen Bewertung zu kommen. Die dabei verwendeten hohen Substrattemperaturen und Belastungsströme können aufgrund der hierbei entstehenden Temperaturgradienten und den dadurch verursachten Massenflussdivergenzen zu einer Änderung des Ausfallmechanismus führen. Dies gilt insbesondere, wenn Oberflächen- bzw. Grenzflächendiffusion für den Ausfall verantwortlich ist. Bestehende Modelle, wie z.B. die semiempirische Formel von Black, können bei Kontakten und Vias und auch in zunehmendem Maße bei Leitbahnen nicht mehr ohne Einschränkung angewendet werden.

In dem Teilvorhaben stand die Entwicklung und Bewertung geeigneter Teststrukturen und einer Testmethodik im Vordergrund der geplanten Arbeiten, mit der die Forderung nach schnellen und verlässlichen (zuverlässigen) Belastungsverfahren erfüllt wird. Um dieses Ziel zu erreichen, wurde eine Kombination von Simulation und Experiment vorgesehen. Im Experiment muss eine große Anzahl an Proben untersucht werden, um statistisch relevante Aussagen über die zugrundeliegenden physikalischen Effekte zu erhalten. Hierfür ist eine umfangreiche Fehleranalyse erforderlich. Mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente (FEM) ist eine Berechnung von Temperatur-, Stromdichte- und Stressverteilungen in den Teststrukturen möglich. Diese Rechnungen können sowohl für den Betriebsfall als auch für verschiedene Testbedingungen durchgeführt werden. Die Ergebnisse der Simulationen sollen dann wieder durch experimentelle Untersuchungen verifiziert werden. Durch dieses Vorgehen wird eine Verkürzung der Lernzyklen bei der Lebensdauerbewertung (z.B. für den Bereich der Gültigkeit des Black'schen Modells) und eine Optimierung der Teststrukturen und der Belastungsbedingungen erzielt. Ein weiteres wichtiges Ziel war die exaktere und besser abgesicherte Bestimmung der Aktivierungsenergie sowie des Stromdichteexponenten n , um

die bei hohen Bedingungen erhaltenen Ergebnisse exakt auf verschiedene Betriebsbedingungen transferieren zu können.

Die Applikation der Materialkombination Cu/low k Dielektrika in zukünftigen Produktgenerationen wird im wesentlichen durch die Erwartung einer Performancesteigerung getrieben. Da es sich hier um die Kombination von Materialien handelt, die in der Vergangenheit nicht in der Halbleitertechnologie eingesetzt wurden, liegen weder Erfahrungen zur Kompatibilität dieser Materialien untereinander noch zur Kompatibilität zu den in der Halbleitertechnologie üblichen Prozessschritten und den Verfahren die zur Bewertung der Ausbeute und Zuverlässigkeit eingesetzt werden vor. Insbesondere die mechanischen und thermischen Eigenschaften der low k Dielektrika weichen von denen der bisher genutzten Siliziumoxide und -nitride ab.

Da, wie bereits dargestellt, bei Kupfermetallisierungen die Grenzflächendiffusion für den Ausfall eine wichtige Rolle spielt, ist zu klären, ob bei nachfolgenden Prozessschritten oder auch im Belastungstest mechanische Belastungen (z. Bsp. durch unterschiedliche Ausdehnungskoeffizienten oder durch Temperaturgradienten) auftreten, die zu einem Ablösen der Barriere oder des Dielektrikums führen können. Diese Gefahr besteht besonders an den Ecken der Vias und Kontakte. Selbstverständlich muss auch sichergestellt werden, dass die maximal zulässige Temperatur, bedingt durch die schlechte Wärmeleitfähigkeit, für das low k Dielektrikum auch lokal in den Teststrukturen bzw. Bauelementen nicht überschritten wird. Da die relevanten physikalischen Größen aufgrund der kleinen geometrischen Abmessungen und des komplexen Aufbaues der direkten Messung nicht mehr zugänglich sind, sind Simulationen der Schichtsysteme zum Verständnis und Interpretation der experimentellen Ergebnisse unerlässlich.

Aufbauend auf den umfangreichen Erfahrungen, die am IHT zur FEM-Simulation von Metallisierungsstrukturen vorliegen, sollten in Zusammenarbeit mit der TUC die Auswirkungen der im Vergleich zum Siliziumdioxid sehr unterschiedlichen thermischen und mechanischen Materialeigenschaften der low k Dielektrika auf die Eigenschaften der Kupfermetallisierung untersucht werden.

2 Planung und Ablauf des Vorhabens

2.1 Struktur des Gesamtvorhabens und Voraussetzungen

An dem Gesamtvorhaben waren sechs Partner mit jeweils zugeordneten Teilvorhaben beteiligt:

1. Performanceverbesserung von Bipolar- und BiCMOS-HF-IC's
INFINEON Technologies AG (IFX)
2. Einsatz von Kupfer in Leistungshalbleiter-Produkten
INFINEON Technologies AG (IFX)
3. SiGeCopper – „Low Jitter“ Mikrowellen Frequenzerzeugung
DaimlerChrysler AG (DC)
4. Integration von Cu und low-k Dielektrika in Metallisierungssysteme
Technische Universität Chemnitz (TUC)
5. Metallmikrostrukturierung für Leistungshalbleiter und low-k Dielektrika
Technische Universität Dresden (TUD)
7. Zuverlässigkeitsbewertung von Kupfermetallisierungen
Universität Hannover (UH)

Die Koordination des Verbundvorhabens wurde von der Technische Universität Chemnitz, Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Geßner, vorgenommen.

Inhaltlich gliedert sich das Verbundvorhaben in 4 Hauptthemen, die die Steigerung der Leistungsfähigkeit von unterschiedlichen Halbleiterprodukten in Form von integrierten Schaltkreisen auf Silizium-Basis zum Ziel haben. Diese Hauptthemen waren in der Vorhabensstruktur als Subprojekte definiert, in denen jeder der daran beteiligten Partner seine spezifischen Kompetenzen einbringen konnte:

Subprojekt 1: Integration passiver Bauelemente in eine Kupfer-Mehrlagenmetallisierung sowie Einsatz von Kupfer in Bipolar-Hochfrequenz- und BiCMOS-Technologien

Subprojekt 2: Einsatz von Kupfer in Leistungshalbleiter-Produkten

Subprojekt 3: Einsatz von Kupfer in SiGeMMICs

Subprojekt 4: Fortschrittliche Technologien für zukünftige Produkte

Die Subprojekte untergliedern sich entsprechend den spezifischen Forschungs- und Entwicklungsaufgaben in Arbeitsschwerpunkte und Teilaufgaben.

Die Universität Hannover hat Teilaufgaben in den Subprojekten 1, 2 und 4 bearbeitet. Am Institut für Halbleiterbauelemente und Werkstoffe (IHW) der Universität Hannover bestehen langjährige Erfahrungen auf dem Gebiet der Herstellung, Charakterisierung und Untersuchung der Zuverlässigkeit von Metallisierungen für großintegrierte Schaltungen. Auf diesem Fachgebiet wurden bereits umfangreiche Arbeiten durchgeführt.

In den vom BMFT geförderten Projekten "Leitbahnen und Kontakte für Großintegrierte Schaltungen" (NT2704 A1, NT 2774) wurde die Eignung von TiSi_2 , CoSi_2 und Wolfram für den Einsatz in hochintegrierten Metallisierungssystemen untersucht. In den BMBF Verbundprojekten ADIT und FOKUM sowie dem ESPRIT-Project COIN war der Einsatz von Kupfer als Metallisierungsmaterial Gegenstand der Forschungsarbeiten. Am IHW wurde ein selektiver CVD-Prozeß für die Abscheidung von Kupfer auf einer TiN/W Barriere entwickelt. Die Barriereeigenschaften von TiN, SiO_2 , SiO_xF_y und Si_3N_4 gegen Kupferdiffusion wurden charakterisiert und ein schneller Barrieretest für Kontakte entwickelt. An Kupferdemonstratoren in konventioneller (RIE) und Damascene-Architektur wurden umfangreiche Elektromigrationstests durchgeführt.

Aufbauend auf das kommerzielle FEM-Programm ANSYS wurden Simulationsrechnungen für dreidimensionale Leitbahn-, Via- und Kontaktteststrukturen durchgeführt. Das ANSYS-Programm erlaubt die Simulation sowohl der elektrischen und thermischen, als auch der mechanischen Eigenschaften der Strukturen. Eine am IHW entwickelte Userroutine ermöglicht darüber hinaus die Berechnung der durch Elektromigration, Thermomigration und Stressmigration erzeugten Massenflüsse sowie der Massenflussdivergenzen, die letztlich zum Ausfall der Struktur führen. Hierdurch konnten wertvolle Informationen über die physikalischen Effekte bei hochbeschleunigten Tests gewonnen sowie Hinweise für ein sinnvolles Design der Teststrukturen abgeleitet werden. Aus den beschriebenen Arbeiten resultieren zahlreiche Veröffentlichungen in internationalen Zeitschriften und Konferenzen [Auswahl: 1-11].

Für die Durchführung der Projektarbeiten verfügt das Institut über rechnergesteuerte Messplätze zur Charakterisierung von Halbleiterbauelementen und zur Durchführung von Langzeitmessungen auf Wafer- und Boardebene bis zu Umgebungstemperaturen von 350°C . Für die physikalische Analytik stehen im Institut bzw. im Laboratorium für Informationstechnologie hochauflösendes REM, eine hochauflösende Scanning Auger Mikrosonde und ein Akustomikroskop zur Verfügung. Weiterhin konnten an der Universität

Hannover ein HRTEM sowie ein Röntgendiffraktometer und eine Röntgenmikrosonde für das Vorhaben genutzt werden.

Literatur zu Kapitel 2.1

- [1] X. Yu, K. Weide, "Investigations of mechanical stressmigration in an aluminium test structure", in Conference Proc. ULSI-XIV, MRS Warrendale PA, 1999, S. 469-473.
- [2] X. Yu, K. Weide, "Investigation of mechanical stress and electromigration in an aluminum meander structure", Proc. Conf. SPIE Vol. 3216, Microelectronic Manufacturing Yield, Reliability and Failure Analysis III, Austin, 160-166 (1997) .
- [3] X. Yu, K. Weide, "A study of the thermal-electrical and mechanical influence on degradation in an aluminum-pad structure", Microelec. Reliability. 37, No. 10/11, 1545-1548(1997).
- [4] K. Weide, C. Keck, X. Yu: "Influence of the material properties on the thermal behaviour of a package" Proc. Conf. SPIE Vol. 3510, Microelectronic Manufacturing Yield, Reliability and Failure Analysis IV, Santa Clara, 112-121 (1998).
- [5] J.-O. Weidner, W. Hasse, S.E. Schulz[#], M. Markert[#], S. Riedel[#], M. Plötner[•], C. Wenzel[•], S. Stavreva[•]: "Zuverlässigkeit von mittels RIE und CMP gefertigter sub- μ m-Kupferleitbahnen", ITG-Fachbericht 148, VDE-Verlag, 223-228, (1998).
- [6] G. Friese, A. Abdul-Hak, B. Schwierzi, U. Höhne: "Influence of processing parameters on the selectivity in a CVD process of copper using Cu(hfac)(TMVS)", Microelectronic Engineering 37/38, 157-163 (1997).
- [7] C. Ahrens, R. Ferretti, G. Friese, J.-O. Weidner: "Thermal Stress Effects on Current and Capacitance Characteristics of Cu/Si and Cu/TiN/Si Schottky Diodes", Microelectronic Engineering 37/38, 211-219 (1997).
- [8] A. Abdul-Hak, C. Ahrens, W. Hasse, J. Ullmann: "Investigation of copper diffusion in SiOF, TEOS-oxide and TCA oxide using Bias Thermal Stress (BTS) tests", Microelectronic Engineering 37/38, 205-210 (1997).
- [9] S.E. Schulz[#], J.-O. Weidner, W. Hasse: "Enhanced reliability of W-encapsulated AlSi interconnections using selective W-CVD", Microelectronic Engineering 33, 113 (1997).
- [10] C. Ahrens, G. Friese, R. Ferretti, B. Schwierzi, W. Hasse: "Electrical Characterization of TiN/TiSi₂ and WN/TiSi₂ Cu-Diffusion-Barriers using Schottky Diodes", Microelectronic Engineering 33, 301-307 (1997).
- [11] D. Save^{*}, F. Braud^{**}, J. Torres^{**}, F. Binder[°], C. Müller[°], J.-O. Weidner, W. Hasse: "Electromigration Resistance of Copper Interconnects", Microelectronic Engineering 33, 75 (1997).

2.2 Wissenschaftlicher und technischer Stand zu Vorhabensbeginn

International standen bei Antragstellung die Themen „Cu-Metallisierung“ und „low-k-Materialien“ seit etwa drei Jahren im Brennpunkt der Technologieentwicklung, wie zahlreiche Veröffentlichungen und Fachbeiträge auf renommierten Konferenzen [1] belegen. Erste industrielle Nutzungen für eine Kupfermetallisierung wurden von IBM und Motorola Ende 1997 für Mitte 1998 angekündigt [2] und in der SIA-Roadmap 1997 [3] für spätestens 1999

prognostiziert. Als erste Produkte, die eine Cu-Metallisierung verwenden werden, wurden hochleistungsfähige Mikroprozessoren genannt, wie sie bei Antragstellung nur von wenigen, insbesondere amerikanischen Herstellern (IBM, Motorola, AMD, INTEL) produziert wurden. Trotz der bereits zurückliegenden Ankündigungen der genannten Firmen waren bei Antragstellung noch keine kommerziellen Produkte mit Cu-Metallisierung auf dem freien Markt erhältlich.

Für Hochfrequenz-Bipolar- und BiCMOS-Produkte wurden anfänglich keine Absichtserklärungen publiziert, eine Cu-Metallisierung einzusetzen. Mittlerweile veröffentlichte IBM [4] erste Untersuchungen an einem Si/Ge-Bipolar-Transistor mit einer Cu-Metallisierung. Auch andere weltweit tätige Firmen arbeiten intensiv an einer Evaluation der Cu-Metallisierung. Hauptgrund sind die erkannten Limitationen in der Stromtragfähigkeit, in Bahn-, Übergangs- und Serienwiderständen bei Verwendung der Aluminium-Metallisierung mit Wolfram-Durchkontaktierung.

Passive Bauelemente wie Kondensatoren und Spulen wurden bisher überwiegend als "add-on" außerhalb des eigentlichen HF-Chips zur Verfügung gestellt oder im Falle der Kondensatoren als MOS-Poly-Silizium-Kondensator im Grundprozess gebildet. Für HF-Anwendungen ist ein möglichst großer Abstand des Kondensators vom Substrat zur Minimierung parasitärer Kopplungen jedoch entscheidend, weswegen MIM-Kondensatoren für diese Anwendung interessanter sind. Connexant [5] publizierte in 1999 Aktivitäten für eine Al-Metallisierung, Lucent [6] auch für eine Cu-Technologie. Diese Publikationen belegen zum einen die Wichtigkeit dieser Bauelemente für HF-Anwendungen und zeigen zum anderen aber auch den frühinnovativen Charakter der geplanten Untersuchungen auf. Dass eine Kupfermetallisierung höhere Verdrahtungsstromdichten zulassen sollte, wird allgemein erwartet. So wird die Lebensdauer, die durch Degradationsmechanismen wie beispielsweise Elektromigration und Stressmigration begrenzt wird, für Kupfer um den Faktor 100 bis 1000 höher erwartet als für Aluminium [7-9]. Die bisher erhaltenen Ergebnisse bezüglich Elektromigration liegen zwar deutlich über denen von Aluminium (etwa 10fache Lebensdauer [10, 11]), sind aber noch unterhalb der Erwartungen.

Seit etwa 1998 wird die Cu-Metallisierung auch für Leistungshalbleiter-Bauelemente in Erwägung gezogen. Zum Zeitpunkt der Antragstellung waren industriell noch keine Leistungshalbleiter mit Cu-Metallisierung verfügbar. International wurde auf der IEDM'98 eine BiCMOS Power Technology LDMOS vorgestellt [12]. Es wurde eine Verbesserung des Rsp (specific on resistance) von bis zu 30 % erreicht bei einer Kupfer-Dicke von 15 µm.

Zugleich konnte gezeigt werden, dass die Kupfermetallisierung eine gleichmäßigere Stromverteilung ermöglicht. Auf der AMC'98 [13] konnten die SAG und das IHM eine Hochvoltodiode (7.0 kV) mit Kupfermetallisierung vorstellen, bei der niedrige Leckströme und somit ausgezeichnete Barriereigenschaften demonstriert werden konnten. Auf der ISPSD 2000 wurde eine SmartMos Technology mit einer sehr dicken zusätzlichen Cu-Metallisierung vorgestellt [14]. Die bis zu 100µm dicke Cu-Schicht dient dabei als heat spreader und Energiepuffer. Mit einer 35 µm dicken Cu-Metallisierung wurde bei Einzelimpulsen von 1ms Länge eine Reduzierung des maximalen Temperaturanstiegs um 27% erreicht. Weitere Veröffentlichungen wurden auf der ISPSD'99 und ISPSD '00 [15-18] vorgestellt. Es hat sich gezeigt, dass die Prozesse und Verfahren, die sich in der Höchstintegration für Cu etablieren, z.T. nicht oder nur modifiziert für Leistungshalbleiter angewendet werden können. Das Cu-CMP als mögliches Strukturierungsverfahren spielt z.B. bei der Entwicklung von Smart-Power IC's keine Rolle. Fotolithografische Verfahren für dicke Resist, RIE, Nassätzen, Cu-ECD und modifizierte Bondtechniken (Druckkontakte; Dickdrahtbonden) unterscheiden sich in ihren Anforderungen teilweise beträchtlich von denen für höchstintegrierte IC's.

Für Halbleiter-Bauelemente der Leistungselektronik ist ein direkter Kontakt der Cu-Metallisierung (einschließlich Diffusionsbarriere) zu den aktiven Gebieten des Si anzustreben. Dieser muss in jedem Fall niederohmig sein. Im Bereich der ULSI-Mikroelektronik wird dieser direkte Kontakt bisher vermieden. Dort wird der Kontakt zu den aktiven Gebieten weitgehend über die Bildung niederohmiger Silizide in der Folge einer thermisch induzierten Reaktion von einer Metallschicht mit dem Silizium realisiert ("Salicide"-Prozess). Die erste Metallisierungsebene wird mit einer W-Metallisierung versehen. CoSi_2 , NiSi sind die am häufigsten angewendeten bzw. für die nähere Zukunft genannten Silizide [19, 20] für den Kontakt Metall-Si. Aber auch im System Ta-Si ist die Bildung einer niederohmigen TaSi_2 -Phase möglich [21], deren Einstellung jedoch hohe Prozesstemperaturen erfordern wird.

Über Ergebnisse von Forschungen zum direkten Kontakt Cu-Metallisierung -Barriere- Si wurde bis zum Zeitpunkt der Antragstellung kaum berichtet. Veröffentlichte Untersuchungen bei Motorola [22] und im Rahmen des FOKUM-Projektes (publiziert in [13]) zeigen jedoch, dass insbesondere für den Bereich der Leistungshalbleiter vergleichbare Kontakte von Al- und Cu-Metallisierungen zu Si realisierbar sind. Die dabei verwendeten TiW-Schichten [13, 22] bzw. Ta-basierten Diffusionsbarrieren kombiniert mit Al-Zwischenschichten [13] stellen für thermisch bzw. thermo-elektrisch hochbeanspruchte Bauelemente noch keine optimale Lösung dar.

Die Situation für integrierte Mikrowellenschaltungen stellte sich zum Zeitpunkt der Antragstellung wie folgt dar: Da sich alle wesentlichen Technologieanbieter für SiGe (IBM, Siemens/Infineon, Temic/Atmel usw.) auf den lukrativen Markt um 2 GHz und mittelfristig 5.8 GHz konzentrieren, existiert nur sehr eingeschränkt Erfahrung und quasi keine schaltungstechnische Infrastruktur in dem geplanten Frequenzbereich um 24 GHz.

Da aber für den kommerziellen Erfolg von Massenprodukten im Sensor- und Telematik-Bereich bekannte Lösungen, obwohl technisch geeignet, aus Kostengründen vielfach prohibitiv sind, ist eine Anpassung der bestehenden und zukünftig zu entwickelnden SiGe-Technologien an die Anforderungen speziell im Millimeterwellenbereich eine notwendige Voraussetzung. Es wurde nachgewiesen, dass SiGe-orientierte Lösungsansätze das entsprechende Potential für diese Anwendungen aufweisen [23, 24]. Eine Orientierung zu höheren Frequenzbereichen ist daher ein konsequenter Ansatz. Zusammengefasst lässt sich feststellen, dass es bei Antragstellung keine SiGe-Schaltungen eines kommerziellen Anbieters oberhalb von etwa 20 GHz gab, obwohl es technisch machbar und wirtschaftlich sinnvoll wäre.

Schwieriger gestaltet sich die Einschätzung bei low-k-Materialien, die prinzipiell für eine wesentlich größere Produktklasse von Interesse sind. Die SIA-Roadmap [3] prognostizierte die Qualifikation von Materialien mit $k > 3$ für 1998, in begrenzter Übereinstimmung mit der Realität. Der Einsatz von Materialien mit geringerem k-Wert wird entscheidend davon abhängen, wie rasch sich die Fachwelt auf einige wenige Substanzen einigt und diese in gemeinsamen Bemühungen von Anlagen- und Materialherstellern sowie Nutzern optimiert.

In den zum Zeitpunkt der Antragstellung aktuellen Veröffentlichungen zu low-k Dielektrika (SEMATECH Ultra Low-k Workshop '99 und IITC '99 sowie Zeitschriften) sind gegenüber den Vorjahren einige wesentliche Trends zu erkennen. Während Untersuchungsergebnisse zu den fluorierten Oxidschichten kaum noch zu finden sind, liegt der Schwerpunkt der Arbeiten offenbar bei den Integrationsproblemen von vorwiegend mittels Spin-On abgeschiedenen organischen Dielektrika. Dies betrifft insbesondere HSQ, FLARETM und SILKTM als kommerziell verfügbare Materialien mit einem $k > 2,6$. Die untersuchten Problemstellungen beziehen sich dabei auf die Strukturierbarkeit und Prozessintegrität der Schichten in Zusammenhang mit dem Gesamtprozessablauf sowie auf Adhäsionsfragen, Polierbarkeit und mechanische Stabilität. Gesichtspunkte der Via-Architektur und Einführung von Ätz- sowie Polierstoppschichten werden ebenfalls intensiv behandelt. Eine weitere Gruppe von low-k Dielektrika stellen die Methyl-dotierten Siliziumoxide (k ca. 2.6 – 2.8) dar, welche durch

Modifikation der Precursorgase bei der PECVD von SiO_2 erhalten werden. Derartige Prozesse werden von namhaften Equipmentherstellern (Applied Materials: Black Diamond™; Novellus: CORAL™; Trikon: Flowfill™ Low-k) angeboten und stellen eine kostengünstige Lösung für den Bereich mittlerer k-Werte dar.

Im Zusammenhang mit Plasma-CF-Schichten sind vor allem grundlegende Zusammenhänge der Zusammensetzung der Schichten/ Bindungen sowie Zersetzungsmechanismen Gegenstand der Untersuchung (MIT).

Bei der Demonstration von Ergebnissen zu Ultra-low-k-Materialien ($k < 2$) fällt auf, dass die klassischen Aerogel/ Xerogelschichten im realen Einsatzfall meist höhere Werte für k (z.B.: 2,25) aufweisen, da offensichtlich ansonsten die mechanische Stabilität unzureichend ist. Andererseits sind Bemühungen zu erkennen, dieses Problem durch die Entwicklung geschlossenporiger Systeme oder durch den Einsatz organischer Materialien mit bereits (gegenüber SiO_2) verringertem k für das Bulk-Material und damit reduzierbarer Porosität zu entschärfen.

Im April 2000 gab IBM die Entwicklung einer Cu-Metallisierung unter Verwendung von SiLK (Hersteller: Dow Chemical) als low-k Dielektrikum ($k = 2,65$) bekannt [25]. Dabei wird laut IBM eine Erhöhung der Chipgeschwindigkeit von weiteren 30% erreicht. Die großvolumige Produktion von Chips (IBM Power4 Prozessoren) mit dieser Technologie war für das erste Halbjahr 2001 geplant.

Literatur zum Stand der Wissenschaft und Technik zu Vorhabensbeginn

- [1] siehe z. B. Proceedings „Advanced Metallization Conference“ 1996, 1997, 1998 in: MRS Conf. Proc. ULSI XII-XIV, MRS Warrendale PA, 1997-99.
- [2] a) L. Gwennap, „IC Makers confront RC Limitations“, Microprocessor Report S. 14, August 1997.
b) S. Venkatesan et al, „A high performance 1.8V, 0.2 μm CMOS technology with Copper metallization, IEDM Dec. 1997.
c) D. Edelstein et al. „Full Copper wiring in a sub-0.25 μm CMOS ULSI Technology“, IEDM Dec. 1997
- [3] SIA-Roadmap (Semiconductor Industry Association) 1997.
- [4] a) S. Subbana et al, „Integration and design issues in combining Very-High-Speed Silicon-Germanium Bipolar Transistors and ULSI CMOS for System-on-a-Chip Applications“, IEDM Meeting, Washington, D.C, December 1999.
b) Pressemitteilung in Electronic Engineering Times, 6. 12. 1999: „IBM's SiGe-copper parts hit 90 GHz speeds“
- [5] A. Kar-Roy et.al, „High Density Metal Insulator Metal Capacitors using PECVD Nitride for Mixed Signal and RF Circuits“, Proceedings of IITC-Conference 1999, p. 245
- [6] R. Liu et al, „Single Mask MIM Capacitor with Copper Damascene Metallization for sub-0.18 μm Mixed Mode Signal and System on a Chip Applications“, presented at IITC Conference, June 5-7, 2000, Burlingame, Ca.
- [7] J.S.H.Cho et al., Reliability of CVD-Cu buried interconnections, International Electron Device Meeting 1993, Technical Digest
- [8] C.K.Hu et al., Copper interconnections and reliability, Chemistry and Physics 52, 1998.
- [9] T.Ohmi et al., Large-electromigration-copper interconnect technology for sub-half-micron ULSI's, International Electron Meeting 1991, Technical Digest
- [10] J.R.Lloyd et al., Copper metallization reliability, Microelectronics Reliability 1999
- [11] J.Tao et al., Electromigration characteristics of copper interconnects, Electron Device Letters 1993, vol. 14
- [12] Tayler R. Efland, Chin-Yu Tsai, Sameer Pendharkar, „Lateral Thinking about Power Devices(LDMOS)“, Proc. International Electron Devices Meeting (iedm)1998, S. 679-682,1998.
- [13] Fischer, D. et al. „Barrier and Contact Behavior of Tantalum based Thin Films for use in Copper.“ Proceeding „Advanced Metallization Conference“, 1998 in: MRS Conf. Proc. ULSI XII-XIV, MRS Warrendale PA, pp 337-344, 1999.
- [14] I.Pages et al. „Advanced Power Copper Technology for SMARTMOS Application Designs“, Proc. Int. Symp. on Power Semiconductor Devices and Ics (ISPSD)2000, pp.141-144, 2000.
- [15] Y.S. Chung, T. Willett, V. Macary, S. Merchant, B.Baird, „Energy Capability of Power Device with Cu Layer Integration“, Proc. Int. Symp. on Power Semiconductor Devices and Ics (ISPSD)1999, pp.63-66,1999.
- [16] E. Kobori, N. Izumi, N. Kumamoto, Y.Hamazawa, M. Matsumoto, K. Yamamoto, A. Kamisawa, „Efficiency of Power Devices using Full Cu Metallization Technologies“, Proc. International Symposium on Power Semiconductor Devices and Ics (ISPSD 1999), S. 67-70, 1999.
- [17] Y.S. Chung, „Transient Thermal Simulation of Power Devices with Cu Layer“, Proc. International Symposium on Power Semiconductor Devices and Ics (ISPSD)1999, pp. 257-260,1999
- [18] A. Moscatelli et al. „LDMOS Implementation in a 0,35 μm BCD Technology (BCD6)“, Proc. Int. Symp. on Power Semiconductor Devices and Ics (ISPSD)2000, pp.323-326, 2000.
- [19] International Technology Roadmap for Semiconductors, 1999 edition
- [20] Qi-Zhong Hong; "Salicides and alternative technologies for future Ics: Part 1", Solid State Technology 06/1999
- [21] R.W. Mann, L.A. Clevenger, P.D. Agnello, F.R. White; "Silicides and local interconnections for high-performance VLSI applications", IBM J. Res. Develop. 39 (4) 1995, 403-417
- [22] J. Cook, M. Azam, P. Leung, M. Grupen; "Performance of vertical power devices with contact-level copper metallization", Thin Solid Films 348 (1999) 14-21
- [24] C.N. Rheinfelder, K.M. Strohm, L. Metzger, H. Kibbel, J.-F. Luy, and W. Heinrich: "47 GHz SiGe-MMIC Oscillator", 1999 IEEE Int. Microwave Symposium Digest, vol. I, pp. 5-8, Anaheim, CA.
- [25] C.N. Rheinfelder, H. Kuhnert, J.-F. Luy, W. Heinrich, and A. Schüppen: "SiGe MMIC's beyond 20 GHz on a commercial technology", 2000 IEEE Int. Microwave Symposium Digest, vol. II, pp. 727-731, Boston, MA.
- [25] http://dailynews.yahoo.com/htx/nm/20000403/tc/ibm_chips_1.html; 3. April 2000

2.3 Verlauf des Teilvorhabens

Die im Kapitel 1 angegebenen Ziele des Teilvorhabens wurden weitgehend erreicht. Die Arbeiten zur Entwicklung von neuen, schnelleren und zuverlässigen Belastungsverfahren verliefen planmäßig und wurden erfolgreich abgeschlossen. Bei Anwendung der im Teilvorhaben entwickelten Testmethodik erscheint eine Verkürzung der Testzeiten um mehr als den Faktor 10 möglich. Aus den durchgeführten Untersuchungen ergaben sich Ansätze für eine deutliche Verbesserung der Zuverlässigkeit der Kupfermetallisierung durch eine Eindiffusion von Tantal. Diese Ergebnisse waren zu Beginn des Vorhabens nicht vorhersehbar und gehen weit über das im Antrag gesteckte Ziel hinaus. Es wurde eine gemeinsame Patentanmeldung mit Infineon Technologies eingereicht.

Es wurden sehr umfangreiche FEM-Simulationen zum elektrischen, thermischen und mechanischen Verhalten von Metallisierungsstrukturen durchgeführt. Diese Simulationen lieferten die erwarteten Ergebnisse über das Verhalten bei Test- und Betriebsbedingungen, die für die Interpretation der experimentellen Beobachtungen und die Extrapolation der Testergebnisse sehr wertvoll sind. Die vorgesehenen experimentellen Untersuchungen an Cu/low-k – Metallisierungen konnten nicht im vollem Umfang durchgeführt werden, da die Demonstratoren nicht rechtzeitig und in ausreichender Zahl von den Partnern zur Verfügung gestellt wurden. Der vorgesehene Vergleich der Simulationen mit dem Experiment konnte daher, auch bei einer kostenneutralen Verlängerung des Projektes um 3 Monate, in der Laufzeit des Vorhabens nicht mehr durchgeführt werden. Eine detaillierte Beschreibung der Ergebnisse erfolgt im nächsten Kapitel.

2.4 Zusammenarbeit mit anderen Stellen

Die Arbeiten wurden in enger Zusammenarbeit mit den anderen Projektpartner durchgeführt. Hierzu wurden in regelmäßigen Abständen (halbjährlich) Treffen abgehalten, auf denen der Stand der Arbeiten vorgestellt wurde und das weitere Vorgehen abgestimmt wurde. Darüber hinaus fanden mit den Projektpartner Infineon und TU Chemnitz mehrere Treffen zur Detailabstimmung in den Subprojekten 1 und 4 statt. Daten und Teststrukturen die vom IHW für die Arbeiten des IHW benötigt wurden, wurden von den Projektpartner zur Verfügung gestellt. Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen und der, am IHW durchgeführten Simulationen wurden umgehend in einem direktem Austausch den Projektpartner zur Verfügung gestellt, so dass eine effektive Arbeit des Forschungsverbundes sichergestellt war.

3 Wissenschaftlich-technische Ergebnisse

Ein Ziel des Projektes war die Entwicklung und Bewertung geeigneter Teststrukturen und einer Testmethodik, mit der die Forderung der Industrie nach schnellen und zuverlässigen Belastungsverfahren erfüllt wird. Kupfer zeigt im Vergleich zum Aluminium ein unterschiedliches Verhalten bei Elektromigrationsvorgängen. Das bekannte Lebensdauermodell von Black ist daher für Kupfer nur eingeschränkt gültig. Durch die hohe Migrationsfestigkeit des Kupfers sind extrem hochbeschleunigte Zuverlässigkeitstests notwendig, um mit vertretbarem Zeitaufwand zu einer verlässlichen Bewertung zu kommen. Die dabei verwendeten hohen Substrattemperaturen und Belastungsströme können aufgrund der hierbei entstehenden Temperaturgradienten und den dadurch verursachten Massenflussdivergenzen zu einer Änderung des Ausfallmechanismus führen.

Außerdem wird im wesentlichen durch die Erwartung einer Performancesteigerung eine Applikation der Materialkombination Cu/low k Dielektrika in zukünftigen Produktgenerationen vorangetrieben. Es war daher ein weiteres Ziel zu klären, ob bei nachfolgenden Prozessschritten oder auch im Belastungstest mechanische oder thermische Belastungen auftreten, die zu einem Zuverlässigkeitsrisiko führen können. Da die relevanten physikalischen Größen aufgrund der kleinen geometrischen Abmessungen und des komplexen Aufbaues der direkten Messung nicht mehr zugänglich sind, sind Simulationen der Schichtsysteme zum Verständnis und Interpretation von experimentellen Ergebnisse unerlässlich.

Durch eine Kombination aus FEM-Simulation und Experiment konnten Grenzen für die Belastungsbedingungen ermittelt werden und Erkenntnisse über die thermischen und mechanischen Verhältnisse in den Teststrukturen gewonnen werden. Es konnte gezeigt werden, dass es möglich ist, durch Wahl geeigneter Testbedingungen die Testzeiten erheblich zu verkürzen. Darüber hinaus zeigen die Ergebnisse, dass durch die Eindiffusion von Tantal die Lebensdauer der zur Zeit verwendeten Kupfermetallisierung um mindestens eine Größenordnung erhöht werden kann. Die Arbeiten wurden in enger Kooperation von Infineon, der TU Chemnitz und der Universität Hannover durchgeführt. Im ersten Teil dieses Kapitels werden die Ergebnisse der FEM-Simulationen vorgestellt. Im zweiten Teil werden dann die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen diskutiert.

3.1 3D-FEM Simulation von mehrlagigen Metallisierungssystemen

Die Zuverlässigkeit von Metallisierungssystemen wird im wesentlichen durch Mechanismen bestimmt, bei denen ein Materialtransport auftritt der zu Loch- oder Hügelbildung führen

kann. Zu nennen sind hier neben der Elektromigration auch die Thermomigration und die Stressmigration. Der komplexe Schichtaufbau aus verschiedenen Materialien, die zum Teil große Unterschiede in ihren thermisch-mechanischen Eigenschaften aufweisen, führt zu einem hohen mechanischen Stressfeld in der Metallisierung. Der Gesamtmassenfluss J_G setzt sich somit aus den Beiträgen der Elektromigration J_A , der Stressmigration J_{STRESS} , und der Thermomigration J_{THERM} zusammen. Treibende Kraft sind bei der Elektromigration die elektrische Stromdichte j , bei der Stressmigration der Gradient des hydrostatischen Stresses σ_H und bei der Thermomigration der Temperaturgradient $grad T$.

$$\vec{J}_A = \frac{N \cdot D_0}{k_B \cdot T} \cdot e^{-\frac{E_A}{k_B \cdot T}} \cdot Z^* \cdot e \cdot \rho \cdot \vec{j}$$

$$J_{Stress} = -\frac{N \cdot \Omega D_0}{k_B T} \exp\left(-\frac{E_A}{k_B T}\right) grad \sigma_H \quad \sigma_H = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z),$$

$$\vec{J}_{THERM} = -\frac{N \cdot Q \cdot D_0}{k_B \cdot T^2} \cdot e^{-\frac{E_A}{k_B \cdot T}} \cdot grad T$$

Hierbei ist N die Konzentration der aktiven Teilchen, D_0 der Diffusionskoeffizient, E_A die Aktivierungsenergie für Korngrenzendiffusion, $Z^* \cdot e$ die effektive Ladung der Ionen, ρ der temperaturabhängige spezifische Widerstand, Q die Transportwärme, Ω das atomare Volumen und σ_H die hydrostatische Komponente des mechanischen Stresses. k_B , e , T haben ihre übliche Bedeutung. Eine Schädigung der Metallisierung kann nur an Stellen auftreten, an denen die Divergenz des Massenflusses ungleich Null ist. Dabei führen Divergenzen größer Null zu einem Materialabtransport (Lochbildung) und Divergenzen kleiner Null zu einer Materialanlagerung (Hügelbildung). Die Divergenzen der betrachteten Massenflüsse ergeben sich unter der Annahme, dass die Konzentration N konstant ist zu:

$$div \vec{J}_A = \left(\frac{E_A}{k_B \cdot T^2} - \frac{1}{T} + \frac{\rho_0 \cdot \alpha}{\rho} \right) \cdot \vec{J}_A \bullet grad T$$

$$div \vec{J}_{Stress} = \left(\frac{E_A}{k_B \cdot T^2} - \frac{1}{T} \right) \cdot \vec{J}_{Stress} \bullet grad T - \frac{N \cdot \Omega \cdot D_0}{k_B \cdot T} \cdot \exp\left(-\frac{E_A}{k_B \cdot T}\right) \cdot div grad \sigma_H$$

$$div \vec{J}_{Therm} = \left(\frac{E_A}{k_B \cdot T^2} - \frac{2}{T} \right) \cdot \vec{J}_{Therm} \bullet grad T - \frac{N \cdot Q \cdot D_0}{k_B \cdot T^2} \cdot \exp\left(-\frac{E_A}{k_B \cdot T}\right) \cdot div grad T$$

Der Gesamtmassenfluss bzw. die Gesamtmassenflussdivergenz ergibt sich dann durch Überlagerung der Einzelkomponenten. Mit Hilfe dieser Gleichungen und den aus den FEM-Simulationen bestimmten lokalen Temperaturen, Stromdichten, Temperaturgradienten und dem hydrostatischen Stress wurden dann über eine im Institut entwickelte Anwenderroutine die Massenfluss- und Massenfußdivergenzverteilungen in der Metallisierung berechnet. Zu beachten ist, dass die Rechnungen nur den Ausgangszustand bei $t=0$ beschreiben. Es wird nur das elastische Verhalten der Metallisierung in der Simulation betrachtet. Die Werte wurden zudem unter der Annahme berechnet, dass an der betrachteten Stelle eine Korngrenze vorliegt. Bei der großen Anzahl von gleichartigen Leitbahnstrukturen in einer hochintegrierten Schaltung kann aber davon ausgegangen werden, dass mit hoher Wahrscheinlichkeit bei einem Teil der Strukturen an der betrachteten Stelle eine Korngrenze vorhanden ist. Die berechneten Verteilungen zeigen also nicht die reale Situation in der Struktur sondern stellen eine „worst case“ Abschätzung dar, die es erlaubt kritische Stellen in der Metallisierung zu identifizieren.

Die FEM-Modelle für die Berechnung wurden mit dem kommerziellen FEM-Programm ANSYS erstellt. Der Aufbau des Gesamtprogramms zur Berechnung der Massenflussdivergenz teilt sich in drei Hauptabschnitte, wie das Flussdiagramm in Bild 3.1.1 zeigt. Im ersten

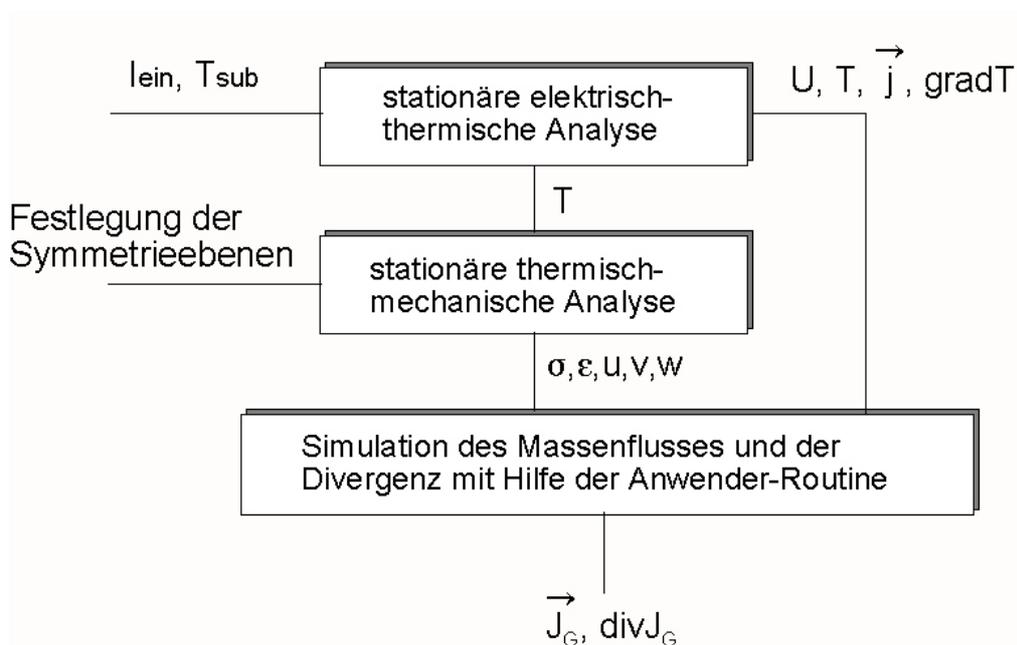


Bild 3.1.1 Flussdiagramm zur Berechnung der Massenflüsse und Massenflussdivergenzen

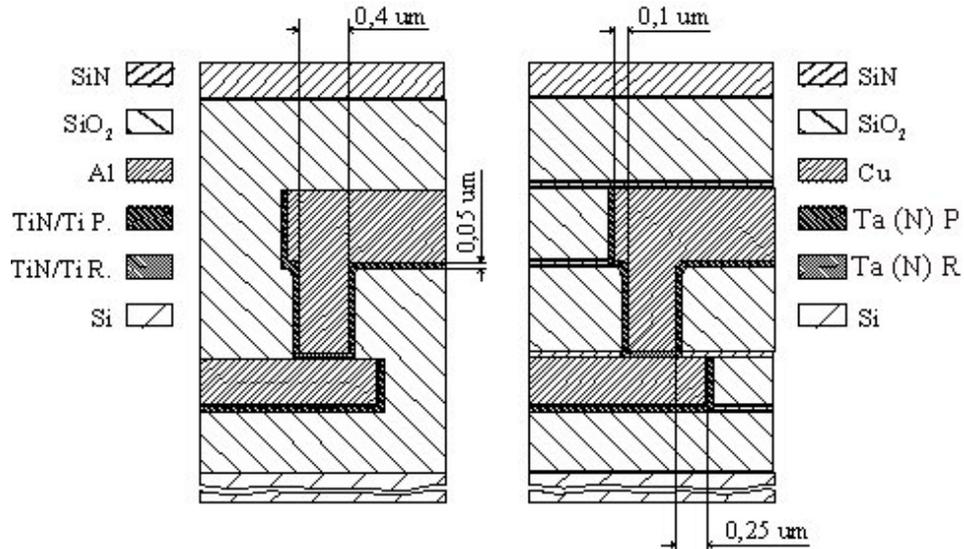
Abschnitt werden der eingepreßte Strom I_{Ein} und die Substrattemperatur T_{Sub} als Randbedingungen angenommen. Durch eine stationäre gekoppelte elektrisch-thermische Analyse kön-

nen die Verteilung der Stromdichte und der Temperatur bzw. des Temperaturgradienten bestimmt werden. Im zweiten Abschnitt werden die Temperaturverteilungen als Knotenlasten in der gesamten Struktur eingelesen. Mit einer stationären thermisch-mechanischen Simulation können der Stresstensor σ und der Dehnungstensor ε sowie die Verschiebungsvektoren (u,v,w) ermittelt werden. Da mit dem kommerziellen Finite-Elemente Programm eine direkte Berechnung des Stressgradienten nicht möglich ist, wurde hier ein Algorithmus zur Berechnung des Stressgradienten entwickelt, der in das FE Programm integriert wurde. Dieser Algorithmus wurde in einer Anwender-Routine implementiert. Die berechneten Stromdichten, Temperaturen bzw. Temperaturgradienten aus dem ersten Abschnitt und die mechanischen Spannungen und Koordinaten aus dem zweiten Abschnitt werden über eine Datenschnittstelle in den neu entwickelten Algorithmus eingelesen. Sie werden mit Hilfe einer eigenen Gradientenprozedur umgerechnet. Als Resultat ergeben sich der Massenfluss und die Massenflussdivergenz durch Stressmigration, gekoppelt mit der Elektromigration und der Thermomigration, in der betrachteten Metallisierungsstruktur. Die berechneten Massenfluss- und Massenflussdivergenzverteilungen werden in die ANSYS-Umgebung zurückgeführt und können grafisch dargestellt werden. Eine ausführliche Darstellung des Verfahrens findet man in [10] und [11].

Im Rahmen des Projektes wurden drei verschiedene Metallisierungsstrukturen modelliert: Ein Einzelvia in einer Zweilagennmetallisierung, eine Viakette in einer Vierlagennmetallisierung und eine lange Leitbahn (S-Bahn-Teststruktur) ebenfalls in einer Vierlagennmetallisierung. Dabei wurde der Einfluss der Belastungsbedingungen (Stromdichte, Temperatur), des Dielektrikums (SiO_2 , low-k) und des Metalls (Cu, Al) sowie der geometrischen Anordnung (Breite, Überlapp, Lage) untersucht und miteinander verglichen.

3.1.1 Simulation eines Einzelvias in Kupfer- und Aluminiumtechnologie

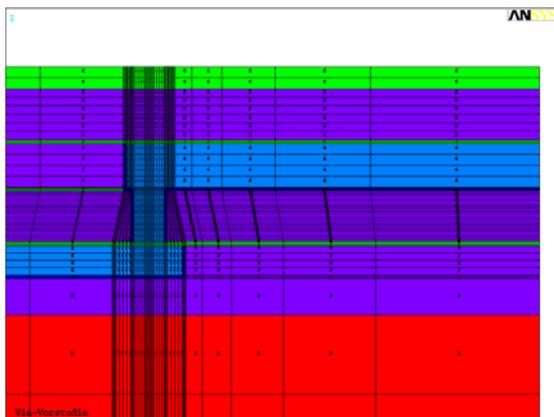
Im Folgenden werden die Effekte der Elektromigration, der Thermomigration und der Stressmigration an einem Via-Modell in Al-Technologie und einem Via-Modell in Cu-Technologie untersucht. Bild 3.1.2 zeigt die zugrundegelegten Geometriedaten.



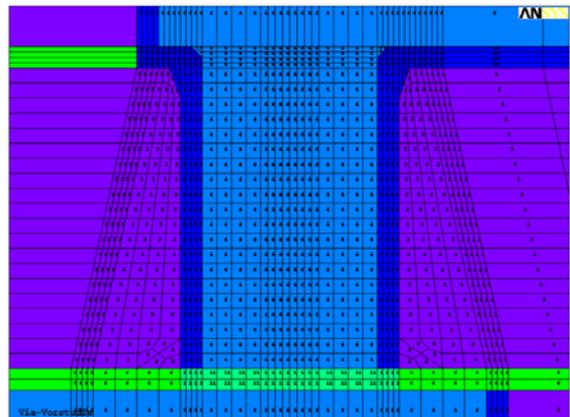
Via-Modell in Al-Technologie Via-Modell in Cu-Technologie

Bild 3.1.2: Geometriedaten

Bild 3.1.3 zeigt Ausschnitte aus dem FE-Modell des Vias in Cu-Technologie. Das FE-Modell wurde mit dem Finite-Elemente-Programm ANSYS erstellt. Für die Simulationen wurde die Bezugstemperatur an der Substratunterseite festgelegt. Am Leitbahn-Eingang auf der rechten Seite des Modells wurde die Stromdichte eingepreßt. Die Spannung am Leitbahn-Ausgang auf der linken Seite wurde auf 0 V gelegt.



FE-Modellausschnitt des Cu-Vias
mit unterschiedlichen Materialien



FE-Modell des Cu-Vias

Bild 3.1.3: FE-Modellerstellung

Bild 3.1.4 zeigt die Stromdichteverteilung im Cu-Via. Die Stromdichte in den Zuleitungen entspricht der eingepprägten Stromdichte von 5 MA/cm^2 (hellblau). Die maximale Stromdichte, die an der oberen Via-Kante auftritt, liegt bei $22,4 \text{ MA/cm}^2$ (rot). Um die maximale Stromdichte zu begrenzen, ist geometrisch auf einen verrundeten Via-Übergang zu achten.

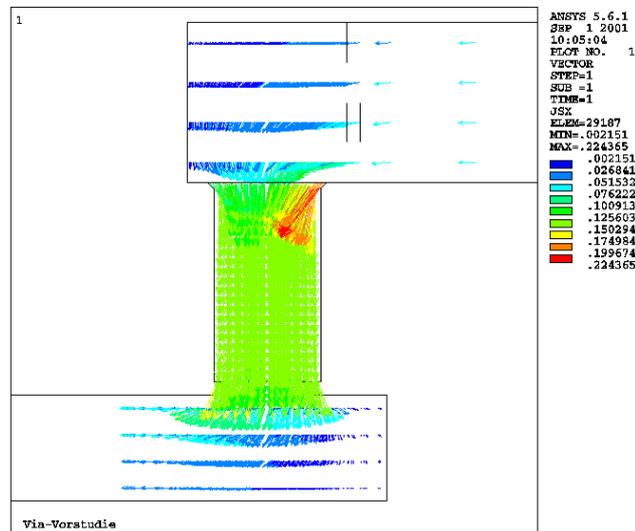


Bild 3.1.4: Stromdichteverteilung im Cu-Via

Bild 3.1.5 zeigt die Temperaturverteilung in der Cu-Leitbahn bei einer eingepprägten Stromdichte von 5 MA/cm^2 . Für die Simulation wurde eine Temperatur von 500 K an der Substratunterseite festgelegt. Die minimale Temperatur in der Leitbahn liegt bei 565 K (dunkelblau) und die maximale Temperatur bei 570 K (rot).

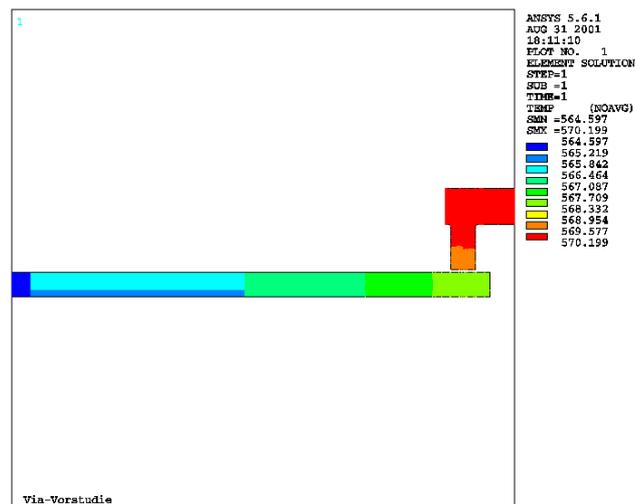


Bild 3.1.5: Temperaturverteilung in der Cu-Leitbahn ($j = 5 \text{ MA/cm}^2$)

Bild 3.1.6 zeigt die maximale Temperaturdifferenz zur Substratunterseite als Funktion der Substrattemperatur. Dabei wurde zum einen ein Al-Via mit einer eingepprägten Stromdichte von 5 MA/cm^2 ausgewertet. Zum anderen wurde ein Cu-Via mit Belastungen von 5, 4, 3, 2 und 1 MA/cm^2 ausgewertet. Die Temperatur an Substratunterseite wurde dabei auf 300, 400, 500, 600, 700 und 800 K festgelegt. Es ist deutlich zuerkennen, dass die Cu-Technologie eine deutlich geringere Eigenerwärmung durch den elektrischen Strom aufweist. Für 5 MA/cm^2 hat sich die Temperaturdifferenz im Vergleich zu der Al-Technologie etwa halbiert.

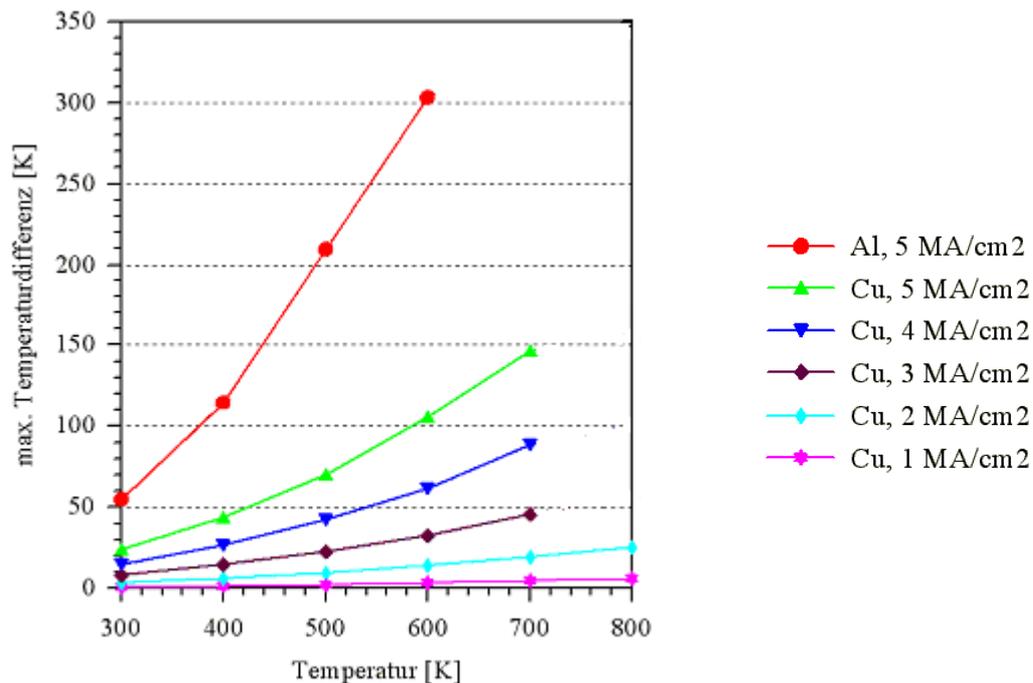


Bild 3.1.6: Maximale Temperaturdifferenz zur Substratunterseite als Funktion der Substrattemperatur

Da die Materialparameter nur bis zu einer Temperatur von 800 K im Modell definiert waren, sind nur die Lastfälle dargestellt, bei denen die maximale Temperatur 800 K nicht wesentlich überschreitet.

Bild 3.1.7 zeigt die Temperaturgradienten im Cu-Via bei einer eingepprägten Stromdichte von 5 MA/cm^2 . Der minimale Temperaturgradient liegen bei $0.023 \text{ K}/\mu\text{m}$ (dunkelblau) und der maximale Temperaturgradient liegt bei $1.488 \text{ K}/\mu\text{m}$ (rot).

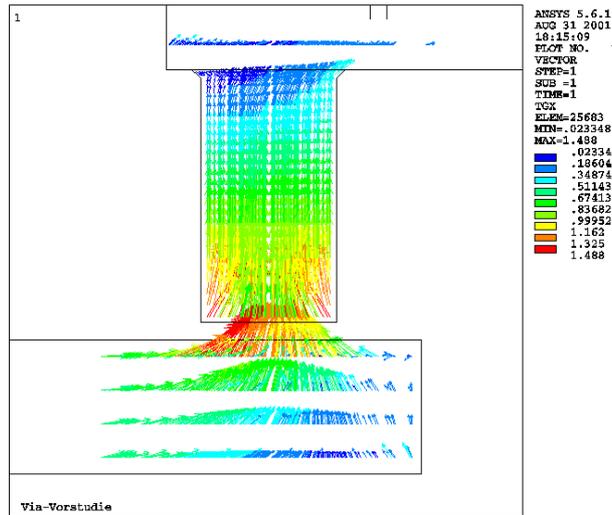


Bild 3.1.7: Temperaturgradienten im Cu-Via

Bild 3.1.8 zeigt die Auswertung der maximalen Temperaturgradienten. Es wurden Simulationen mit Al-Via (5 MA/cm^2) und Cu-Via ($5, 4, 3, 2$ und 1 MA/cm^2) durchgeführt. Die Temperatur an der Substratunterseite variiert wieder von 300 bis 800 K . Es zeigt sich, dass die maximalen Temperaturgradienten im Cu-Via um den Faktor 5 niedriger sind, als die im Al-Via.

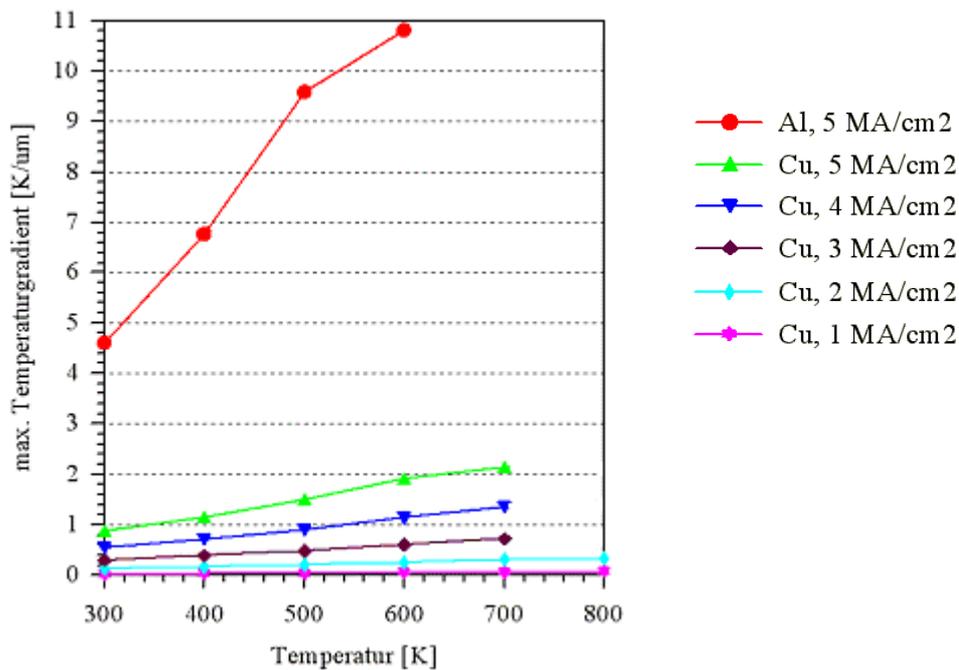


Bild 3.1.8: Auswertung der maximalen Temperaturgradienten

Mechanischer Stress bei Testbedingungen

In dem Via-Modell wurde der mechanische Stress simuliert. Dazu wurde angenommen, dass sich die Struktur beim letzten Hochtemperaturschritt (Temperatur 400 °C) im stressfreien Zustand befand. Die Substratunterseite des Modells und die Symmetrieflächen wurden festgehalten.

Als Testbedingung wurde eine Stromdichte von 5 MA/cm² und eine Substratunterseiten-Temperatur von 300 °C gewählt. Bild 3.1.9 zeigt die Normalspannungen σ_x , σ_y und σ_z . Es stellt sich jeweils ein tensiler Stress ein. Die Maxima werden rot dargestellt ($\sigma_{x,max} = \sigma_{y,max} = \sigma_{z,max} = 0,9$ GPa).

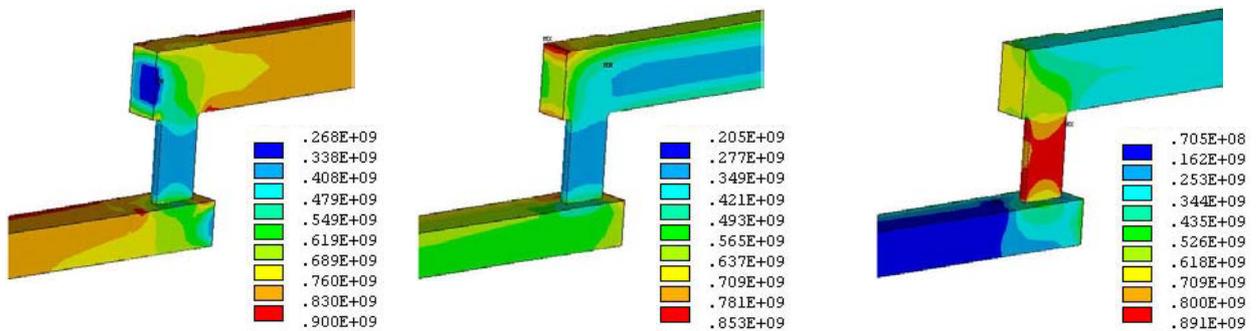


Bild 3.1.9: Normalspannungen σ_x σ_y σ_z

Bild 3.1.10 zeigt σ_z in der Metallisierung und zum Vergleich in der umliegenden Barriere. Die max. Spannung in der Barriere beträgt 1.2 GPa und ist am Übergang von der Seitenwandbarriere zur Bodenbarriere lokalisiert. Da hier prozessbedingt auch der dünnste Punkt der Barriere ist, besteht hier die Gefahr einer mechanische Schädigung (Riss).

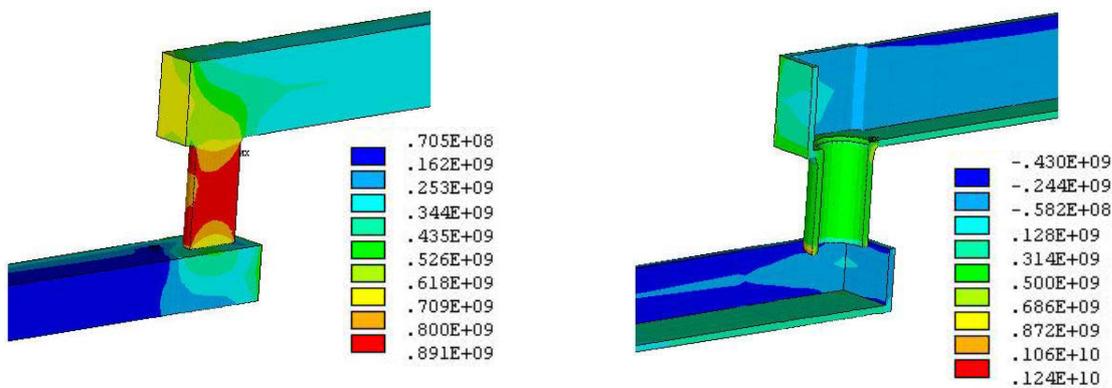


Bild 3.1.10: Normalspannung σ_z in Metallisierung und Barriere

Mechanischer Stress bei Betriebsbedingungen

Als Betriebsbedingung wurde eine Stromdichte von $1,3 \text{ MA/cm}^2$ und eine Substratunterseiten-Temperatur von $110 \text{ }^\circ\text{C}$ gewählt. Bild 3.1.11 zeigt die Normalspannungen σ_x , σ_y und σ_z . Es stellt sich wieder ein tensiler Stress ein, wie die rot gekennzeichneten Maxima zeigen ($\sigma_{x,\max} = \sigma_{y,\max} = \sigma_{z,\max} = 1 \text{ GPa}$).

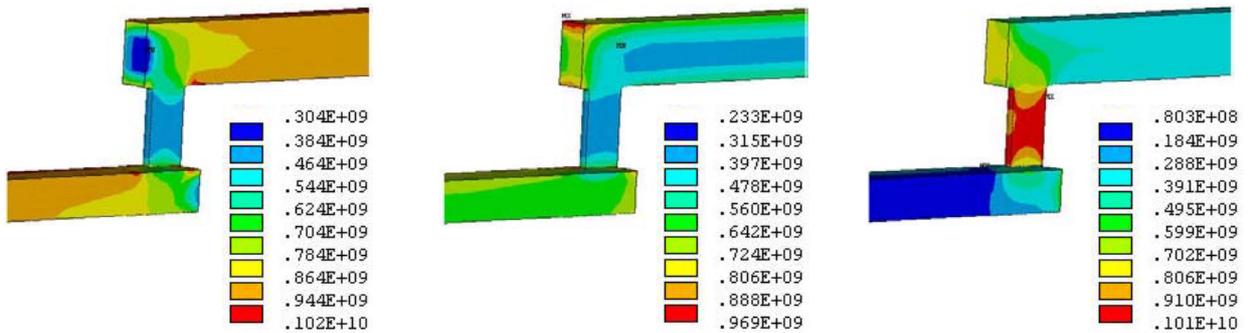


Bild 3.1.11: Normalspannungen σ_x σ_y σ_z

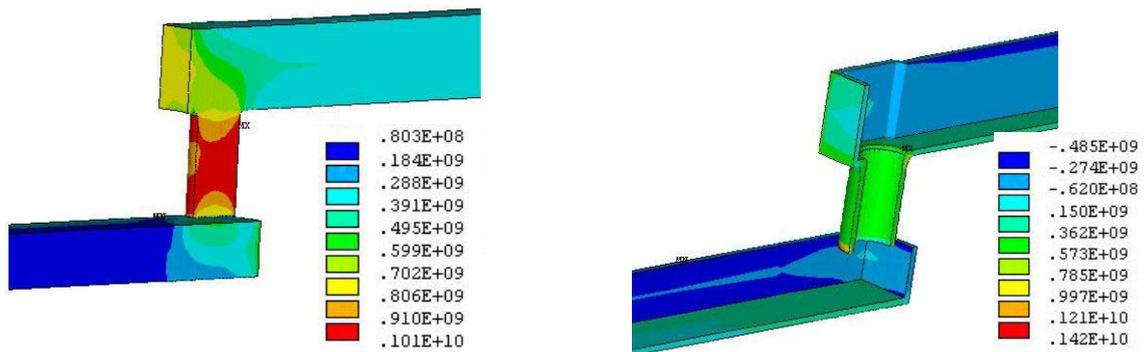


Bild 3.1.12: Normalspannung σ_z in Metallisierung und Barriere

Bild 3.1.12 zeigt wieder σ_z in der Metallisierung im Vergleich zur umliegenden Barriere. Die Normalspannungen in der Barriere betragen $1,4 \text{ GPa}$ und sind ebenfalls am Übergang von der Seitenwandbarriere zur Bodenbarriere lokalisiert. Es stellen sich hier höhere Werte ein als im Stressfall, da der Abstand zu der als stressfrei angenommenen Temperatur von 400°C höher ist.

Die Abschätzung des mechanischen Stresses kann auch mit Hilfe der Vergleichsspannung (von Mises) erfolgen. Für die Berechnung gilt:

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2} \cdot [(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2]}$$

Für die folgende Auswertung wurden die Maximalwerte der Vergleichsspannung herangezogen. Bild 3.1.13 zeigt die von Mises Vergleichsspannung σ_v in Abhängigkeit von der Temperatur und Bild 3.1.14 zeigt diese in Abhängigkeit von der Stromdichte.

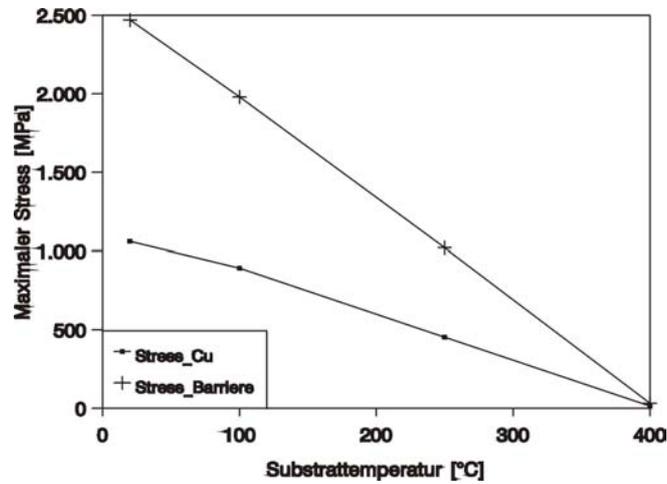


Bild 3.1.13: Vergleichsspannung in Abhängigkeit von der Temperatur (ohne Strombelastung)

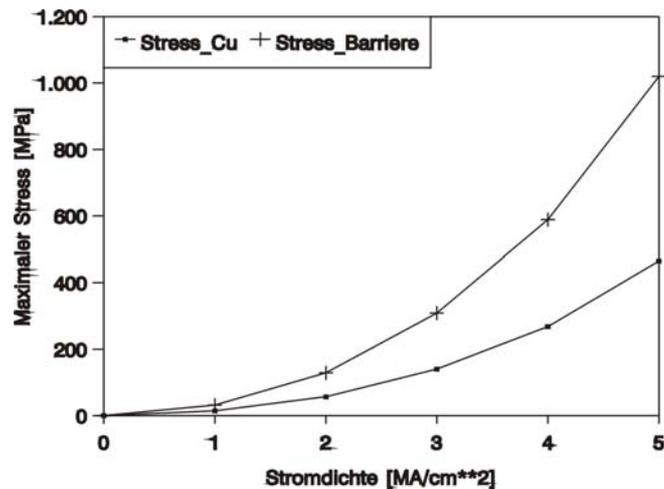


Bild 3.1.14: Vergleichsspannung in Abhängigkeit von der Stromdichte ($T_{\text{sub}} = 400 \text{ } ^\circ\text{C}$)

Hierbei stellt sich bei kleinen Strömen bzw. ohne Strombelastung bei Temperaturen unter 400°C ein tensiler Stress ein. Bei einer Substrattemperatur von 400°C und hohen Stromdichten wird durch die Eigenerwärmung ein kompressiver Stress erzeugt. Dieses Verhalten wird stark durch die gewählte Randbedingung (Struktur bei 400°C stressfrei) beeinflusst.

Gradient des hydrostatischen Stresses

Zur Berechnung des durch den mechanischen Stresses bedingten Massenflusses ist die Berechnung des hydrostatischen Stresses σ_H und des Gradienten des hydrostatischen Stresses

notwendig. Als Belastungsbedingungen wurden eine Stromdichte von $2,5 \text{ MA/cm}^2$ und eine Substratunterseiten-Temperatur von $300 \text{ }^\circ\text{C}$ gewählt. Bild 3.1.15 zeigt die Normalspannungen σ_x , σ_y und σ_z . Die x-Achse liegt in Leitbahnrichtung. Die y-Achse steht normal zur Schnittfläche. Die z-Achse ist von unten nach oben gerichtet. Es stellt sich jeweils ein tensiler Stress der drei Komponenten ein. Die maximalen Werte liegen in der Größenordnung von ca. 300 MPa.

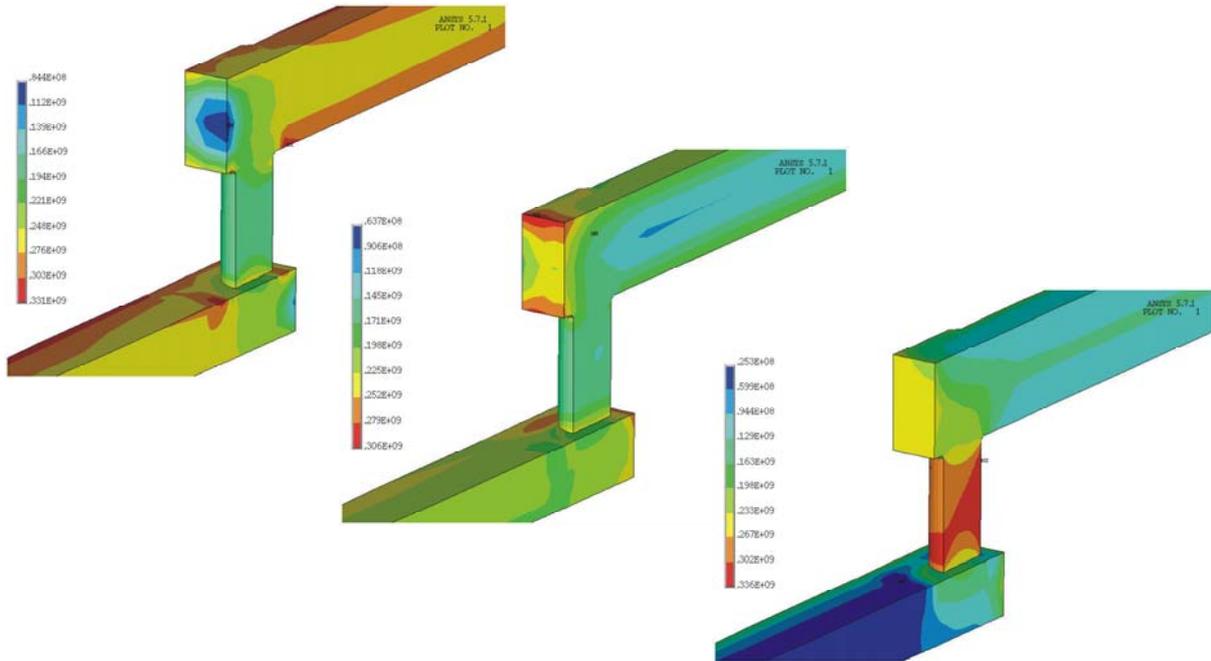


Bild 3.1.15: Verteilung der Stresskomponenten σ_x , σ_y , σ_z in der Via-Struktur

Für die Stressmigration ist jedoch der Gradient des hydrostatischen Stresses verantwortlich. Bild 3.1.16 zeigt die Verteilung des Stressgradienten in der Kupfer-Metallisierung mit der gleichen Belastungsbedingung.

Das Maximum des Stressgradienten tritt hier in dem hinteren Übergangsbereich von der zweiten Metallisierung zum Via auf. Der Wert liegt bei $1,18 \text{ GPa}/\mu\text{m}$. In diesem Bereich wird auch ein verstärkter Massenfluss durch Stressmigration erwartet.

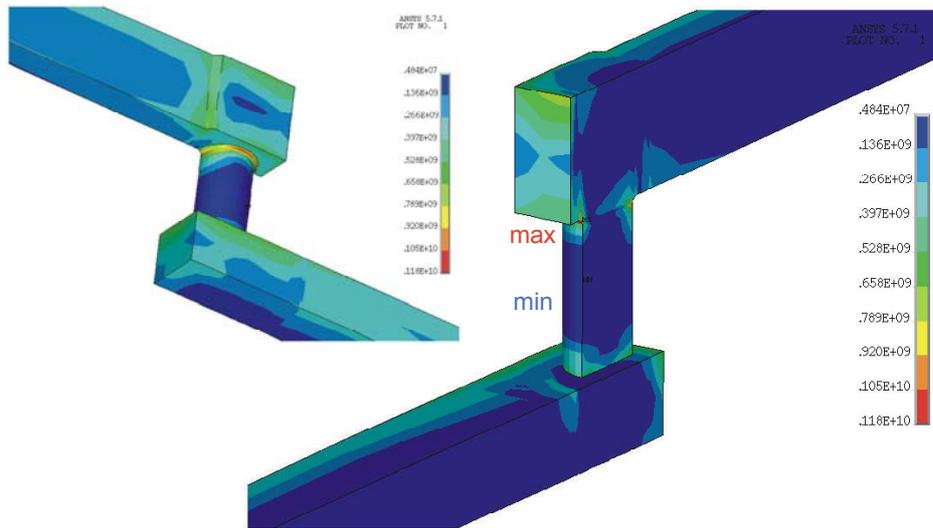


Bild 3.1.16: Gradient des hydrostatischen Stresses in der Kupfer-Metallisierung

Massenfluss und Massenflussdivergenz in der Via-Struktur

Aus den Ergebnissen der Stromdichteverteilungen, der Temperaturverteilungen und insbesondere der Stressverteilungen wird hier neben der Elektromigration und der Thermomigration auch die Stressmigration in die Simulationen mit einbezogen, und die Massenflüsse und Massenflussdivergenzen berechnet. In Bild 3.1.17 sind die Massenflüsse durch Elektro-, Thermo- und Stressmigration in der Via-Struktur dargestellt.

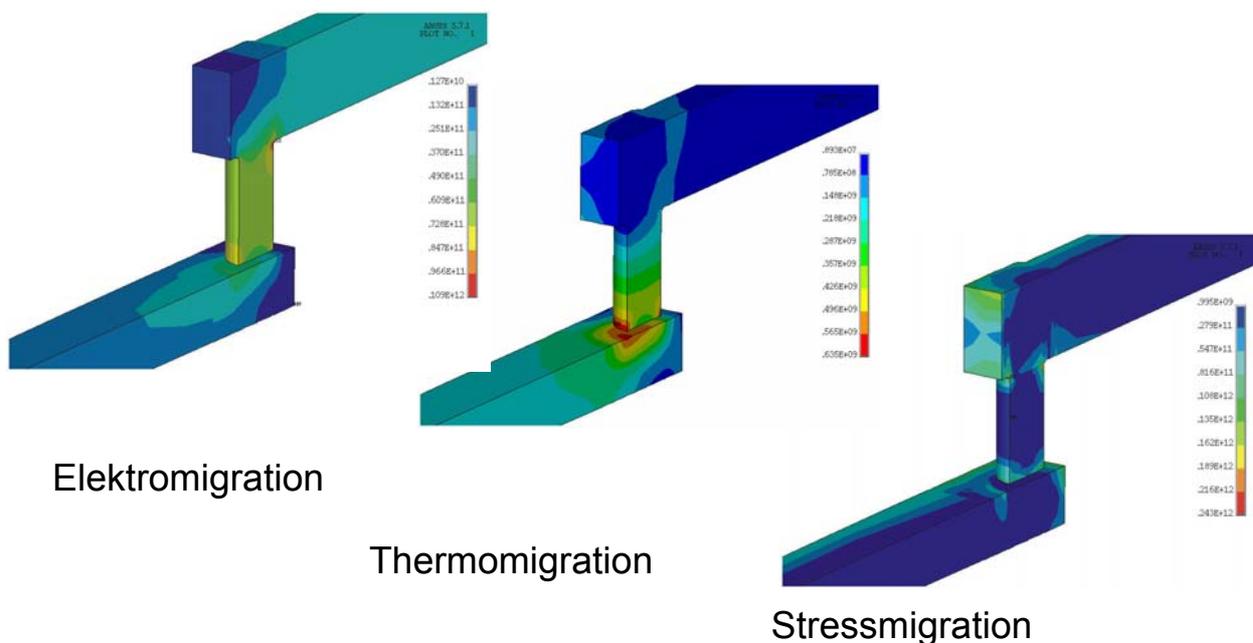


Bild 3.1.17: Massenflussverteilungen in der Via-Struktur durch verschiedenen Migrationen

Das Maximum des Massenflusses durch die Elektromigration (EM) tritt in dem Übergangsbereich von der zweiten Metallisierung zum Via infolge der Stromdichteerhöhung auf. Das Maximum durch die Thermomigration (TM) tritt am Viaboden auf. Außerdem ist ein erhöhter Massenfluss im Bereich der ersten Metallisierung unter dem Via festzustellen. Dies kann auf die Temperaturgradienten zurückgeführt werden. Das Massenflussmaximum durch die Stressmigration (SM) befindet sich aufgrund des hohen Stressgradienten an der Stelle des hinteren Übergangsbereichs von der zweiten Metallisierung zum Via. Die Werte liegen jeweils bei EM: $1,09 \cdot 10^{11}$ $1/s \mu m^2$; TM: $6,35 \cdot 10^8$ $1/s \mu m^2$ und SM: $2,43 \cdot 10^{11}$ $[1/s \mu m^2]$.

Der Gesamtmassenfluss setzt sich aus den Anteilen der Elektromigration und der Thermomigration sowie der Stressmigration zusammen. Für die folgende Auswertung wurden die Maximalwerte der verschiedenen Migrationen herangezogen. Bild 3.1.18 zeigt die maximalen Werte in der Via-Struktur durch die verschiedenen Migrationen nebst Gesamtmassenfluss in Abhängigkeit von der Belastungsstromdichte von 1 bis $5 MA/cm^2$ bei einer Substrattemperatur von $400^\circ C$.

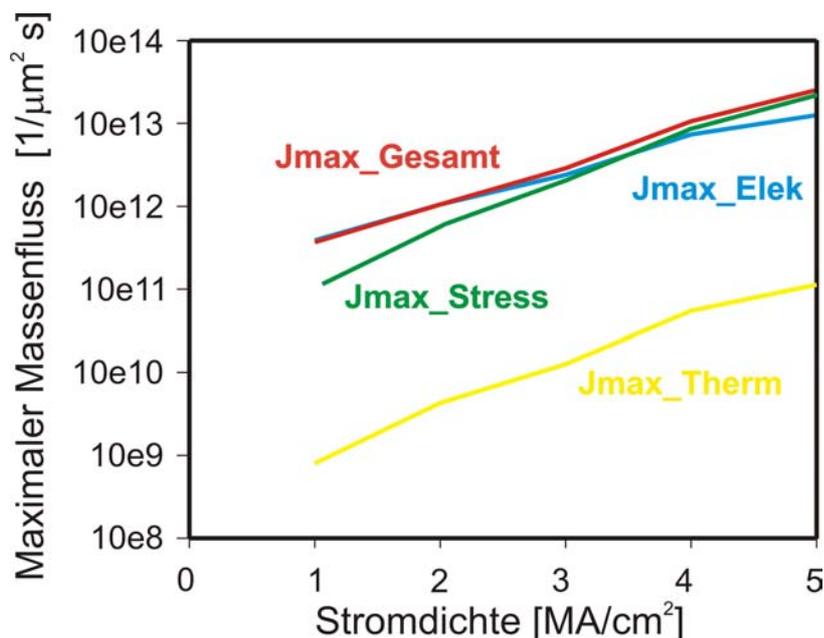


Bild 3.1.18: Maximum des Massenflusses in Abhängigkeit von der Belastungsstromdichte

Mit zunehmendem Belastungsstrom steigt der maximale Massenfluss durch Elektro-, Thermo-, und Stressmigration an. Die Verläufe sind tendenziell sehr ähnlich. Der durch Thermomigration hervorgerufene Massenfluss hat einen Wert, der 100-fach kleiner ist als der durch Elektromigration. Der Gesamtmassenfluss ergibt sich aus der vektoriellen Superposition der einzelnen Massenflüsse, wobei die Elektromigration und die Stressmigration den wesentlichen Anteil haben.

Das Maximum der Gesamtmassenflussdivergenz ist in der ersten Metallisierung unterhalb des Vias lokalisiert. Bild 3.1.19 zeigt die Kehrwerte der maximalen Massenflussdivergenzen in Abhängigkeit von der Stromdichte, in doppelt logarithmischer Auftragung. Diese Art der Darstellung wird für die Beurteilung des Zuverlässigkeitsverhaltens häufig verwendet, da der Kehrwert der Divergenz näherungsweise proportional zur Lebensdauer ist. Die blaue Kurve stellt die Divergenz nur durch Elektromigration und Thermomigration dar, während die rote Kurve das Verhalten der Gesamtdivergenz inklusive Stressmigration zeigt. Die Gesamtdivergenz zeigt bei geringen Stromdichten ein ungünstigeres Verhalten als die Divergenz ohne Berücksichtigung der Stressmigration. Mit zunehmender Stromdichte zeigt die rote Kurve ein besseres Verhalten gegenüber der blauen Kurve. Dies legt die Vermutung nahe, dass in diesem Fall die Stressmigration die übrigen Migrationseffekte teilweise kompensiert.

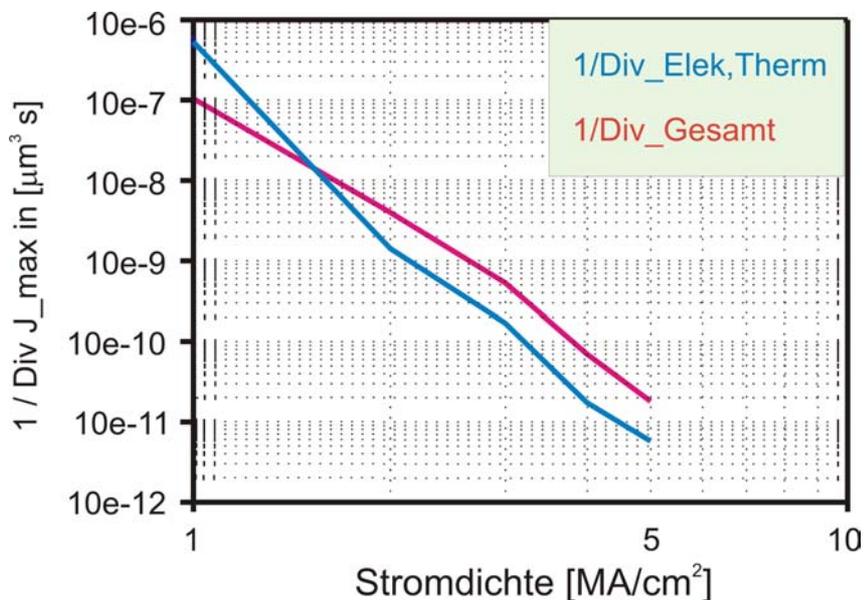


Bild 3.1.19: Kehrwerte der maximalen Massenflussdivergenzen in Abhängigkeit von der Stromdichte (mit und ohne Stressmigration).

Wie die Untersuchungsergebnisse zeigen, spielt der mechanische Stress eine nicht zu vernachlässigende Rolle bei der Massenflussdivergenz in der Metallisierung. Insbesondere wenn die Temperatur der Metallisierung durch eine hohe Testtemperatur oder durch die Joule'sche Eigenerwärmung die als stressfrei angenommene Temperatur (Temperatur des letzten Temperschrittes in der Fertigung) erreicht oder überschreitet ändert sich der mechanische Stress in der Struktur sehr stark. Es erfolgt ein Übergang von tensilen zu kompressiven Stress. Dies kann zu einer Erhöhung der Lebensdauer führen.

3.1.2 FEM-Analysen von Cu-Viaketten mit Low-k-Dielektrikum

Es wurde das Ausfallverhalten von Vias in einer Vierlagenmetallisierung mit Low-k-Dielektrikum untersucht. Dazu wurde ein 3D FE-Modell einer Cu-Viakette mit Low-k-Dielektrikum in den Leitbahnebenen erstellt. Zur weiteren Bewertung wurde das Low-k-Dielektrikum durch SiO₂ ersetzt. Des weiteren sollte ein 3D FE-Modell einer Al-Viakette einen Technologievergleich ermöglichen. Die Simulationen erfolgten bezüglich Temperatur- und Stromdichteverteilung. Untersucht wurde sowohl der Stressfall der Lebensdauerermessung als auch der Betriebsfall. Für alle 3D FE-Modelle wurde der Einfluss der Leitbahnlage (Metalllage 1 oder 2) bei einer Vierlagenmetallisierung untersucht.

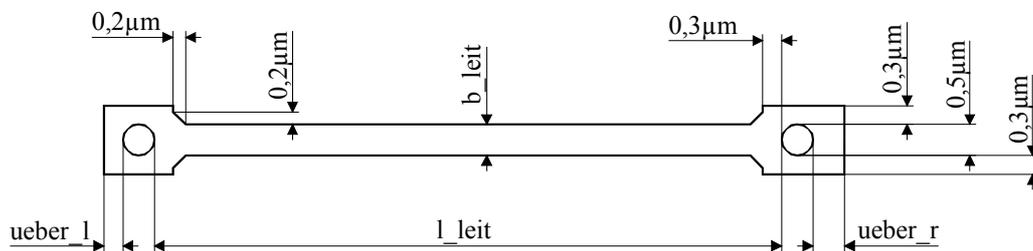


Bild 3.1.20: Metallebene der Leitbahn (Draufsicht)

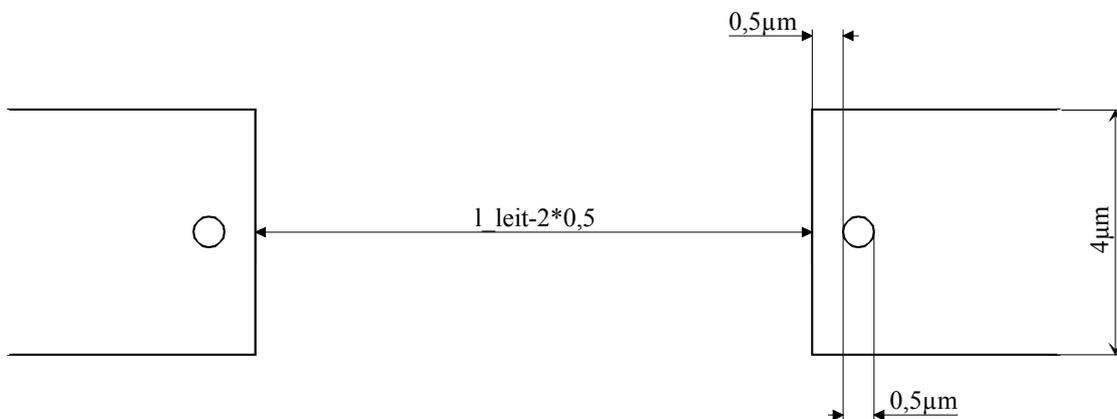


Bild 3.1.21: Metallebene der Zuführung (Draufsicht)

Die Bilder 3.1.20 und 3.1.21 zeigen die Geometriedaten der zu untersuchenden Leitbahn und der Zuführung der Viaketten in der Draufsicht. Parametrisiert ist in den 3D FE-Modellen die Leitbahnbreite (b_{leit}), die Leitbahnlänge (l_{leit}), der linke Überlapp ($ueber_l$) und der rechte Überlapp ($ueber_r$). Die 3D FE-Modelle sind als Längsschnitt durch die Struktur angelegt. Die Simulationsparameter der Viaketten werden in Tabelle 3.1.1 zusammengefasst. Bei Variante I liegt die zu untersuchende Leitbahn in Metalllage 1 und die Zuführung in Metalllage 2 (1x1_V1 bis 1x1_V5). Bei Variante II werden Leitbahn- und Zuführungslage vertauscht

(1x1_V6 bis 1x1_V8). Für die Al-Technologie wurden 128 Simulationen mit einer Substrattemperatur von 300 K ... 600 K und einer Stromdichte von $1,34 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$... $45 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ durchgeführt. Für die Cu-Technologie mit Low-k-Dielektrikum und die Cu-Technologie mit SiO_2 anstelle von Low-k-Dielektrikum wurden jeweils 70 Simulationen durchgeführt. Die Substrattemperatur der Unterseite variierte von 300 K ... 600 K und die Stromdichte von $3,25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$... $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$.

1x1 Viakette	Variante I					Variante II		
	1x1_V1	1x1_V2	1x1_V3	1x1_V4	1x1_V5	1x1_V6	1x1_V7	1x1_V8
Lage der Leiterbahn	Metalllage 1					Metalllage 2		
Lage der Zuführung	Metalllage 2					Metalllage 1		
Leitbahnbreite [μm] (b_leit)	0,5					0,6		
Leitbahnlänge [μm] (l_leit)	10							
Überlapp links [μm] (ueber_l)	0,1	0,3	0,5	0,6	1	0,1	0,3	0,5
Überlapp rechts [μm] (ueber_r)	0,1	0,3	0,5	0,6	1	0,1	0,3	0,5
Substrattemperatur und Stromdichte	<p>Al-Technologie:</p> <p>Fragestellung: Betriebsfall: 125°C bei $1,34 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, Stressfall: 250°C bei $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$,</p> <p>128 Simulationen mit: $T_{\text{Sub}} = 300 \text{ K} \dots 600 \text{ K}$, $j_{\text{Leiterbahn}} = 1,34 \text{ mA}/\mu\text{m}^2 \dots 45 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$</p> <p>Cu-Technologie mit low-k-Dielektrikum:</p> <p>Fragestellung: Betriebsfall: 125°C bei $3,25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, Stressfall: 300°C bei $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$</p> <p>70 Simulationen mit: $T_{\text{Sub}} = 300 \text{ K} \dots 600 \text{ K}$, $j_{\text{Leiterbahn}} = 3,25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2 \dots 25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$</p> <p>Cu-Technologie mit SiO_2 Dielektrikum:</p> <p>70 Simulationen mit: $T_{\text{Sub}} = 300 \text{ K} \dots 600 \text{ K}$, $j_{\text{Leiterbahn}} = 3,25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2 \dots 25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$</p>							

Tabelle 3.1.1: Simulationsparameter zu den Viaketten

3.1.2.1 FEM-Simulationsmodelle

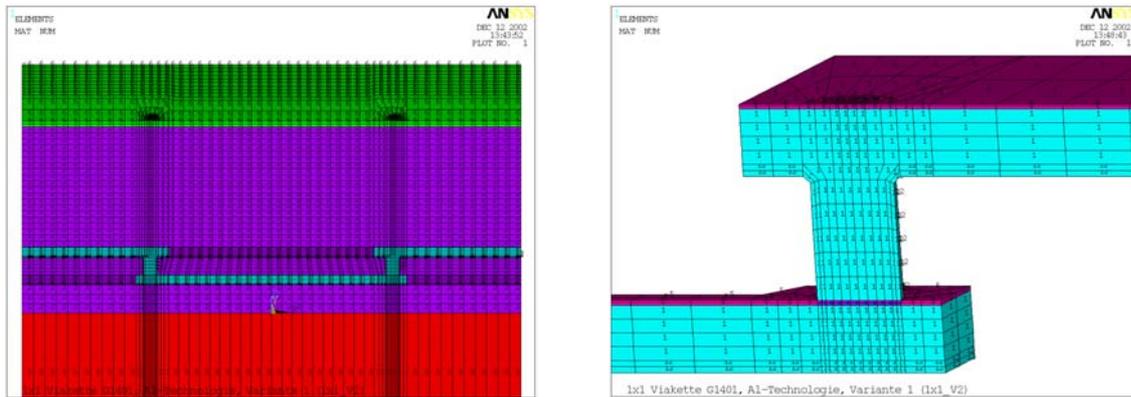


Bild 3.1.22: 3D-FE-Modell der Al-Viakette, Variante I, 1x1_V2, Ausschnitte

Bild 3.1.22 zeigt links einen Ausschnitt aus dem 3D-FE-Modell der Al-Viakette, Variante I, Modell 1x1_V2. Das auszugswise gezeigte Substrat hat insgesamt eine Dicke von 500 μm . Rechts ist eine Vergrößerung des Al-Vias ohne SiO_2 -Dielektrikum zu sehen. Das 3D-FE-Modell besteht aus der SiN-Passivierung (grün), dem SiO_2 -Interlevel-Dielektrikum (violett), der Al-Metallisierung (hellblau), den verschiedenen Ti(N)-Barrieren (dunkelrot, hellblau, violett) und dem Si-Substrat (rot).

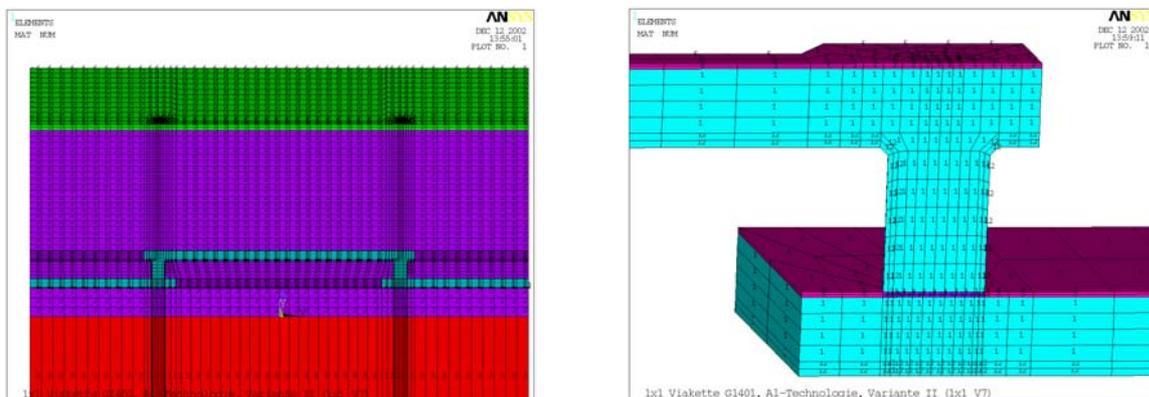


Bild 3.1.23: 3D-FE-Modell der Al-Viakette, Variante II, 1x1_V7, Ausschnitte

Bild 3.1.23 zeigt einen Ausschnitt aus dem 3D-FE-Modell der Al-Viakette, Variante II, Modell 1x1_V7. Im Gegensatz zum vorherigen Modell (Bild 3.1.22) liegt die zu untersuchende Leitbahn in Metalllage 2 und die Zuführung in Metalllage 1.

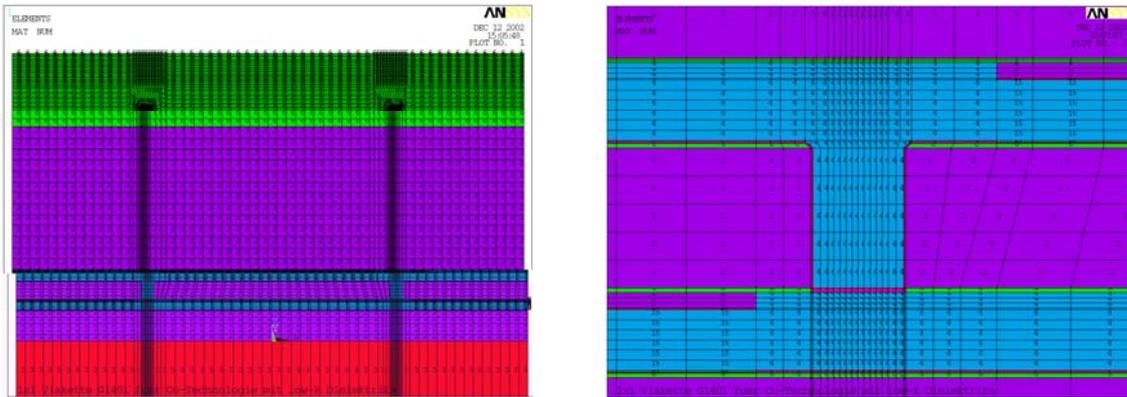


Bild 3.1.24: 3D-FE-Modell der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum, 1x1_V2, Ausschnitte

Bild 3.1.24 zeigt das Modell 1x1_V2 als 3D-FE-Modell der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum. Das FE-Modell besteht aus der SiN-Passivierung (grün) und SiN-Barriere (grün), dem SiO₂-Interlevel-Dielektrikum (violett), der Cu-Metallisierung (blau), der TiN-

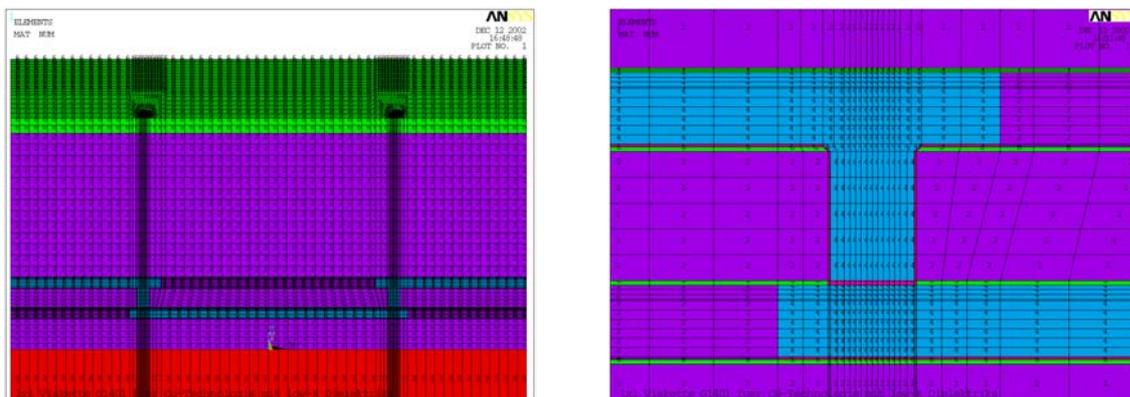


Bild 3.1.25: 3D-FE-Modell der Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum, 1x1_V2, Ausschnitte

Barriere (dunkelrot), dem CF-Interlevel-Dielektrikum (blau), der DLC-Haftschrift (rot) und dem Si-Substrat (rot). Die senkrechte Seitenwandbarriere wurde aus Komplexitätsgründen nicht mitmodelliert, da sie ohnehin keinen wesentlichen Einfluss auf die Temperatur- und Stromdichteverteilung hat. SiO₂ wurde nur in den Leitbahnebenen durch ein low-k-Dielektrikum ersetzt.

Im Vergleich zu Bild 3.1.24 zeigt Bild 3.1.25 das Modell 1x1_V2 als 3D-FE-Modell der Cu-Viakette, bei dem das low-k-Dielektrikum CF und die DLC-Haftschrift durch SiO₂ (violett) ersetzt wurden.

Ergebnisse zur Al-Viakette

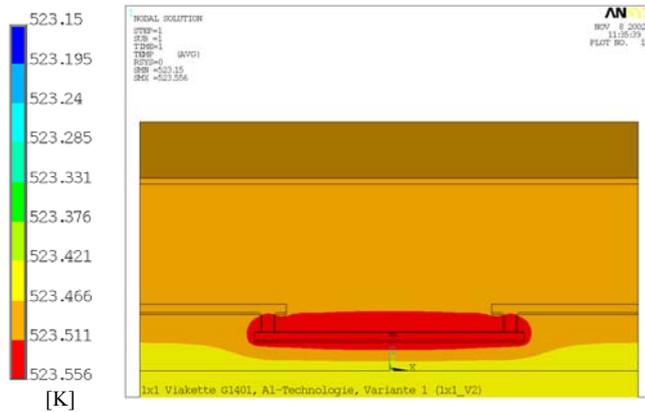


Bild 3.1.26: Temperaturverteilung in Al-Viakette, 1x1_V2, 250 °C bei 7 mA/μm² ($T_{\max} - T_{\text{Sub}} = 0,41 \text{ K}$)

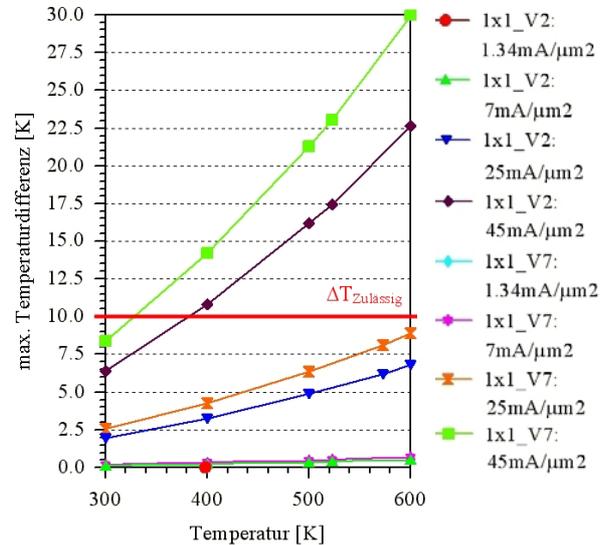


Bild 3.1.27: Maximale Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen, 1x1_V2 und 1x1_V7

Bild 3.1.26 zeigt das Ergebnis der Temperaturverteilung in der Al-Viakette des Modells 1x1_V2 unter Stressbedingungen. Dazu wurde bei einer Substrattemperatur von 523,15 K (250 °C) eine Stromdichte von 7 mA/μm² angelegt. Damit ergibt sich eine maximale Temperatur von 523,56 K in der Leitbahn. Diese führt auf eine maximale Temperaturdifferenz von 0,41 K. Bild 3.1.27 zeigt Werte der maximalen Temperaturdifferenzen zur Substratunterseite als Funktion der Substrattemperaturen. Dazu wurden die Ergebnisse für die Modelle 1x1_V2 (Variante I) und 1x1_V7 (Variante II) gegenübergestellt. Beide weisen einen Überlapp von 0,3 μm auf.

Die betrachtete Leitbahn in Metalllage 2 (1x1_V7) erwärmt sich stärker als die in Metalllage 1 (1x1_V2). Da bei Vernachlässigung von Konvektion und Strahlung die Wärme nur an der Substratunterseite abgeleitet werden kann, ergeben sich durch die weitere geometrische Entfernung der Metalllage 2 zusätzliche thermische Widerstände.

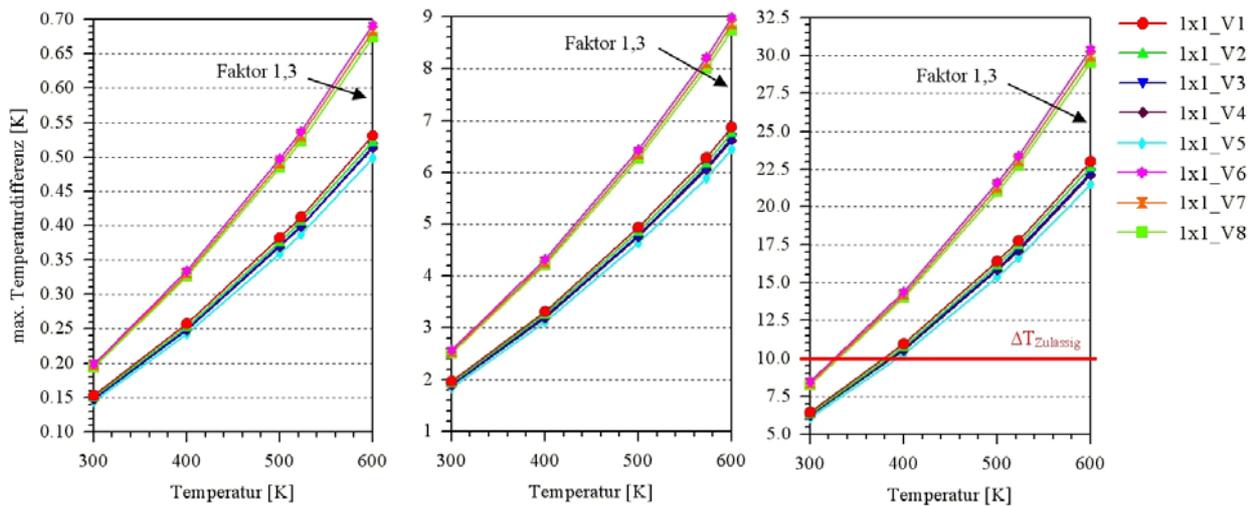


Bild 3.1.28: Maximale Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen, links mit $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, in der Mitte mit $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ und rechts mit $45 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$

Bild 3.1.28 zeigt die maximalen Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen. Links sind die Ergebnisse für eine Stromdichte von $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, in der Mitte für $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ und rechts für $45 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ dargestellt. Die obere Kurvenschar wird jeweils durch die Modelle der Variante II gebildet (1x1_V6 ... 1x1_V8) und die untere durch die Modelle der Variante I (1x1_V1 ... 1x1_V5). Mit steigendem Überlapp sinken die maximalen Temperaturdifferenzen geringfügig ab. Die maximale Temperaturdifferenz der Modelle der Variante II liegen in allen drei Fällen um einen Faktor von 1,3 über denen der Modelle der Variante I.

Bild 3.1.29 zeigt die Temperaturgradientenverteilung in der Al-Viakette des Modells 1x1_V2 unter Stressbedingungen (Substrattemperatur: 523,15 K; Stromdichte: $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$). Der maximale Temperaturgradient liegt bei $0,082 \text{ K}/\mu\text{m}$. Bild 3.1.30 zeigt für die Modelle 1x1_V2 und 1x1_V7 Werte der maximalen Temperaturgradienten als Funktion der Substrattemperaturen. Für Lebensdauertests sollten die maximalen Temperaturgradienten unter $2 \text{ K}/\mu\text{m}$ liegen. Daraus folgt, dass das 1x1_V2 Modell mit $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ und mit $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ getestet werden kann. Das 1x1_V7 Modell dagegen sollte nur mit Stromdichten $< 25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ getestet werden.

Bild 3.1.31 zeigt die maximalen Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen. Links sind die Ergebnisse für eine Stromdichte von $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ dargestellt. Der maximale Temperaturgradient der Modelle der Variante II liegt um den Faktor 3,74 über denen der Modelle der Variante I. In der Mitte sind die Ergebnisse für eine Stromdichte von $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ dargestellt. Der maximale Temperaturgradient der Modelle der Variante II liegen um den Faktor 3,75

über denen der Variante I. Rechts sind die Ergebnisse für eine Stromdichte von $45 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ dargestellt. Der maximale Temperaturgradient der Modelle der Variante II liegt um den Faktor 3,80 über denen der Variante I. Bei allen Modellen sinken die maximalen Temperaturgradienten mit steigendem Überlapp geringfügig.

Bild 3.1.32 zeigt die Stromdichte im Via. Links sind die Ergebnisse für das Modell 1x1_V1 mit einem Überlapp von $0,1 \mu\text{m}$ und rechts für das Modell 1x1_V5 mit einem Überlapp von $1 \mu\text{m}$ dargestellt. In der schmalen zu untersuchenden Leitbahn liegt die orange dargestellte

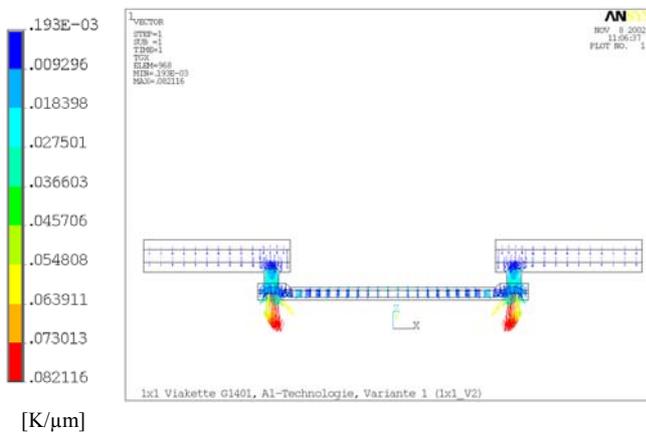


Bild 3.1.29: Temperaturgradientenverteilung in Al-Viakette, 1x1_V2, 250°C bei $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, ($|\text{grad } T|_{\text{max}} = 0,082 \text{ K}/\mu\text{m}$)

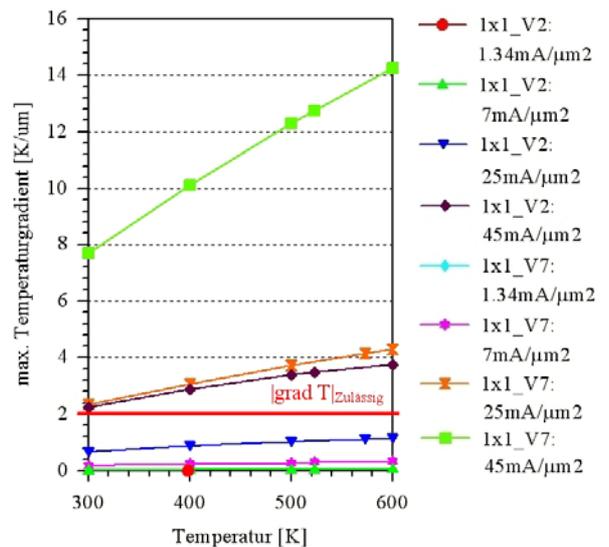


Bild 3.1.30: Maximale Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen, 1x1_V2 und 1x1_V7

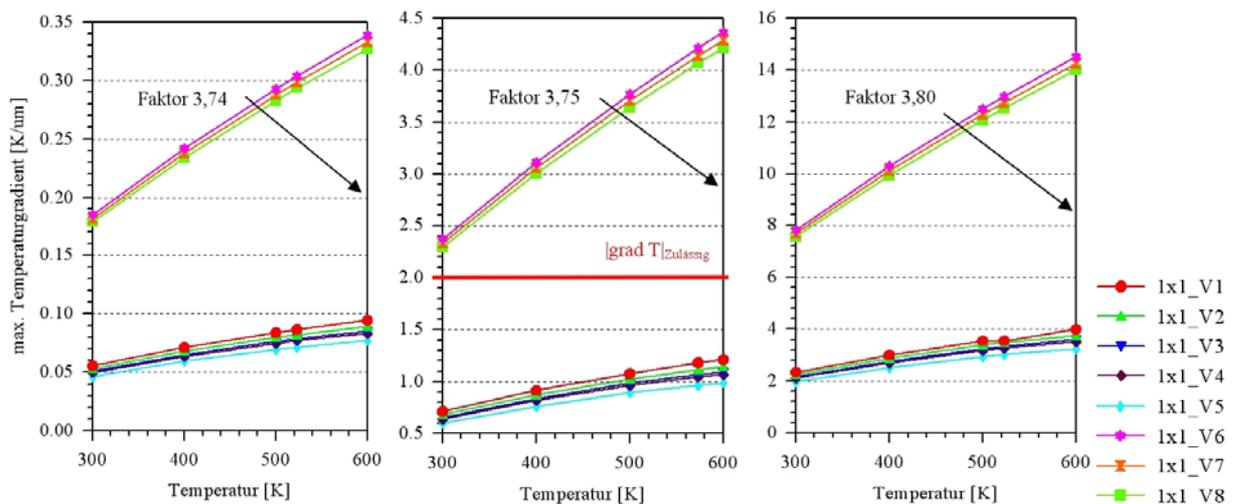


Bild 3.1.31: Maximale Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen links mit $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, in der Mitte mit $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ und rechts mit $45 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$

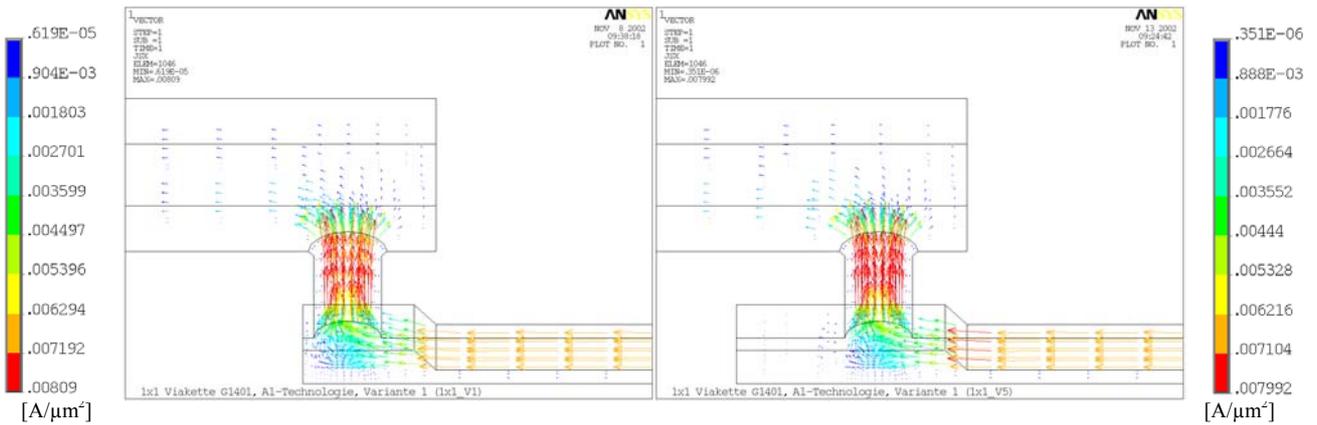


Bild 3.1.32: Stromdichte im Via bei $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, links für Modell 1x1_V1 ($j_{\text{max}} = 8,09 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$), rechts für Modell 1x1_V5 ($j_{\text{max}} = 7,992 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$)

Stromdichte bei $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ (Stressfall). Wie sich zeigt, kann durch die Verlängerung des Überlapps die maximale Stromdichte im Via nur von $8,09 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ um 1,2 % auf $7,992 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ verringert werden.

Ergebnisse zur Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum

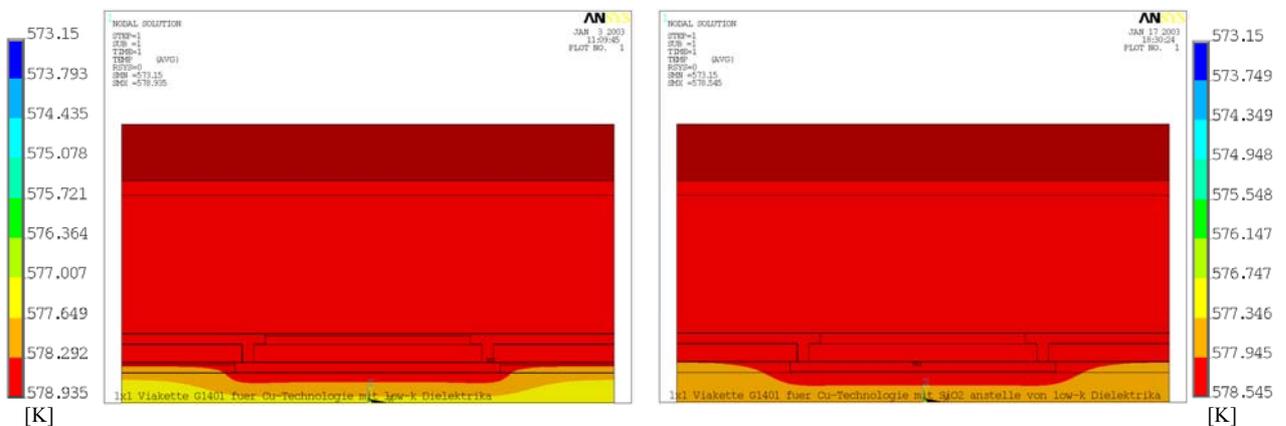


Bild 3.1.33: Temperaturverteilung in Cu-Viakette, Modell 1x1_V2 bei 300°C und $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, links mit low-k-Dielektrikum ($T_{\text{max}} - T_{\text{Sub}} = 5,8 \text{ K}$), rechts mit SiO_2 anstelle von low-k-Dielektrikum ($T_{\text{max}} - T_{\text{Sub}} = 5,4 \text{ K}$)

Bild 3.1.33 zeigt zwei Temperaturverteilungen in der Cu-Viakette, Modell 1x1_V2 bei 300°C und $25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$. Die maximale Temperaturdifferenz der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum in den Leitbahnebenen beträgt $5,8 \text{ K}$ und die der Cu-Viakette mit SiO_2 anstelle von low-k-Dielektrikum beträgt $5,4 \text{ K}$.

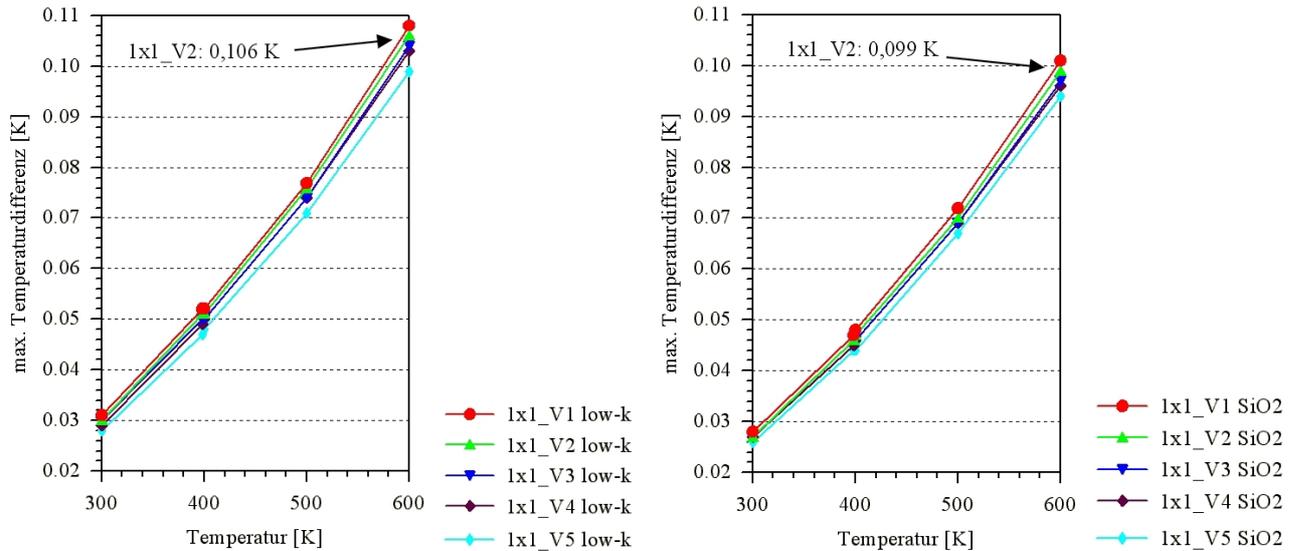


Bild 3.1.34: Maximale Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen (Betriebsfall), links mit low-k-Dielektrikum, rechts mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum

Bild 3.1.34 zeigt für den Betriebsfall ($3,25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$) die maximalen Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen. Links sind die Ergebnisse für die Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum dargestellt. Beispielsweise beträgt die maximale Temperaturdifferenz von Modell 1x1_V2 bei 600 K, 0,106 K. Rechts sind die Ergebnisse für die Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum dargestellt. Beispielsweise beträgt hier die maximale Temperaturdifferenz von Modell 1x1_V2 bei 600 K nur 0,099 K. Damit liegt die maximale Temperaturdifferenz der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum um den Faktor 1,07 über der der Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum. Hier befindet man sich aber bereits in einem Bereich, in dem die Simulationsgenauigkeit für exakte Aussagen nicht mehr ausreicht.

Bild 3.1.35 zeigt für den Stressfall ($25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$) die maximalen Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen. Links sind die Ergebnisse für die Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum dargestellt. Von Modell 1x1_V2 bei 600 K beträgt die maximale Temperaturdifferenz 6,327 K. Rechts sind die Ergebnisse für die Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum dargestellt. Von Modell 1x1_V2 bei 600 K beträgt die maximale Temperaturdifferenz 5,915 K. Damit liegt die maximale Temperaturdifferenz der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum ebenfalls um den Faktor 1,07 über der der Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum.

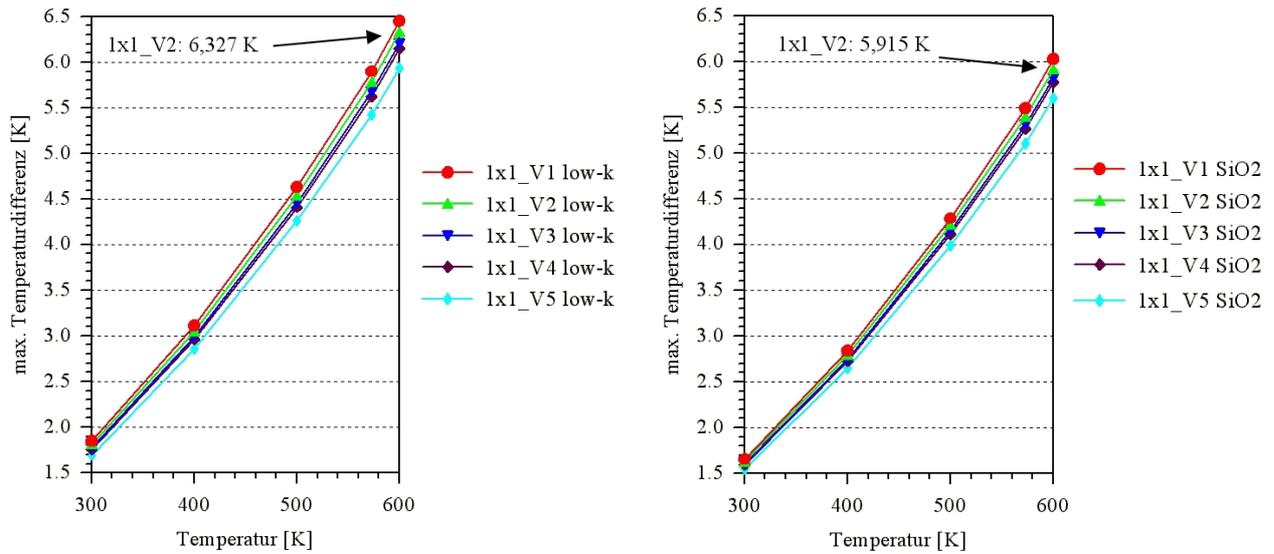


Bild 3.1.35: Maximale Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen (Stressfall), links mit low-k-Dielektrikum, rechts mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum

Bild 3.1.36 zeigt die Temperaturgradientenverteilung in der Cu-Viakette, Modell 1x1_V2 bei 300 °C und 25 mA/μm². Der maximale Temperaturgradient der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum beträgt 1,04 K/μm und der der Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum beträgt 0,563 K/μm.

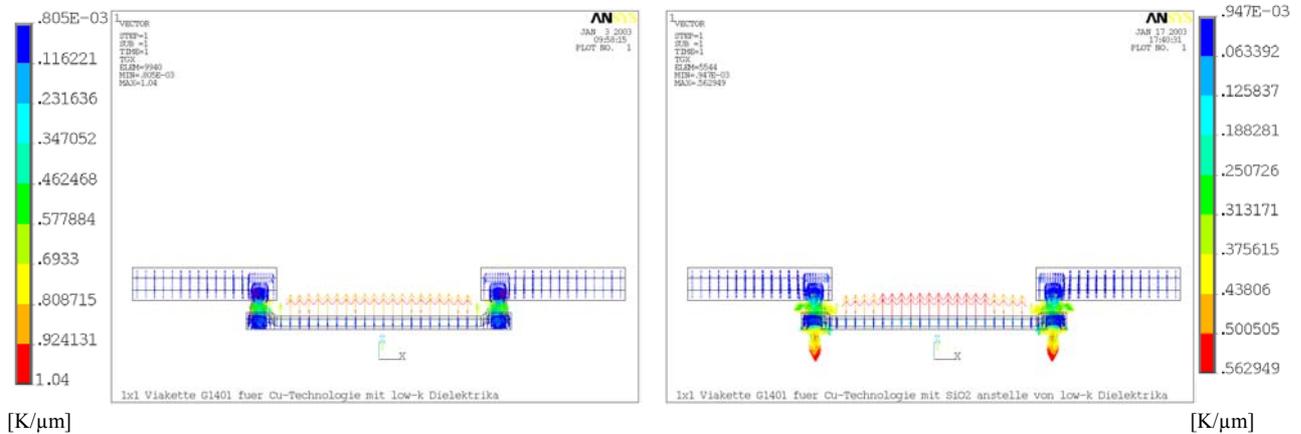


Bild 3.1.36: Temperaturgradientenverteilung in Cu-Viakette, Modell 1x1_V2 bei 300 °C und 25 mA/μm², links mit low-k-Dielektrikum ($|\text{grad } T|_{\text{max}} = 1,04 \text{ K}/\mu\text{m}$), rechts mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum ($|\text{grad } T|_{\text{max}} = 0,563 \text{ K}/\mu\text{m}$)

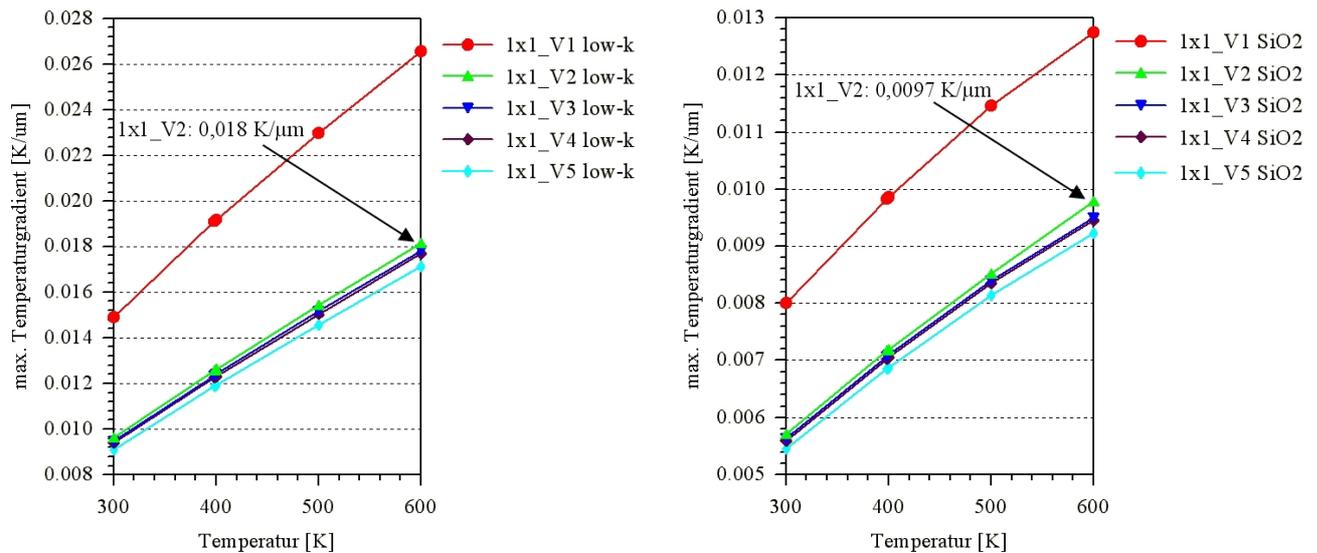


Bild 3.1.37 Maximale Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen (Betriebsfall), links mit low-k-Dielektrikum, rechts mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum

Bild 3.1.37 zeigt für den Betriebsfall ($3,25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$) die maximalen Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen. Links sind die Ergebnisse für die Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum dargestellt. Beispielsweise beträgt der maximale Temperaturgradient von Modell 1x1_V2 bei 600 K, $0,0181 \text{ K}/\mu\text{m}$. Rechts sind die Ergebnisse für die Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum dargestellt. Beispielsweise beträgt hier der maximale Temperaturgradient von Modell 1x1_V2 bei 600 K nur $0,0098 \text{ K}/\mu\text{m}$. Damit liegt der maximale Temperaturgradient der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum um den Faktor 1,85 über dem der Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum.

Bild 3.1.38 zeigt für den Stressfall ($25 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$) die maximalen Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen. Links sind die Ergebnisse für die Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum dargestellt. Von Modell 1x1_V2 bei 600 K beträgt der maximale Temperaturgradient $1,083 \text{ K}/\mu\text{m}$. Rechts sind die Ergebnisse für die Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum dargestellt. Von Modell 1x1_V2 bei 600 K beträgt der maximale Temperaturgradient $0,584 \text{ K}/\mu\text{m}$. Damit liegt der maximale Temperaturgradient der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum ebenfalls um den Faktor 1,85 über dem der Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum.

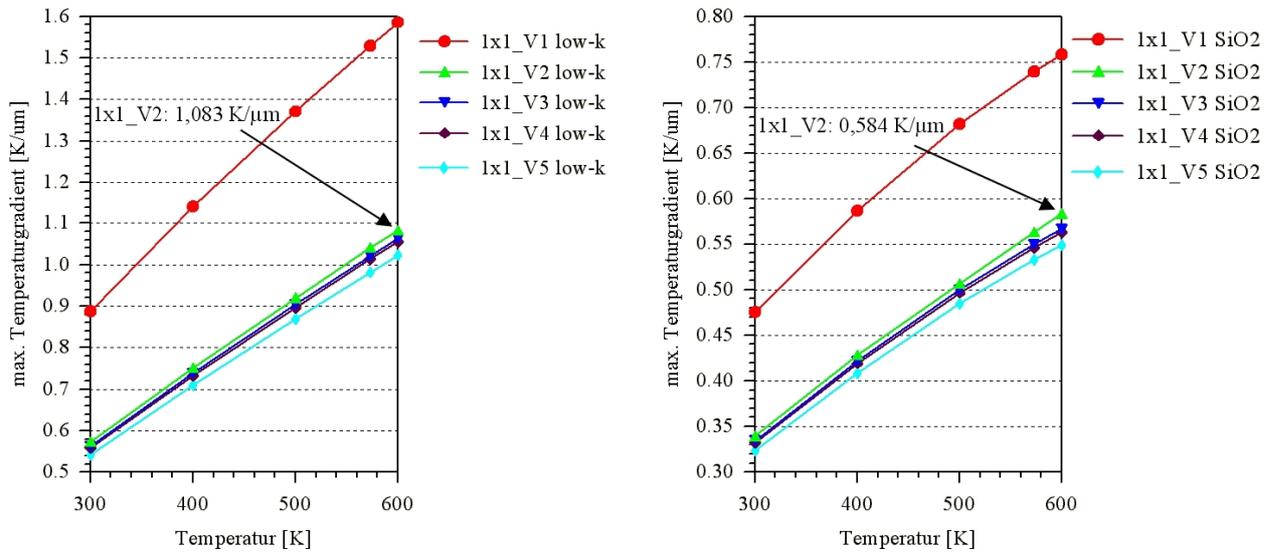


Bild 3.1.38: Maximale Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen (Stressfall), links mit low-k-Dielektrikum, rechts mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum

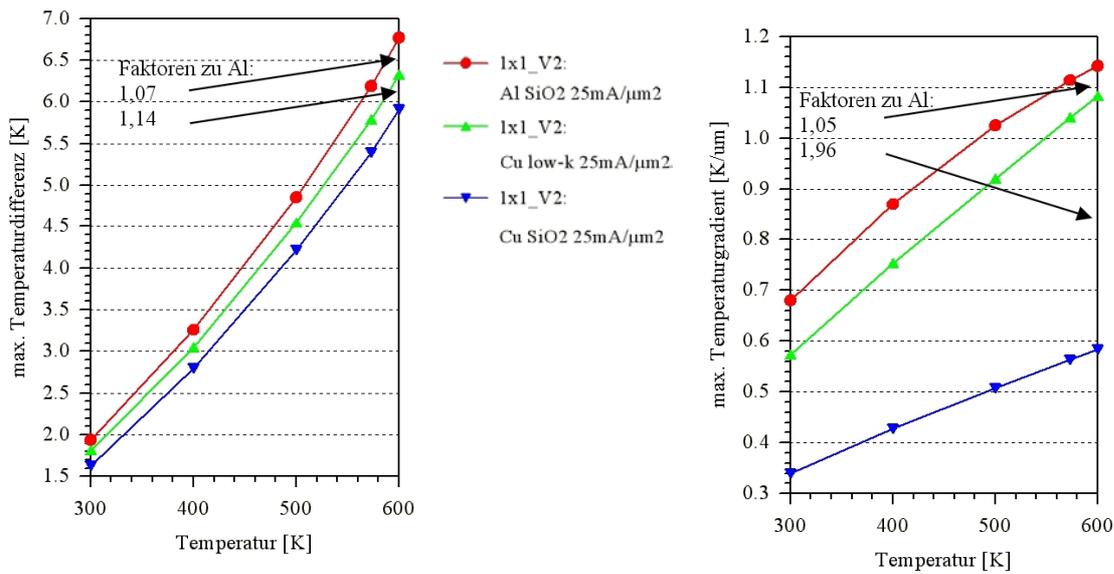


Bild 3.1.39: Maximale Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen 1x1_V2, 25 mA/μm²

Bild 3.1.40: Maximale Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen 1x1_V2, 25 mA/μm²

Im folgenden werden die Al-Viakette mit SiO₂-Dielektrikum, die Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum und die Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum bezogen auf Modell 1x1_V2 und dem Stressfall (25 mA/μm²) verglichen. Bild 3.1.39 zeigt den Vergleich der

maximalen Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen und Bild 3.1.40 den der maximalen Temperaturgradienten.

Die maximale Temperaturdifferenz der Cu-Viakette mit SiO₂-Dielektrikum ist im Vergleich zur Al-Viakette um den Faktor 1,14 geringer. Der maximale Temperaturgradient der Cu-Viakette mit SiO₂-Dielektrikum ist im Vergleich zur Al-Viakette um den Faktor 1,96 geringer. Daher verringern sich in der Cu-Technologie mit SiO₂-Dielektrikum die Effekte der Elektro- und Thermomigration. Somit steigt die Lebensdauer an.

Die maximale Temperaturdifferenz der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum ist im Vergleich zur Al-Viakette nur um den Faktor 1,07 geringer. Der maximale Temperaturgradient der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum ist im Vergleich zur Al-Viakette nur um den Faktor 1,05 geringer. Somit ist eine etwas reduzierte Lebensdauer der Cu-Technologie mit low-k-Dielektrikum im Vergleich zu der mit SiO₂-Dielektrikum zu erwarten. Dabei nehmen die durch Temperaturgradienten bedingten Massenflussdivergenzen zu. Es ist aber zu beachten, dass hier nur das SiO₂ zwischen den Leitbahnen durch ein low-k-Dielektrikum ersetzt wurde. Bei einer Technologie, bei der eine vollständige Ersetzung des SiO₂ erfolgt, sind deutlich stärkere Effekte zu erwarten.

Variation des Dielektrikums und der Metallage

Es werden 6 Viaketten mit Substrattemperaturen von 300, 400, 500 und 600 K für die Stressfälle untersucht. Für die Al-Technologie werden für die Viaketten 1x1_V2 (Al,ML1,SiO₂) und 1x1_V7 (Al,ML2,SiO₂) FEM-Simulationen bei einer Stromdichte von 7 mA/μm² durchgeführt. Die Simulationen für die Cu-Technologie mit Low-k-Dielektrikum erfolgen für die Viaketten 1x1_V2 (Cu,ML1,Low-k) und 1x1_V7 (Cu,ML2,Low-k) für eine Stromdichte von 25 mA/μm². Die Cu-Viaketten mit SiO₂-Dielektrikum werden zum Vergleich bei gleicher Stromdichte ebenfalls für die Modelle 1x1_V2 (Cu,ML1, SiO₂) und 1x1_V7 (Cu,ML2, SiO₂) untersucht.

Bild 3.1.41 zeigt den Vergleich der maximalen Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen. Wie man sieht, hat die Metallisierungslage keinen großen Einfluss auf die Simulationsergebnisse. Die Ergebnisse der Cu-Viakette mit Low-k-Dielektrikum liegen höher als die der Cu-Viakette mit SiO₂-Dielektrikum, bedingt durch die im Vergleich zum SiO₂-Dielektrikum kleinere spez. Wärmeleitfähigkeit des Low-k-Dielektrikums. Die Ergebnisse für

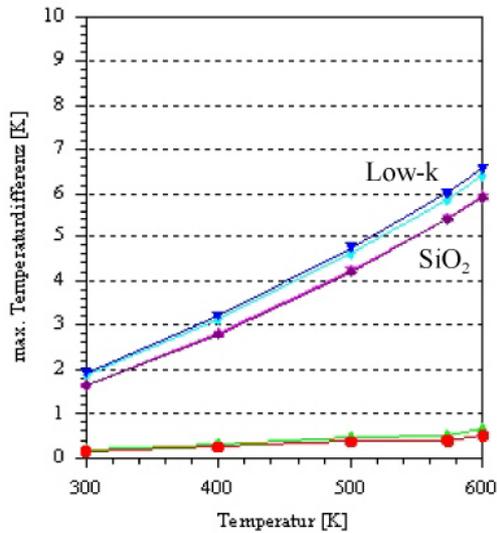


Bild 3.1.41: Maximale Temperaturdifferenzen über den Substrattemperaturen

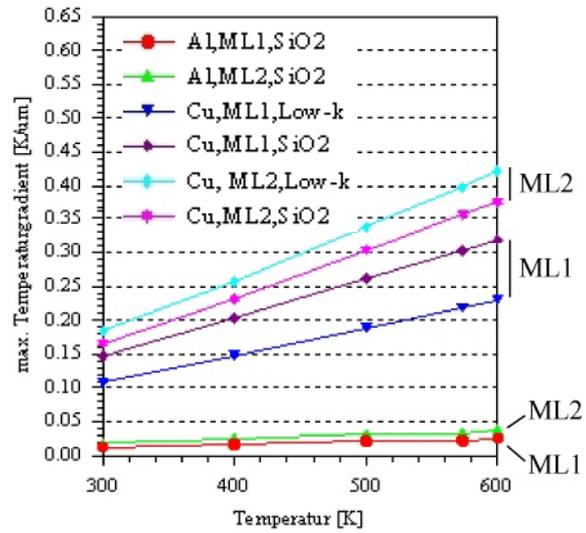


Bild 3.1.42: Maximale Temperaturgradienten (Metallisierung) über den Substrattemperaturen

die Al- und Cu-Technologie zeigen eine starke Abhängigkeit von den Stromdichten für die untersuchten Stressfälle. Ein Vergleich der Al-Viakette mit den Ergebnissen für eine Cu-Viakette, untersucht für $7 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, zeigt eine Abweichung der Temperaturerhöhung um weniger als 10 %.

Bild 3.1.42 zeigt den Vergleich der maximalen Temperaturgradienten über den Substrattemperaturen. Die Viaketten in Metalllage 2 zeigen unabhängig von der Technologie höhere maximale Temperaturgradienten. In Metalllage 2 sind die Werte der Cu-Viakette mit Low-k-Dielektrikum größer als die mit SiO_2 Dielektrikum. In Metalllage 1 ist dieses Verhalten genau umgekehrt. Die Ursache für dieses konträre Verhalten liegt am unterschiedlichen Ort der Maxima.

Liegt die zu untersuchende schmale Leitbahn in Metalllage 1, so treten die maximalen Temperaturen an der unteren Barriere im Via auf. Die TiN-Barriere hat dort im Vergleich zur Cu-Metallisierung einen vergleichsweise hohen spez. Widerstand, der zu einer vergleichsweise hohen Erwärmung führt. Da die Hauptwärme in Metalllage 1 erzeugt wird und bedingt durch einen hohen thermischen Widerstand nur zum Teil nach unten an das Substrat abgeleitet werden kann, verteilt sich die Wärme zusätzlich in der Cu-Metallisierung in Metalllage 2. Die hohen Temperaturgradienten treten in Metalllage 2 am oberen Rand des Vias auf, da sich dort der Leitbahnquerschnitt sprunghaft vergrößert.

Liegt die zu untersuchende schmale Leitbahn in Metalllage 2, so wird in dieser die primäre Wärme erzeugt. Bedingt durch die schlechte Wärmeableitung treten die maximalen Tempera-

turen in der Mitte der langen Cu-Metallisierung auf. Die Wärme wird zum einen direkt über den vergleichsweise hohen thermischen Widerstand zum Substrat abgeführt. Zum anderen wird die Wärme über die Cu-Metallisierung in Metalllage 1 zum Substrat abgeführt. Die maximalen Temperaturgradienten treten in Metalllage 1 bedingt durch die Leitbahnquerschnittsvergrößerung am unteren Rand des Vias auf.

Zusammenfassung

Für Lebensdauertests und zur Untersuchung des Ausfallverhaltens an Vias wurden spezielle Teststrukturen in Form von Viaketten erstellt. Für Simulationen wurden dazu 3D-FE-Modelle von Viaketten in Vierlagenmetallisierung angelegt: Eine Al-Viakette mit Leitbahn in Metalllage 1 (Variante I) bzw. in Metalllage 2 (Variante II), eine Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum mit Leitbahn in Metalllage 1 (Variante I) und eine Cu-Viakette mit SiO₂ anstelle von low-k-Dielektrikum mit Leitbahn in Metalllage 1 (Variante I).

Insgesamt wurden 228 Simulationen zur Temperatur- und Stromdichteverteilung durchgeführt. Die Substrattemperatur wurde zwischen 300 K und 600 K und die Stromdichte zwischen 1,34 mA/μm² und 45 mA/μm² variiert.

Der Überlapp am Via wurde zwischen 0,1 und 1 μm variiert. Mit längerem Überlapp sinken die maximale Temperaturdifferenz, der maximale Temperaturgradient und die maximale Stromdichte geringfügig.

Für die Al-Viakette wurde der Einfluss der Leitbahnlage genauer untersucht. Für 600 K liegt die maximale Temperaturdifferenz der Metalllage 2 um den Faktor 1,3 über der maximalen Temperaturdifferenz der Metalllage 1. Der sich daraus ergebende maximale Temperaturgradient der Metalllage 2 liegt um den Faktor 3,74 - 3,80 über dem maximalen Temperaturgradienten der Metalllage 1.

Die Al-Viakette in Metalllage 1 kann mit einer Stromdichte von 25 mA/μm² und einer Substrattemperatur zwischen 300 K und 600 K und die in Metalllage 2 sollten nur mit einer Stromdichte unter 25 mA/μm² gestresst werden.

Abschließend wurden die Simulationsergebnisse der Al-Viakette, der Cu-Viakette mit SiO₂ und der Cu-Viakette mit low-k-Dielektrikum in den Leitbahnebenen bei einer Stromdichte von 25 mA/μm² und einer Temperatur von 600 K verglichen: Die Cu-Technologie mit SiO₂-Dielektrikum zeigt im thermischen Verhalten einen klaren Vorteil im Vergleich zur Al-Technologie. In der Cu-Technologie mit SiO₂-Dielektrikum sind daher kleinere Effekte der Elektro- und Thermomigration zu erwarten, wodurch die Lebensdauer ansteigt. Es zeigt sich,

dass einige Vorteile der Cu-Technologie mit SiO₂-Dielektrikum gegenüber der Al-Technologie durch die Verwendung eines low-k-Dielektrikums verloren gehen. Mit einer verringerten Lebensdauer der Cu-Technologie mit low-k-Dielektrikum im Vergleich zu der mit SiO₂-Dielektrikum ist im Stressfall zu rechnen.

3.1.3 FEM-Analysen von S-Bahnen

Es wurde eine Untersuchung von Ausfallmechanismen auf langen Leitbahnen anhand einer S-Bahn in 4-Lagen-Metallisierung für den Betriebsfall und den Stressfall durchgeführt. Dabei wurde zum einen die stromführende Metalllage variiert und zum anderen die Leitbahnbreite. Darüber hinaus wurde ein Vergleich von der Cu-Technologie mit der Al-Technologie durchgeführt.

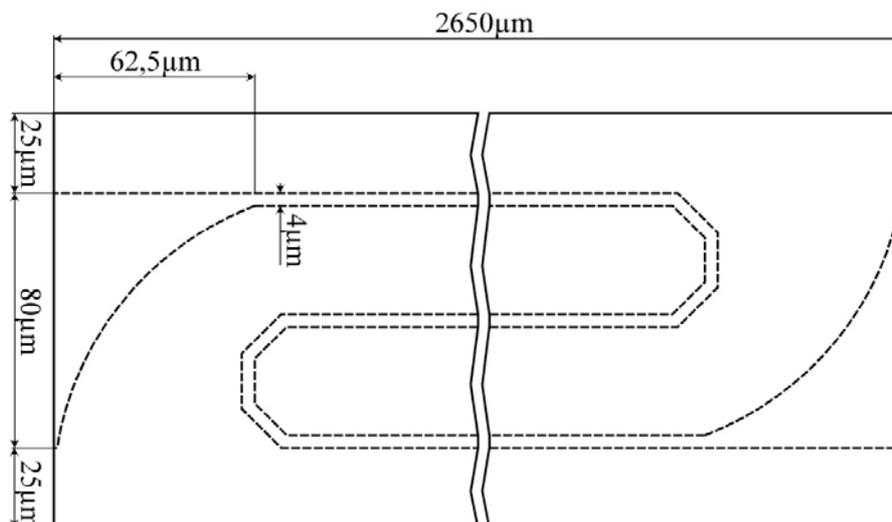


Bild 3.1.43: Draufsicht der S-Bahn-Struktur

Bild 3.1.43 zeigt eine Draufsicht auf die S-Bahn. Für die S-Bahn in Cu-Technologie wurden 180 Simulationen mit einer Substrattemperatur von 300, 400, 500 und 600 K und Stromdichten von 3,25 mA/µm² bzw. 45 mA/µm² durchgeführt (Betriebsfall: 125 °C bei 3,25 mA/µm²; Stressfall: 250 °C bei 45 mA/µm²). Um einen Technologievergleich vornehmen zu können wurden 80 Simulationen für die S-Bahn in Al-Technologie mit gleichen Substrattemperaturen bei Stromdichten von 1,3 mA/cm² bzw. 10 mA/cm² durchgeführt (Betriebsfall: 125 °C bei 1,3 mA/µm²; Stressfall: 250 °C bei 10 mA/µm²).

Auswertung für Metallage 4

Bild 3.1.44 zeigt die Seitenansicht für die S-Bahn in Cu-Technologie und in Al-Technologie. Nur Metallage 4 ist stromführend, alle anderen Metallagen sind mit SiO_2 -Dielektrikum gefüllt. Bild 3.1.45 zeigt die Ergebnisse der Cu-Technologie für den Stressfall (250 °C, 45 $\text{mA}/\mu\text{m}^2$). Die maximale Temperatur tritt in der Mitte der langen Leitbahnen auf und hat einen Wert von 549 K. Der maximale Temperaturgradient hat einen Wert von 0,56 $\text{K}/\mu\text{m}$ und tritt am Übergangsstück zwischen dem Pad-Anschluss und der 0,4 μm breiten Leitbahn auf. Bild 3.1.46 zeigt Simulationsergebnisse für eine 4 μm breite S-Bahn in Al-Technologie (M-Al-1-(4,0)) bei einer Stromdichte von 10 $\text{mA}/\mu\text{m}^2$ und für eine 0,4 μm breite S-Bahn in Cu-Technologie (M-Cu-18-(0,4)) bei einer Stromdichte von 45 $\text{mA}/\mu\text{m}^2$. Die maximalen Temperaturdifferenzen beider Leitbahnen liegen in ähnlichen Größenordnungen. Die maximalen Temperaturgradienten sind in der S-Bahn in Cu-Technologie größer als in der S-Bahn in Al-Technologie.

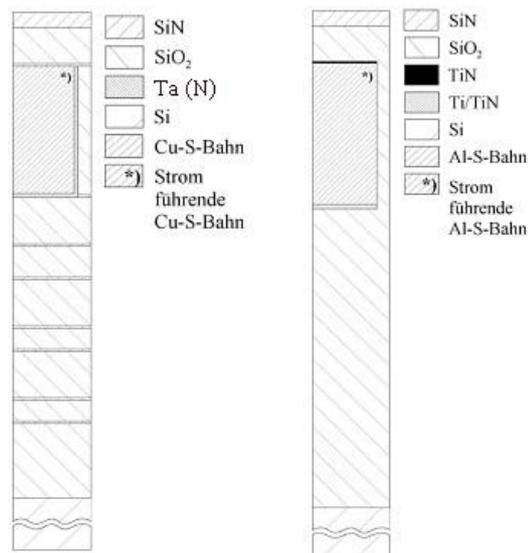


Bild 3.1.44: Seitenansicht, links für Cu-Technologie und rechts für Al-Technologie

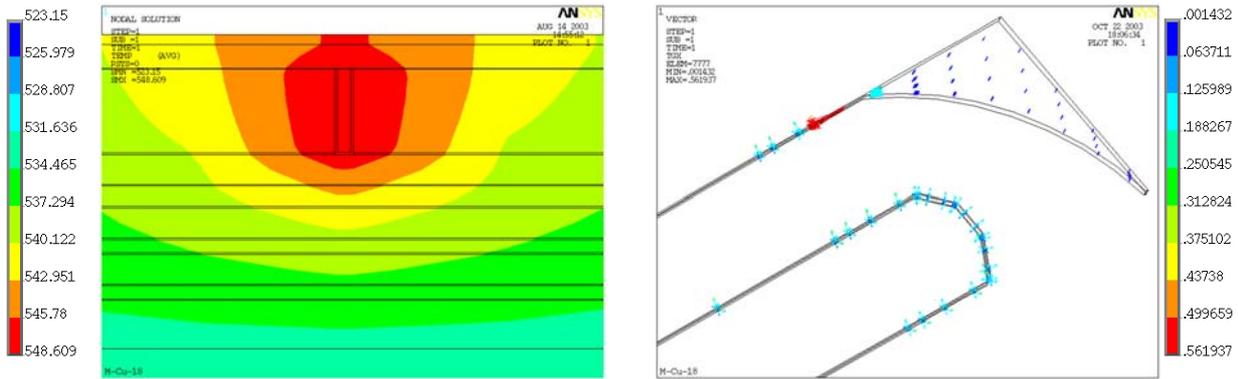


Bild 3.1.45: S-Bahn in Cu-Technologie im Stressfall (250 °C, 45 mA/μm²), links Temperaturverteilung, rechts Temperaturgradientenverteilung

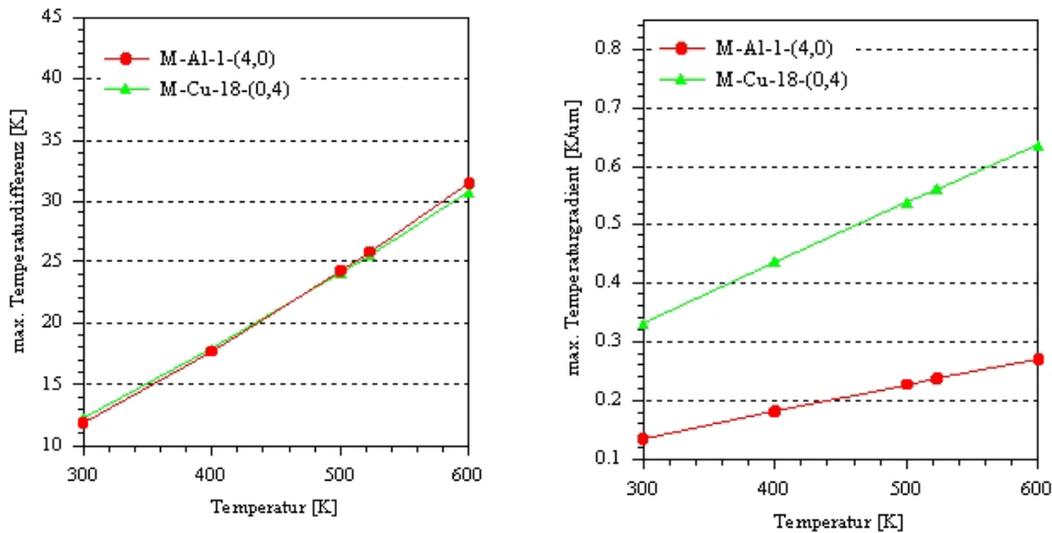


Bild 3.1.46: Maximale Temperaturdifferenzen (links) und maximale Temperaturgradienten der Metallisierung (rechts) über der Substrattemperatur (Al: 10 mA/μm², Cu: 45 mA/μm²)

Auswertung für Metalllage 3

Bild 3.1.47 zeigt die Seitenansicht für die S-Bahn in Cu-Technologie und in Al-Technologie. Hier ist nur Metalllage 3 stromführend, alle anderen Metalllagen sind mit SiO₂-Dielektrikum gefüllt. Bild 3.1.48 zeigt zum einen Simulationsergebnisse für eine 4 μm breite S-Bahn in Al-Technologie (M-Al-3-(4,0)) bei einer Stromdichte von 10 mA/μm². Zum anderen zeigt es die Ergebnisse einer S-Bahn in Cu-Technologie bei einer Stromdichte von 45 mA/μm² mit 0,4μm Breite (M-Cu-13-(0,4)), mit 4 μm Breite (M-Cu-3-(4,0)), mit 8 μm Breite (M-Cu-10-(8,0)) und mit 20 μm Breite (M-Cu-14-(20,0)). Die maximalen Temperaturdifferenzen und die maximalen Temperaturgradienten steigen mit zunehmender Leitbahnbreite bedingt durch die bei kleinerem Leitbahnquerschnitt effektivere Kühlung.

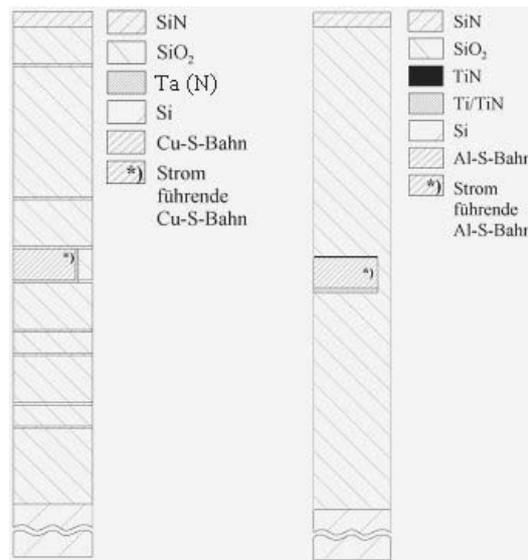


Bild 3.1.47: Seitenansicht, links für Cu-Technologie und rechts für Al-Technologie

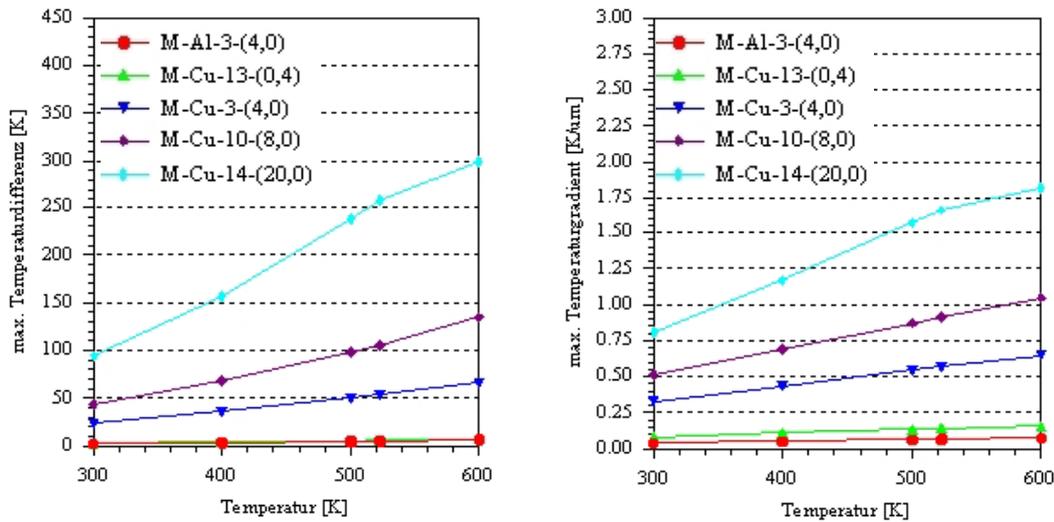


Bild 3.1.48: Maximale Temperaturdifferenzen (links) und maximale Temperaturgradienten der Metallisierung (rechts) über der Substrattemperatur (Al: 10 mA/μm², Cu: 45 mA/μm²)

Auswertung für Metalllage 2

Bild 3.1.49 zeigt die Seitenansicht für die S-Bahn in Cu-Technologie und in Al-Technologie mit Metalllage 2 als stromführende Leitbahn. Bild 3.1.50 zeigt die Simulationsergebnisse für eine 4 μm breite S-Bahn in Al-Technologie bei einer Stromdichte von 10 mA/μm² und für

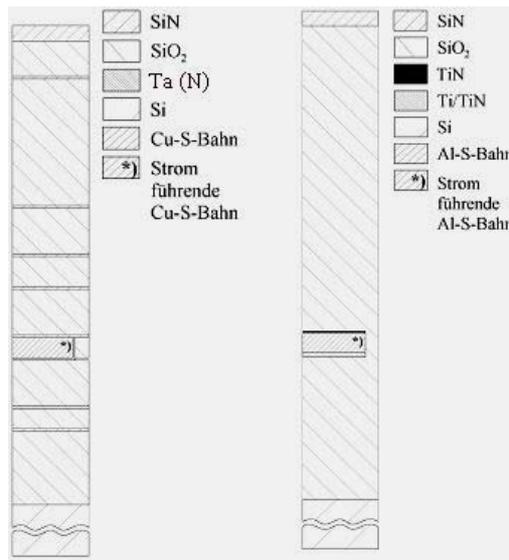


Bild 3.1.49: Seitenansicht, links für Cu-Technologie und rechts für Al-Technologie

vier 0,4 ... 20 μm breite S-Bahnen in Cu-Technologie bei einer Stromdichte von $45 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$. Die maximalen Temperaturdifferenzen und die maximalen Temperaturgradienten steigen, wie erwartet, mit zunehmender Leitbahnbreite an.

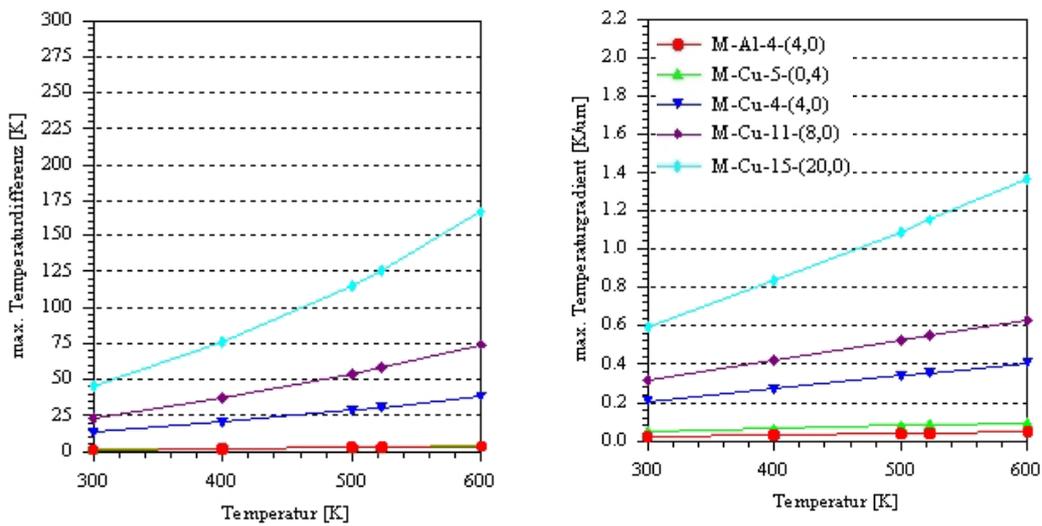


Bild 3.1.50: Maximale Temperaturdifferenzen (links) und maximale Temperaturgradienten der Metallisierung (rechts) über der Substrattemperatur (Al: $10 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$, Cu: $45 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$)

Auswertung für Metallage 1

Bild 3.1.51 zeigt die Seitenansicht für die S-Bahn in Cu-Technologie und in Al-Technologie, wobei nur Metallage 1 stromführend ist. Bild 3.1.52 zeigt die Simulationsergebnisse für eine

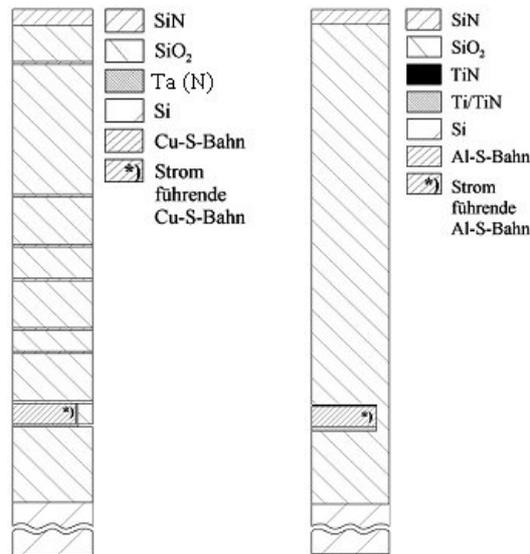


Bild 3.1.51: Seitenansicht, links für Cu-Technologie und rechts für Al-Technologie

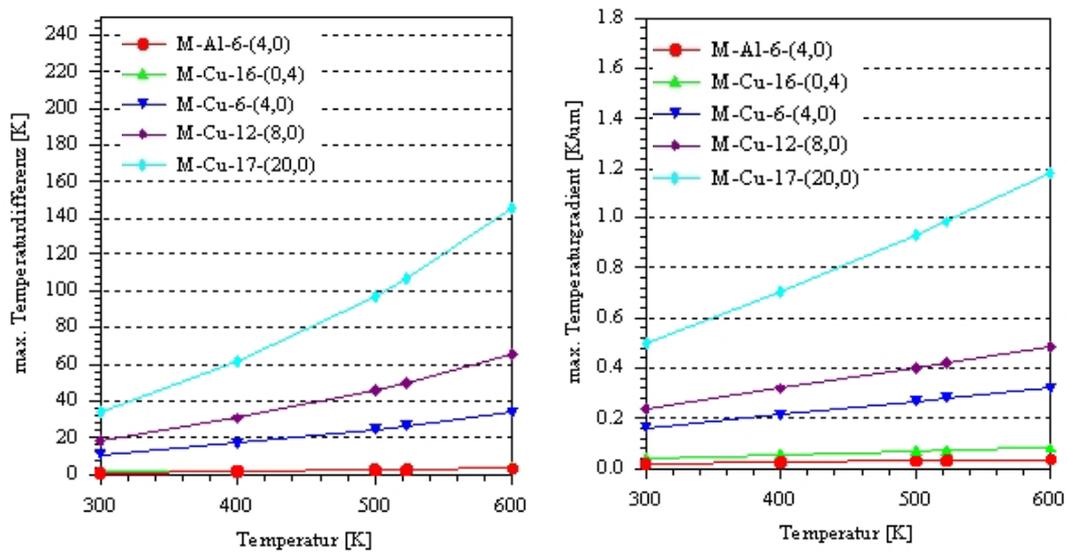


Bild 3.1.52: Maximale Temperaturdifferenzen (links) und maximale Temperaturgradienten der Metallisierung (rechts) über der Substrattemperatur (Al: 10 mA/µm², Cu: 45 mA/µm²)

4 µm breite S-Bahn in Al-Technologie bei einer Stromdichte von 10 mA/µm² und für vier 0,4 ... 20 µm breite S-Bahnen in Cu-Technologie bei einer Stromdichte von 45 mA/µm².

Die maximalen Temperaturdifferenzen und die maximalen Temperaturgradienten steigen in Analogie zu den bisherigen Ergebnissen mit zunehmender Leitbahnbreite an.

Auswertung für Metalllage 1-4

Bild 3.1.53 zeigt die Seitenansicht für die S-Bahn in Cu-Technologie und in Al-Technologie. Um den Einfluss umliegender Metalllagen zu untersuchen, sind in diesem Fall alle vier Metalllagen als S-Bahn übereinanderliegend angelegt, wobei nur die S-Bahn in Metalllage 2 stromführend ist. Bild 3.1.54 zeigt die Simulationsergebnisse für drei Gruppen, bei denen jeweils Metalllage 2 stromführend ist: Zum Vergleich wird jeweils ein Ergebnis aus Bild 3.1.50 (Metalllage 2 stromführend, übrige Metalllagen mit SiO₂-Dielektrikum gefüllt) einem

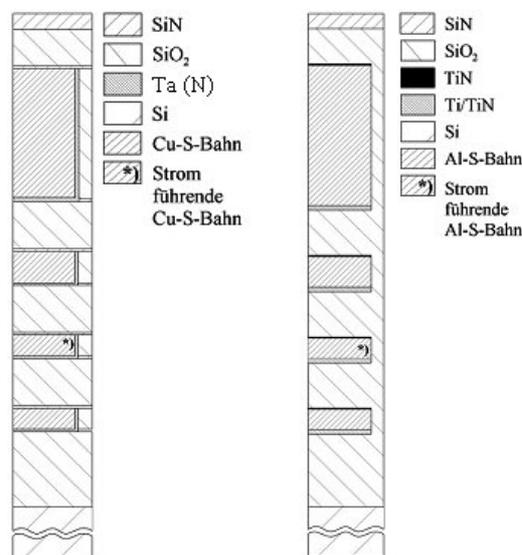


Bild 3.1.53: Seitenansicht, links für Cu-Technologie und rechts für Al-Technologie

Ergebnis mit vier übereinanderliegenden Metallisierungen gegenübergestellt. In der ersten Gruppe wird eine 4 µm breite S-Bahn in Al-Technologie verglichen und in der zweiten Gruppe eine 0.4 µm breite S-Bahn in Cu-Technologie. Ein Einfluss durch die unterschiedlichen Strukturen fällt hier nur schwach aus. In der dritten Gruppe dagegen, macht sich der unterschiedliche Aufbau bemerkbar. Hier werden 4 µm breite S-Bahnen in Cu-Technologie verglichen. Umliegende Metalllagen verringern die maximalen Temperaturdifferenzen geringfügig und die maximalen Temperaturgradienten um ca. 20 %. Je breiter die Leitbahnen werden, desto stärker wirkt sich dieser Effekt aus. Ausschlaggebend sind dabei die unter der stromführenden Metallisierung befindlichen Metalllagen, durch die der thermische Widerstand zum

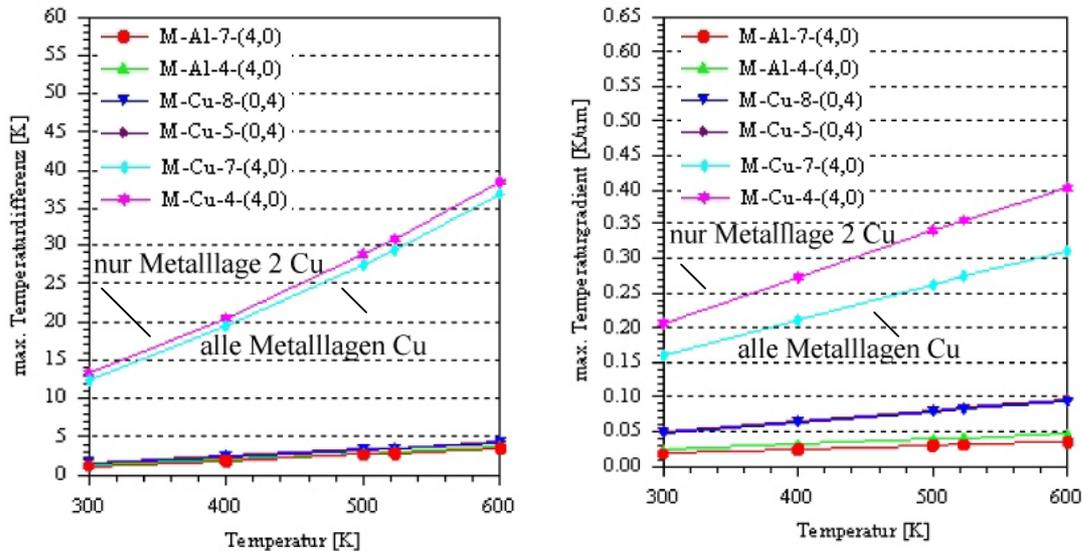


Bild 3.1.54: Maximale Temperaturdifferenzen (links) und maximale Temperaturgradienten der Metallisierung (rechts) über der Substrattemperatur (Al: 10 mA/μm², Cu: 45 mA/μm²)

Substrat verringert wird. Dadurch wird die Wärme bei zusätzlichen Metallisierungen besser zum Substrat abgeführt.

Zusammenfassung

Es wurden zur Untersuchung des Ausfallverhaltens an langen Leitbahnen spezielle Teststrukturen in Form von S-Bahnen erstellt. Für diese wurde der Simulations-Flow zur Ermittlung der Stromdichte-, der Temperatur- und der Temperaturgradientenverteilungen durchlaufen. Für die Simulationen wurden 3D FE-Modelle von S-Bahnen in 4-Lagen-Metallisierung angelegt. Für die Cu-Technologie wurden Variationen von Metalllage (1 / 2 / 3 / 4) und Leitbahnbreite (0,4 / 4,0 / 8,0 / 20,0 μm) untersucht. Zusätzlich wurde für ausgewählte Modelle ein Vergleich mit der Al-Technologie durchgeführt. Insgesamt wurden 260 Simulationen analysiert. Es hat sich gezeigt, dass nicht stromführende Leitbahnen, die sich unter stromführenden Leitbahnen befinden und zu diesen parallel verlaufen, die maximalen Temperaturdifferenzen geringfügig und die maximalen Temperaturgradienten wesentlich senken.

3.2 Hochtemperatur-Belastungsverfahren für Leitbahnen und Vias

3.2.1 Einleitung

Der Schwerpunkt dieser Arbeit waren neue und schnellere Belastungsverfahren zur Lebensdauerbewertung von Leitbahnsystemen. Die Beschleunigung von Lebensdauerermessungen kann über eine Steigerung der Strombelastung im Vergleich zur Betriebsstromdichte, über eine Steigerung der Belastungstemperatur sowie über eine Kombination beider Parameter erfolgen. Die mittlere Lebensdauer einer Lebensdauerermessung wird mit Hilfe der Black'schen Gleichung beschrieben [1]:

$$MTTF = A \cdot j^{-n} \exp\left(\frac{E_A}{k_B T}\right) \quad (3.2.1)$$

In dieser Gleichung wird die Lebensdauer folglich von den Parametern Belastungsstromdichte j und Belastungstemperatur T bestimmt. Die Parameter Stromdichteexponent n und Aktivierungsenergie E_A sowie der Geometrieparameter A sind Materialkonstanten.

Für die Untersuchung wurde eine Via-Kette in Zweilagennitmetallisierung verwendet. Diese Struktur bestand aus fünf Abschnitten, bei denen jeder Abschnitt aus einer kritischen (schmalen) Metalllage mit unterschiedlichen Längen und einer breiteren 10µm langen Metalllage bestand. Diese Lagen wurden jeweils auf einer Seite mit einem Einfach-Via, auf der anderen Seite mit vier parallelen Einfach-Vias (Vierfach-Via) miteinander verbunden. Die Stromrichtung wurde so gewählt, dass im Belastungsfall das Einfach-Via aufwärts mit Elektronen durchflossen wird (Bild 3.2.1).

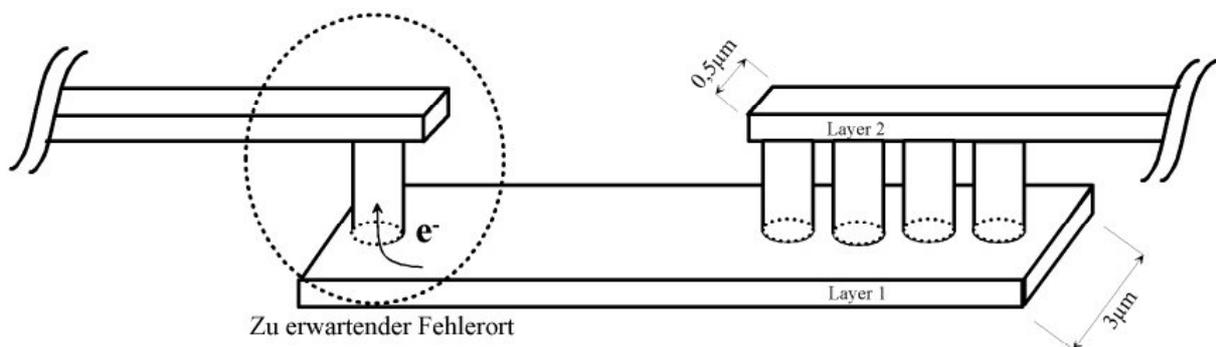


Bild 3.2.1: Schematischer Aufbau eines Abschnittes der Struktur.

Alle Vias sind identisch aufgebaut. Die kritische Leitbahn (Metalllage 2) ist bei den verschiedenen Leitbahnabschnitten 10, 30, 50, 100, 300µm lang.

In diesen Projekt wurde hauptsächlich die Belastungstemperatur als Beschleunigungsfaktor gewählt. Erstmals wurden Belastungstemperaturen bis 550°C für Lebensdauerbewertungen eingesetzt. Aufgrund der hohen Anforderungen an das Messsystem musste ein bestehender Vier-Spitzen-Messplatz umfangreich modifiziert werden.

3.2.2 Messplatzaufbau für Hochtemperatur-Belastungsverfahren

Der Messplatzaufbau bzw. die Modifikation des bestehenden Süss-Systems bestand aus drei Abschnitten.

- Mechanischer Aufbau der neuen Reaktorkammer
- Änderung der Software für die Temperaturregelung
- Kalibrierung der Temperaturmessung

Die mechanische Modifikation des Messsystems war erforderlich, da durch Konvektion und Strahlung bei Temperaturen oberhalb von 400°C deutliche Temperaturunterschiede zwischen Chip-Oberfläche und Chuck-Heizung beobachtet wurden. Dieses starke Temperaturgefälle über dem Chip-Querschnitt würde die Messergebnisse durch eingebaute Temperaturunterschiede stark verfälschen. Aus diesem Grund wurde die Heizplatte und die Nadeln zur Kontaktierung in einem Aluminiumzylinder untergebracht, um die Abkühlung durch die Umgebung zu reduzieren (Bild 3.2.2).

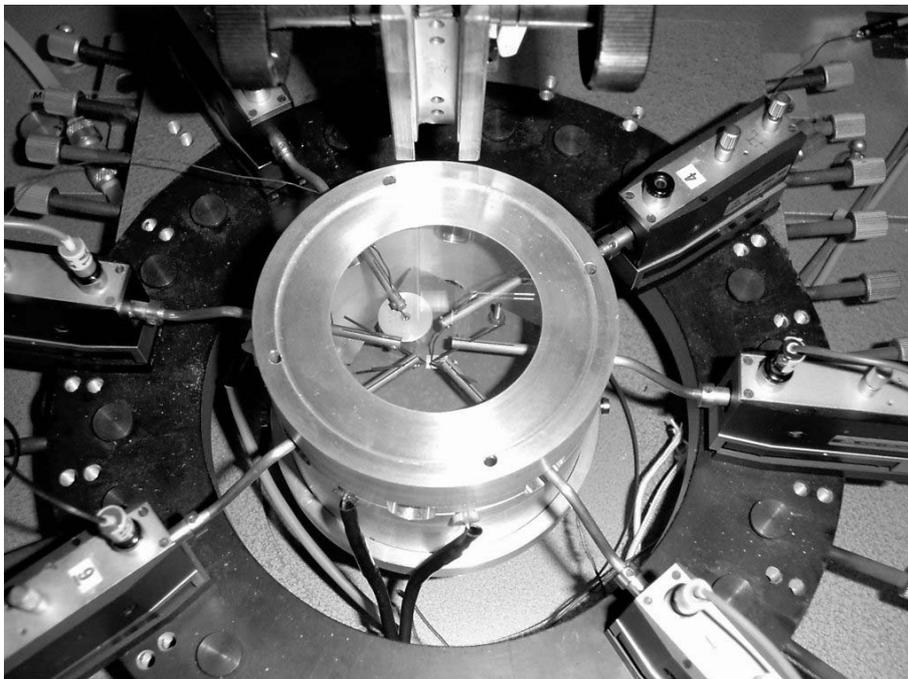


Bild 3.2.2: Aufsicht auf den modifizierten WLR-Messplatz für Hochtemperatur-Belastungsverfahren

Aufgrund der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Chip und Kontaktierungsnadeln bzw. Manipulatoren, war es notwendig während des Aufheizvorganges die Position der Nadeln zu korrigieren. Dieses konnte mit Hilfe einer in den Deckel des Zylinders eingelassenen Glasscheibe und einem Mikroskop geschehen. Mit diesem Aufbau war es möglich Temperaturen von 550°C zu erzielen, bei denen der Unterschied zwischen Leitbahn und Chuck-Heizung kleiner als 25K war.

Die Software-Variation erfolgte zum Einen durch Erweiterung der Temperaturspanne des Temperaturreglers durch eine geänderte Reglersoftware. Zum Anderen wurde in das Steuerprogramm weitere Temperaturschritte während des Aufheizvorganges eingebaut.

Für die genaue Bewertung der Temperatur in der Leitbahn der Struktur wurden drei Temperaturmessfühler im Aufbau installiert. Die Regeltemperatur wurde in der Isolierung unterhalb der Chuck-Heizung mittels eines Pt-100-Widerstands aufgenommen. Eine weitere Temperaturkontrolle erfolgte mittels NiCrNi-Thermoelement in einem Aluminiumzylinder direkt auf der Chuck-Oberfläche. Abschließend wurde der Chip mittels NiCrNi-Thermoelement auf den Chuck gedrückt und dort ebenfalls die Temperatur bestimmt (Bild 3.2.3).

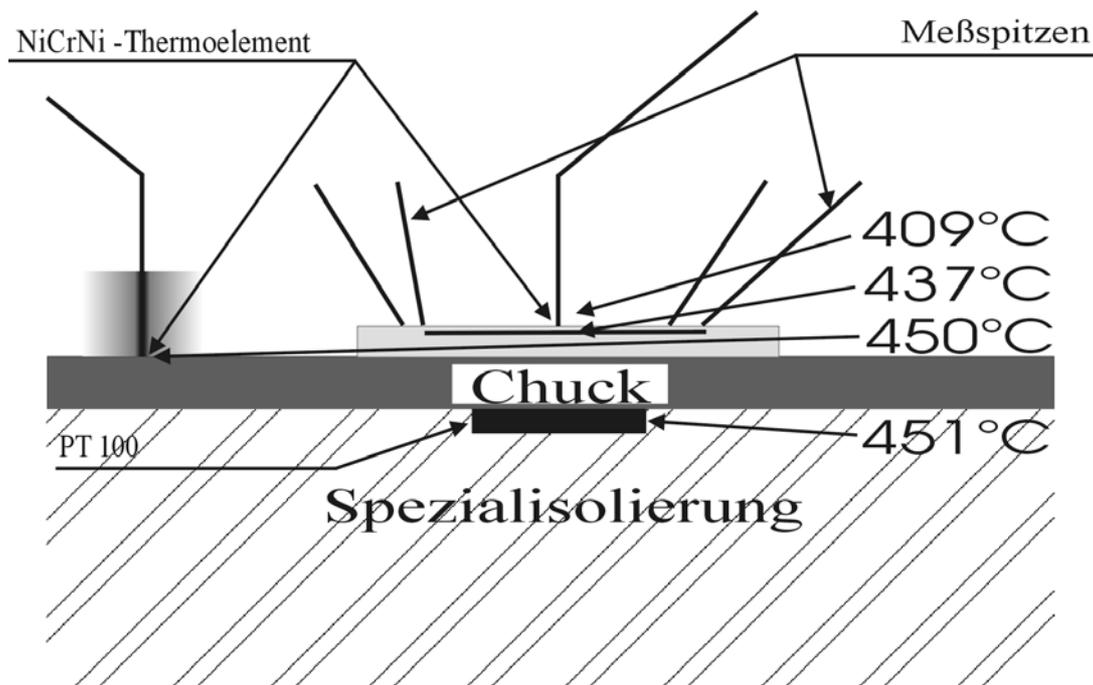


Bild 3.2.3: Schematischer Querschnitt durch den Messaufbau. Darstellung der gemessenen Temperaturen bei einer Belastungstemperatur von 450°C .

In Bild 3.2.3 ist deutlich zu erkennen, dass bei einer Belastungstemperatur von 450°C die Temperaturdifferenz zwischen Chuck-Unter- und Oberseite weniger als 1K beträgt. Die berechnete Leitbahntemperatur (Abschnitt 3.2.3.1) liegt in diesen Fall nur 13K unter der

Chuck-Oberflächentemperatur. Die auf der Chip-Oberseite gemessene Temperatur weicht mit 41K jedoch erheblich von der Belastungstemperatur ab. Dies ist auf die Ableitung der Wärme durch aufsetzen der Messspitze zurückzuführen.

Aufnahmen mit einer Wärmebildkamera durch eine auf Wärmestrahlungsdurchlässigkeit optimierte Siliziumscheibe (Bild 3.2.4) sowie thermische Simulationen (Bild 3.2.5) zeigen eine deutlich geringere Temperaturdifferenz zwischen Chip-Oberfläche und Belastungstemperatur.

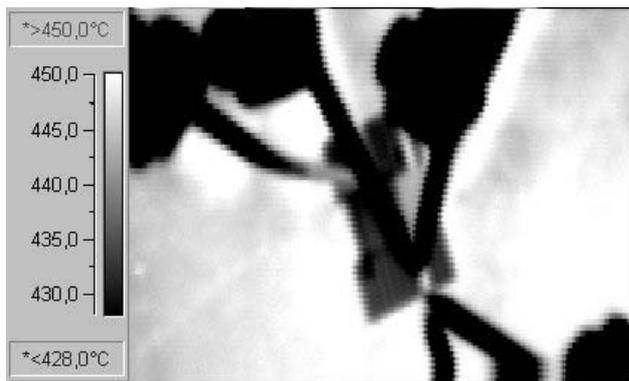


Bild 3.2.4: Wärmebildaufnahme bei einer Belastungstemperatur von 450°C

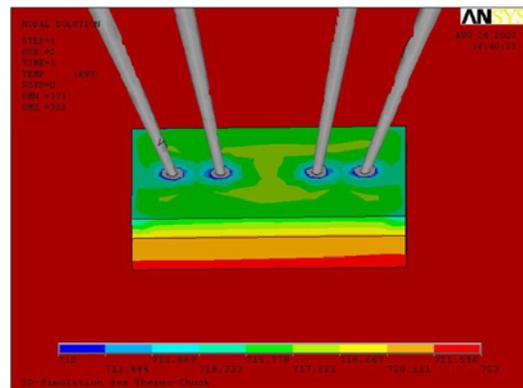


Bild 3.2.5: Thermische Simulation des Messsystems bei einer Belastungstemperatur von 450°C

Es ist zu erkennen, dass die Temperaturdifferenzen zwischen Chip-Oberfläche und Chuck deutlich weniger als 15K betragen. Die Simulationen zeigen, dass die Temperaturdifferenz maßgeblich durch die Strahlung und durch die aufgesetzten Messspitzen hervorgerufen wird.

3.2.3 Hochbeschleunigte Lebensdauermessungen

Die Untersuchungen zur Temperaturabhängigkeit der Lebensdauermessungen wurden an zwei unterschiedlichen Waferchargen von Infineon Technologies durchgeführt. Mit Hilfe der Voruntersuchungen (erste Wafercharge) wurde die Temperaturkorrektur sowie das Verfahren zur Auswertung von bimodalen Ausfallverhalten angepasst.

Die zweite Wafercharge wurde in einen umfangreichen Parameterraum mit Temperaturen zwischen 300°C bis 550°C und Stromdichten von 1MA/cm² bis 4,15MA/cm² untersucht. Mit diesen Untersuchungen war es möglich aussagekräftige Ergebnisse für die Aktivierungsenergie und den Stromdichteexponenten der Struktur zu erhalten.

Außerdem wurden an diesen Proben die Temperaturabhängigkeit des bimodalen Verhaltens durch Temperaturlagerungsversuche untersucht.

3.2.3.1 Korrektur der berechneten Leitbahntemperatur

Für die Berechnung des TCR bzw. für die Bestimmung der Leitbahntemperatur über eine Widerstandmessung wird ein linearer Zusammenhang zwischen Widerstand und Temperatur angenommen (Gleichung 3.2.2).

$$R = R_{30} \cdot (1 + TCR \cdot (T - T_{30})) \quad (3.2.2)$$

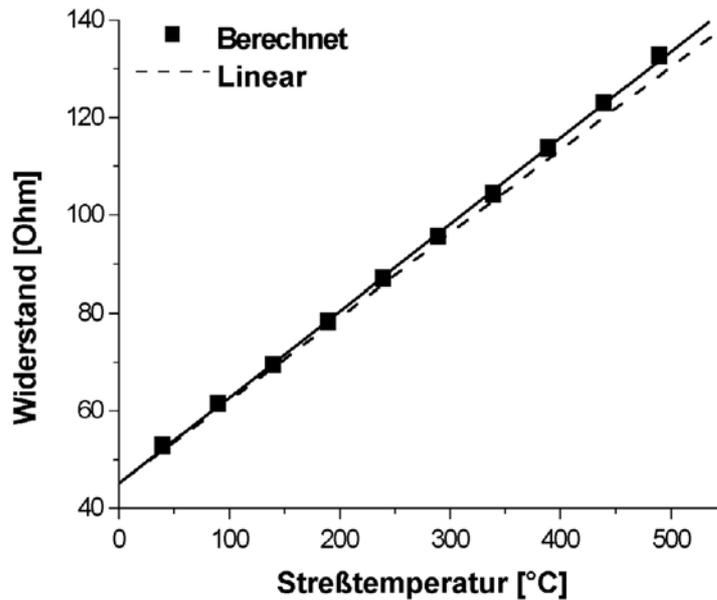


Bild 3.2.6: Vergleich des berechneten mit dem realen Widerstandverhalten abhängig von der Temperatur

Diese Annahme ist bis 300°C näherungsweise gültig. Oberhalb von 300°C weicht der reale Verlauf jedoch von dem linearen Zusammenhang deutlich ab (Bild 3.2.6).

In der Literatur ist ein Korrekturmodell angegeben [2]. In diesem Modell wird ein Korrekturfaktor F_{korr} angegeben:

$$F_{korr} = 1,0167 - 8,39751 \cdot 10^{-5} T - 3,74768 \cdot 10^{-8} \cdot T^2 \quad (3.2.3)$$

$$T_{korr} = F_{korr} \cdot T \quad (3.2.4)$$

Mit diesem Faktor kann die Temperatur und anschließend auch der TCR-Wert korrigiert werden. Nachfolgend werden zwei Temperaturen unterschieden. Die Stresstemperatur ist die am Chuck eingestellte Temperatur, die Leitbahntemperatur ist die korrigierte Temperatur.

3.2.3.2 Methode zur Auswertung des bimodalen Verhaltens

Die Messungen an der ersten Charge zeigte oberhalb von 425°C ein bimodales Verhalten in der Summenhäufigkeit der Ausfallzeiten CDF (Bild 3.2.7). Zur Untersuchung dieses Verhaltens wurden die Daten abschnittsweise linear angenähert und abgeleitet.

An die abgeleiteten Graphen wurden zwei getrennte Log-Normal-Kurven (PDF_A und PDF_B) angepasst. Aus diesen Funktionen ist die Streuung und die mittlere Lebensdauer der einzelnen Ausfallmoden abzulesen.

Die Log-Normal-Funktionen wurden einzeln integriert (CDF) und an die ursprünglichen Datenpunkte angefügt, indem bei der Summenbildung der Funktionen die Gewichtung $P(A)$ variiert wurde [3].

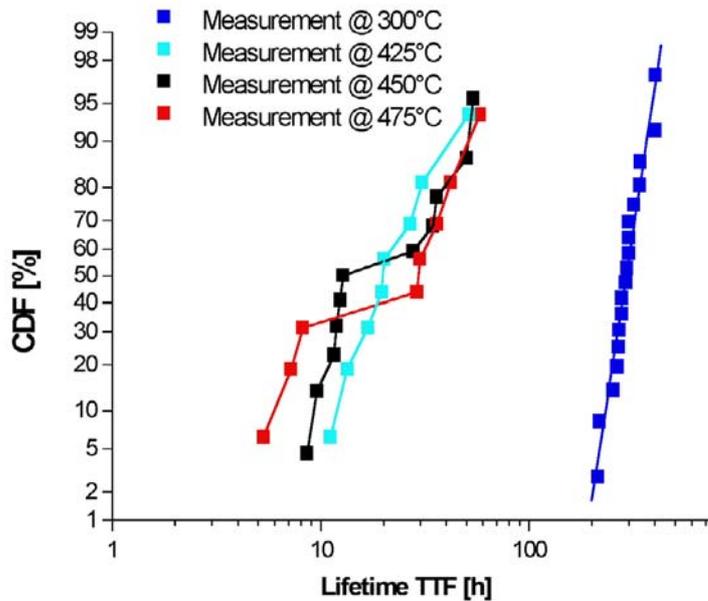


Bild 3.2.7: Summenhäufigkeit der Ausfallzeiten der Charge 1

$$CDF(t) = P(A) \cdot CDF_A(t) + (1 - P(A)) \cdot CDF_B(t) \quad (3.4)$$

In den Bildern 3.8-3.15 sind die Anpassungen an die Ableitung und die Anpassung zur Bewertung der Gewichtung dargestellt. Die Ergebnisse sind tabellarisch in Tabelle 3.2.1 zusammengefasst.

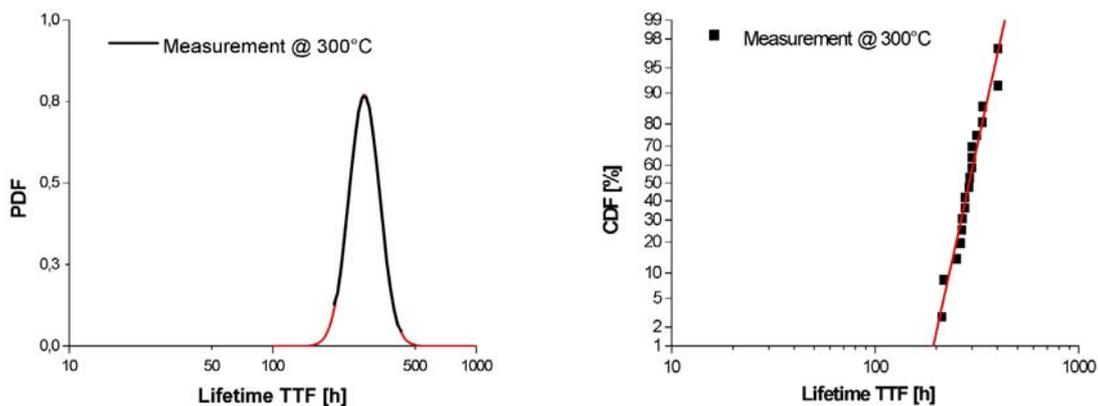


Bild 3.2.8-3.2.9: Anpassung der PDF und CDF bei 300°C

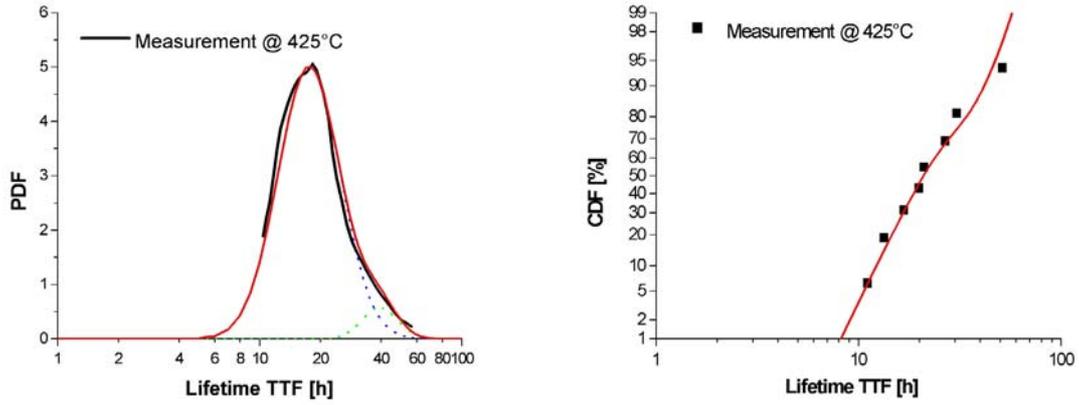


Bild 3.2.10-3.2.11: Anpassung der PDF und CDF bei 425°C

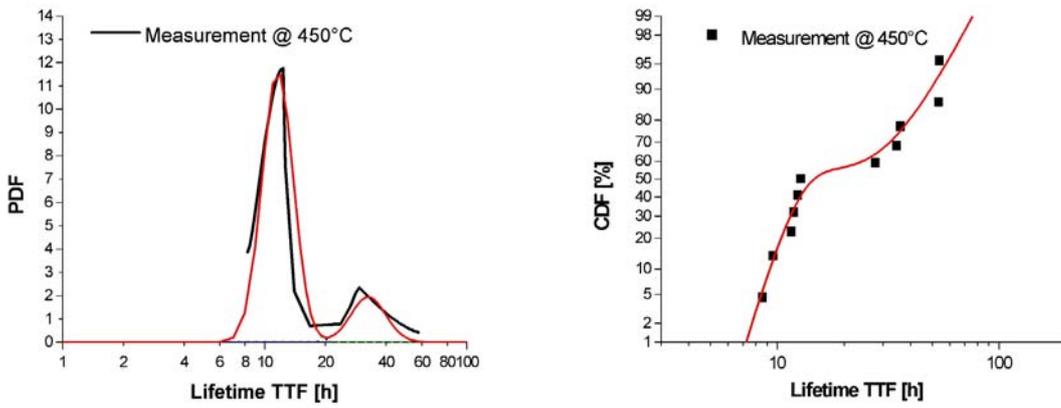


Bild 3.2.12-3.2.13: Anpassung der PDF und CDF bei 450°C

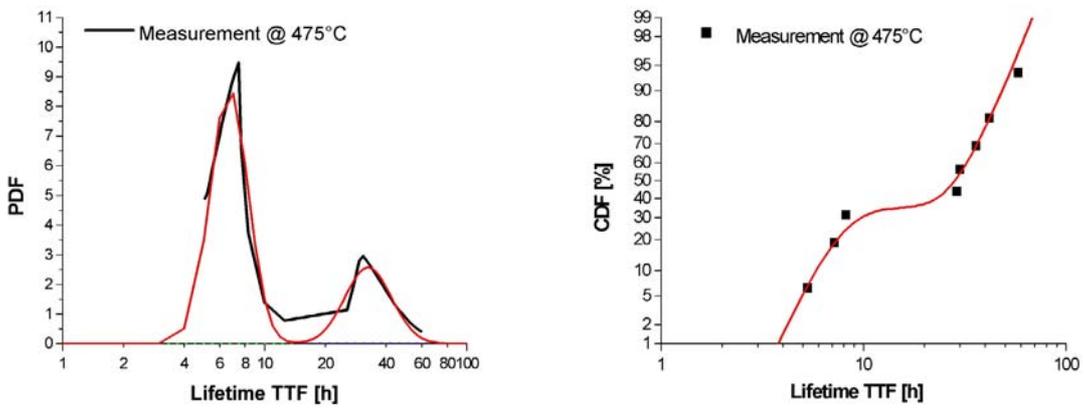


Bild 3.2.14-3.2.15: Anpassung der PDF und CDF bei 475°C

Tabelle 3.2.1: Mittlere Lebensdauer MTF, Standardabweichung Sigma und Gewichtung des Mechanismus A (P(A))

	Measurement@300°C		Measurement@425°C		Measurement@450°C		Measurement@475°C	
	A	B	A	B	A	B	A	B
MTTF [h]	291.5	-	20.7	41.3	12.5	35.0	7.0	35.2
Sigma	0.17	-	0.36	0.20	0.18	0.20	0.22	0.27
P(A)	1	-	0.80	-	0.55	-	0.35	-

Aus der Darstellung der mittleren Ausfallzeiten (MTTF bzw. t_{50}) und der 90% Konfidenzintervalle war zuerkennen, dass der Ausfallmechanismus A unter Einbeziehung der Standardmessung realistische Werte für die Aktivierungsenergie zeigt. Es ergab sich eine Aktivierungsenergie von 0,81eV (Bild 3.2.16). Diese Aktivierungsenergie liegt in dem Bereich, der für Standardmessungen in der Literatur angegeben wird (0,8 bis 1,2eV) [4].

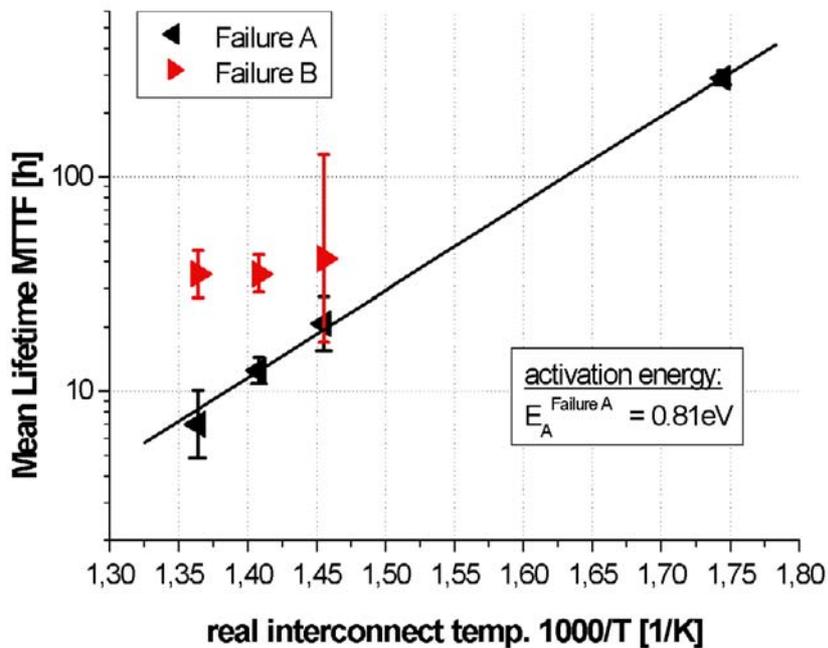


Bild 3.2.16: Extrapolation auf Bedingungen der Standardmessung

Der Fehlertyp B tritt im Temperaturbereich oberhalb 425°C auf und zeigt im betrachteten Bereich keine signifikante Temperaturabhängigkeit. Hierbei handelt es sich um einen Übergangsbereich zweier Fehlertypen. Im Folgenden werden Zuordnungen zwischen Fehlertyp und Fehlerort diskutiert (Abschnitt 3.2.4).

3.2.4 Ergebnisse der Lebensdaueruntersuchungen mittels Hochtemperaturbelastung

Die temperaturbeschleunigten Lebensdauermessungen wurden auf dem modifizierten WLR-Messplatz sequentiell durchgeführt. Hierbei wurde zunächst der TCR der Strukturen bestimmt und die berechnete Temperatur korrigiert (Abschnitt 3.2.3.1). Die sich hieraus ergebenden Werte für den TCR und die mittlere Leitbahntemperatur sind in Tabelle 3.2.2 zusammengefasst.

Tabelle 3.2.2: Korrigierte Werte für den TCR und die mittlere Leitbahntemperatur T_L

Stresstemperatur [°C]	300°C	350°C	400°C	425°C	450°C	475°C	500°C	550°C
Leitbahntemperatur [°C]	296°C	344°C	390°C	414°C	437°C	460V	483°C	526°C
TCR [1/1000K]	3,7	3,68	3,66	3,64	3,62	3,59	3,62	0,27
TCR _{korrt} [1/1000K]	3,65	3,62	3,57	3,56	3,53	3,51	3,48	3,52

Die beginnende Eigenheizung der Struktur von ca.5K bei 550°C Stresstemperatur zeigt sich in dem leichten Ansteigen des TCR. Die Berechnung des R_{th} war aufgrund der zu vernachlässigenden Eigenheizung der Struktur nicht möglich.

Die Lebensdauermessungen wurden als Vier-Spitzen-Messung durchgeführt. Hierdurch werden die Kontaktwiderstände bei der Messung eliminiert [5]. Das Fehlerkriterium wurde auf 40% Widerstandsanstieg gesetzt. In den Diagrammen 3.17 und 3.18 sind exemplarisch die Ergebnisse der Lebensdauermessungen bei 2,5MA/cm² und 3,15MA/cm² dargestellt.

Diese Summenhäufigkeitsdarstellung erlaubt bei monomodalen Verhalten das direkte Ablesen der mittlere Lebensdauer MTTF sowie der Standardabweichung σ_s eines Belastungsfalls.

Für das oberhalb von 400°C auftretende bimodale Verhalten muss die Auswertemethodik entsprechend des im Abschnitt 3.2.3.2 vorgestellten Verfahrens verändert werden.

In der Arrhenius-Darstellung (Bild 3.2.19) der mittleren Lebensdauern kann mit Hilfe der Black'schen Gleichung die Aktivierungsenergie des Elektromigrationsprozesses bestimmt werden. Das Bild zeigt deutlich, dass sowohl Fehlertyp A als auch Fehlertyp B die selbe Aktivierungsenergie aufweisen. Die Aktivierungsenergie ist unabhängig von der Belastungstemperatur. In Bild 3.2.20 sind die mittleren Lebensdauern für verschiedene Belastungstemperaturen über der Stromdichte aufgetragen. Hieraus kann der Stromdichteexponent n der Black'schen Gleichung bestimmt werden. Aus den Berechnungen ergeben sich Aktivierungsenergien von 0,89-0,92eV und Stromdichteexponenten von $n=1-1,2$. Diese Werte gelten sowohl für die Frühausfälle (Fehlertyp A) als auch für die Spätausfälle (Fehlertyp B).

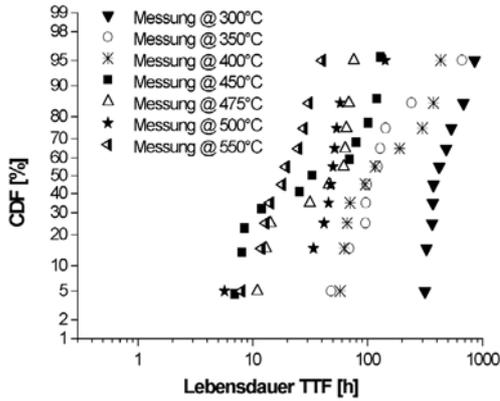


Bild 3.2.17: Summenhäufigkeitsdarstellung der Lebensdauerbewertung bei einer Stromdichte von $2,5 \text{ MA/cm}^2$

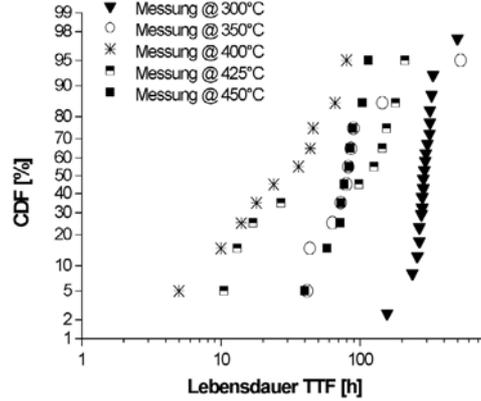


Bild 3.2.18: Summenhäufigkeitsdarstellung der Lebensdauerbewertung bei einer Stromdichte von $3,15 \text{ MA/cm}^2$

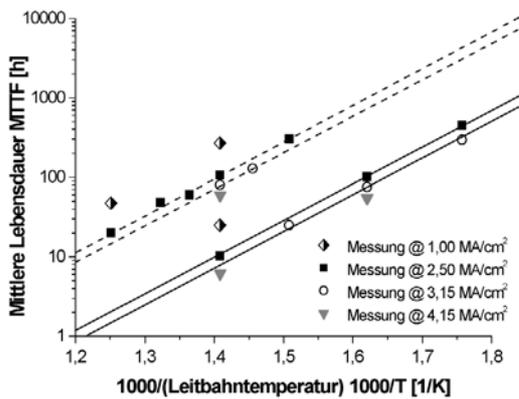


Bild 3.2.19: Arrhenius-Darstellung der mittleren Lebensdauern zur Bestimmung der Aktivierungsenergie E_A

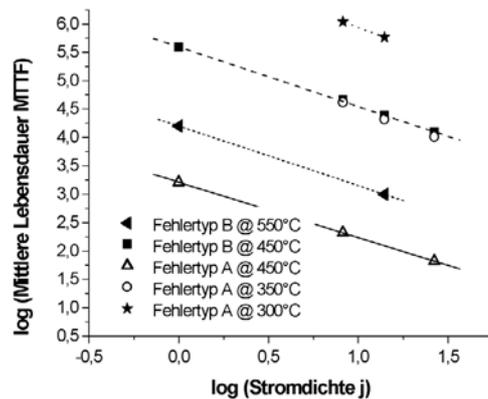


Bild 3.2.20: Diagramm zur Bestimmung der Stromdichteexponenten n

Die ermittelten Werte für die Aktivierungsenergie E_A und den Stromdichteexponenten n entsprechen Literaturwerten von Messungen an vergleichbaren Strukturen. Die Aktivierungsenergie für Grenzflächendiffusion wird in der Literatur mit Werten von $0,8-1,2 \text{ eV}$ angegeben [4], d.h. es liegt hier mit hoher Wahrscheinlichkeit eine Grenzflächendiffusion vor. Der Fehlertypwechsel geht weder mit einer Veränderung der Aktivierungsenergie noch mit einer Änderung des Stromdichteexponenten einher. Es kann daher davon ausgegangen werden, dass sich die Diffusionskinetik beim Wechsel der Fehlertypen nicht ändert. Die Änderung der Fehlerorte wird im folgenden Abschnitt untersucht.

Die ermittelten Werte für die verwendeten Stromdichten von $1, 2,5, 3,15$ und $4,15 \text{ MA/cm}^2$ sind im Überblick in den Tabellen 3.2.3 – 3.2.6 zusammengefasst. Die mittlere Lebensdauer

MTTF und die Standardabweichung Sigma wurden aus der Anpassung von Lognormal-Verteilungen ermittelt. Die Auftrittswahrscheinlichkeit des Fehlertyp A $P(A)$ wurde durch die Anpassung der integrierten Lognormalfunktionen an die Summenhäufigkeitsverteilung der Messwerte berechnet. Die Konfidenzintervalle wurden für einen 90%-Vertrauensbereich bestimmt [6].

Tabelle 3.2.3: Ergebnisse der Lebensdauerbewertung mit einer Stromdichte von $1\text{MA}/\text{cm}^2$

1MA/cm2	MTTF	Sigma	P(A)	90%-Konf.-Int
Messung 450°C (Fehlertyp A)	26,2	0,18	0,25	8,4...81,9
Messung 450°C (Fehlertyp B)	267,7	0,17	---	232,7...307,9
Messung 550°C (Fehlertyp A)	---	---	0	
Messung 550°C (Fehlertyp B)	47,3	0,52	---	33,7-66,5

Tabelle 3.2.4: Ergebnisse der Lebensdauerbewertung mit einer Stromdichte von $2,5\text{MA}/\text{cm}^2$

2,5MA/cm2	MTTF	Sigma	P(A)	90%-Konf.-Int
Messung 300°C (Fehlertyp A)	446	0,35	1	354,4...561,3
Messung 300°C (Fehlertyp B)	---	---	---	
Messung 350°C (Fehlertyp A)	105	0,56	0,9	70,4...156,6
Messung 350°C (Fehlertyp B)	---	---	---	
Messung 400°C (Fehlertyp A)	73	0,14	0,62	62,8...84,8
Messung 400°C (Fehlertyp B)	287	0,39	---	12,7...645,2
Messung 450°C (Fehlertyp A)	10,2	0,30	0,5	6,8...15,4
Messung 450°C (Fehlertyp B)	106	0,24	---	81,7...137,5
Messung 475°C (Fehlertyp A)	15	0,47	0,35	5,7...39,6
Messung 475°C (Fehlertyp B)	61	0,13	---	53,6...70,2
Messung 500°C (Fehlertyp A)	---	---	0,1	
Messung 500°C (Fehlertyp B)	48	0,26	---	39,7...58,0
Messung 550°C (Fehlertyp A)	---	---	0	
Messung 550°C (Fehlertyp B)	20	0,52	---	14,2...28,1

Tabelle 3.2.5: Ergebnisse der Lebensdauerbewertung mit einer Stromdichte von $3,15\text{MA}/\text{cm}^2$

3,15MA/cm2	MTTF	Sigma	P(A)	90%-Konf.-Int
Messung 300°C (Fehlertyp A)	446	0,35	1	354,4...561,3
Messung 300°C (Fehlertyp B)	---	---	---	
Messung 350°C (Fehlertyp A)	105	0,56	0,9	70,4...156,6

Messung 350°C (Fehlertyp B)	---	---	---	
Messung 400°C (Fehlertyp A)	73	0,14	0,62	62,8...84,8
Messung 400°C (Fehlertyp B)	287	0,39	---	12,7...645,2
Messung 450°C (Fehlertyp A)	10,2	0,30	0,5	6,8...15,4
Messung 450°C (Fehlertyp B)	106	0,24	---	81,7...137,5
Messung 475°C (Fehlertyp A)	15	0,47	0,35	5,7...39,6
Messung 475°C (Fehlertyp B)	61	0,13	---	53,6...70,2
Messung 500°C (Fehlertyp A)	---	---	0,1	
Messung 500°C (Fehlertyp B)	48	0,26	---	39,7...58,0
Messung 550°C (Fehlertyp A)	---	---	0	
Messung 550°C (Fehlertyp B)	20	0,52	---	14,2...28,1

Tabelle 3.2.6: Ergebnisse der Lebensdauerbewertung mit einer Stromdichte von $4,15\text{MA}/\text{cm}^2$

$4,15\text{MA}/\text{cm}^2$	MTTF	Sigma	P(A)	90%-Konf.-Int
Messung 350°C (Fehlertyp A)	57	0,31	1	46,7...69,6
Messung 350°C (Fehlertyp B)	---	---	---	---
Messung 400°C (Fehlertyp A)	25,6	0,34	0,72	16,1...30,0
Messung 400°C (Fehlertyp B)	105	0,60	---	30,4...362,8
Messung 450°C (Fehlertyp A)	6,2	0,90	0,5	1,8...21

3.2.5 Versuche mit Temperaturvorbelastungen

Der Temperatureinfluss auf das Auftreten der verschiedenen Fehlertypen war in den bisher gezeigten Ergebnissen deutlich zu erkennen. Um die Einflüsse von Temperatur- und Strombelastung zu trennen, wurden Temperaturlagerungs-Versuche (HTS) durchgeführt. Zunächst wurden die Probenwiderstände vor der Temperaturbelastung gemessen. Im Anschluss wurden jeweils zehn Proben zehn Stunden bei Temperaturen zwischen 350°C und 590°C im Quarzrohrföfen gelagert und nach der Temperaturlagerung die Widerstandsveränderung bestimmt.

Es zeigte sich eine deutliche Abhängigkeit des Widerstandes von der Lagerungstemperatur (Bild 3.2.21). Die hier aufgetragenen prozentualen Widerstandsdifferenzen sind oberhalb von 475°C durch einen deutlichen Anstieg charakterisiert.

Bei einer zehnstündigen Vorbelastung von 590°C wurden vier Prozent Widerstandsanstieg gemessen. Nachfolgenden wurden Lebensdauermessungen unter Standardbedingungen (300°C und $3,15\text{MA}/\text{cm}^2$) an den vorbelasteten Proben durchgeführt. Alle Proben mit einer zehnstündigen Vorbelastung oberhalb von 430°C zeigten ein bimodales Verhalten (Bild

3.2.22). Leitbahnen mit dem Fehlertyp A hatten unabhängig von der Vorbelastungstemperatur eine Lebensdauer zwischen 280 und 320 Stunden. Der Fehlertyp B trat nur oberhalb von 430°C auf. Die Lebensdauer der Leitbahnen mit diesem Fehlertyp stieg sprunghaft an. Oberhalb von 530°C deutete sich ein Sättigungsbereich an. Im Sättigungsbereich beträgt der Lebensdauerunterschied zwischen den Fehlertypen A und B ungefähr eine Dekade. Dies zeigt deutlich, dass das bimodale Verhalten mittels reiner Temperaturbelastung zu erzeugen war. Zu Beginn der Lebensdauerermessungen an den vorbelasteten Proben wurde mit einer Temperaturrampe der TCR ermittelt. Die während der Temperaturrampen aufgenommenen TCR-Werte waren bis 400°C konstant. Ein leichtes Absinken zwischen 400°C und 500°C war zu erkennen. Oberhalb von 530°C sank der TCR signifikant ab. Speziell bei 590°C Vorbelastungstemperatur schien eine Strukturveränderung vorzuliegen. (Eine Korrektur der Leitbahntemperatur ist in diesem Fall nicht notwendig gewesen, da die Lebensdauerermessungen bei 300°C durchgeführt wurden.)

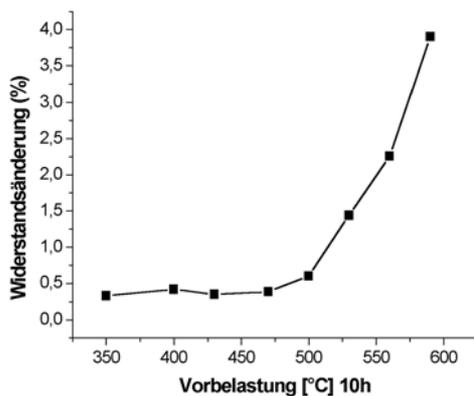


Bild 3.2.21: Widerstandsanstieg als Funktion der Vorbelastungstemperatur

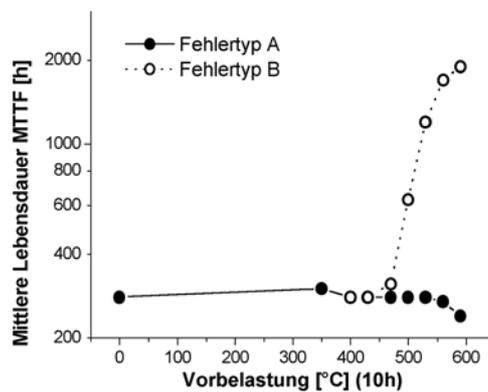


Bild 3.2.22: Veränderung der Lebensdauer als Funktion der Vorbelastungstemperatur

Mit hoher Wahrscheinlichkeit war eine Materialdiffusion Ursache für die Veränderung des Widerstandes durch die Temperaturbelastung. Die Widerstandsveränderung nach dem Tempern müsste unter der Annahme, dass keine oder nur geringe Löslichkeit besteht, durch ein Diffusionsmaterial mit höherem spezifischen Widerstand als Kupfer verursacht werden.

3.2.6 Zusammenfassung der Messergebnisse

Die Messungen haben gezeigt, dass oberhalb von 430°C bimodales Verhalten auftritt. Der Frühausfall (Fehlertyp A) entspricht dem Ausfallverhalten unter Standardmessbedingungen. Dieser Ausfalltyp verschwindet bei Temperaturen oberhalb von 475°C. Fehlertyp B tritt ab 430°C auf und ist ab 500°C dominant. Sowohl die Aktivierungsenergie als auch die

Stromdichteexponenten beider Fehlertypen unterscheiden sich nicht signifikant. Es ist daher anzunehmen, dass die selbe Reaktionskinetik zugrunde liegt.

Untersuchungen mit Temperaturvorbelastungen haben gezeigt, dass das bimodale Verhalten ausschließlich durch Temperaturbelastung zu erzeugen ist.

3.2.7 Fehleranalyse mittels REM

Zur Bewertung des bimodalen Verhaltens wurden Fehleranalysen durchgeführt. Hierzu wurden zunächst REM-Bilder des Fehlerortes an Aufsicht- und Querschnittpräparaten aufgenommen.

Für die Aufsichtanalysen musste die Passivierung und die Metalllage 3 und 4 entfernt werden. Die Passivierung wurde mittels RIE, die Metalllagen mit HCl sowie das Zwischenlagendielektrikum mit HF geätzt. Die Querschnittspräparate entstanden durch eine Abfolge von Schleiftechniken und einem feinen Abtrag durch eine Ionenquelle mittels Ar^+ -Ionenstrahl.

Durch die Auswertung der Bilder ist eine eindeutige Zuordnung zwischen Fehlertyp A (Frühausfall) und einer Lochbildung im Bereich des Einfach-Vias möglich (Bild 3.2.23).

Weiterhin ist beim Fehlertyp B (Spätausfall) eine Lochbildung im Bereich des Vierfach-Vias zu beobachten (Bild 3.2.24).

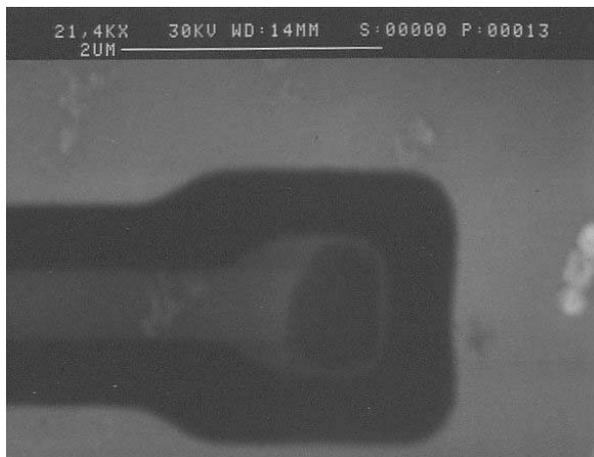


Bild 3.2.23: Lochbildung im Bereich des Einfach-Via (Überlapp)

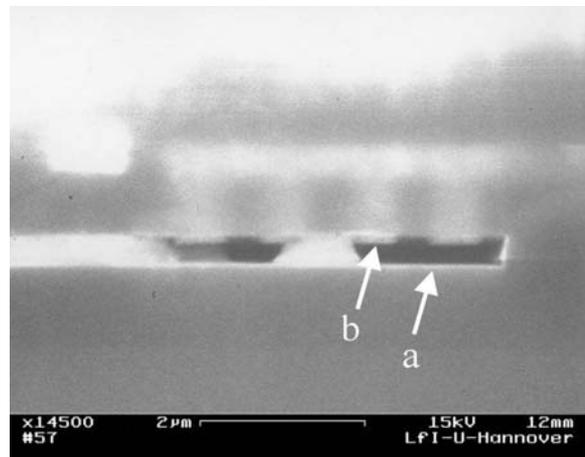


Bild 3.2.24: Lochbildung unter dem Vierfach-Via

Diese Fehlerbilder entsprechen den theoretischen Überlegungen zur Beschreibung der maximalen Massenflussdivergenzen in der Struktur. Im aufwärts durchflossenen Via entsteht durch den Stromumgriff und die Barriere eine Divergenz im Überlapp und im Via-Boden (Fehlertyp A). Die Massenflussdivergenzen unter den Vierfach-Vias entstehen durch die durch die Tantal-Barriere im Via-Boden blockierten Kupfermassenfluss.

3.2.8 Fehleranalyse mittels TEM

An den Leitbahnquerschnitten wurden außerdem Untersuchungen mit dem TEM durchgeführt. Es wurden jeweils unbelastete mit belasteten (10h bei 500°C) Proben verglichen. Hierbei wurde sowohl die Leitbahn im Querschnitt als auch die Cu/Ta-Grenzfläche im Hochauflösungsmodus untersucht. Die Probenpräparation wurde auf äquivalente Weise wie bei den REM-Querschnittsproben durchgeführt. Mittels Bruch- und Schleiftechniken sowie der oben beschriebenen Ionenquelle konnten sehr dünne Präparatlamellen hergestellt werden. Die Untersuchungen an den Lamellen zeigte, dass die Leitbahn im Querschnitt eine bambus-ähnliche Struktur hatte, die vereinzelt durch Versetzungen unterbrochen ist. Bild 3.2.25 zeigt eine Zwillingslamelle mit Versetzungen parallel zur Massenflussrichtung durch Elektromigration. Dieser Bereich stellt (zusätzlich zur Grenzfläche) Diffusionspfade zur Verfügung. Außerdem sind hier Massenflussdivergenzen durch Trippelpunkte zu erwarten.

Weiterhin sind in dieser Darstellung die Ta- und Si_3N_4 -Barrieren, sowie das SiO_2 zu erkennen. Diese Schichten weisen jedoch keine Auffälligkeiten auf.

Die Hochauflösungsaufnahme (Bild 3.2.26) an der Grenzfläche zeigt eine CuTa-Mischschicht im Grenzbereich mit variabler Dicke, die um einen Wert von 6nm schwankt. Die wellige Form dieser Schicht rührt wahrscheinlich von der SiO_2 -Unterlage her.

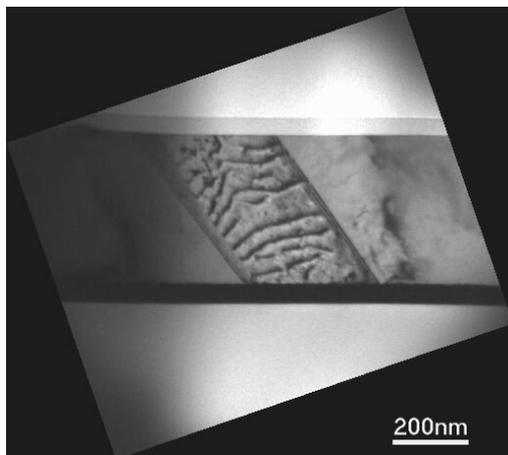


Bild 3.2.25: TEM-Aufnahme der Probe im Querschnitt (Zwillingslamelle mit Versetzungslinien)

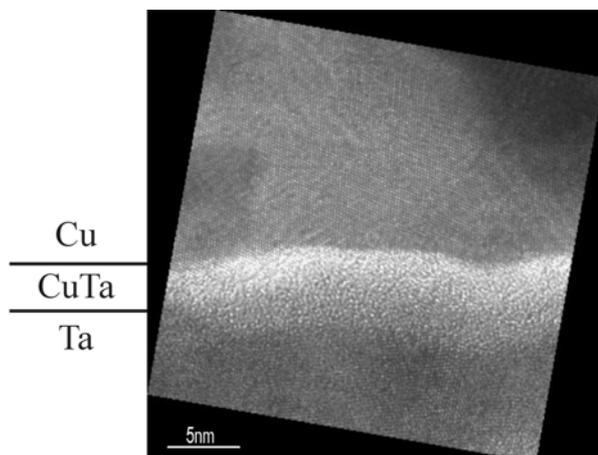


Bild 3.2.26: Hochauflösende TEM-Aufnahme der Cu/Ta-Grenzfläche

Durch die dargestellten Linienmuster in der Kupfer- und in der Tantalschicht sind unterschiedliche Kornorientierungen und Korngrößen zu erkennen. Es handelt sich jeweils um polykristalline Schichten.

Die Mischschicht ist deutlich erkennbar amorph, wobei der Übergang zwischen Cu und Mischschicht abrupt und der Übergang zwischen Mischschicht und Ta flacher verläuft. Es konnte keine Abhängigkeit der Kornstruktur, sowie der Grenzfläche von der Belastungs-temperatur festgestellt werden.

3.2.9 Fehleranalyse mittels SIMS

Zur Analyse möglicher Diffusionsprozesse wurde TOF-SIMS-Untersuchungen an freigelegten Proben am IHP in Frankfurt/Oder durchgeführt. Die Proben wurden für die Analyse mit Trocken- und Nassätztechniken bis zur Si_3N_4 -Schicht oberhalb der zweiten Metalllage freigelegt. Zum Vergleich wurden unbelastete und belastete (10h bei 500°C) Proben untersucht.

Im Bild 3.2.27 ist ein SIMS-Spektrum einer unbelasteten Proben dargestellt. Dieses Diagramm zeigt die Zusammensetzung des Schichtstapels von der Si_3N_4 -Schicht (Sputterzeit=0s) über die Cu-Leitbahn bis hin zur Ta(N)-Barriere. Die Übergänge sind scharf und es liegt keine Materialvermischung vor.

Die selben Untersuchungen an belasteten Proben zeigen deutliche Materialvermischungen. In Bild 3.2.28 ist die Vermischung des Cu- mit dem Ta-Material zu erkennen (Linien = belastet). Das Tantal diffundiert bis zu ca. 40% der Leitbahnhöhe in das Leitbahnmaterial hinein.

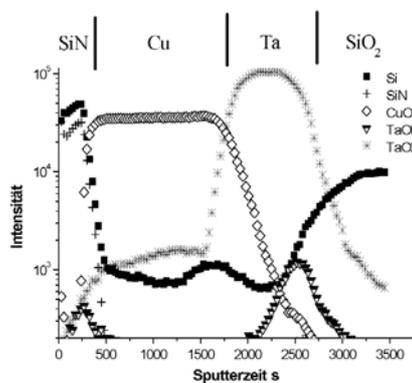


Bild 3.2.27: TOF-SIMS Profil einer unbelasteten Profile

Proben (Zweite Metalllage von der Si_3N_4 -Schicht bis zur Ta-Barriere)

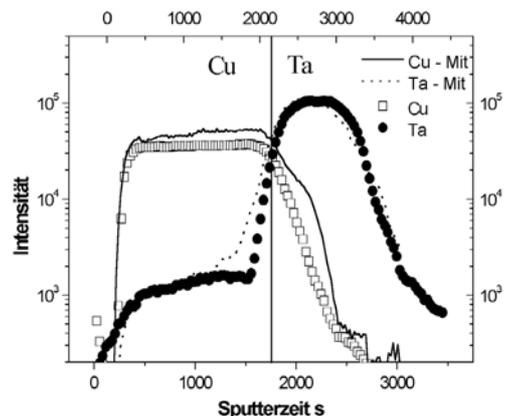


Bild 3.2.28: Vergleich der TOF-SIMS

einer unbelasteten und einer belasteten Probe

Es konnte somit gezeigt werden, dass eine Diffusion des Tantals in das Kupfer mit hoher Wahrscheinlichkeit die Ursache für die Änderung des Fehlertyps ist, da in diesem Fall die Grenzschicht zwischen Kupfer und Tantal durch die Temperaturbelastung verändert wurde.

3.2.10 Zusammenfassung der Ergebnisse der Fehleranalyse

Es konnte eine eindeutige Zuordnung des Fehlertyps zum Fehlerort erfolgen. Frühausfälle (Fehlertyp A) erfolgen in der Regel im Bereich des Einfach-Vias. Spätausfälle (Fehlertyp B) sind fast ausschließlich im Bereich des Vierfach-Vias beobachtet worden.

Die TEM-Untersuchungen haben keine Veränderung der Korngröße oder Kornverteilung aufgrund der Temperaturbelastung gezeigt. Ein signifikanter Effekt war die deutlich erkennbare Vermischung des Kupfers mit dem Tantal an der Grenzfläche zwischen der Leitbahn und der Barriere hervorgerufen durch die Temperaturbelastung. Dies scheint der Hauptaspekt für den Wechsel des Fehlertyps zu sein.

3.3. Simulation der Teststruktur

3.3.1 Einleitung

Für die Migration in Kupfermetallisierungssystemen spielt die Temperaturverteilung eine ausschlaggebende Rolle. Speziell bei durch Temperatur beschleunigten Lebensdauertests ist eine genaue Kenntnis der Abhängigkeit der Temperaturverteilung von dem geometrischen Aufbau entscheidend.

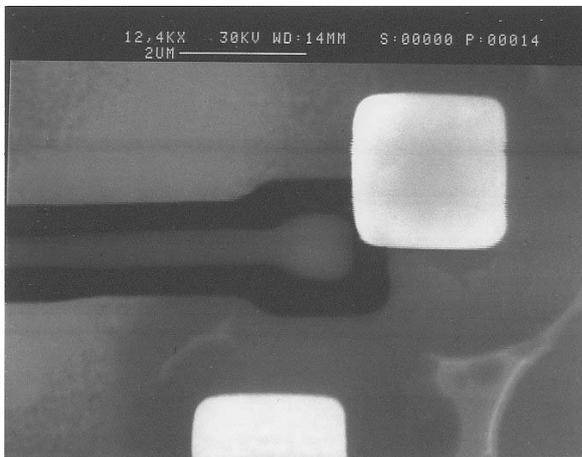


Bild 3.3.1: Aufsicht auf die Struktur

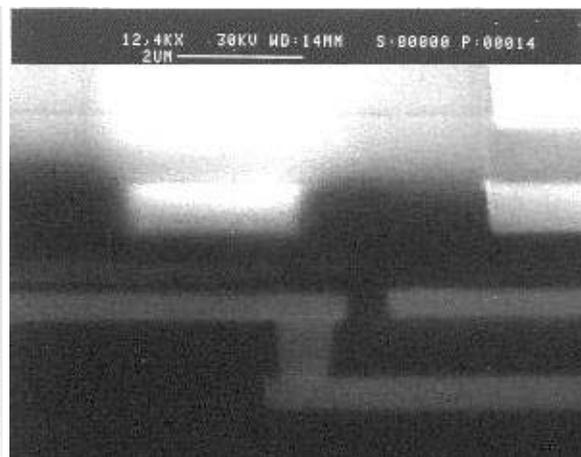


Bild 3.3.2: Querschnitt durch die Struktur

Aus diesem Grund wurde der Einfluss des Begleiters und der „Dummy-Vias“ auf die Temperaturverteilung und den hydrostatischen Stress mit Hilfe von FEM-Simulationen bestimmt. Aus diesen Berechnungen konnte der Einfluss auf die Massenflussdivergenz und damit verbunden auf die mittlere Lebensdauer bestimmt werden.

3.3.2 Modellgenerierung

Für die Simulation wurde ein Einfach-Via der Struktur möglichst genau nachgebildet. Hierbei wurden sowohl der Begleiter als auch die „Dummy-Vias“ in das Modell mit aufgenommen. Die Vorlagen zur Modellgenerierung sind in Bild 3.3.1 und 3.3.2 dargestellt. Die Kupferteile des generierten Modells sind in Abbildung 3.3.3 dargestellt. Neben dem kritischen Via sind jeweils 10µm lange Abschnitte der Metalllagen 1 und 2 modelliert worden. Zur Reduzierung der Komplexität der Struktur wurde die Symmetrie der Struktur ausgenutzt und nur eine Hälfte modelliert.

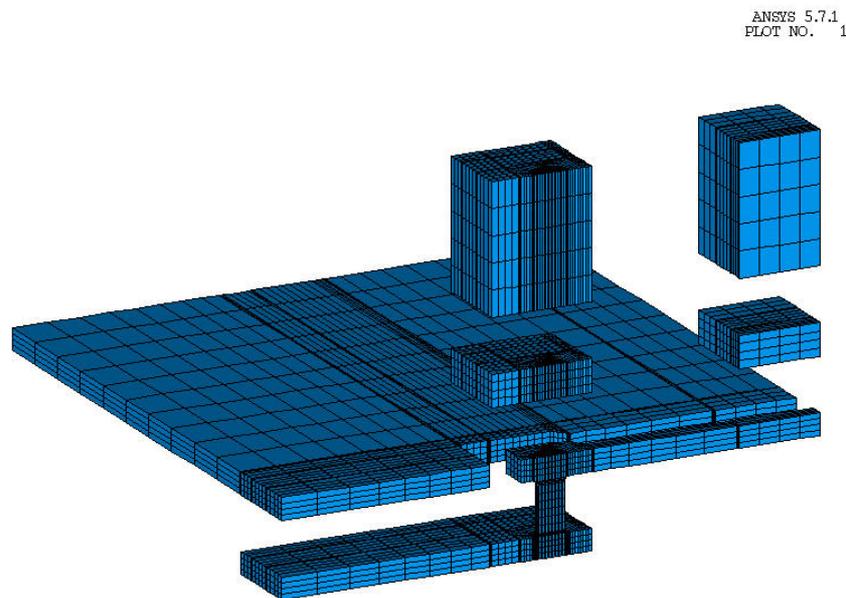


Bild 3.3.3: Kupferanteile der modellierten Struktur

3.3.3 Ergebnisse der Berechnungen

Im Folgenden wurde der Einfluss des Begleiters auf die Temperaturverteilung, den mechanischen Stress und die Gesamtmassenflussdivergenz bei 350°C untersucht.

Die maximale Temperaturerhöhung in der Struktur zeigt eine deutliche Abhängigkeit von der Geometrie der Struktur (Bild 3.3.6). Bei einer Struktur, bei der das Kupfer des Begleiters durch SiO₂ ersetzt wurde (ohne Extrusionmonitor) ist bei einer eingepprägten Stromdichte von 3,15MA/cm² ein 2,5-fach höherer Temperaturanstieg zu erkennen. Aufgrund der quadratischen Abhängigkeit der eingepprägten Leistung von der Stromdichte steigt dieser Faktor bei höheren Stromdichten dramatisch an.

Ähnliches gilt für die Betrachtung des hydrostatischen Stresses. Auch hier ist bei einer Stromdichte von $3,15\text{MA}/\text{cm}^2$ der Stressanteil ohne Extrusionsmonitor um einen Faktor 2,5 höher als bei der realen Struktur.

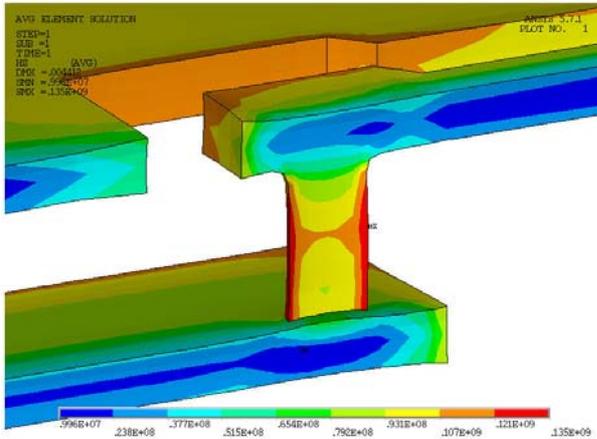


Bild 3.3.4: Verteilung des hydrostatischen Stresses bei 350°C

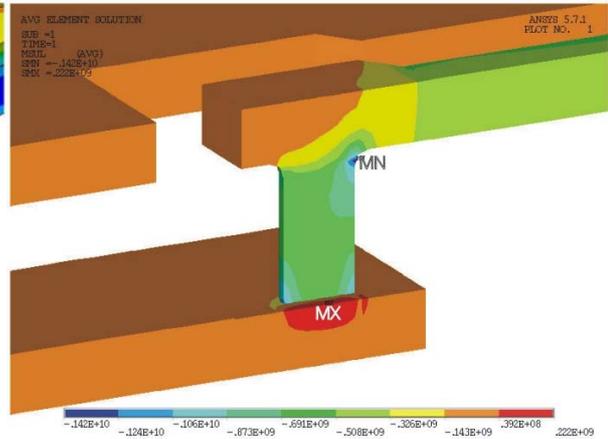


Bild 3.3.5: Massenflussdivergenz bei 350°C

Die Verteilung des hydrostatischen Stresses zeigt ein Maximum im Umfang des kritischen Vias. Der Maximalwert liegt bei 138 MPa. Der stressfreie Zustand wurde bei 400°C angenommen.

In Bild 3.3.5 ist die berechnete Massenflussdivergenz dargestellt. Hierbei sind sehr hohe Werte der Massenflussdivergenz in der Metallage 1 zu erkennen. Das Maximum liegt direkt unterhalb des Vias. Hierbei ist allerdings zu beachten, dass die blockierende Wirkung der Via-Bodenbarriere nicht berücksichtigt werden konnte. Es ist daher anzunehmen, dass sich das Maximum bei Berücksichtigung der Barriere in den Via-Boden verschiebt.

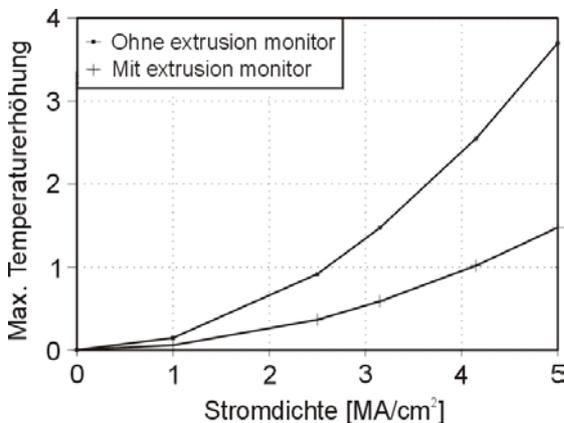


Bild 3.3.6: Abhängigkeit der maximalen Temperaturerhöhung von der Stromdichte

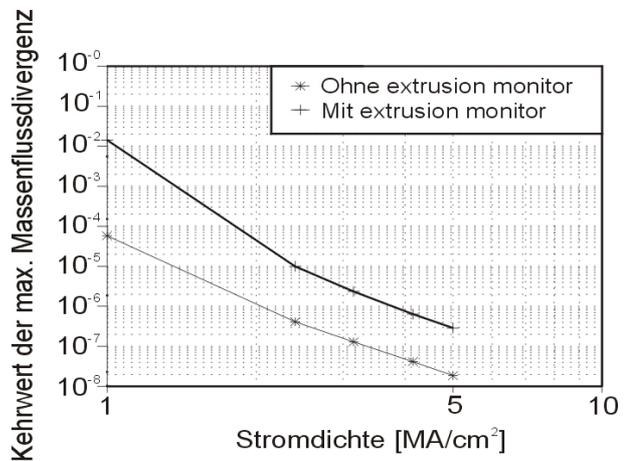


Bild 3.3.7: Kehrwert der Massenflussdivergenz abhängig von der Stromdichte

In Bild 3.3.7 ist deutlich zu erkennen, dass der Kehrwert der maximalen Massenflussdivergenz, der in guter Näherung proportional zur Lebensdauer ist, bei Strukturen mit Extrusionmonitor deutlich steigt.

3.3.4 Zusammenfassung der Simulationsergebnisse

Es ergibt sich durch die Simulationen folgendes Bild. Der Extrusionsmonitor wirkt wie ein Kühlkörper und reduziert somit die Joule'sche Eigenheizung erheblich. Es ist ebenfalls deutlich zu erkennen, dass auch der mechanische Stress und speziell der Stressgradient reduziert werden. Durch beide Effekte wird die Leitbahnlebensdauer erheblich gesteigert.

Es ist bei Vergleichen von Messergebnissen unterschiedlicher Strukturen und der Extrapolation auf reale Strukturen in Schaltungen deshalb grundsätzlich der Aufbau der Leitbahnumgebung mit zu berücksichtigen.

3.4. Modell zur Beschreibung des Fehlertypwechsels

3.4.1 Einleitung

Die SIMS-Untersuchungen haben deutliche Hinweise auf eine Ta-Diffusion aus der Barriere in das Leitbahnmaterial gegeben. Weiterhin konnte gezeigt werden, dass der Fehlertyp A einem Ausfall am Einfach-Via, der Fehlertyp B hingegen einem Ausfall im Bereich des Vierfach-Vias zuzuordnen ist.

Aus diesen Überlegungen wurde ein Modell entwickelt, welches zur Erzeugung eines Loches von einer Grenzflächendiffusion ausgeht. An der Grenzfläche existieren Leerstellen, die die Diffusion deutlich erleichtern. Diese Leerstellen sind im Fall der Frühausfälle (Fehlertyp A) nicht besetzt und die Elektromigration kann entlang dieser Diffusionspfade bevorzugt stattfinden.

Falls in diesen Regionen eine Massenflussdivergenz größer Null auftritt, kommt es zur Lochbildung (Bild 3.4.1 – Rechtecke). In der Nähe dieser Bereiche befinden sich Ta-Barrieren. Durch die temperaturaktivierte Ta-Diffusion (SIMS-Untersuchungen) können Ta-Atome nach kurzen Diffusionswegen zu den Leerstellen gelangen und diese besetzen (Bild 3.4.2 – schwarze Kreise). In den Bereichen, in denen die Leerstellen besetzt sind, kann die Elektromigration nur erschwert stattfinden. Dies „verhindert“ den Ausfall an dieser Stelle und es kommt zum Wechsel der Fehlerorte.

Die notwendigen Diffusionslängen unterhalb des Vierfach-Vias sind geometriebedingt deutlich länger (unterschiedliche Leitbahnbreiten), so dass die Leerstellen erst deutlich später besetzt werden. Hier wird der Ausfall nicht „verhindert“, so dass dort weiterhin ein Fehler stattfinden kann (Fehlertyp B). Durch eine geringere Stromdichte an dieser Stelle (geringerer Querschnitt) kommt es zum Lebensdauererfolg in der Struktur.

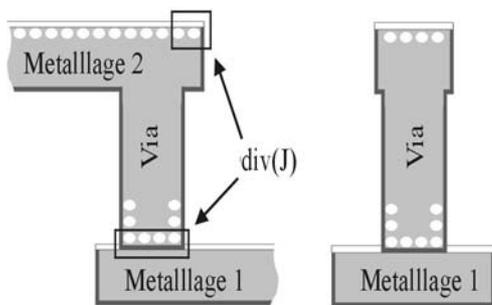


Bild 3.4.1: Schematischer Querschnitt durch das kritische Via (unbelastete Probe mit Leerstellen – weiße Kreise)

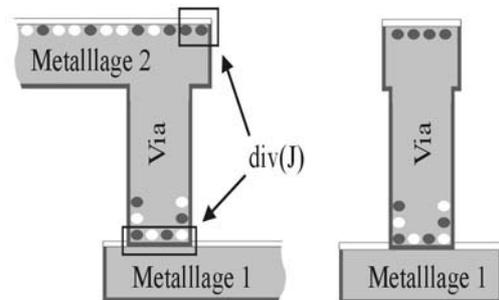


Bild 3.4.2: Schematischer Querschnitt durch das kritische Via (belastete Probe ohne Leerstellen – schwarze Kreise)

Aus diesen Überlegungen ergibt sich nun ein zweistufiges Modell. Zunächst wird die Ta-Diffusionsgleichung anhand der beobachteten Widerstandsveränderung der Proben nach der Vorbelastung bestimmt (Abschnitt 3.5). Anschließend wird mit Hilfe dieser Gleichung der Wechsel zwischen Fehlertyp A und Fehlertyp B bestimmt.

3.4.2 Widerstandsmodell

Mit Hilfe des Widerstandsmodells wird die Veränderung des Widerstandes durch die Temperaturbelastung modelliert. Hierzu wird eine CuTa-Mischschicht zwischen der Cu-Leitbahn und der Ta(N)-Barriere angenommen. Die Dicke dieser Mischschicht ist abhängig von der Belastungstemperatur und der Belastungszeit und entspricht der Diffusionslänge des Tantals (Bild 3.4.3).

$$h_{CuTa} = 2 \cdot \sqrt{D_{Ta} \cdot t} \quad (3.4.1)$$

Weiterhin kann aus der Diffusionsgleichung über die Fick'sche Gleichung der Konzentrationsverlauf des Tantals im Kupfer bestimmt werden (Bild 3.4.4)

$$C(x,t) = C_S^* \cdot L_X \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2 \cdot \sqrt{D_{Ta} \cdot t}}\right) \quad (3.4.2)$$

Die Cu-Ausgangskonzentration an der Grenzfläche C_S ergibt sich über die Avogadro Zahl sowie die Masse und Dichte von Kupfer zu:

$$C_S^* = \frac{A_{Mol}}{m} = 8,43 \cdot 10^{22} \frac{\text{Teilchen}}{\text{cm}^3} \quad (3.4.3)$$

$$\rho_P$$

Kupfer kann nur 1% Tantal aufnehmen. Damit ist L_X gleich 0,01 [7]. Mit Hilfe der Integration der Ta-Konzentration über der Eindringtiefe h_{CuTa} und der Annahme eines linearen Zusammenhangs des spezifischen Widerstandes mit der Ta-Konzentration im Kupfer, kann der spezifische Widerstand der Mischschicht abgeschätzt werden (Bild 3.4.5). Mit diesen Berechnungen können alle Elemente des Widerstandsnetzwerkes angegeben werden.

Ein Abschnitt der Struktur besteht aus der kritischen Leitbahn, dem Einfach-Via, der breiten Leitbahn und dem Vierfach-Via (Bild 3.4.7).

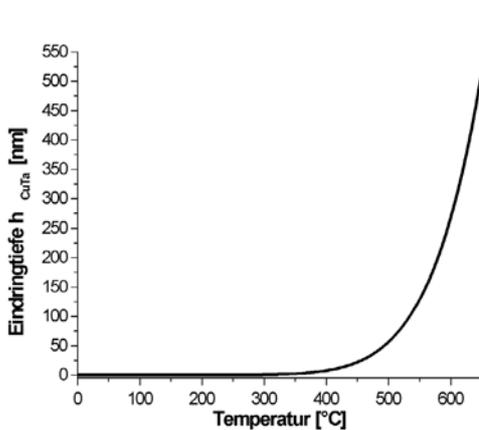


Bild 3.4.3: Verlauf der Ta-Diffusionslänge abhängig von der Belastungs-Temperatur

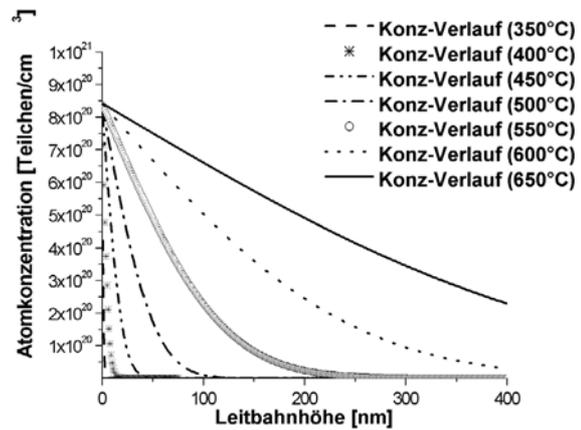


Bild 3.4.4: Abschätzung des Ta-Konzentrationsverlaufes abhängig von der Belastungstemperatur

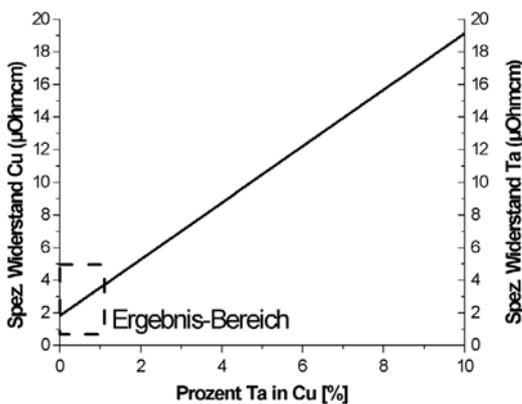


Bild 3.4.5: Abschätzung des spezifischen Widerstandes abhängig von der Ta-Konzentration

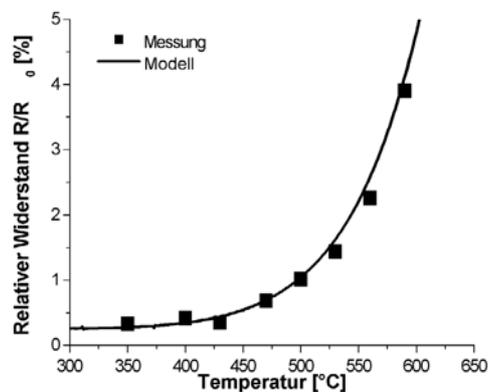


Bild 3.4.6: Modellanpassung an die Widerstandsveränderung der Temperaturmessungen

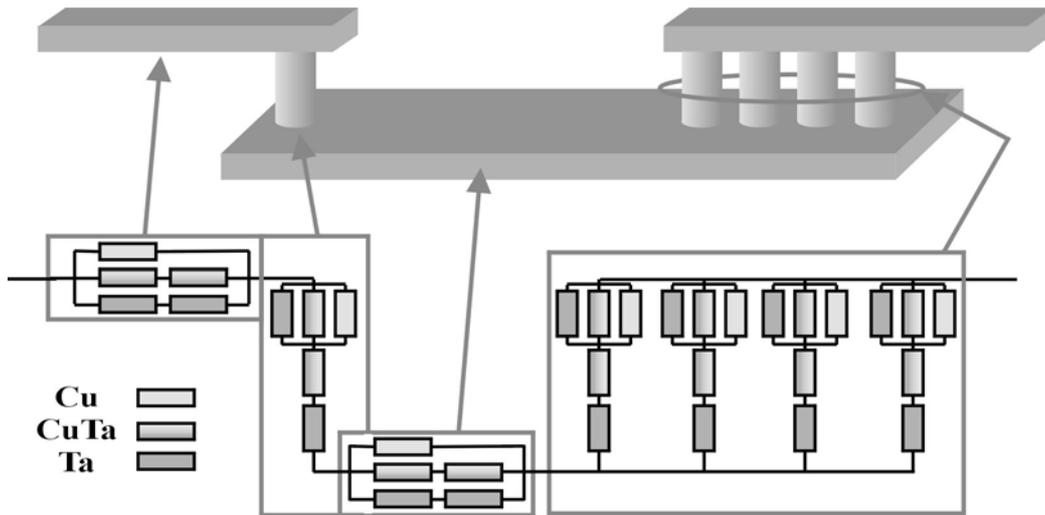


Bild 3.4.7: Schematische Darstellung eines Abschnittes des Widerstandsnetzwerkes

Der Widerstand des Strukturabschnittes ergibt sich aus der Widerstandsgleichung der einzelnen stromführenden Bestandteile.

$$R = \rho \cdot \frac{l}{b \cdot h} \quad (3.4.4)$$

Die Maße l , b und h ergeben sich entsprechend der Geometrie der Struktur. Es werden das Cu-Material, die Ta-Barriere sowie die CuTa-Mischschicht berücksichtigt. Durch Einsetzen der Einzelbestandteile des Widerstandsnetzwerkes ist dieses nur noch von der Diffusionskoeffizienten D_{Ta} des Tantalums abhängig. Durch Anpassung des berechneten Widerstandes aus dem Widerstandsnetzwerk an die Messergebnisse kann der Diffusionskoeffizient bestimmt werden (Bild 3.4.6). Er ergibt sich zu:

$$D_{Ta} = D_0 \cdot \exp\left(\frac{E_{AW}}{k_B T}\right) = 7,1 \cdot 10^{-4} \frac{cm^2}{s} \exp\left(\frac{-1,82eV}{k_B T}\right) \quad (3.4.5)$$

3.4.3. Anpassung an die Lebensdauermessungen

Mit Hilfe einer Diffusionsgleichung kann im zweiten Teil des Modells der Fehlertypwechsel bzw. die Veränderung der Lebensdauer beschrieben werden.

Diese Anpassung erfolgt über eine spezielle Diffusionsgleichung die eine Materialsättigung an einer dichten Barriere beschreibt [8]. In diesen Fall wird die Ta-Diffusion durch das Leitbahnmaterial gegen die dichte Si_3N_4 -Barriere beschrieben.

$$A^* = m_a - (m_a - 1) \cdot \exp\left(-\frac{Ht}{h^2} D_{Ta}\right) \quad (3.4.6)$$

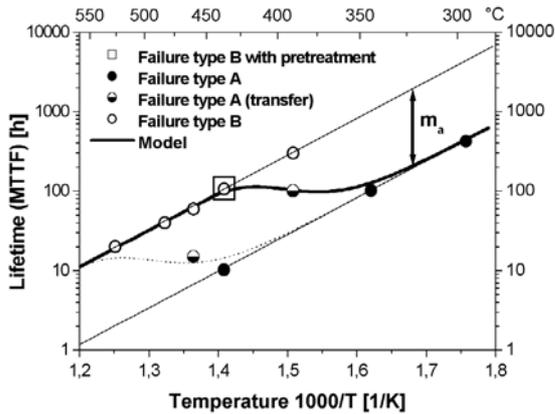


Bild 3.4.8: Anpassung an Lebensdauer-messungen bei $2,5\text{MA}/\text{cm}^2$

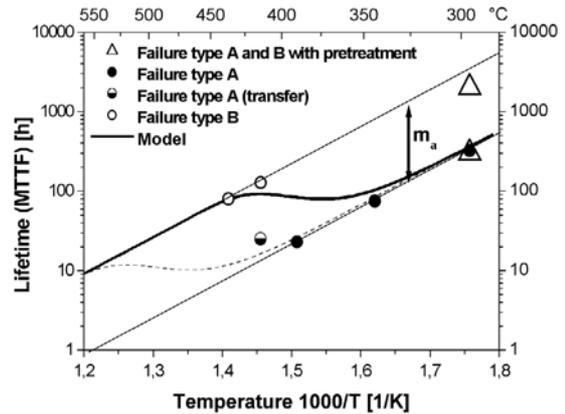


Bild 3.4.9: Anpassung an Lebensdauer-messungen bei $3,15\text{MA}/\text{cm}^2$

In dieser Gleichung ist m_a der maximale Lebensdauererfolg beim Wechsel von Fehlertyp A zu Fehlertyp B. D_{Ta} ist der oben berechnete Ta-Diffusionskoeffizient, H und h^2 sind Materialparameter bzw. Geometrieparameter und t die Belastungszeit. Mit diesem Faktor A^* wurde die Black'sche Gleichung modifiziert.

$$MTTF = A^* \cdot A \cdot j^{-n} \exp\left(\frac{E_A}{k_B T}\right)$$

Die Anpassung erfolgt mit Hilfe des Lebensdauererfolgs m_a und dem Parameter H/h^2 . Die Anpassung an die Messergebnisse wurde bei den Messungen bei $2,5\text{MA}/\text{cm}^2$ und $3,15\text{MA}/\text{cm}^2$ durchgeführt. Es zeigt sich, dass beide Anpassungen mit Hilfe der Ta-Diffusionsgleichung durchzuführen sind.

3.5. Schlussfolgerung

Abschließend sollen die Ergebnisse der ultrahochbeschleunigten Lebensdauerermessungen sowie die Analyse des bimodalen Verhaltens bewertet werden. Hierbei stehen die Bewertung der Praxistauglichkeit des Messverfahrens sowie die Möglichkeit zur Nutzung des Lebensdauererfolgs in Vordergrund.

3.5.1 Bewertung der ultrahochbeschleunigten Lebensdauererests

Die durchgeführten Lebensdauerermessungen sind generell in zwei Bereiche einzuteilen. Untersuchungen bis zur Temperatur der Abschlusstemperatur bei der Herstellung von ca. 430°C zeigten keine Veränderungen gegenüber den Standardmessungen bei 300°C und einer

Stromdichte von $3,15\text{MA}/\text{cm}^2$. Für die Auswertung konnte die herkömmliche Black'sche Gleichung zur Extrapolation herangezogen werden.

Bei Messungen, die bei Belastungstemperaturen über 430°C durchgeführt wurden, trat ein bimodales Fehlerverhalten auf. Die Extrapolation konnte bei exklusiver Betrachtung des Fehlertyp A weiterhin nach der unmodifizierten Black'schen Gleichung erfolgen. Diese Betrachtung beinhaltet jedoch die Problematik, dass bei steigender Belastungstemperatur die Auftrittswahrscheinlichkeit von Fehlertyp A $P(A)$ sank. In diesen Fall müsste die Anzahl der untersuchten Proben mit steigender Belastungstemperatur deutlich steigen, damit eine genügend umfangreiche Statistik zu erzielen wäre. Diese Vorgehensweise würde die Lebensdauerbetrachtungen auf maximale Temperaturen von 450°C bis 500°C abhängig von der eingprägten Stromdichte begrenzen, da oberhalb dieser Temperaturen der Fehlertyp A verschwunden war.

Es ist daher naheliegend, den Fehlertyp B mit in die Auswertung einzubeziehen, damit der Vorteil der erheblichen Testzeitreduzierung nicht durch den Nachteil der steigenden notwendigen Probenanzahl aufgehoben wird. Vereinfacht wird dieser Ansatz dadurch, dass die Aktivierungsenergie E_A sowie der Stromdichteexponent n unabhängig vom Fehlertyp sind.

Die in Kapitel 5 vorgestellte mathematische Beschreibung ermöglicht die vollständige Auswertung der Messungen oberhalb von 430°C , wobei die erforderlichen zusätzlichen Parameter zum Teil auch durch Untersuchungen an vorbelasteten Proben ermittelt werden können. Die Lebensdauermessungen an den vorbelasteten Proben können bei Standardbedingungen parallel zu unbelasteten Proben durchgeführt werden, so dass keine zusätzliche Messzeit notwendig wäre. Es ist allerdings eine größere Messkapazität notwendig. Daraus folgt, dass bei Verwendung des entwickelten Modells ultrahochbeschleunigte Lebensdauermessungen bis 550°C durchgeführt werden können, die zu einer erheblichen Testzeitreduzierung um ca. eine Größenordnung führen. Bereits eine Steigerung der Testtemperatur auf bis zu 430°C (für die keine Veränderung der Auswertemethodik notwendig ist) bringt deutlich verkürzte Messzeiten.

3.5.2. Bewertung des bimodalen Verhaltens

Der zweite wichtige Aspekt dieser Arbeit ist die Analyse des bimodalen Verhaltens. Eine Temperaturvorbelastung führt zu einem deutlichen Ansteigen der Lebensdauer. Es stellt sich die Frage einer prozesstechnischen Nutzung dieses Effektes, d.h. ist es möglich den Fehlertyp

B durch Veränderungen im Prozessablauf gezielt zu erzeugen, um die Lebensdauer zu erhöhen.

In dieser Arbeit wurde anhand von abbildenden und strukturellen Fehleranalysen gezeigt, dass sich beim Wechsel von Fehlertyp A zu Fehlertyp B der Fehlerort vom Bereich des Einzel-Vias (Fehlertyp A) unter die Vierfach-Vias verlagert (Fehlertyp B). Die Untersuchungen ergaben, dass eine Ta-Diffusion aus der Barriere in das Leitbahnmaterial und entlang der Si_3N_4 -Grenzfläche für den Fehlertypwechsel verantwortlich ist.

Die Modellberechnung der Diffusionsparameter zeigte, dass Tantal bei einer zehnstündiger Belastung von über 500°C an die Strukturoberfläche durch die gesamte Leitbahnhöhe diffundieren kann. Diese Tantalverteilung war hauptsächlich für den Widerstandsanstieg durch den Tempervorgang verantwortlich. Neben der Ta-Diffusion durch die Leitbahn diffundierte das Tantal aus der Seitenwandbarriere entlang der Grenzschicht zur Si_3N_4 -Barriere bis eine geschlossene Ta-Zwischenschicht zwischen Si_3N_4 und Cu-Leitbahn entstand. Bekanntermaßen ist diese Grenzfläche der kritische Diffusionspfad in Bezug auf die Lebensdauer von Dual-Damascene Leitbahnstrukturen. Es ist anzunehmen, dass auch die Ta-Diffusion entlang dieses Diffusionspfades bevorzugt stattfand. D. h., die zur Bildung einer geschlossenen CuTa-Mischschicht erforderliche Ta-Konzentration wurde hauptsächlich durch die Ta-Diffusion entlang der Si_3N_4 -Grenzfläche zur Verfügung gestellt. Das bedeutet, dass auch für die Lebensdauererhöhung die Diffusion des Tantals entlang der Si_3N_4 -Grenzfläche entscheidend war.

Wenn die Ta-Schicht zwischen Si_3N_4 und Leitbahn geschlossen ist bzw. eine genügend große Ta-Konzentration vorhanden ist, wird die Aktivierungsenergie E_A des Elektromigrationsprozesses an dieser Stelle vergrößert. Aktuelle Untersuchungen [9] zeigen, dass bei prozesstechnischen Einbau von Ta, als Ersatz für die Si_3N_4 -Schicht, die Aktivierungsenergie des Elektromigrationsprozesses von $0,87\text{eV}$ (Si_3N_4 -Schicht) auf $1,4\text{eV}$ (Ta-Schicht) ansteigt.

In dieser Arbeit wurde die Veränderung der Aktivierungsenergie durch die Bildung der Ta-Zwischenschicht nicht detektiert, da nicht in allen Bereichen der Struktur die Ta-Diffusion abgeschlossen war.

In Bereichen, in denen der Diffusionsprozess noch nicht abgeschlossen ist, bleibt die Aktivierungsenergie unverändert. An der untersuchten Struktur ist der Fehlertyp B unterhalb des Vierfach-Vias zu finden. Dort ist die Leitbahn $3\mu\text{m}$ breit, so dass die Ta-Diffusion entlang der Si_3N_4 -Grenzfläche eine fünffach längere Strecke überbrücken musste, um eine geschlossene Schicht zu bilden. Es wären demnach deutlich höhere Temperaturen oder längere Belastungszeiten notwendig um an dieser Stelle die Ta-Schicht zwischen Si_3N_4 und

Cu zu schließen. Die höhere Lebensdauer des Fehlertyps B resultierte aus der veränderten Stromdichte durch die breitere Leitbahn in Metalllage 1.

Es hat sich gezeigt, dass dem Ausfall weiterhin derselbe Fehlermechanismus zugrunde liegt. Die Lebensdauer in der kritischen Leitbahn wird durch Ta-Diffusion in die Leerstellen an der Grenzfläche gesteigert. An Stellen, an denen die TaCu-Mischschicht noch nicht geschlossen ist, findet der Ausfall weiterhin mit der ursprünglichen Reaktionskinetik unter veränderter lokaler Stromdichte statt. Diese Änderung der lokalen Stromdichte scheint die Hauptursache für den gemessenen Lebensdauergewinn m_a zu sein.

Der Lebensdauergewinn kann noch deutlich höher ausfallen, wenn es gelingt, alle Leitbahnbereiche, die eine Grenzschicht zur Si₃N₄-Barriere haben mit einer Ta-Zwischenschicht zu versehen. Hierzu wurde ein gemeinsames Patent mit Infineon Technologies angemeldet. In diesem Fall sind äquivalente Ergebnisse zu den Untersuchungen von CK.-Hu et.al. [9] zu erwarten. Die Stromtragfähigkeit von Kupfermetallisierungen wird hierdurch erheblich verbessert.

3.5.3 Zusammenfassung

Die Untersuchungen können in zwei Kernaussagen zusammengefasst werden:

- Ultrahochbeschleunigte Lebensdauerermessungen sind bis 550°C durchführbar. Bis 430°C ist es nicht notwendig die Auswertemethodik zu verändern. Mit dieser Temperaturbeschleunigung sind Testzeitreduzierungen von deutlich mehr als einer Dekade zu erreichen. Durch die Temperaturbeschleunigung wird die Diffusionskinetik nicht verändert.
- Oberhalb der Temperatur des letzten Temperschlittes in der Fertigung setzt eine Ta-Diffusion aus der Barriere in die Leitbahn ein und verhindert in der kritischen Leitbahn den Ausfall (Fehlertyp B). Durch einen gezielten Einsatz von Tantal im Bereich der kritischen Stellen ist es höchst wahrscheinlich möglich die Lebensdauer der Strukturen und die Stromtragfähigkeit erheblich zu steigern.

3.6 Messungen an 3µm dicken Kupferleitbahnen

3.6.1 Einleitung

Es wurden 3µm dicke Proben in Einlagenmetallisierung für Leistungshalbleiterbewertungen mit unterschiedlichen Vorbehandlungen fertiggestellt. Die Variationen der Vorbehandlung bezogen sich auf Veränderungen der Reinigungsprozesse vor der Kupferabscheidung. Es wird erwartet, dass diese Reinigungsschritte einen wesentlichen Einfluss auf das Migrationsverhalten haben können, da die Grenzfläche zwischen Barriere und Leitbahn ein für die Zuverlässigkeit kritischer Bereich ist. Die Referenzproben (Typ 1) wurden mit dem Standardprozess gefertigt.

3.6.2 Messung der Referenzprobe

Zunächst wurden die Temperaturrampe und Stromrampe der Proben aufgenommen. Hieraus konnten die Werte für den Temperaturkoeffizienten des Widerstandes TCR sowie die thermischen Widerstände R_{th} bestimmt werden. Der mittlere Wert für den TCR ist $\sim 3,6 \cdot 10^{-3}$ 1/K (Bild 3.6.1). Dieser Wert entspricht den Ergebnissen an nahezu identisch prozessierten 500nm hohen Proben aus dem Vorgängerprojekt Fokum (Tabelle 3.6.1).

Der Wert für R_{th} beträgt 0,22 K/mW (Bild 3.6.2). Im Vergleich zu den Fokum-Ergebnissen hat sich dieser Wert halbiert. Zu Begründen ist dies durch die reduzierte Dicke der SiO₂-Unterlage. Diese Siliziumdioxidschicht hat eine Dicke von 1µm im Vergleich zu 2µm bei den Fokum-Vergleichsproben.

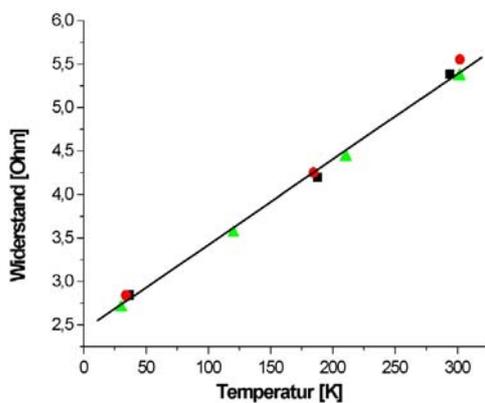


Bild 3.6.1: Bestimmung des TCR als lineare Regression an Widerstandswerten bei unterschiedlichen Temperaturen

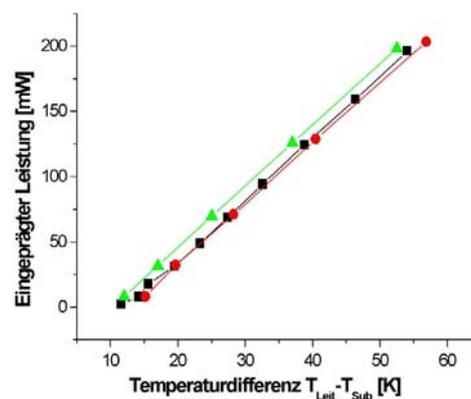


Bild 3.6.2: Bestimmung des R_{th} als lineare Regression an Wertepaare aus eingprägter Leistung und Temperaturdifferenz bestimmt über den Widerstandsanstieg

Tabelle 3.6.1: Belastungsbedingungen und Ergebnisse der Bewertung der Referenzproben im Vergleich zu den Fokum-Proben

	Breite [μm]	j [MA/cm^2]	TCR [$1/(1000\text{K})$]	R_{th} [K/mW]	E_A	n	σ_s
Perfect	2	3-4,5	3,6	0,22	0,44	2,7	0,51
Fokum	2	5-10	3,57	0,41	0,48	2,7	0,66

Die Lebensdauermessungen wurden bei 250°C und 300°C jeweils mit 3MA/cm² (180mA) und bei 300°C mit 4,5MA/cm² (270mA) an 2 μm breiten Proben durchgeführt.

Die Messungen bei den einzelnen Belastungsbedingungen zeigen ein überwiegend monomodales Verhalten. Die mittleren Lebensdauern sowie die Standardabweichungen σ_s konnten aus den Messungen bestimmt werden. In Tabelle 3.6.1 wurden die Werte mit den Proben aus dem Fokum-Projekt verglichen.

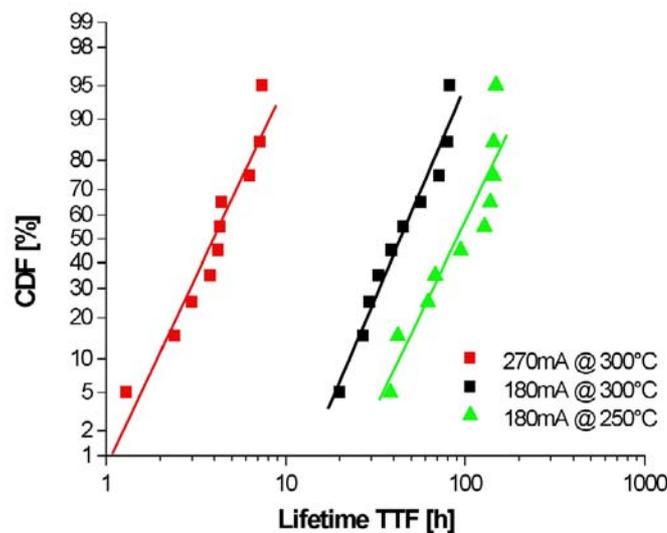


Bild 3.6.3: Summenhäufigkeitsdarstellung der Messwerte der Referenzproben bei den genannten Belastungsbedingungen

Alle gemessenen Werte, bis auf die bereits besprochenen Variationen von R_{th} entsprachen den Werten der Fokum-Messungen. Auffällig ist lediglich, dass bei den Perfect-Proben die Standardabweichung σ_s um mehr als 15% geringer ist.

Die Ausfallbilder zeigen deutliche Hillock-Bildung am Übergang zum Spannungsabgriff, allerdings sind außerdem Hillocks auf der Leitbahn verteilt zu erkennen. Es liegen demnach höchstwahrscheinlich zwei unterschiedliche Ursachen für die zu den Ausfällen führenden Massenflussdivergenzen vor.

Am Übergang zwischen Leitbahn und Spannungsabgriff sind Temperaturgradienten vorhanden. Diese entstehen durch die Eigenheizung der Leitbahn und führen zu der Materialanhäufung am Übergang (Bild 3.6.4).

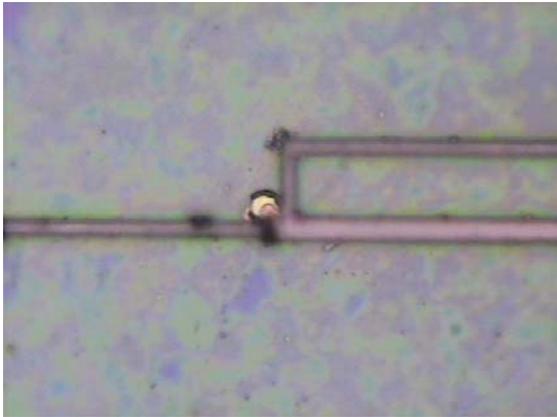


Bild 3.6.4: Hillock-Bildung am Spannungsabgriff

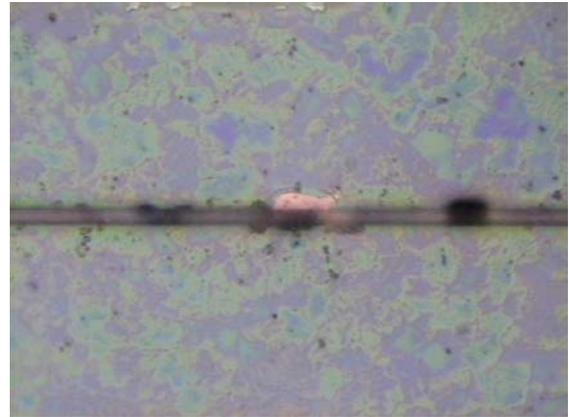


Bild 3.6.5: Void-Bildung auf der Leitbahn

Die Void-Bildung erfolgt ausschließlich auf der Leitbahn und nicht im Übergangsbereich zum Spannungsabgriff. Hierbei stehen wahrscheinlich vor allem prozeßtechnische Einflüsse sowie die Verteilungen von Korngrenzen und Trippelpunkten als Ursachen im Vordergrund.

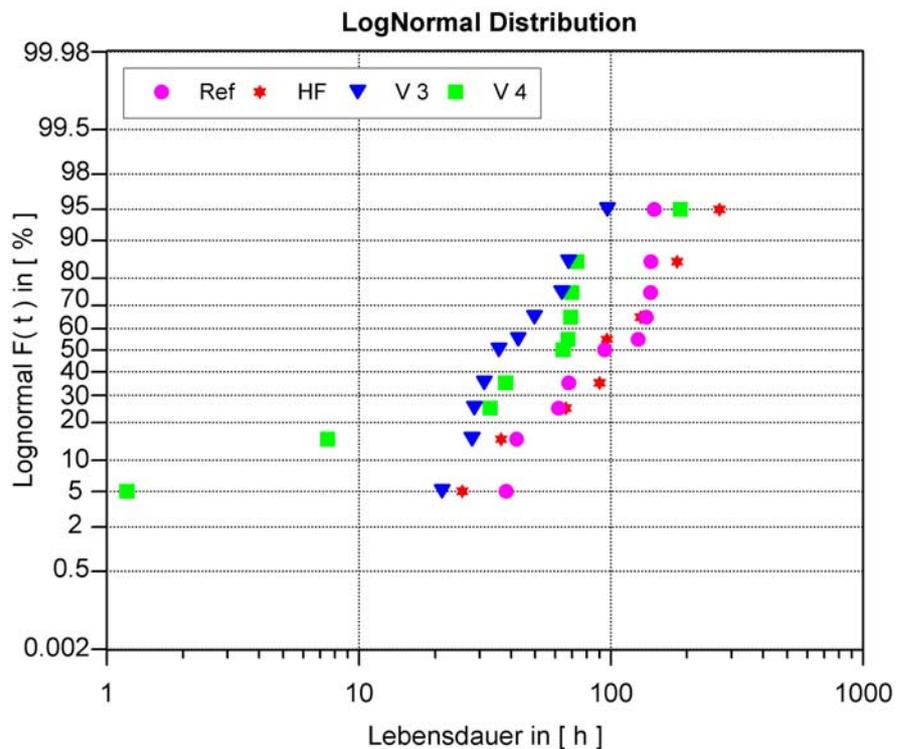


Bild 3.6.6: Lognormalverteilung der Lebensdauern für Proben mit verschiedenen Reinigungsschritten ($I = 180 \text{ mA}$; $T_{\text{sub}} = 250^\circ\text{C}$)

Bild 3.6.6 zeigt die Lognormalverteilung der Lebensdauer von 3 μm dicken Leitbahnen bei denen verschiedene Reinigungsschritte vor der Kupferabscheidung durchgeführt wurden. Die Lebensdauertests wurden bei einer Substrattemperatur von 250 $^{\circ}\text{C}$ und einem Belastungsstrom von 180 mA durchgeführt. In Tabelle 3.6.2 sind die gemessenen mittleren Lebensdauern und die Standardabweichung σ für die verschiedenen Reinigungsvariationen angegeben.

	Referenzprobe	Variante HF	Variante V3	Variante V4
Mittl. Lebensdauer t_{50} in h	90,0	92,6	42,0	35,6
Standardabweichung σ	0,58	0,71	0,47	1,45

Tabelle 3.6.2: Mittlere Lebensdauern und Standardabweichungen für verschiedene Reinigungsvarianten.

Die Variante HF zeigt gegenüber der Standardreinigung (Referenzprobe) eine leicht erhöhte mittlere Lebensdauer bei einer allerdings deutlich höheren Streuung. Die Varianten V3 und V4 zeigen deutlich kürzere mittlere Lebensdauern. Bei der Variante V4 treten zusätzlich Frühausfälle auf, was sich in der sehr hohen Standardabweichung widerspiegelt. Die Standardreinigung liefert hier die besten Ergebnisse.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Leitbahnen mit 3 μm dickem Kupfer vergleichbare Ergebnisse wie die im Vorgänger Projekt FOKUM hergestellten nur 0,5 μm dicken Kupferleitbahnen aufweisen, d.h. die Elektromigrationsfestigkeit der Metallisierung ist gegenüber Aluminum deutlich gesteigert. Die kleinere Streuung der Messwerte zeigt außerdem, dass es gelungen ist, den Herstellungsprozess weiter zu stabilisieren. Allerdings zeigen auch diese Leitbahnen eine niedrige Aktivierungsenergie von 0,44 eV. Dies ist vermutlich auf die schlechte Bedeckung der Seitenwände der, durch einen RIE-Prozess hergestellten, Kupferleitbahnen mit der SiN- Barriere zurückzuführen.

3.7 Zusammenfassung

Für Lebensdauertests und zur Untersuchung des Ausfallverhaltens an Vias wurden 3D-FE-Modelle von speziellen Teststrukturen in Form von Viaketten in einer Vierlagenmetallisierung erstellt. Eine Variation des Überlapps zeigte nur einen geringen Einfluss. Mit längerem Überlapp sinken die maximale Temperaturdifferenz, der maximale Temperaturgradient und die maximale Stromdichte geringfügig.

Für die Al-Viakette zeigte sich, dass die maximale Temperaturdifferenz der Metalllage 2 um den Faktor 1,3 über der maximalen Temperaturdifferenz der Metalllage 1 liegt. Der sich daraus ergebende maximale Temperaturgradient der Metalllage 2 liegt um den Faktor 3,74 - 3,80 über dem maximalen Temperaturgradienten der Metalllage 1. Hieraus ergibt sich für die Testbedingungen, dass die max. Stromdichte in Abhängigkeit von der Metalllage festgelegt werden sollte. Die Cu-Technologie mit SiO₂-Dielektrikum zeigt im thermischen Verhalten einen klaren Vorteil im Vergleich zur Al-Technologie. In der Cu-Technologie mit SiO₂-Dielektrikum sind daher kleinere Effekte der Elektro- und Thermomigration zu erwarten, wodurch die Lebensdauer ansteigt. Mit einer verringerten Lebensdauer der Cu-Technologie mit low-k-Dielektrikum im Vergleich zu der mit SiO₂-Dielektrikum ist im Stressfall zu rechnen.

Ebenfalls wurden zur Untersuchung des Ausfallverhaltens an langen Leitbahnen 3D-FE-Modelle für spezielle Teststrukturen in einer Vierlagenmetallisierung in Form von S-Bahnen erstellt. Für die Cu-Technologie wurden Variationen von Metalllage (1 / 2 / 3 / 4) und Leitbahnbreite (0,4 / 4,0 / 8,0 / 20,0 µm) untersucht. Zusätzlich wurde für ausgewählte Modelle ein Vergleich mit der Al-Technologie durchgeführt. Es hat sich gezeigt, dass nicht stromführende Leitbahnen, die sich unter stromführenden Leitbahnen befinden und zu diesen parallel verlaufen, die maximalen Temperaturdifferenzen geringfügig und die maximalen Temperaturgradienten wesentlich senken.

Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen können in zwei Kernaussagen zusammengefasst werden:

- Ultrahochbeschleunigte Lebensdauerermessungen sind bis 550°C durchführbar. Bis 430°C ist es nicht notwendig die Auswertemethodik zu verändern. Mit dieser Temperaturbeschleunigung sind Testzeitreduzierungen von deutlich mehr als einer Dekade zu erreichen. Durch die Temperaturbeschleunigung wird die Diffusionskinetik nicht verändert.

- Oberhalb der Temperatur des letzten Temperschrittes in der Fertigung setzt eine Ta-Diffusion aus der Barriere in die Leitbahn ein und verhindert in der kritischen Leitbahn den Ausfall (Fehlertyp B). Durch einen gezielten Einsatz von Tantal im Bereich der kritischen Stellen ist es höchst wahrscheinlich möglich die Lebensdauer der Strukturen und die Stromtragfähigkeit um mehr als eine Größenordnung zu steigern. Dieser Effekt wurde erstmals in diesem Teilvorhaben nachgewiesen. Hinsichtlich der technologischen Nutzung wurde von Infineon und der Universität Hannover eine gemeinsame Patenanmeldung eingereicht.

Literatur zum Kapitel 3

- [1] J.R. Black, *Electromigration – A brief survey and some recent results*, IEEE T. Electron. Dev. (1969), Vol.16., Nr.4, S.338-347
- [2] C.E. Schuster, M.G. Vangel, et.al., *Improved estimation of the resistivity of pure copper and electrical determination of thin copper film dimensions*, Microelectron. Reliab. (2001), Vol.41, Nr.2, S.239-252
- [3] A.H. Fischer, A. Abel, et.al., *Modeling bimodal electromigration failure distributions*, Microelectron. Reliab. (2001), Vol.41, S.445-453
- [4] E.T. Ogawa, K.D. Lee, et.al., *Electromigration reliability issues in Dual-Damascene Cu Interconnects*, IEEE T. Reliab. (2002), Vol.51, Nr.4, S.403-419
- [5] D.K. Schröder, *Semiconductor material and device characterisation*, New York (USA): John Wiley & Sons, 1998
- [6] E. Kreyszig, *Statistische Methoden und ihre Anwendungen*, Göttingen: Vandenhoeck & Ruprecht, 1985
- [7] Deutsche Akademie der Wissenschaften zu Berlin, *Ausscheidungsvorgänge in Legierungen*, Berlin: Akademie Verlag, 1964, S.102
- [8] M.J. Howes, D.V. Morgan, *Reliability and Degradation*, New York (USA): John Wiley & Sons, 1981
- [9] C.-K. Hu, L. Gignac, et.al., *Comparison of Cu electromigration lifetime in Cu inter-connects coated with various caps*, Appl. Phys. Lett. (2003), Vol.83, Nr.5, S.869-871
- [10] Weide, K., *Untersuchungen von Stromdichte-, Temperatur- und Massenflussverteilungen in Viastrukturen integrierter Schaltungen*, Fortschr.-Ber. VDI Reihe 9 Nr .184, Düsseldorf: VDI Verlag
- [11] Yu, X., *Untersuchungen zum Einfluss von mechanischem Stress auf die Migration in Metallisierungsstrukturen integrierter Schaltungen*, Dissertation, Universität Hannover, Hannover 2000

4 Nutzen des Vorhabens

Die im Vorhaben entwickelten Kupfermetallisierungen können in dem gesamten Produktspektrum der Industriepartner, von den Leistungshalbleitern über spezielle Hochfrequenzbauelemente bis hin zu hochintegrierten Logikschaltungen wie z. Bsp. Mikroprozessoren eingesetzt werden. Die Ergebnisse des Vorhabens haben teilweise zu wesentliche Verbesserungen der Bauelementeeigenschaften geführt, wodurch die Industriepartner in die Lage versetzt werden, hochaktuelle Systeme mit den fortschrittlichsten Bauelementetechnologien anzubieten. Durch die Ergebnisse des Vorhabens konnte ein Beitrag dazu geleistet werden, die guten Marktpositionen der Industriepartner zu erhalten und die Zukunftssicherung für die deutschen Standorte zu verbessern.

Ein wichtiger Faktor bei der Vermarktung der Produkte ist deren Zuverlässigkeit. Ein Ausfall der Bauelemente innerhalb der zugesicherten Lebensdauer kann zu erheblichen Regressforderungen und einer dauerhaften Rufschädigung führen. Verlässliche, möglichst standardisierte, Test- und Bewertungsverfahren für die Zuverlässigkeit sind daher für eine erfolgreiche Vermarktung unerlässlich. Das Ziel des Teilvorhabens schnelle und zuverlässige Belastungs- und Bewertungsverfahren zu entwickeln wurde weitgehend erreicht. Es wurde ein Messplatz aufgebaut, der Belastungstemperaturen bis zu 530°C erlaubt. Die Ergebnisse wurden den Industriepartnern zur Verfügung gestellt. Die für diese extrem beschleunigten Elektromigrationsmessungen entwickelte Testmethodik ermöglicht eine Verkürzung der Testzeiten um mehr als den Faktor 10 und vermeidet den Nachteil anderer Verfahren, bei denen eine Eigenerwärmung durch hohe Stromdichten ausgenutzt wird. Das entwickelte Belastungs- und Bewertungsverfahren kann bei den Industriepartnern sowohl bei der Prozesskontrolle (Monitoring) als auch bei der Qualifikation der Produkte zum Einsatz kommen. Die am IHW entwickelten Simulationstools können dabei zu einer Absicherung der Extrapolation der experimentellen Daten auf Betriebsbedingungen eingesetzt werden. Die Ergebnisse des Teilvorhabens können somit dazu beitragen die Entwicklung neuer Produkte wesentlich zu beschleunigen und die erreichten Spitzenpositionen abzusichern. Für die Umsetzung ist allerdings zu bemerken, dass bisher kein kommerzielles Testequipment für diesen Temperaturbereich erhältlich ist.

Im Rahmen des Teilvorhabens der Universität Hannover konnte erstmals gezeigt werden, dass eine Eindiffusion von Tantal zu einer erheblich gesteigerten Elektromigrationsfestigkeit der Kupfermetallisierung führt. Durch das Tantal wird wahrscheinlich der kritische

Diffusionsweg an der Grenzfläche Cu/SiN-Barriere blockiert. Die Ergebnisse des Teilvorhabens legen nahe, dass die Lebensdauer der Kupfermetallisierung bei technologischer Nutzung des hier erstmals beobachteten Effektes um mehr als eine Größenordnung gesteigert werden kann. Das Problem der Elektromigration wäre dann für zukünftige Technologiegenerationen deutlich entschärft. Hinsichtlich der technologischen Nutzung des entdeckten Effektes wurde eine gemeinsame Patentanmeldung von Infineon Technologies und der Universität Hannover eingereicht.

Die Ergebnisse der FEM-Simulationen von Kupferleitbahnsystemen mit low-k-Dielektrika zeigten, insbesondere unter Testbedingungen, einen deutlichen Einfluss der verwendeten Materialien auf die Stromdichte- und Temperaturverteilung in den Teststrukturen. Zum Vergleich wurden auch Simulationen von Cu-SiO₂- und Al-SiO₂-Systemen durchgeführt. Die Simulationsergebnisse liefern wertvolle Informationen für die Bewertung und Extrapolation von beschleunigten Elektromigrationstest. Insbesondere wenn man berücksichtigt, dass für die neuen Materialien noch keine Felderfahrungen vorliegen.

Das IHW konnte durch die im Rahmen des Projektes durchgeführten Arbeiten seinen Kenntnisstand auf dem Gebiet der Zuverlässigkeitsmethodik und -simulation deutlich erweitern. Durch den Aufbau des Hochtemperaturmessplatzes wurden außerdem die experimentellen Möglichkeiten verbessert. Darüber hinaus konnte die Praxisnähe bei der Ausbildung der Studenten durch die Einbeziehung von Studien- und Diplomarbeiten in die Forschungsarbeiten verstärkt werden.

5 Veröffentlichung der Ergebnisse

5.1 Liste der Veröffentlichungen

Aus den Ergebnissen des Teilvorhabens resultieren die folgenden Veröffentlichung:

1. H. Brocke, J. Hartlep, M. Hommel, *FEM-Analyse einer Cu-Leitbahn mit S-Bahn-Struktur bezüglich Stromdichte- und Temperaturverteilung*, ANALOG 2002, 6. GMM/ITG-Diskussionssitzung, Entwicklung von Analogschaltungen mit CAE-Methoden, Bremen, Mai 2002, pp. 355-358
2. M. Uhlig, A. Bertz, H. Brocke, M. Dobler, C. Flannery, G. Jnawali, D. Zeidler, T. Gessner, *Integration of Plasma Deposited CF Polymer in a Copper/Low k Damascene Architecture*, Advanced Metallization Conference (AMC) 2002, Conf. Proceedings ULSI XVII, MRS, Warrendale, USA, 2003, pp. 314-319
3. H. Brocke, *FEM-Analysen von Viaketten in Cu-Technologie mit low-k Dielektrikum und von Viaketten in Al-Technologie bezüglich Temperatur- und Stromdichte-verteilung*, 11. E.I.S.-Workshop, GMM/GI/ITG-Fachtagung, Entwurf integrierter Schaltungen und Systeme, Erlangen, März 2003
4. H. Brocke, *FEM Analysis of a Via-Line Structure in Cu Technology with Low k Dielectric with Respect to the Distribution of Current Density and Temperature*, Proceedings MICRO.tec 2003, Munich, Germany, October 2003, pp. 523-528
5. O. Aubel, W. Hasse, M. Hommel, *Bimodal Behaviour and Improvement of Electromigration Resistance of Copper observed in Highly Accelerated Lifetime Tests (HALT)*, Advanced Metallization Conference 2003, Conf. Proceedings AMC XIX, MRS, Warrendale, USA, 2004, pp. 301-306
6. X. Yu, O. Aubel, W. Hasse, *Simulation of Electrical, Thermal and Mechanical Effects on Migration Performance in a Complete Copper Dual Damascene Test Structure with the Influence of the Extrusion Monitor*, Advanced Metallization Conference 2003, Conf. Proceedings AMC XIX, MRS, Warrendale, USA, 2004, pp. 769-773
7. O. Aubel, W. Hasse, M. Hommel, *Highly Accelerated Electromigration Lifetime Test (HALT) of Copper*, IEEE Trans. Mat. Dev. Reliab. Vol. 03, No. 04, Dec. 2003, pp. 213-217

5.2 Schutzrechtsanmeldungen

Gemeinsame Patentanmeldung von Infineon und der Universität Hannover

H. Koerner, O. Aubel, M. Hommel, W. Hasse: „Lange getemperte integrierte Schaltungsanordnungen und deren Herstellungsverfahren“, 30.04.2004, (200451360)

Anhang A

Parameter	B7HF-Al-Technologie					
	300 K	400 K	500 K	600 K	700 K	800 K
Al:						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$]	$3,16 \cdot 10^{-2}$	$4,39 \cdot 10^{-2}$	$5,62 \cdot 10^{-2}$	$6,86 \cdot 10^{-2}$	$8,09 \cdot 10^{-2}$	$9,32 \cdot 10^{-2}$
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$2,37 \cdot 10^{-4}$	$2,40 \cdot 10^{-4}$	$2,37 \cdot 10^{-4}$	$2,32 \cdot 10^{-4}$	$2,26 \cdot 10^{-4}$	$2,20 \cdot 10^{-4}$
E [Pa]	$6,89 \cdot 10^{10}$	$6,69 \cdot 10^{10}$	$6,04 \cdot 10^{10}$	$4,78 \cdot 10^{10}$	$3,99 \cdot 10^{10}$	$3,50 \cdot 10^{10}$
α_{AK} [1/K]	$2,32 \cdot 10^{-5}$	$2,51 \cdot 10^{-5}$	$2,64 \cdot 10^{-5}$	$2,84 \cdot 10^{-5}$	$3,09 \cdot 10^{-5}$	$3,40 \cdot 10^{-5}$
ν	0,34	0,34	0,34	0,34	0,34	0,34
Ti:						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$]	0,478	0,661	0,844	1,03	1,21	1,39
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$2,08 \cdot 10^{-5}$	$1,99 \cdot 10^{-5}$	$1,91 \cdot 10^{-5}$	$1,83 \cdot 10^{-5}$	$1,76 \cdot 10^{-5}$	$1,71 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$1,10 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$8,30 \cdot 10^{-6}$	$8,82 \cdot 10^{-6}$	$9,34 \cdot 10^{-6}$	$9,86 \cdot 10^{-6}$	$1,04 \cdot 10^{-5}$	$1,10 \cdot 10^{-5}$
ν	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33
TiN:						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$]	2,00	2,74	3,48	4,22	4,96	5,70
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$2,30 \cdot 10^{-5}$	$2,41 \cdot 10^{-5}$	$2,52 \cdot 10^{-5}$	$2,61 \cdot 10^{-5}$	$2,65 \cdot 10^{-5}$	$2,68 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$8,06 \cdot 10^{10}$					
α_{AK} [1/K]	$9,35 \cdot 10^{-6}$					
ν	0,208	0,208	0,208	0,208	0,208	0,208
Ti(N):						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$] 50 nm, ρ parallel	1,22	1,68	2,14	2,61	3,06	3,52
ρ [$\mu\Omega\text{m}$] 50 nm, ρ in Serie	1,70	2,32	2,95	3,58	4,21	4,84
ρ [$\mu\Omega\text{m}$] 90 nm, ρ parallel	0,828	1,14	1,46	1,78	2,09	2,40
ρ [$\mu\Omega\text{m}$] 90 nm, ρ in Serie	1,32	1,82	2,31	2,80	3,29	3,78
ρ [$\mu\Omega\text{m}$] 32 nm, ρ in Serie	1,32	1,82	2,31	2,80	3,29	3,79
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$] 50 nm	$2,25 \cdot 10^{-5}$	$2,31 \cdot 10^{-5}$	$2,37 \cdot 10^{-5}$	$2,40 \cdot 10^{-5}$	$2,41 \cdot 10^{-5}$	$2,41 \cdot 10^{-5}$
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$] 90 nm	$2,20 \cdot 10^{-5}$	$2,20 \cdot 10^{-5}$	$2,21 \cdot 10^{-5}$	$2,19 \cdot 10^{-5}$	$2,16 \cdot 10^{-5}$	$2,14 \cdot 10^{-5}$
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$] 32 nm	$2,20 \cdot 10^{-5}$	$2,20 \cdot 10^{-5}$	$2,21 \cdot 10^{-5}$	$2,19 \cdot 10^{-5}$	$2,16 \cdot 10^{-5}$	$2,14 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$8,06 \cdot 10^{10}$					
α_{AK} [1/K]	$9,35 \cdot 10^{-6}$					
ν	0,208	0,208	0,208	0,208	0,208	0,208
SiO₂:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,38 \cdot 10^{-6}$	$1,51 \cdot 10^{-6}$	$1,62 \cdot 10^{-6}$	$1,75 \cdot 10^{-6}$	$1,92 \cdot 10^{-6}$	$2,17 \cdot 10^{-6}$
E [Pa]	$6,47 \cdot 10^{10}$					
α_{AK} [1/K]	$4,98 \cdot 10^{-7}$	$6,10 \cdot 10^{-7}$	$6,30 \cdot 10^{-7}$	$5,90 \cdot 10^{-7}$	$5,30 \cdot 10^{-7}$	$4,70 \cdot 10^{-7}$
ν	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18
Si₃N₄:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$2,60 \cdot 10^{-5}$	$2,40 \cdot 10^{-5}$	$2,20 \cdot 10^{-5}$	$2,00 \cdot 10^{-5}$	$1,75 \cdot 10^{-5}$	$1,55 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$3,04 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$3,2 \cdot 10^{-6}$					
ν	0,24	0,24	0,24	0,24	0,24	0,24
Si:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,48 \cdot 10^{-4}$	$9,90 \cdot 10^{-5}$	$7,62 \cdot 10^{-5}$	$6,19 \cdot 10^{-5}$	$5,08 \cdot 10^{-5}$	$4,22 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$1,30 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$2,54 \cdot 10^{-6}$	$3,05 \cdot 10^{-6}$	$3,39 \cdot 10^{-6}$	$3,68 \cdot 10^{-6}$	$3,93 \cdot 10^{-6}$	$4,19 \cdot 10^{-6}$
ν	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45

Tabelle 1: Für FE-Analyse verwendete Technologieparameter (B7HF-Al-Technologie)

- ρ spezifischer Widerstand
- κ Wärmeleitfähigkeit
- E Elastizitätsmodul
- α_{AK} thermischer Ausdehnungskoeffizient
- ν Poissonzahl

Parameter	B7HF-Cu-Technologie					
	300 K	400 K	500 K	600 K	700 K	800 K
Cu:						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$]	$1,74 \cdot 10^{-2}$	$2,35 \cdot 10^{-2}$	$2,97 \cdot 10^{-2}$	$3,58 \cdot 10^{-2}$	$4,19 \cdot 10^{-2}$	$4,80 \cdot 10^{-2}$
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$3,95 \cdot 10^{-4}$	$3,90 \cdot 10^{-4}$	$3,80 \cdot 10^{-4}$	$3,75 \cdot 10^{-4}$	$3,65 \cdot 10^{-4}$	$3,60 \cdot 10^{-4}$
E [Pa]	$1,25 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$1,67 \cdot 10^{-5}$	$1,73 \cdot 10^{-5}$	$1,79 \cdot 10^{-5}$	$1,86 \cdot 10^{-5}$	$1,93 \cdot 10^{-5}$	$2,01 \cdot 10^{-5}$
ν	0,34	0,34	0,34	0,34	0,34	0,34
Ta:						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$]	0,157	0,203	0,250	0,295	0,342	0,388
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$5,80 \cdot 10^{-5}$	$5,85 \cdot 10^{-5}$	$5,84 \cdot 10^{-5}$	$5,79 \cdot 10^{-5}$	$5,76 \cdot 10^{-5}$	$5,73 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$5,50 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$6,60 \cdot 10^{-6}$	$6,72 \cdot 10^{-6}$	$6,84 \cdot 10^{-6}$	$6,95 \cdot 10^{-6}$	$7,03 \cdot 10^{-6}$	$7,12 \cdot 10^{-6}$
ν	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33
TaN:						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$]	2,55	2,58	2,61	2,63	2,66	2,69
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$2,88 \cdot 10^{-6}$	$3,80 \cdot 10^{-6}$	$4,70 \cdot 10^{-6}$	$5,58 \cdot 10^{-6}$	$6,44 \cdot 10^{-6}$	$7,28 \cdot 10^{-6}$
E [Pa]	$5,50 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$3,6 \cdot 10^{-6}$					
ν	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33
Ta(N):						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$] für 50 nm, ρ parallel	0,193	0,249	0,304	0,359	0,414	0,468
ρ [$\mu\Omega\text{m}$] für 50 nm, ρ in Serie	0,636	0,678	0,721	0,763	0,806	0,848
ρ [$\mu\Omega\text{m}$] für 75 nm, ρ parallel	0,193	0,249	0,304	0,359	0,414	0,468
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,20 \cdot 10^{-5}$	$1,51 \cdot 10^{-5}$	$1,78 \cdot 10^{-5}$	$2,01 \cdot 10^{-5}$	$2,22 \cdot 10^{-5}$	$2,41 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$5,50 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$6,60 \cdot 10^{-6}$	$6,72 \cdot 10^{-6}$	$6,84 \cdot 10^{-6}$	$6,95 \cdot 10^{-6}$	$7,03 \cdot 10^{-6}$	$7,12 \cdot 10^{-6}$
ν	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33	0,33
SiO₂:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,38 \cdot 10^{-6}$	$1,51 \cdot 10^{-6}$	$1,62 \cdot 10^{-6}$	$1,75 \cdot 10^{-6}$	$1,92 \cdot 10^{-6}$	$2,17 \cdot 10^{-6}$
E [Pa]	$6,47 \cdot 10^{10}$					
α_{AK} [1/K]	$4,98 \cdot 10^{-7}$	$6,10 \cdot 10^{-7}$	$6,30 \cdot 10^{-7}$	$5,90 \cdot 10^{-7}$	$5,30 \cdot 10^{-7}$	$4,70 \cdot 10^{-7}$
ν	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18
CF:						
κ_{CF} [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,33 \cdot 10^{-7}$					
$\kappa_{\text{Haftschicht}}$ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,33 \cdot 10^{-7}$					
E [Pa]	-	-	-	-	-	-
α_{AK} [1/K]	-	-	-	-	-	-
ν	-	-	-	-	-	-
SiLK:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,9 \cdot 10^{-7}$					
E [Pa]	$2,45 \cdot 10^9$					
α_{AK} [1/K]	$6,6 \cdot 10^{-5}$					
ν	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25
Black Diamond:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$3,5 \cdot 10^{-7}$					
E [Pa]	$1,0 \cdot 10^{10}$					
α_{AK} [1/K]	$1,2 \cdot 10^{-5}$					
ν	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25
Si₃N₄:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$2,60 \cdot 10^{-5}$	$2,40 \cdot 10^{-5}$	$2,20 \cdot 10^{-5}$	$2,00 \cdot 10^{-5}$	$1,75 \cdot 10^{-5}$	$1,55 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$3,04 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$3,2 \cdot 10^{-6}$					
ν	0,24	0,24	0,24	0,24	0,24	0,24
Si:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,48 \cdot 10^{-4}$	$9,90 \cdot 10^{-5}$	$7,62 \cdot 10^{-5}$	$6,19 \cdot 10^{-5}$	$5,08 \cdot 10^{-5}$	$4,22 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$1,30 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$2,54 \cdot 10^{-6}$	$3,05 \cdot 10^{-6}$	$3,39 \cdot 10^{-6}$	$3,68 \cdot 10^{-6}$	$3,93 \cdot 10^{-6}$	$4,19 \cdot 10^{-6}$
ν	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45

Tabelle 2: Für FE-Analyse verwendete Technologieparameter (B7HF-Cu-Technologie)

Parameter	TUC-Cu-Technologie					
	300 K	400 K	500 K	600 K	700 K	800 K
Cu:						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$]	$1,74 \cdot 10^{-2}$	$2,35 \cdot 10^{-2}$	$2,97 \cdot 10^{-2}$	$3,58 \cdot 10^{-2}$	$4,19 \cdot 10^{-2}$	$4,80 \cdot 10^{-2}$
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$3,95 \cdot 10^{-4}$	$3,90 \cdot 10^{-4}$	$3,80 \cdot 10^{-4}$	$3,75 \cdot 10^{-4}$	$3,65 \cdot 10^{-4}$	$3,60 \cdot 10^{-4}$
E [Pa]	$1,25 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$1,67 \cdot 10^{-5}$	$1,73 \cdot 10^{-5}$	$1,79 \cdot 10^{-5}$	$1,86 \cdot 10^{-5}$	$1,93 \cdot 10^{-5}$	$2,01 \cdot 10^{-5}$
ν	0,34	0,34	0,34	0,34	0,34	0,34
TiN:						
ρ [$\mu\Omega\text{m}$]	2,00	2,74	3,48	4,22	4,96	5,70
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$2,30 \cdot 10^{-5}$	$2,41 \cdot 10^{-5}$	$2,52 \cdot 10^{-5}$	$2,61 \cdot 10^{-5}$	$2,65 \cdot 10^{-5}$	$2,68 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$8,06 \cdot 10^{10}$					
α_{AK} [1/K]	$9,35 \cdot 10^{-6}$					
ν	0,208	0,208	0,208	0,208	0,208	0,208
SiO₂:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,38 \cdot 10^{-6}$	$1,51 \cdot 10^{-6}$	$1,62 \cdot 10^{-6}$	$1,75 \cdot 10^{-6}$	$1,92 \cdot 10^{-6}$	$2,17 \cdot 10^{-6}$
E [Pa]	$6,47 \cdot 10^{10}$					
α_{AK} [1/K]	$4,98 \cdot 10^{-7}$	$6,10 \cdot 10^{-7}$	$6,30 \cdot 10^{-7}$	$5,90 \cdot 10^{-7}$	$5,30 \cdot 10^{-7}$	$4,70 \cdot 10^{-7}$
ν	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18
CF:						
κ_{CF} [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,33 \cdot 10^{-7}$					
$\kappa_{\text{Haftschicht}}$ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,33 \cdot 10^{-7}$					
E [Pa]	-	-	-	-	-	-
α_{AK} [1/K]	-	-	-	-	-	-
ν	-	-	-	-	-	-
Si₃N₄:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$2,60 \cdot 10^{-5}$	$2,40 \cdot 10^{-5}$	$2,20 \cdot 10^{-5}$	$2,00 \cdot 10^{-5}$	$1,75 \cdot 10^{-5}$	$1,55 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$3,04 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$3,2 \cdot 10^{-6}$					
ν	0,24	0,24	0,24	0,24	0,24	0,24
Si:						
κ [$\text{W}/(\mu\text{m}\cdot\text{K})$]	$1,48 \cdot 10^{-4}$	$9,90 \cdot 10^{-5}$	$7,62 \cdot 10^{-5}$	$6,19 \cdot 10^{-5}$	$5,08 \cdot 10^{-5}$	$4,22 \cdot 10^{-5}$
E [Pa]	$1,30 \cdot 10^{11}$					
α_{AK} [1/K]	$2,54 \cdot 10^{-6}$	$3,05 \cdot 10^{-6}$	$3,39 \cdot 10^{-6}$	$3,68 \cdot 10^{-6}$	$3,93 \cdot 10^{-6}$	$4,19 \cdot 10^{-6}$
ν	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45

Tabelle 3: Für FE-Analyse verwendete Technologieparameter (TUC-Cu-Technologie)