

**Spezielle Anwendungen
der Transmissionselektronenmikroskopie
in der Siliziumhalbleiterindustrie**

Von der Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie

der TU Bergakademie Freiberg

angenommene
Habilitationsschrift

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur habitatus

Dr. Ing. habil.

vorgelegt

von Dr. Ing. Uwe Mühle

geboren am 20.08.1960 in Freiberg

eingereicht am 28.11.2013

Gutachter: Prof. David Rafaja, TU Bergakademie Freiberg
Prof. Hannes Lichte, TU Dresden
Prof. Ehrenfried Zschech, TU Dresden

Tag der Verleihung: 21.11.2014

Danksagung

Eine zusammenfassende Schrift über die Transmissionselektronenmikroskopie in der Halbleitertechnologie zu erstellen, ist ohne die Beiträge eines sehr großen Kreises von Kollegen und Freunden nicht realisierbar. Eine Würdigung der Personen, die am zustande kommen dieser Arbeit einen Anteil haben, ist daher mehr als angemessen, auch wenn sie in jedem Falle unvollständig sein wird.

Ich bedanke mich bei Prof. D. Rafaja unter dessen Leitung ich im Rahmen der Landesexzellenzinitiative „Funktionales Strukturdesign neuer Hochleistungswerkstoffe durch Atomares Design und Defekt-Engineering (ADDE)“ am Institut für Werkstoffwissenschaften der TU Bergakademie Freiberg von 2009 bis 2012 tätig sein durfte und der mich zu dem Unternehmen der Habilitation ermutigte und auch die Rolle als Gutachter annahm.

Herrn Prof. H. Lichte danke ich für eine langjährige Zusammenarbeit auf dem Gebiet der Elektronenmikroskopie, seine unzähligen Hinweise für das tiefere Verständnis der physikalischen Zusammenhänge bei der Bearbeitung praxisrelevanter Themen und für die Tätigkeit als Gutachter.

Herr Prof. E. Zschech hat im Rahmen der firmenübergreifenden Zusammenarbeit in den analytischen Bereichen der Dresdner Halbleiterindustrie einen großen Anteil bei der Adressierung und Bewältigung vieler Fragestellungen, wofür ihm genauso Dank gebührt, wie für die Unterstützung bei meiner aktuellen Tätigkeit und die Übernahme der Gutachtertätigkeit.

Zu besonderem Dank verpflichtet bin ich dem Team der TEM-Gruppe des Siemens Micro-electronic Center, Infineon Dresden respektive Qimonda Dresden, in dem der überwiegende Teil der Ergebnisse entstanden ist. Stellvertretend seien hier Frau Dr. B. Tippelt, Herr Dr. L. Hillmann, Sören Jansen, Astrid Leuteritz, Anja Wiesner, Erika Maue, Marko Jerenz, Ralf Lehmann, Robby Prang, Rico Gärtner, Annett Jerenz, Hui Minh Lo und das Präparationsteam um Kathrin Jungnickel, Viola Löschau, Martin Rolle, Jana Dürfeld, Stefanie Raschke, Rico Gärtner und andere.

Die Arbeit des genannten Teams wurde unterstützt von den Dienststellen- und Gruppenleitern der Physikalischen Fehleranalyse Matthias Kamolz, Dr. Wolfgang Tittes, Gerd Lichter, Prof. Steffen Teichert, Ralf Schütten und Dr. Reiner Käismaier. Wesentliche Beiträge zum Gelingen der Arbeit trugen die Kollegen der anderen Arbeitsgruppen, von denen stellvertretend Dr. Rüdiger Rosenkranz, Dr. Heiko Hortenbach, Dr. Jens Steinhoff und Hans Rettenmaier genannt seien. Bei der Einordnung der Ergebnisse in die technologischen und produkttechnischen Zusammenhänge habe ich mich der Kooperation mit einem sehr großen Kreis von Kollegen erfreut, insbesondere aus den Bereichen der Einzelprozesse, der Prozessintegration, der Technologieentwicklung und der Produkttechnik, die wegen ihrer Vielzahl nicht im Einzelnen genannt werden können.

Eine sehr enge und fruchtbare Zusammenarbeit besonders auf dem Gebiet der Elektronen-holographie und Elektronentomographie verband und verbindet mich mit den Kollegen des Speziallabors Triebenberg im Institutes für Strukturphysik der TU Dresden, wobei besonders Dr. Andreas Lenk, Dr. Daniel Wolf und Jan Sickmann namentlich genannt seien.

Eine sehr enge Freundschaft, durch die viele Fragestellungen gemeinsam gelöst wurden, verbindet mich mit dem Leiter des Materiallabors von Globalfoundries Dresden Dr. Hans-

Jürgen Engelmann und seinem Team. In diesem Zusammenhang sollen auch die gemeinsamen Aktivitäten mit dem Fraunhofer Institut für Nanoelektronische Technologien (CNT) genannt werden.

Während meiner Tätigkeit am Institut für Werkstoffwissenschaft und dem damit verbundenen Sammeln von Erfahrungen in der Lehre konnte ich mich der Unterstützung insbesondere von Frau Dr. Uta Rensch, Dr. Volker Klemm, Prof. Ulrich Martin, Dr. Dietrich Heger, Gerhard Schreiber, Frau Roswitha Popp, Uwe Gubsch und anderen erfreuen, wofür ich mich ebenfalls recht herzlich bedanke.

Am Fraunhofer Institut für zerstörungsfreie Prüfverfahren Dresden (IZFP-D) wurde und werde ich in meiner Tätigkeit von den Kollegen Dr. Bernd Köhler, Dr. Jürgen Gluch, Dr. Martin Gall und Yvonne Ritz und anderen Mitgliedern des Teams ebenfalls in vorbildlicher Weise unterstützt.

Mit den Vertretern der Hersteller von Elektronenmikroskopen wurden enge Kooperationsbeziehungen aufgebaut, die für das Entstehen dieser Arbeit ebenfalls unerlässlich sind, wofür ich diesen Kollegen ebenfalls sehr herzlich danken möchte. Stellvertretend für die jeweiligen Teams seien Dr. Dirk Lanens, Mark Tilenschi, Dr. Bert Freitag, Dr. Christian Kübel und Martin Verheijen von der Firma FEI, Dr. Siegfried Falch, Dr. Matthias Rodewald und Bernd Karoske von der Firma Jeol sowie Dr. Christian Jäger, Dr. Anke Dutschke und Dimitri Kolmykov von der Firma Zeiss namentlich genannt.

Ein besonders großer Dank gilt meinen Eltern, die mir meinen Lebensweg ermöglichten, sowie meiner Frau Petra und meinem Sohn Christian, die in all den Jahren sehr viel Verständnis für das hohe berufliche Engagement aufbrachten.

Kurzfassung

Die außerordentlichen Steigerungen der Funktionalität und Produktivität in der Halbleiterindustrie sind zum wesentlichen Teil auf eine Verkleinerung der Strukturdetails auf einer logarithmischen Skala über die letzten Jahrzehnte zurückzuführen. Sowohl zur Kontrolle des Fertigungsergebnisses als auch zur Klärung von Fehlerursachen ist die Nutzung transmissionselektronenmikroskopischer Methoden unabdingbar. Für die Zielpräparation von Halbleiterstrukturen sind Techniken unter Nutzung der Focused Ion Beam Geräte etabliert, die je nach der konkreten Aufgabenstellung variiert werden. Die Abbildung von Strukturdetails mit Abmessungen von wenigen Nanometern erfordert die Anwendung unterschiedlicher Kontrastmechanismen. Die Ergänzung der Abbildung durch die analytischen Techniken der energiedispersiven Röntgenmikroanalyse und der Elektronenenergieverlustanalyse ist ein wertvolles Werkzeug bei der Klärung von Fehlerursachen oder bei prozesstechnischen Fragestellungen. Die Nutzung der Rastertransmissionselektronenmikroskopie erlaubt die unmittelbare Kombination von Abbildung und Elementanalyse.

Die lokale Verteilung von Dotierstoffen als wesentliche Grundlage für die Funktion von Bauelementen in der Halbleiterindustrie ist nur über ihre Auswirkung auf die Phase der transmittierten Elektronenwelle nachweisbar. Mittels Elektronenholographie kann dieser Einfluss gemessen werden und das Prozessergebnis von Implantationen dargestellt werden. Für die Charakterisierung von Details, die kleiner als die Probendicken sind, die im TEM genutzt werden, ist die Anwendung der Elektronentomographie ein geeignetes Werkzeug. Dazu sind spezielle Präparations- und Abbildungsstrategien erforderlich.

Abstract

The strong improvements in functionality and productivity in the semiconductor industry are mostly a result of the decrease of structural details on a logarithmic scale during the last decades. The monitoring of the production process, as well as failure analyses, utilize methods of transmission electron microscopy. For targeted preparations of semiconductor structures, techniques based on focused ion beams are established, with adaptations to the current task. The imaging of structural details with dimensions of a few nanometers requires the application of different contrast techniques, depending on the detailed request. Different opportunities of elemental analysis, such as energy dispersive X-ray analysis or electron energy loss analysis, deliver additional information about the chemical composition and binding states on a nanoscale. The use of scanning transmission electron microscopy enables a direct combination of imaging and elemental analysis.

The local distribution of dopants, as one of the major basics for the function of semiconductor devices, can be observed via the phase shift of the transmitted electron wave only. This influence requires the application of electron holography, a technique which enables the visualization of the process result of implantations or diffusion processes. The characterization of details which are smaller than the thickness of a TEM-sample is enabled through the use of electron tomography. This technique requires special strategies for preparation and imaging and delivers a 3D-dataset, describing the structure.

Abkürzungen

| | |
|----------|---------------------------------------------------------------------------|
| ARC | Anti reflective coating – Antireflexionsschicht |
| ART | Algebraic Reconstruction |
| CEA-LETI | Laboratoire d'electronique des technologies de l'information |
| CVD | Chemical Vapour Deposition |
| DRAM | Dynamic Random Access Memory |
| EBID | Electron Beam Induced Deposition |
| EDX | Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy |
| EELS | Electron Energy Loss Spectroscopy – Elektronenenergieverlustspektroskopie |
| EFSTEM | Energiefilterte Raster-Transmissionselektronenmikroskopie |
| EFTEM | Energiefilterte Transmissionselektronenmikroskopie |
| ELNES | Electron Energy Loss Near Edge Structure |
| EXELFS | Extended Electron Energy Loss Fine Structure |
| FIB | Focused Ion beam |
| IBID | Ion Beam Induced Deposition |
| IMEC | Interuniversity Microelectronics Centre |
| HAADF | High Angle Annular Dark Field |
| MIP | Mittleres inneres Potential |
| MOSFET | Metal-Oxide-Semiconductor Field effect transistor |
| MRAM | Magnetic Random Access Memory |
| MTTR | Mean Time to Repair |
| MTBF | Mean Time between Failure |
| RCAT | Recess Channel Array Transistor |
| RLZ | Raumladungszone |
| SCM | Scanning Capacitance Microscopy |
| SEM | Scanning Electron Microscopy – Rasterelektronenmikroskopie |
| SIRT | Simultaneous Iterative Reconstruction Technique |
| SSRM | Scanning Spreading Resistance Microscopy |
| STEM | Raster (Scanning) Transmissionselektronenmikroskopie |
| TEM | Transmissionselektronenmikroskopie |
| ToFSIMS | Time-of-Flight Sekundärionenmassenspektroskopie |
| WBP | Weighted Backprojection – gewichtete Rückprojektion |

Symbole

(Hinweis: Aus technischen Gründen werden vektorielle Größen im Text **fett** geschrieben und in Gleichungen mit einem Pfeil darüber benutzt)

| | |
|-----------------|------------------------------------------------------------------|
| a, b | Abstände bei der Anordnung des Biprismas im TEM |
| a_0 | Bohrscher Atomradius |
| a_1, a_2, a_3 | Gitterkonstanten |
| A | Atomgewicht |
| A_1, A_2 | Konstanten |
| A_C | Fläche eines Kondensators |
| B | Magnetische Flussdichte |
| B_{Si} | Bildinformation eines Bildes im Lichte der Plasmonen von Si |
| B_{SiO_2} | Bildinformation eines Bildes im Lichte der Plasmonen von SiO_2 |
| B_{Res} | resultierende Bildinformation |
| c | Lichtgeschwindigkeit |
| C | Kapazität (elektrotechnisch) |
| C_A | Konzentration des Elementes A |
| C_B | Konzentration des Elementes B |
| C_k | Faktor für die Kontrastübertragung im Phasenkontrast |
| C_s | Sphärische Aberation (Öffnungsfehler) |
| d | Netzebenenabstand |
| d_c | Abstand zwischen den ladungstragenden Teilen eines Kondensators |
| d_G | Gateoxidstärke |
| D_p | Diffusionskonstante für Defektelektronen |
| D_n | Diffusionskonstante für Elektronen |
| e | Elementarladung |
| E | Energie (allgemein) |
| E_F | elektrische Feldstärke |
| E_p | Plasmonenenergie |
| E_0 | Energie der einfallenden Elektronen |
| ΔE | Energiedifferenz |
| f | Atomstreuungsfaktor |
| Δf | Defokus |
| f_x | Streuungsfaktor für Röntgenstrahlung |
| F | Strukturfaktor |
| F_L | Lorentzkraft |
| FT | Fouriertransformierte |
| $g_{h,k,l}$ | Vektor im reziproken Gitter |
| h | Plancksches Wirkungsquantum |
| h, k, l | Millersche Indizes |
| i | imaginäre Einheit |
| I | Intensität (allgemein) |
| I_A | Intensität des Elementes A |
| I_B | Intensität des Elementes B |
| IFT | inverse Fouriertransformierte |
| $I_{inelast}$ | Inelastischer Hintergrund eines aufgezeichneten Hologramms |

| | |
|------------------------|-------------------------------------------------------------------------|
| $j_{D,p}$ | Diffusionsstromdichte der Defektelektronen |
| $j_{D,n}$ | Diffusionsstromdichte der Elektronen |
| $j_{d,p}$ | Driftstromdichte der Defektelektronen |
| $j_{d,n}$ | Driftstromdichte der Elektronen |
| k | Wellenvektor |
| k_0 | Wellenvektor des Primärstrahles |
| k_R | Raumfrequenz |
| k | Boltzmannkonstante |
| k_{AB} | Cliff-Lorimer-Faktor für das Intensitätsverhältnis der Elemente A und B |
| l_1, l_2 | in den Radonraum transformierte Ortskoordinaten |
| l_G | Gatelänge |
| L_D | Debyelänge |
| m_0 | (Ruhe-)masse |
| $m_{0,e}$ | Ruhemasse des Elektrons |
| n | numerischer Zähler |
| n_1, n_2, n_3 | numerische Zähler in drei Komponenten |
| $n_{A,EZ}$ | Anzahl der Atome in der Elementarzelle |
| n_{Trans} | Anzahl der Transistoren eines Chips |
| n_p | Ladungsträgerkonzentration, Defektelektronen |
| n_n | Ladungsträgerkonzentration, Elektronen |
| n_i | Eigenleitungsträgerdichte (intrinsische Dichte) |
| N_0 | Avogadrokonstante |
| N_A | Dotierstoffkonzentration eines Akzeptors |
| N_D | Dotierstoffkonzentration eines Donators |
| $O(x,y,z)$ | ortsabhängige physikalische Größe im Ortsraum |
| $O'(x,y,z)$ | rekonstruierte ortsabhängige physikalische Größe im Ortsraum |
| $P(\varphi, l_1, l_2)$ | ortsabhängige physikalische Größe im Radonraum |
| q | Ladung |
| q | Vektor im reziproken Raum, Raumfrequenz |
| q_c | Abstand zwischen Zentral- und Seitenband in der FT eines Hologramms |
| Q | totaler elastischer Streuquerschnitt |
| r | Ortsvektor |
| r_F | Radius des Möllenstedtschen Biprismas |
| R | Gittervektor |
| R_i | Ortsvektoren der Atome im Gitter |
| R_{Chip} | Zuverlässigkeit eines Chips |
| R_{Trans} | Zuverlässigkeit eines Transistors |
| s | Abweichungsparameter von der idealen Bragg-Lage eines Kristalls |
| s_{ho} | Abstand der Interferenzstreifen im Hologramm |
| t | Foliendicke |
| t_0 | Inaktive Schicht |
| t_i | Zeit |
| T | Temperatur |
| v | Geschwindigkeit |
| $V(\mathbf{r})$ | Potential im Festkörper |
| V_0 | mittleres inneres Potential im Festkörper |
| $V_{\Delta pn}$ | Potenzialdifferenz zwischen n- und p-Gebiet (thermodyn. Gleichgewicht) |

| | |
|------------------------|-------------------------------------------------------------|
| V_{Atom} | Potential des Atoms |
| V_{Cryst} | Kristallvolumen |
| W_{ho} | laterale Ausdehnung des Hologramms |
| W_e | Energie der Elektronen |
| U | elektrisches Potential |
| U_D | elektrische Spannung am p-n Übergang |
| U_{Bip} | Spannung am Möllenstedtschen Biprisma |
| W_{RLZ} | Weite der Raumladungszone |
| x, y, z | Ortskoordinaten |
| x_0 | metallurgischer p-n-Übergang |
| x_i, y_i, z_i | Position des i-ten Atoms in der Elementarzelle |
| Z | Ordnungszahl |
| \Im | Imaginärteil einer komplexen Zahl (Bildinformation) |
| \Re | Realteil einer komplexen Zahl (Bildinformation) |
| α | Beleuchtungswinkel |
| β | Öffnungswinkel |
| γ | Winkel, Richtungsänderung am Möllenstedtschen Biprisma |
| γ_0 | Referenzwert für γ |
| ϵ_0 | allgemeine Dielektrizitätskonstante |
| ϵ_r | relative Dielektrizitätskonstante |
| ξ | Extinktionslänge |
| λ | Wellenlänge |
| φ | Phase (einer Welle) |
| $\Delta\varphi$ | Phasendifferenz |
| ϕ | Kippwinkel bei der Aufnahme einer Tomographieserie |
| μ | Wechselwirkungswahrscheinlichkeit zwischen Elektronenwellen |
| μ_p | Ladungsträgerbeweglichkeit der Defektelektronen |
| μ_n | Ladungsträgerbeweglichkeit der Elektronen |
| ρ | Dichte |
| ψ | Wellenfunktion |
| ψ_0 | Amplitude der Wellenfunktion |
| $\psi_{\text{o, Obj}}$ | Amplitude der Wellenfunktion der Objektwelle |
| ψ_D | Wellenfunktion des direkten Strahles |
| ψ_g | Wellenfunktion des gebeugten Strahles |
| θ | Streuwinkel |
| σ | Streuquerschnitt eines Atoms |
| σ_w | Wechselwirkungskonstante |
| ∇ | Laplace-Operator |
| ω | Kreisfrequenz |
| ω_p | Plasmafrequenz |
| $\chi(q)$ | Phasenplatte |

0. Gliederung

| | | |
|-------|---------------------------------------------------------------------------------|----|
| | Danksagung | 3 |
| | Kurzfassung / Abstract | 5 |
| | Abkürzungsverzeichnis | 7 |
| | Verzeichnis der Symbole | 9 |
| 0 | Gliederung | 13 |
| 1 | Einleitung | 15 |
| 1.1 | Rahmenbedingungen der Halbleiterindustrie | 15 |
| 1.2 | Typische Strukturen und Fragestellungen in Halbleiterbauelementen | 17 |
| 1.3 | Analytische Untersuchungen an Halbleiterstrukturen | 19 |
| 2 | Einordnung der TEM in die Analytik von Halbleiterbauelementen | 23 |
| 2.1 | Einsatz struktur- und elementanalytischer Verfahren in der Halbleiterindustrie | 23 |
| 2.2 | Beitrag der Transmissionselektronenmikroskopie zu den Fragestellungen | 25 |
| 2.3 | Beispiele typischer Halbleiterstrukturen | 27 |
| 2.4 | Anforderungen an ein TEM für den Einsatz an einem Halbleiterproduktionsstandort | 31 |
| 3 | Präparation von Halbleiterstrukturen Untersuchung im TEM | 35 |
| 3.1 | Mechanische Vorbereitung | 35 |
| 3.2 | Endabdünnung größerer Bereiche | 36 |
| 3.3 | Zielpräparationen mittels Focused Ion Beam Technik | 37 |
| 3.4 | Lift-Out Techniken | 40 |
| 4 | Abbildende Untersuchungen und strukturanalytische Charakterisierung | 45 |
| 4.1 | Abbildungstechniken für mittlere Ortsauflösungen | 46 |
| 4.2 | Hochauflösende Abbildung kristalliner Bestandteile | 56 |
| 4.3 | Rastertransmissionselektronenmikroskopie | 59 |
| 4.4 | Elektronenbeugung | 61 |
| 5 | Elementanalytische Untersuchungen | 65 |
| 5.1 | Energiedispersive Röntgenanalyse im TEM | 65 |
| 5.2 | Nutzung von Energieverlusten der Elektronen zur Materialcharakterisierung | 71 |
| 5.2.1 | Ansatz und technische Lösungen | 71 |
| 5.2.2 | Elektronenenergiverlustspektroskopie | 73 |
| 5.2.3 | Energiegefilterte Abbildung | 76 |
| 5.3 | Spezielle Anwendungen von EELS und Energiefilterung | 80 |
| 5.3.1 | Energiegefilterte Abbildung unter Nutzung der Plasmonenmaxima | 80 |
| 5.3.2 | Nachweis der Bildung von Verbindungen | 84 |
| 5.3.3 | Abbildung mit reduziertem Energiefenster auf der elementspezifischen Kante | 86 |
| 5.4 | Energiegefilterte Abbildung im STEM-HAADF Modus | 87 |
| 5.5 | Kombination von Abbildung und Elementanalytik („Spectrum Imaging“) | 93 |

| | | |
|-------|----------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 6 | Elektronenholographie | 101 |
| 6.1 | Prinzipielle Fragestellung | 101 |
| 6.2 | Physikalisches Prinzip der Elektronenholographie | 109 |
| 6.3 | Technische Umsetzung bei der Off-axis Holographie | 112 |
| 6.4 | Besonderheiten der Probenpräparation für elektronenholographische Untersuchungen | 116 |
| 6.5 | Hologrammaufnahme und numerische Auswertung | 120 |
| 6.6 | Anwendungen der Elektronenholographie an Halbleiterstrukturen | 124 |
| 6.7 | Elektronenholographische Untersuchungen ohne Einsatz einer Lorentzlinse | 130 |
| 6.8 | Möglichkeiten der Inline Holographie | 134 |
| 7 | Elektronentomographie | 137 |
| 7.1 | Prinzipielle Fragestellung | 137 |
| 7.2 | Theoretischer Ansatz zur Lösung | 138 |
| 7.3 | Praktische Umsetzung | 143 |
| 7.4 | Beispielhafte Ergebnisse | 148 |
| 7.4.1 | Charakterisierung von Diffusionsbarrieren | 148 |
| 7.4.2 | Geometrie des Substrates nach komplexer Prozessierung | 150 |
| 7.4.3 | Beschreibung und Messmöglichkeiten an 3-dimensional aufgebauten Transistoren | 151 |
| 7.4.4 | Fehleranalyse an Transistoren größerer Dimension | 154 |
| 8 | Zusammenfassung und Ausblick | 157 |
| 8.1 | Präparative Aspekte | 157 |
| 8.2 | Neue Herausforderungen an die Abbildungstechnik | 158 |
| 8.3 | Elementanalytische Arbeitstechniken | 160 |
| 8.4 | Elektronenholographie | 161 |
| 8.5 | Elektronentomographie | 162 |
| 8.6 | Weitere Fragestellungen | 163 |
| 9 | Literaturverzeichnis | 165 |

1. Einleitung

1.1 Rahmenbedingungen der Halbleiterindustrie

Der industrielle Fortschritt in den letzten Jahrzehnten und Veränderungen in weiten Bereichen des gesellschaftlichen Lebens sind durch die stürmische Entwicklung mikroelektronischer Technologien begründet. Die Basis für diese Fortschritte ist die Nutzung der physikalischen Eigenschaften halbleitender Materialien in ihrer Kombination mit Leitern und Isolatoren [MAC05] in elektronischen Schaltungen. Dabei zeigte sich sehr schnell, dass die genutzten Strukturen¹ in Abhängigkeit von den technologischen Möglichkeiten über mehrere Größenordnungen skalierbar sind [THU05]. Die damit einhergehenden Strukturverkleinerungen führen zu einer Erhöhung der Packungsdichte und Effizienzsteigerungen, die die technologischen Fortschritte anderer Industriezweige bei Weitem übertrafen [BER11]. Damit konnte eine bisher beispiellose Steigerung der Funktionsvielfalt integrierter Schaltkreise bei konstanten oder häufig noch sinkenden Kosten realisiert werden.

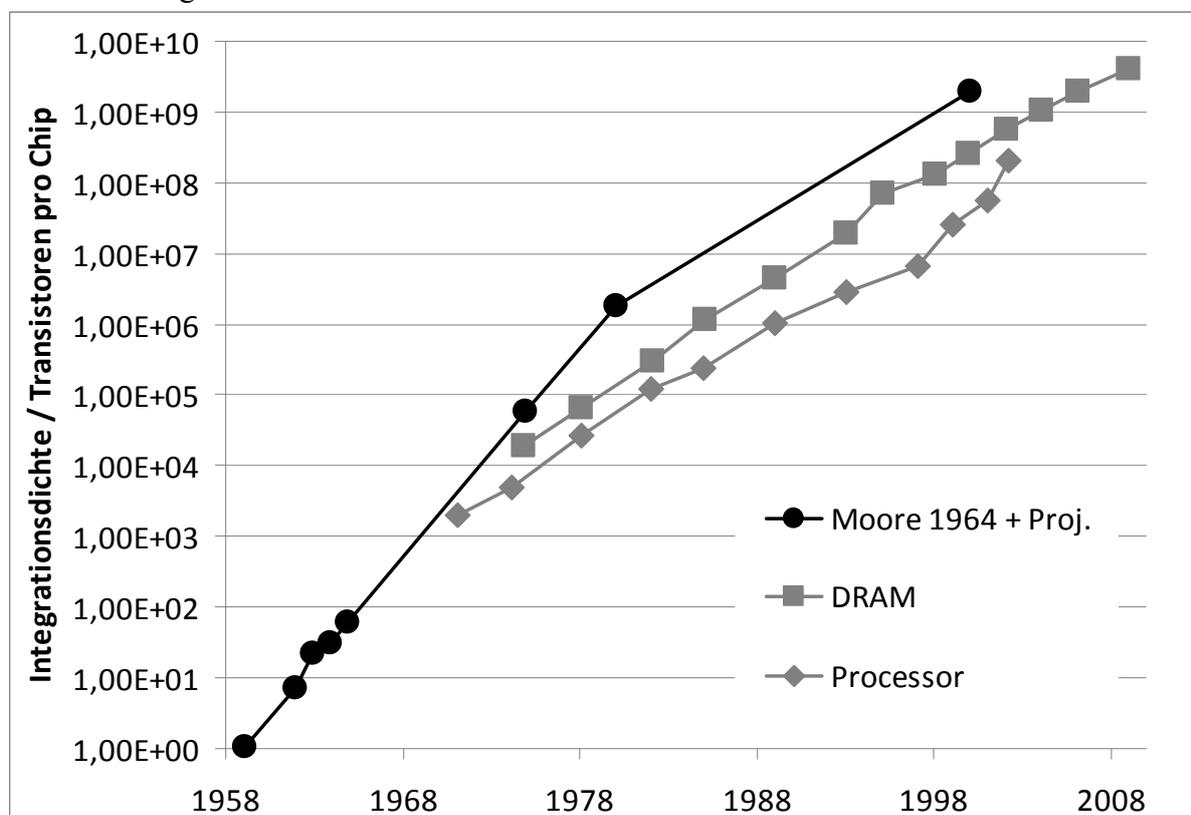


Abb. 1.1: Anstieg der Integrationsdichte mikroelektronischer Bauelemente in Abhängigkeit vom Produktionszeitraum, diversifiziert nach Produktgruppe und im Vergleich mit der Prognose von G. E. Moore aus dem Jahre 1965. (nach [MOO03])

Der technologische Fortschritt bei der Strukturverkleinerung folgt seit mehreren Jahrzehnten einer empirischen Beziehung, die im Jahre 1965 von Gordon E. Moore aufgestellt wurde und unter der Bezeichnung Moore's Law bekannt ist [MOO65]. Diese Beziehung sagt aus,

¹ Der Begriff Struktur im technischen Umfeld der Halbleiterindustrie bezeichnet die erzeugten geometrischen Maße der elektrischen Schaltung und darf nicht mit dem Strukturbegriff im kristallographischen oder werkstoffwissenschaftlichen Kontext verwechselt werden. Im Schnittpunkt zwischen physikalischen Untersuchungsmethoden und technologischem Umfeld ist diese Begriffsdopplung nicht zu vermeiden. Vergleichbare Begriffsdopplungen existieren beim Begriff Phase im thermodynamischen und im wellentheoretischen Umfeld.

dass sich die dominierenden Packungsdichten bei der Anwendung der jeweils wirtschaftlichsten Fertigungsmethode in einem Zeitraum von 1,5 bis 2 Jahren verdoppeln (Abb. 1.1). Trotz leichter Abweichungen und Diversifizierungen nach Produktgruppe hat sich die prinzipielle Aussage einer exponentiellen Zunahme dieses Parameters bewahrheitet. Dies geschah nicht zuletzt deshalb, weil sich die Entwicklungsbemühungen der marktbestimmenden Wettbewerber an dieser Prognose ausrichteten.

Obwohl es im Laufe der Jahre nicht an skeptischen Stimmen gemangelt hat, die ein Ende dieser Entwicklung aufgrund physikalischer und/oder technischer Grenzen prophezeiten, wurden diese Schwierigkeiten regelmäßig durch neue technische Ansätze überwunden. Auch für die technische Entwicklung über die nächsten 10 Jahre hinaus sind bereits prinzipielle Lösungsmöglichkeiten vorhanden. In der „International Technology Roadmap for Semiconductors“ [ITR12] sind die erwarteten Entwicklungstendenzen für eine Vielzahl von abgeleiteten Parametern dargestellt. Aus dieser Datensammlung, die jährlich aktualisiert wird, wurden in Tabelle 1 einige anschauliche Parameter aus dem Metallisierungsbereich von Dynamic Random Access Memories (DRAMs, der typische Arbeitsspeicher in Computern) in Tabelle 1.1 dargestellt. Abzuwarten bleibt, inwiefern wirtschaftliche Umstände in der Lage sind, diese technische Entwicklung aufzuhalten. Bereits jetzt ist Bau und Inbetriebnahme einer Halbleiterfabrik mit modernster Technologie finanziell nur noch von den größten Wettbewerbsteilnehmern zu bewältigen.

| Year of production | 2011 | 2012 | 2013 | 2014 | 2015 | 2016 | 2017 | 2018 | 2020 | 2022 | 2024 |
|------------------------------------------------------------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|
| DRAM 1/2 Pitch (nm) (contacted) | 40 | 36 | 32 | 28 | 25 | 23 | 20 | 18 | 14 | 11 | 9 |
| MPU/ASIC Metal 1 1/2 Pitch (nm) (contacted) | 40 | 36 | 32 | 28 | 25 | 23 | 20 | 18 | 14 | 11 | 9 |
| MPU Physical Gate Length (nm) | 24 | 22 | 20 | 18 | 17 | 15 | 14 | 13 | 11 | 9 | 7 |
| Number of Metal Layers | 4 | 4 | 4 | 4 | 4 | 4 | 4 | 4 | 4 | 4 | 4 |
| Contact A/R | 39 | 32 | 38 | 48 | 50 | 63 | 68 | 74 | 90 | 119 | 123 |
| Metal 1 wiring pitch (nm) | 80 | 72 | 64 | 56 | 50 | 44 | 40 | 36 | 28 | 22 | 18 |
| Specific contact resistance (10^{-9} Ohmcm ²) for n+ Si | 9,8 | 8,2 | 6,9 | 5,8 | 4,8 | 4,0 | 3,4 | 2,8 | 2,0 | 1,4 | 0,9 |
| Specific contact resistance (10^{-9} Ohmcm ²) for p+ Si | 15,0 | 13,0 | 11,0 | 9,2 | 7,4 | 6,2 | 5,1 | 4,3 | 3,0 | 2,1 | 1,1 |
| Specific via resistance (10-10 Ohmcm ²) | 2,5 | 2,1 | 1,7 | 1,4 | 1,2 | 1,0 | 0,8 | 0,7 | 0,5 | 0,3 | 0,2 |
| Interlevel metal insulator - effective dielectric constant | 3,6-4,1 | 3,6-4,1 | 3,1-3,4 | 3,1-3,4 | 3,1-3,4 | 3,1-3,4 | 2,5-2,8 | 2,5-2,8 | 2,3-2,6 | 2,3-2,6 | 2,3-2,6 |

Tab. 1.1: Entwicklung wesentlicher Produktionsparameter für die Metallisierung von DRAMs in den Jahren 2011 bis 2024, gekürzt nach [ITR01]

Simultan zur technologisch immer schwieriger werdenden Bewältigung immer kleinerer Strukturen geht die Forderung nach immer höherer Zuverlässigkeit sowohl der einzelnen Funktionselemente als auch des kompletten Bausteines. Diese Forderung ist nur durch permanente Qualitätsverbesserung zu erfüllen. Sie verschärft sich noch durch die Tatsache, dass in immer komplexeren Gesamtprodukten die Anzahl der eingesetzten Bausteine immer größer wird und zu verschärften Forderungen an das einzelne Bauelement führt. So kommen zum Beispiel in modernen PKWs weit über 1000 Computerchips zum Einsatz, von denen jeder einzelne zum Ausfall des gesamten Produkts führen kann.

Die Zuverlässigkeit R_{System} eines Systems, z. B. eines Chips, ergibt sich aus der Zuverlässigkeit des einzelnen Bauelements, z.B. Transistors R_{Trans} über

$$R_{\text{System}} = \prod_{i=1}^{n_{\text{Komp}}} R_{\text{Trans},i} \quad (1.1)$$

wobei n_{Komp} die Packungsdichte (z.B. = Anzahl der Transistoren) ist [OHR98]. Unter der vereinfachenden Annahme der gleichen Zuverlässigkeit für alle Bauelemente erhält man für die Ausfallwahrscheinlichkeit des Chips ($1-R_{\text{System}}$):

$$1 - R_{\text{System}} = (1 - R_{\text{Trans}})^{n_{\text{Trans}}} \quad (1.2)$$

Es ergibt sich dabei zwangsläufig, dass eine Verdopplung der Packungsdichte ($2 * n_{\text{Trans}}$) bei gleicher geforderter Ausfallwahrscheinlichkeit eine Verringerung der Ausfallwahrscheinlichkeit der einzelnen Komponente um den Quotienten $n_{\text{Trans}}/2$ erfordert.

1.2 Typische Strukturen und Fragestellungen in Halbleiterbauelementen

Aus diesen Tatsachen ergibt sich zwangsläufig die herausragende Bedeutung einer zuverlässigen Kontrolle des Prozessergebnisses bei der Fertigung. Das entscheidende Kriterium für den Erfolg der Fertigung, die elektrische Funktion, ist allerdings nur in der Lage, eine globale Aussage zu treffen. Zur Optimierung der oft mehrere hundert miteinander verknüpften Einzelprozesse ist es unumgänglich, über analytische Informationen über die erzeugten Strukturen zu verfügen. Dazu dienen abbildende, indirekte und elementanalytische Verfahren, die das Ergebnis von Einzelprozessen und Kombinationen bewerten und damit die Verbindung zwischen den Prozessparametern und den Ergebnissen der elektrischen Tests des Produktes herstellen [BOI99].

Die geforderten analytischen Informationen beziehen sich dabei zum einen auf Einhaltung der durch die Funktion des jeweiligen Produktes geforderten Kombinationen von Einzelbauelementen, die über das Layout des Produktes in Maße und Abstände umgesetzt werden. Die wichtigsten grundlegenden Bauelemente sind Feldeffekttransistoren, die bei der digitalen Informationsverarbeitung als Schalter wirken.

Abbildung 1.2 [THU05] zeigt den prinzipiellen Aufbau eines solchen MOSFET. Die Abkürzung besteht aus den englischen Kombination Metal-Oxide-Semiconductor Field Effect Transistor und charakterisiert damit gleichzeitig den Schichtaufbau von oben nach unten. Die Wirkungsweise ist in der elektrotechnischen Spezialliteratur [THU05, GOE05, GRU10, MUL97a, SCH01] ausführlich dargelegt. Die bereits erwähnte Skalierbarkeit dieses Bauele-

ments über mehrere Größenordnungen, deren Beherrschung vom aktuellen technologischen Fortschritt bestimmt wurde, stellt die Grundlage für die dominierende Stellung über mehrere Jahrzehnte dar.

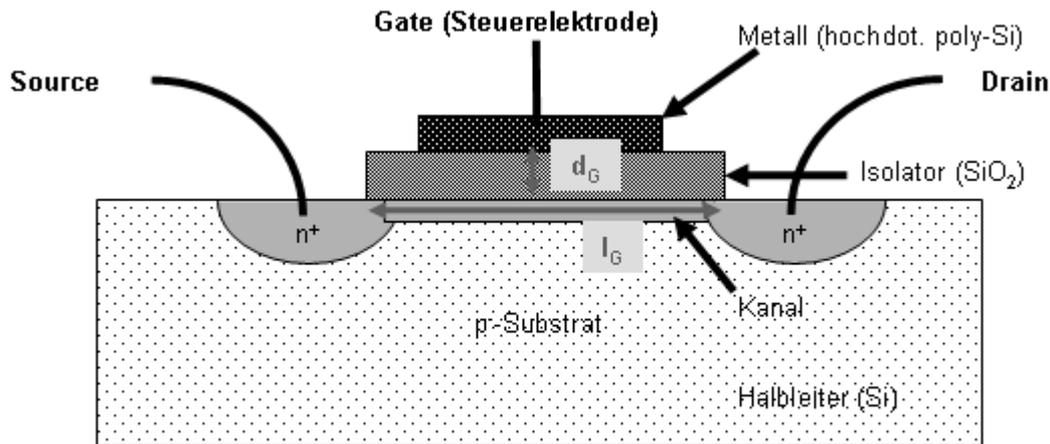


Abb. 1.2: Prinzipdarstellung eines MOSFET (nach [THU05]): Die Größen d_G (Gateoxiddicke) und l_G (Gatelänge) sind typische geometrische Parameter, die die elektrischen Eigenschaften des Bauelements determinieren

Die Geometrie des Bauteils und die resultierenden elektrischen Effekte stehen allerdings in einem sehr engen Zusammenhang. Die Darstellung und Vermessung der erzeugten Strukturen mit hoher Genauigkeit verknüpft daher die Ergebnisse der elektrischen Funktionskontrolle, die am Ende des Fertigungsprozesses steht, mit technologischen Parametern der einzelnen Prozessschritte. Auf die Strategien zur Erzielung der notwendigen Messergebnisse wird im Abschnitt 2 detaillierter eingegangen. Für die Erzielung kompletter Produkte werden die Transistoren mit einer Reihe anderer Bauelemente kombiniert. Von besonderer Bedeutung sind Kondensatoren zur temporären Speicherung von Informationen in wahlfreien Speichern (Dynamic Random Access Memories – DRAM) oder zur dauerhaften Informationsspeicherung in sogenannten „Non-Volatile-Memories“, die in den letzten Jahren eine besonders große Bedeutung in vielen Produkten erreicht haben. Die Informationen werden als elektrische Ladung gespeichert, wobei für die saubere Unterscheidung von „0“ und „1“ in einem Bit als kleinste Informationseinheit eine Mindestkapazität notwendig ist. Die Kapazität C ist nach

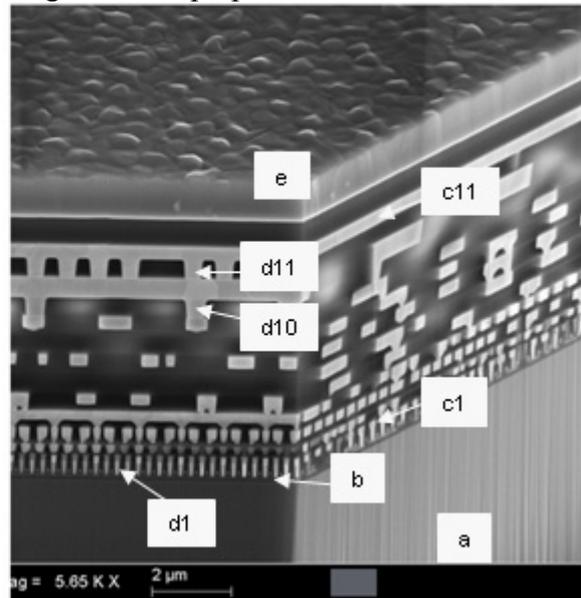
$$C = \frac{\epsilon_0 \epsilon_r A_C}{d_c} \quad (1.3)$$

von der relativen Dielektrizitätskonstante ϵ_r , der absoluten dielektrischen Konstante ϵ_0 , der Fläche des Kondensators A_C und dem Abstand zwischen den ladungstragenden Teilen d_c abhängig. Die Größe A_C ist unmittelbar von der geometrischen Gestalt des Kondensators abhängig, d_c ist die technologisch umgesetzten Schichtdicke des Dielektrikums und ϵ_r eine (unter Umständen strukturabhängige) Konstante des eingesetzten Dielektrikums. Daher ergibt sich, dass diese Größen die elektrischen Parameter des Speicherbereiches begründen und daher sehr genau überwacht werden müssen. Speziell bei d_c sind bei aktuellen Produkten Dimensionen von wenigen Nanometern realisiert, womit bereits eine klassische Domäne der TEM definiert ist.

Die genannten performancebestimmenden Bauelemente müssen über die verschiedensten Kontaktierungen elektrisch angebunden werden, wobei platzsparende Lösungen mit hoher Produktionssicherheit notwendig sind. Zur Realisierung der häufig sehr komplexen Strom- und Spannungspläne werden bis zu 13 Verdrahtungsebenen („Metallisierung“) genutzt, wobei vertikale Kontaktierungen mit geringem Platzbedarf und hoher Zuverlässigkeit notwendig sind. Nicht zuletzt müssen die strom- und spannungsführenden Teile sicher voneinander isoliert werden, weshalb auch die richtige Anordnung der nichtleitenden Materialien Gegenstand von analytischen Untersuchungen ist. In Abbildung 1.3 [ENG13] ist die Komplexität eines aktuellen Mikroprozessors anhand einer rechtwinkligen Schnittpräparation demonstriert.

Abb. 1.3:

Rechtwinklige Schnitte in einem modernen Mikroprozessor [ENG13], der die Komplexität der technischen Lösung veranschaulichen soll: Auf dem Siliziumeinkristall (a) befindet sich zunächst die Transistorebene (b). Die elektrische Verbindung wird durch verschiedene Metallebenen (c) hergestellt, hier 11fach (c1 ... c11) und Kontakte zwischen diesen Ebenen (d), hier je nach Ebene mit d1 und d10 bzw. d11 bezeichnet. Den oberen Abschluß bildet eine passivierende Deckschicht (e).



Wegen der schwierigen Realisierung von Strukturierungen über viele Ebenen im Nanometerbereich sind an vielen Stellen prozesstechnische Kunstgriffe notwendig, die zu zahlreichen Strukturen im Produkt führen, die ausschließlich technologisch begründet sind und keinerlei elektrische Funktion innehaben. So sind zum Beispiel die Diffusionsbarriereschichten unter wolframhaltigen Kontakten dafür verantwortlich, dass bei der CVD-Abscheidung (CVD – chemical vapour deposition) keine unerwünschten Reaktionen mit dem darunterliegenden Material auftreten. Da die hinreichende Dicke und die komplette Kantenbedeckung dieser Schichten für den Produktionserfolg essentiell ist, sind diese technologisch bedingten Objekte in sehr großem Umfang Gegenstand struktur- aber elementanalytischer Untersuchungen. Gerade diese technologisch bedingten Gegebenheiten unterschreiten die Dimensionen der elektrisch aktiven Komponenten wie Transistoren, Kontakte oder Leitbahnen oft recht deutlich, so dass hier besonders hoch entwickelte Untersuchungsmethoden eingesetzt werden müssen.

1.3 Analytische Untersuchungsmethoden an Halbleiterstrukturen

Während bei Strukturbreiten von mehreren Millimetern bis in den zweistelligen μm -Bereich die Überprüfung mittels lichtoptischer Methoden noch möglich war, führte deren Verkleinerung sehr bald zum massiven Einsatz der Rasterelektronenmikroskopie (Scanning Electron Microscopy - SEM). Die hier realisierbaren Ortsauflösungen sind bis zu Strukturbreiten bis unter 50 nm in der Lage, den überwiegenden Teil der anfallenden Fragestellungen zu beantworten. Mit der Einführung von Strukturen unterhalb von einem Mikrometer allerdings zeigte sich zusätzlich die Notwendigkeit, auch transmissionselektronenmikroskopische

Untersuchungen (TEM) zur exakten Vermessung funktioneller Details, z. B. Dielektrika oder Diffusionsbarrieren [CER89, SID96], anzuwenden. Mit der Einführung von Strukturen mit aktiven Dimensionen von 28 nm und kleiner erweitert sich der Einsatz der Transmissionselektronenmikroskopie auch auf Parameter wie z.B. Linienbreiten und Kontaktdurchmesser.

Die Möglichkeiten des TEM, Abbildungen bis zur atomaren Struktur zu realisieren, erlaubt es prinzipiell, alle strukturellen Gegebenheiten im Festkörper und damit auch in Halbleiterstrukturen sichtbar zu machen [CER90]. Diese Möglichkeit ist gepaart mit einer Reihe von Abbildungstechniken, z.B. für Mikrostruktureffekte wie Versetzungen, die mit keiner anderen Methode realisiert werden können. Unter Ausnutzung von materialspezifischen inelastischen Wechselwirkungen zwischen den beschleunigten Elektronen und dem Probenmaterial ergeben sich Möglichkeiten der Analyse der Elementzusammensetzung im Wesentlichen durch die spektroskopische Untersuchung der angeregten Röntgenstrahlung (Energy Dispersive X-Ray Analysis - EDX) und die Nutzung des Energieverlustes der Elektronen bei der Transmission der Probe (Electron Energy Loss Spectroscopy - EELS). Durch die Zusammenführung abbildender Methoden mit der chemischen Information sind hochkomplexe Untersuchungen von einem wohldefinierten Objekt im Nanometerbereich möglich.

Voraussetzung für Durchstrahlungsanalysen ist neben einer sehr hohen kinetischen Energie der Elektronen, was einen erheblichen apparativen Aufwand bedingt, die Herstellung einer elektronentransparenten Objektes in Form einer dünnen Folie. Dessen Dicke beträgt bei den zur Untersuchung von Halbleiterstrukturen üblichen Beschleunigungsspannungen im TEM von 200 kV je nach Untersuchungsaufgabe zwischen 50 nm und 200 nm. Wesentliche Forderungen an diese Folie sind die genaue Lokalisierung in der geforderten Struktur und die Unversehrtheit dieser Struktur. Da sich die laterale Ausdehnung von einem großen Teil der zu untersuchenden Objekte im gleichen Größenbereich bewegt, ist klar, dass eine erfolgreiche TEM-Analyse nur nach exakter Zielpräparation möglich ist. Die Realisierung dieser Zielpräparation entscheidet häufig über die Machbarkeit der TEM-Untersuchung. Mit der Focused Ion Beam Technik [GIA05] steht seit der ersten Hälfte der 90er Jahre ein leistungsfähiges Werkzeug zur Verfügung, um Zielgenauigkeiten der Präparation unter 10nm zu erreichen. Diese Technik stand gerade rechtzeitig zur Verfügung, als in der Halbleiterindustrie Strukturbreiten um 250 nm erreicht wurden, zu deren zielgerichteter Präparation bisher angewandte Methoden nicht mehr ausreichten. Dazu wurden in den letzten Jahren sehr detaillierte Strategien entwickelt [MUE10], deren komplette Darstellung den Umfang der vorliegenden Arbeit bei Weitem übersteigen würde.

Im Folgenden wird zunächst dargestellt, wie sich die breite Palette von analytischen und strukturanalytischen Methoden in das Umfeld der siliziumbasierten Halbleiterindustrie einordnet, wobei hier speziell die Frontendbearbeitung von Wafern gemeint ist [STE06].

Die Beiträge transmissionselektronenmikroskopischer Untersuchungen werden dabei im Abschnitt 2 herausgearbeitet. Für den Erfolg einer TEM-Untersuchung ist eine erfolgreiche und artefaktfreie Präparation des geforderten Objektes eine unabdingbare Voraussetzung. Die Halbleiterindustrie nahm mit ihren Forderungen nach schneller und zielgenauer Präparation ein Vorreiterrolle bei den Herstellern von Präparationsequipment ein, was die Entwicklung der FIB-Technik beschleunigte. Im Abschnitt 3 werden die wichtigsten und verbreiteten Präparationstechniken, die in der Halbleiterindustrie genutzt werden, beschrieben und diskutiert.

Abschnitt 4 gibt einen Überblick, über die typischen Abbildungstechniken, mit denen ein TEM-Labor im Umfeld der Halbleiterindustrie die geforderten Informationen liefert. Des Weiteren wird hier auf die Anwendung der Elektronenbeugung als Grundlage für strukturanalytische (im werkstoffwissenschaftlichen Sinne, vgl. Fußnote 1) eingegangen.

Die TEM zeichnet sich unter anderem durch die Kombination von abbildenden Techniken mit Informationen über die Elementzusammensetzung und über chemische Bindungen aus. Neben der spektroskopischen Untersuchung der angeregten Röntgenstrahlung bietet die Analyse der Energieverluste, die die Elektronen beim Passieren der Probe aufgrund der inelastischen Wechselwirkungen erleiden, eine wesentliche Informationsmöglichkeit über das Probenmaterial. Anwendungen dieser Technik an Halbleiterbauelementen, die über die Standardmethoden hinausgehen, werden in Abschnitt 5 vorgestellt. Bei der Anwendung dieser Technik wurden die bekannten Lösungen durch eigene Ansätze ergänzt.

Eine Reihe von Fragestellungen, die besonders bei der Entwicklung neuer Produkte und Prozesse entstehen, sind mit diesen Techniken nicht zu lösen und erfordern ein erweitertes Repertoire, für das die TEM aber prinzipiell gerüstet ist. Entsprechende methodische Entwicklungen werden häufig in Kooperation mit Forschungseinrichtungen vorangetrieben, so wie im vorliegenden Fall in enger Zusammenarbeit mit dem Team des Triebenberglabors der TU Dresden. So werden in Abschnitt 5 die theoretischen Grundlagen und die technischen Lösungen zur 2D-Analyse von Dotierstoffverteilungen mit hoher Ortsauflösung anhand einer Reihe von Beispielen vorgestellt und diskutiert.

Das Grundprinzip einer Durchstrahlungsmethode beinhaltet die Integration der Informationen entlang eines Pfades durch das durchstrahlte Objekt. Sind die Dimensionen der zu untersuchenden Objekte im Bereich der Länge dieses Pfades oder kleiner, so wird zum genauen Verständnis unter Umständen die Erstellung eines 3D-Modelles mit Hilfe von tomographischen Methoden erforderlich, über deren Anwendung an Halbleiterstrukturen Abschnitt 7 berichtet.

Die vorliegende Schrift soll den Absolventen physikalischer oder typischer ingenieurwissenschaftlicher Fachrichtungen, wie Werkstoffwissenschaft oder –technologie, befähigen, seine Kenntnisse strukturanalytischer Verfahren im produktionsnahen Umfeld effektiv einzusetzen. Erfahrenen Analytikern im Bereich der Rasterelektronenmikroskopie oder Nutzern rein abbildender Methoden bietet sich die Möglichkeit, den aktuellen Stand bei fortgeschrittenen Techniken kennenzulernen und Anregungen für weitere Einsatzmöglichkeiten zu erhalten. Für den Prozessingenieur oder Produkttechniker sollte die Schrift einen Überblick geben, welche Möglichkeiten und Grenzen die TEM zur Verbesserung der Produkte bietet.

Bei der Zusammenstellung der Ergebnisse wurde eine übersichtliche Darstellung angestrebt. Beim Umfang der Thematik ergibt sich daher die Notwendigkeit, die detaillierte Darstellung aller theoretischen Zusammenhänge auf das notwendige Maß zu beschränken. Speziell bei der Transmissionselektronenmikroskopie sei auf die sehr umfangreiche Originalliteratur verwiesen [WIL09, REI08, EGE05, HOR09, PEN11, WEI06, KIR07, HAW07, THO13, FUL08] und besonderes Augenmerk auf die Überleitung und die Erschließung von Anwendungsmöglichkeiten in der betrieblichen Praxis gelegt.

Die Ergebnisse werden zusammengefasst und ein Ausblick auf der Basis der aktuellen gerätetechnischen Entwicklung bei Transmissionselektronenmikroskopen und Präparationsequipment versucht.

2. Einordnung der TEM in die Analytik von Halbleiterbauelementen

2.1 Einsatz struktur- und elementanalytischer Verfahren in der Halbleiterindustrie

Wie bereits eingangs dargelegt, erfordern die Prozesse der Halbleiterindustrie eine mannigfaltige Begleitung durch analytische Verfahren, die in vielen Fällen den verbreiteten Methoden der Werkstoffcharakterisierung [HUN95, VER07] entsprechen und auf die Gegebenheiten elektrisch funktioneller Strukturen im Nanometerbereich spezialisiert sind. In letzter Zeit werden Methoden der elektrischen Funktionsprüfung in diese physikalischen Verfahren [KLE01] mit integriert. Eine Abgrenzung sei gezogen zu rein elektrischen Prüfungen an teil- oder vollprozessierten Bausteinen und zu rein chemischen Verfahren, die beispielweise zur Qualitätskontrolle von Roh- und Hilfsstoffen eingesetzt werden.

Die Einsatzbereiche struktur- und elementanalytischer Verfahren können grob in drei Bereiche eingeteilt werden:

a) "Inline"-Verfahren:

Bei diesen Untersuchungen werden die Analysen als Prozessschritt der Produktion durchgeführt. Die Untersuchung muss innerhalb des Reinraumes stattfinden. Es bestehen daher besondere Anforderungen an die Arbeitsmittel, die sich aus dem umfangreichen Normenwerk für die hardwareseitige Gestaltung jeglichen Reinraumequipments ergeben [GAI12]. Zusätzliche Ansprüche entstehen durch die Einordnung der Prüfungen in die Produktionslogistik. Beispiele für diese Analysen sind:

- Prüfung von Dicken, Rauigkeiten und Homogenitäten abgeschiedener Schichtsysteme mit Methoden wie Ellipsometrie, Röntgenreflektometrie (XRR), Röntgenfluoreszenanalyse (XRF), meist in der Anordnung der Totalreflexion (TXRF)
- Kontrolle von Ätztiefen durch Interferenzmikroskopie oder Rasterkraftmikroskopie (AFM)
- Defektdichtemessungen
- Messungen kritischer Strukturbreiten (CD - "Critical Dimension") und des Overlays zwischen einzelnen Strukturebenen

b) Linienbegleitende Verfahren

Unter diesem Punkt wird eine Reihe von Untersuchungen zusammengefasst, zu denen ein Wafer aus oder nach dem Produktionsprozess oder ein einzelner Baustein in einem speziell ausgerüsteten Labor zur Ermittlung bestimmter Parameter präpariert und untersucht wird. Die Untersuchungen, bei denen die Rasterelektronenmikroskopie eine herausragende Bedeutung besitzt, liefern oft geometrische Details wie Schichtdicken, Kantenbedeckungen und Ätztiefen. Allerdings werden häufig auch elementanalytische und hoch spezialisierte Untersuchungsverfahren eingesetzt, wie Augerelektronenspektrometrie (AES), Sekundärionenmassenspektrometrie (SIMS), Photoelektronenspektroskopie (XPS) und viele andere. Anwendungsbeispiele für diese Kategorie sind:

- Konstruktionsanalysen:

Zur Erzielung und Aufrechterhaltung einer hohen Prozessstabilität werden in regelmäßigen Abständen teil- oder vollständig prozessierte Bauelemente entnommen und anhand eines definierten Parametersatzes analysiert. Die gemessenen Werte werden tabellarisch und in Trendcharts aufbereitet. Korrelationen zu Änderungen bei Prozessparametern und besonderen Vorkommnissen in der Produktionslinie werden sichtbar. Es können dadurch marginale Ab-

weichungen auf Instabilitäten hinweisen, noch bevor elektrische Ausfälle zu verzeichnen sind. Die kontinuierlich gewonnenen Daten und das Bildmaterial bilden zusätzlich eine gute Vergleichsbasis bei der Aufklärung von Fehlerursachen.

- Anlagenkontrollen:

Bei Unregelmäßigkeiten an einzelnen Prozessschritten und nach der Wartung einzelner Anlagen kann die Wiederherstellung der exakten Funktion häufig nur durch einen Testlauf überprüft werden. Zu diesem Zweck werden die fraglichen Prozesse, z.B. die Abscheidung einer Schicht, in einem Kurzdurchlauf durchgeführt, der Wafer anschließend aus dem Reinraum ausgeschleust und der Erfolg des Prozesses, z.B. Dicke und Zusammensetzung der Schicht, mit den geeigneten Analysemethoden untersucht. Man vermeidet damit, dass eine nicht korrekte Arbeitsweise der Anlage Fehlprozessierungen an produktiven Wafern zur Folge hat.

- Defektanalysen [MAY06]

Das Ergebnis von Defektdichtemessungen (siehe Inline-Verfahren, weiter oben) ist lediglich eine Auflistung von Koordinaten, an denen die Anlage eine Abweichung vom standardmäßigen Zustand ermittelt hat. Zu einer Klärung der Ursachen ist es häufig erforderlich, diese Defekte mit abbildenden und ggf. elementanalytischen Methoden zu analysieren. Damit kann eine Zuordnung zu einzelnen Prozessschritten als Voraussetzung für Maßnahmen zur Reduzierung solcher Defekte erfolgen.

- Prozessversuche

Bei der kontinuierlichen Verbesserung der Produktionsabläufe und der Einführung neuer Prozesse und Materialien wird es häufig erforderlich, eine Reihe unterschiedlicher Varianten zu testen, bevor der neue Prozess in den Gesamtprozess integriert werden kann. So wird bei Prozessoptimierungen in Bereich der Lithographie häufig zu einer sogenannten Fokus-Dosis-Staffel gegriffen. Dabei wird ein Wafer matrixartig mit unterschiedlichen Werten für die Belichtungsebene und die Belichtungsstärke belichtet, der Photolack entwickelt, anschließend in das Labor gebracht und das Ergebnis an definierten Teststrukturen durch rasterelektronenmikroskopische Abbildung am Querschnitt beurteilt. Auf diese Weise findet man die optimalen Prozessparameter, die zur Massenproduktion verwendet werden. Es ist leicht ersichtlich, dass schon eine solche Versuchsstaffel einen sehr erheblichen Aufwand bedingt, was die Unterhaltung von beträchtlicher Laborkapazität im Anschluß moderner Halbleiterproduktionsstätten begründet.

c) Analysen fehlerhafter Bauelemente

Eine wesentliche Kenngröße für die erfolgreiche Produktion von Halbleiterbauelementen ist die Ausbeute, d.h. der Anteil funktioneller Bauteile an der Gesamtproduktion. Zur Steigerung dieser Kenngröße ist die genaue Kenntnis der Fehlerursachen entscheidend. Dazu erfolgen an ausgewählten Bausteinen, die die Endprüfung (Wafertest) nicht bestehen, intensive elektrische Untersuchungen, deren Ergebnis bestimmte Koordinaten und Hinweise auf das nicht korrekt arbeitende Element, z.B. Kontakt, Transistor, usw. sind. Alternativ wurden Methoden, wie zum Beispiel Emissionsmikroskopie, Thermally Induced Voltage Alteration (TIVA), Optical Beam Induced Resistance Change (OBIRCH) und andere entwickelt [WAG99], einen Baustein unter besonderen Umständen zu betreiben und beispielsweise die Erwärmung orts aufgelöst zu registrieren, um dabei auf fehlerhafte Stellen zu schließen. Solche Ansätze finden besonders dann Anwendung, wenn wegen der Komplexität der Schaltkreise eine Fehlfunktion nur schwer über den Stromlaufplan lokalisiert werden kann.

Mit einer darauf basierenden abbildenden Untersuchung [QUI06], auch hier wieder in sehr vielen Fällen mit den Mitteln der Rasterelektronenmikroskopie, können die Fehlermechanismen verstanden, nicht korrekt ausgeführte Einzelprozesse identifiziert und Maßnahmen zur Verbesserung vorgeschlagen werden.

Die genannten Untersuchungsmethoden sind von besonderer Bedeutung bei der Entwicklung neuer Prozesse und Produkte, sowie bei der Einführung neuer Materialien. So bedingt die Einführung kleinerer Strukturen häufig andere konstruktive Lösungen und damit andere Prozessparameter und -kombinationen. Bis diese zuverlässig arbeiten, müssen oft viele Varianten getestet werden, deren Ergebnis noch nicht mit einer elektrischen Funktionsprüfung bewertet werden kann und daher auf die Bewertung mit abbildenden Methoden angewiesen ist. Ist das neue Produkt dann prinzipiell funktionsfähig, so werden in der Anlaufphase der Produktion zunächst noch keine wirtschaftlichen Ausbeuten erreicht. Es fallen daher in dieser Phase besonders viele Fehleranalysen an. Da es für den Erfolg am Markt entscheidend ist, mit neuen Produkten möglichst schnell relevante Ausbeuten zu erzielen, ist die zügige Verringerung der Fehlerquote ein entscheidender Wettbewerbsfaktor.

2.2 Beitrag der Transmissionselektronenmikroskopie zu den Fragestellungen

Die Transmissionselektronenmikroskopie arbeitet mit Probengrößen, die prinzipiell mehrere Größenordnungen unter den Abmessungen der zu bearbeitenden Wafer liegen und daher immer einer sehr aufwändigen Präparation bedürfen. Die Frage des Einsatzes bei Inline-Analysen stellt sich daher primär nicht. Neuere Ansätze erlauben allerdings die Präparation einer TEM-Probe mit kombinierten FIB/SEM-Geräten durch Extraktion aus dem Wafer in der Reinraumumgebung und die weitere Prozessierung des Wafers [WEI00, BIC06]. Die Untersuchung der so gewonnenen Probe ist dann auch an einem TEM, welches mit in die Produktionslinie integriert wird, möglich. Dies könnte einen weiteren Zeitgewinn erzielen, da der Parameter „time to data“ wesentlich für die Steigerung der Effizienz ist. Dem steht allerdings der deutlich höhere Aufwand bei der Installation des Gerätes im Reinraum entgegen. Eigene Erfahrungen [MUE08] besagen, dass der Transfer einer extrahierten Probe in ein angeschlossenes optimiertes Labor den geforderten zügigen Analyseablauf nicht entscheidend beeinflusst, zumal dieser Schritt zeitlich parallel zur logistischen Rückführung des Wafers in den Produktionsprozess erfolgt.

Der entscheidende Beitrag der TEM liegt bei den linienbegleitenden Untersuchungen und Fehleranalysen. So wird die Ausstattung analytischer Labors in Produktionsstätten der Mikroelektronik seit Mitte der 90er Jahre zunehmend mit TEM und dafür spezialisierter Präparationstechnik ergänzt. Die spezifischen Vorteile ergeben sich aus folgenden Gegebenheiten dieser Untersuchungsmethode:

a) Im TEM werden Ortsauflösungen realisiert, die bis in den Bereich der atomaren Abstände im Festkörper reichen. Es können daher prinzipiell auch solche Details abgebildet werden, die sich anderen Methoden, z.B. der Rasterelektronenmikroskopie entziehen. Die dazu nötigen hohen Abbildungsmaßstäbe werden unter Nutzung physikalischer Kontrastentstehungsmechanismen realisiert. Zusätzliche Präparationsschritte zur Erzielung eines hinreichenden Kontrastes, zum Beispiel chemischer Natur, sind nicht erforderlich. Das kann besonders dann entscheidend für die korrekte Abbildung sein, wenn Kontrastierungsverfahren, wie sie für die lichtoptische oder rasterelektronenmikroskopische Abbildung häufig notwendig sind, Verän-

derungen am Untersuchungsobjekt, z.B. Ätzkanten an Phasengrenzen, zur Folge haben, die die zu ermittelnden Messwerte beeinträchtigen oder Unsicherheiten bedingen.

b) Die wellenmechanische Wechselwirkung zwischen den transmittierenden Elektronen und dem periodischen Kristallpotential ist in der Lage, festkörperphysikalische Effekte zu visualisieren, die anderen Untersuchungsmethoden nicht zugänglich sind. So ist das TEM unter Nutzung des Beugungscontrastes kristalliner Materialien bekanntlich die klassische Methode zur Abbildung verschiedener Gitterfehler wie z.B. Versetzungen, Stapelfehler oder Mikrozwillinge. Damit können Ursachen für funktionelle Ausfälle verstanden werden, für die die meisten anderen Verfahren keine Lösungsansätze bieten.

Die Wellenlänge hochbeschleunigter Elektronen liegt um ca. 2 Größenordnungen unter den Abständen der Atome im Festkörper. Daher ist bei Anwendung entsprechend hochentwickelter Analysetechnik die direkte Abbildung der atomaren Struktur im Hochauflösungsmodus (HRTEM) möglich. Diese Abbildungstechnik liefert häufig bei Grenzflächenuntersuchungen wesentliche Erkenntnisse über das Prozessergebnis, z.B. bei Schichtabscheidungen oder Ätzprozessen, und Beiträge zum Verständnis der elementaren physikalischen und chemischen Vorgänge.

Mit einem Wechsel der Geräteparameter im Abbildungsstrahlengang ist es darüber hinaus möglich, die hintere Brennebene der Objektivlinse mit unterschiedlichen Maßstäben abzubilden und damit ein Beugungsbild der untersuchten Objekte aufzuzeichnen. Damit steht neben der HRTEM ein weiteres Werkzeug für strukturelle Untersuchungen zur Verfügung.

c) Bei der Transmission der Elektronen durch die Probe treten eine Reihe inelastischer Wechselwirkungen, z.B. die Anregung von charakteristischer Röntgenstrahlung auf. Die Ergebnisse dieser Elementarprozesse können qualitativ und quantitativ nachgewiesen werden und liefern Erkenntnis über die Elementzusammensetzung und ggf. auch über chemische Bindungsverhältnisse. Der besondere Wert dieser Ergebnisse liegt darin, dass kaum ein anderes Verfahren diese Informationen kombiniert mit einer Ortsauflösung im Nanometerbereich bietet. Übliche Methoden dazu sind die energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) und die Analyse der transmittierten Elektronen hinsichtlich eines erlittenen Energieverlustes (EELS).

Mit der kontinuierlichen Reduzierung der prozessierten Strukturbreiten geht die Notwendigkeit einher, die Dimensionen funktioneller Schichten und prozessbedingter Geometrien an vielen Stellen zu verkleinern. Daher werden neben den mittlerweile klassischen Objekten der TEM-Abbildung in der Halbleiterindustrie wie Gateoxiddicken und Dielektrika von kapazitiv wirkenden Speicherelementen immer mehr Strukturdetails mit Hilfe der TEM auf ihre Maßhaltigkeit überprüft. Dies führt zum einen zu einem kontinuierlichen Anstieg der Anzahl der geforderten TEM-Analysen. Dieser Trend ist bei großen Produktionsstandorten über viele Jahre hinweg zu beobachten (Abb. 2.1). Zum anderen werden die Erkenntnisse aus den TEM-Untersuchungen für technologische Entscheidungen immer essentieller, was zu immer höheren Forderungen an die schnelle Bearbeitung der Analysenanfragen führt. Die Arbeitsweise eines solcherart organisierten TEM-Labors ähnelt daher in hohem Maße der eines, zumindest teilweise standardisierten, Dienstleistungsbetriebes und muss sich an den Forderungen einschlägiger Qualitätssicherungssysteme und Normenwerke [ISO05] messen lassen. Gleichwohl soll auf die Nutzung neuer Analysetechniken am Grundgerät TEM nicht verzichtet werden, da speziell die Halbleiterindustrie mit den genutzten kleinen Strukturen und speziellen physikalischen Effekten im Nanometerbereich sehr interessante Anwendungsmöglichkeiten neuer methodischer Entwicklungen bietet und daher auch in der Lage ist, wesentliche praxisorientierte Forderungen an den Entwickler der Geräte zu formulieren.

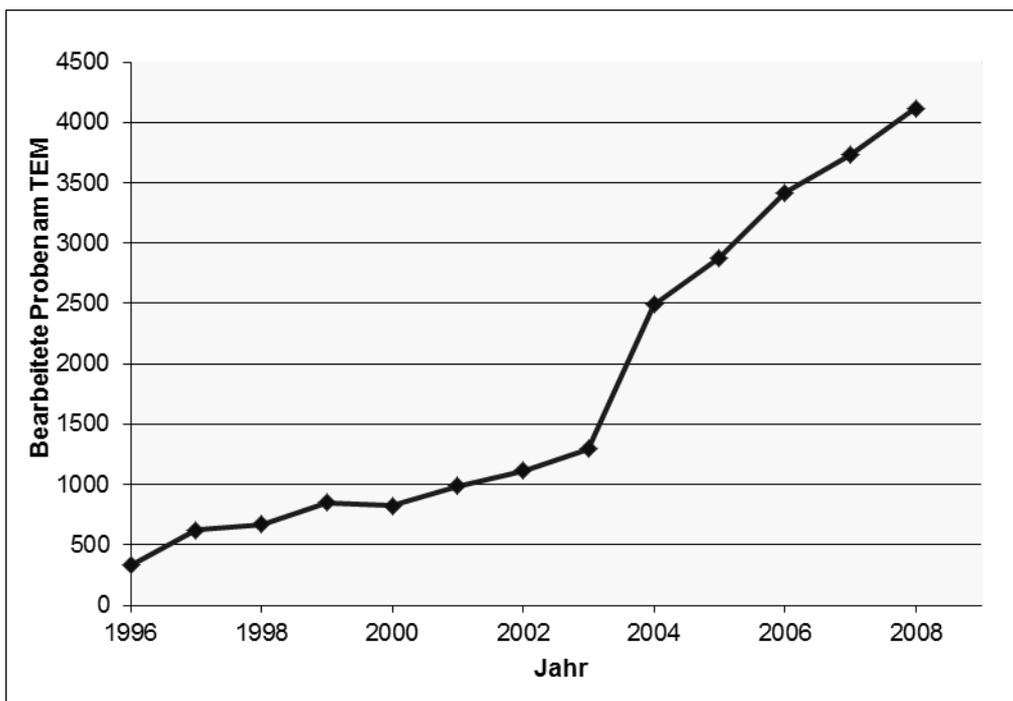


Abb. 2.1:
Jährliche Anzahl der Proben, die von der TEM-Gruppe am Produktionsstandort Dresden der Firmen SIMEC (1996-2000), Infineon (2001-2008) und Qimonda (2005-2008) bearbeitet wurden.

2.3. Beispiele typischer Halbleiterstrukturen

Die folgenden beispielhaften Abbildungen (Abb. 2.2 bis 2.8) von typischen Strukturen in Halbleiterbauelementen sollen den Leser in die Lage versetzen, eine schnelle Einordnung der Details in den späteren Kapiteln hinsichtlich ihrer Stellung im technologischen und funktionellen Zusammenhang vorzunehmen. Bezüglich der elektrischen Funktion der Bauelemente sei auf die entsprechende Spezialliteratur verwiesen [THU05, GOE05, GRU10, MUL97a, SCH01]

Abb. 2.2:
Übersichtsaufnahme (TEM-Querschnitt) über einen Logik-Chip mit mehreren Lagen Cu-Metallisierung: Hier bedeute a: das Siliziumsubstrat; b: die Ebene, in der sich die MOSFETs befinden; c sind Metallisierungsebenen; d sind die Source- und Drainkontakte für die MOSFETs und e die vertikalen Kontaktierungen zwischen den einzelnen Metallisierungslagen.

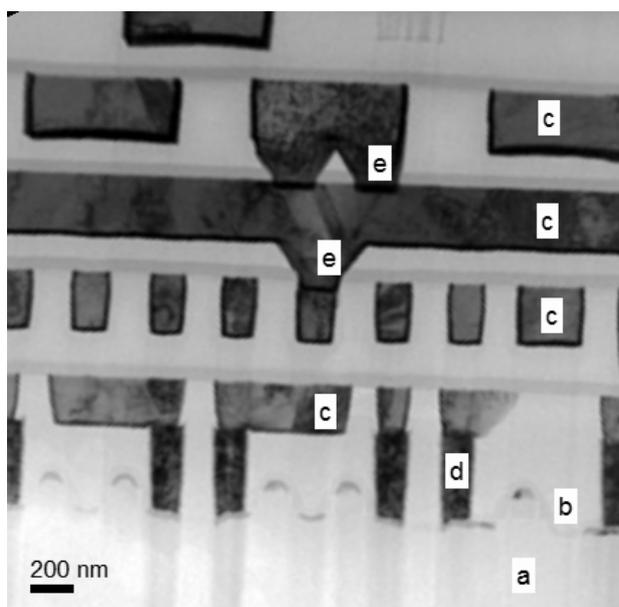


Abbildung 2.2 zeigt eine Übersichtsaufnahme über einen integrierten Schaltkreis, der eine logische Schaltung realisiert. Das Si-Substrat im unteren Bereich (a) ist sehr stark abgedünnt und liefert daher nur wenig Kontrast, ebenso wie die darüberliegende Transistorebene (b). Die Metallisierung (c) ist in Kupfertechnologie hergestellt. Source- und Drainkontakte (d) der MOS-Transistoren sind auf der Basis einer Wolfram-CVD-Abscheidung hergestellt, während die Kontaktierungen zwischen den einzelnen Metallisierungsebenen (e) ebenfalls aus Kupfer bestehen.

In Abbildung 2.3 ist der prinzipielle Aufbau eines Speicherchips (Dynamic Random Access Memory - DRAM), der in Trenchtechnologie hergestellt wurde, dargestellt. Die eigentliche Speicherung der Information geschieht in den Kondensatoren (a), die aus polykristallinem, hoch dotiertem Silizium bestehen. Die Schreib- und Lesevorgänge werden von den Auswahltransistoren (b) realisiert, die über eine sogenannte Bitleitung (c), aus Wolfram bestehend, elektrisch angeschlossen sind. Darüber schließen sich noch zwei Lagen Metallisierung (d1 und d2), hier in Aluminiumtechnologie gefertigt, an. Die vergrößerte Abbildung des Transistorbereiches rechts konzentriert sich auf Features, für die TEM-Untersuchungen sehr zahlreich angefordert werden. Der Bitleitungskontakt (f), ebenfalls aus Wolfram bestehend realisiert einander Source-/Drainkontakte des Auswahltransistors, die Kontaktierung auf der anderen Seite erfolgt durch die Verbindung zum Kondensator (e), aus polykristallinem Silizium.

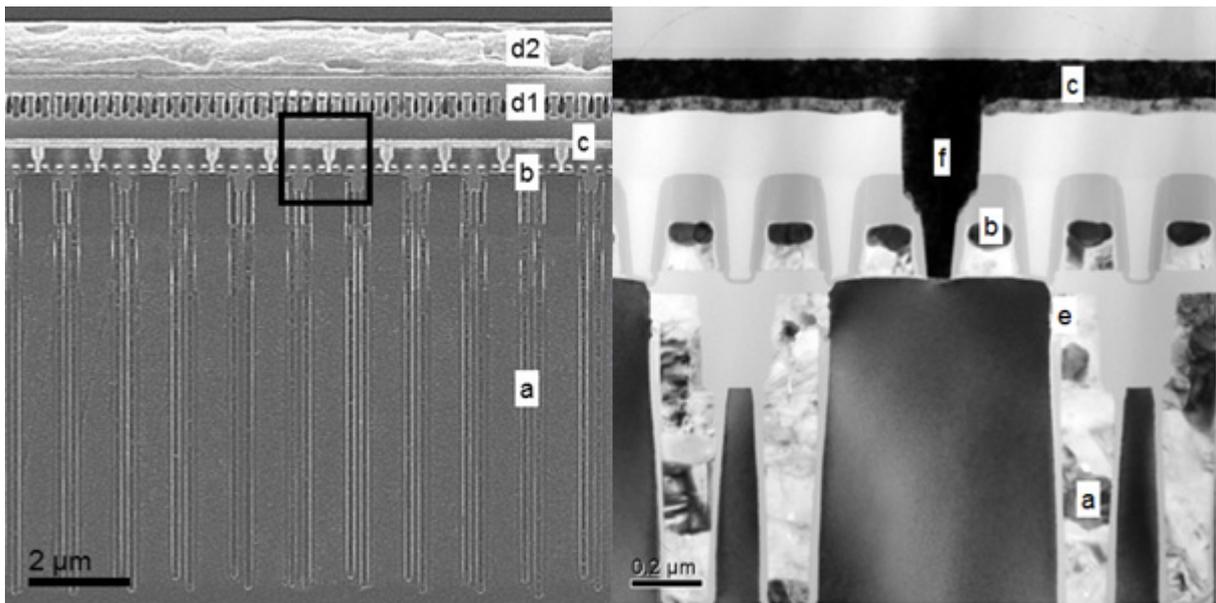
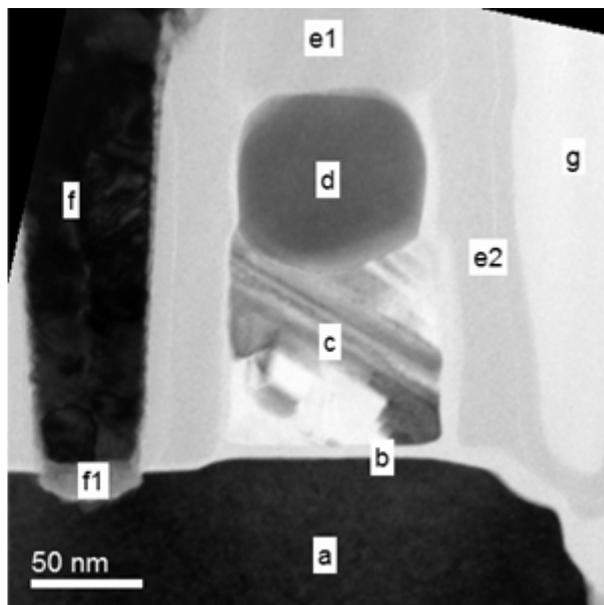


Abb. 2.3: Übersichtsaufnahme (SEM-Querschnitt, links) vom Zellenfeld eines DRAM in Trenchbauweise mit den Kondensatoren (a), der Transistorebene (b), der Bitleitung (c) und zwei Metallisierungsebenen (d1 und d2). Der markierte Bereich ist rechts vergrößert in einer TEM-Hellfeldaufnahme dargestellt, in der der Bitleitungskontakt (f) und die Verbindung zwischen Auswahltransistor und Kondensator (e) erkennbar sind.

Eine detailliertere Darstellung des Metall-Oxid-Semiconductor Feldeffekttransistors (MOSFET) im Zellenfeld eines DRAM liefert Abbildung 2.4. Als „Metall“ in dieser Ausdruckweise fungiert polykristallines Silizium (c), welches bis in die Nähe der Löslichkeitsgrenze dotiert ist. Die elektrische Leitfähigkeit zeigt dabei phänomenologisch ein ähnliches Verhalten wie ein Metall, allerdings mit deutlich erhöhtem spezifischen elektrischen Widerstand. Das Gateoxid (b) und der Siliziumeinkristall (a) bilden die beiden weiteren Komponenten. Die elektrische Anbindung des Gatekontaktes über das Zellenfeld hinweg wird durch eine darüberliegende metallische Schicht (d), hier aus Wolframsilizid gefertigt, unterstützt. Aus

technologischen Gründen sind Schutzschichten aus Siliziumnitrid (e1 und e2) über und seitlich des Gatekontaktes abgeschieden. Der Bitleitungskontakt (f) wird durch eine Diffusionsbarriere vom Substrat getrennt. Der Raum zwischen den Strukturelementen wird mit Siliziumdioxid (g) gefüllt, das für die Isolation sorgt.

Abb. 2.4: Detailaufnahme des Auswahltransistors (MOSFET) im Zellenfeld eines DRAM mit dem Si-Substrat (a), dem Gateoxid (b) und dem hochdotierten polykristallinen Silizium (c), welches gemeinsam mit dem Wolframsilizid (d) die „Metall“-funktion realisiert und von Siliziumnitridschichten (e1 und e2) umhüllt ist. Der Bitleitungskontakt (f) ist durch eine Diffusionsbarriere (f1) vom Substrat separiert. Die Isolation von benachbarten Strukturen wird durch Siliziumdioxid (g) gewährleistet.



Ein strukturelles Feature, welches zur physikalischen Charakterisierung nahezu ausschließlich auf die TEM angewiesen ist, ist das Dielektrikum im Kondensator einer DRAM-Zelle (Abb. 2.5) mit einer Dicke um 5nm. Es isoliert den Siliziumeinkristall (a) von der hochdotierten Füllung des Trenches mit polykristallinem Silizium (b) und besteht im vorliegenden Fall aus einer Doppelschicht von Siliziumnitrid (links, etwas dunkler) und Siliziumoxid (c). Die vorliegende Aufnahme ist am oberen Bereich des Trenches vorgenommen worden, wo ein dickeres Siliziumoxid (d) die Ausbildung parasitärer Leckströme verhindert.

Abb. 2.5:
Dielektrikum (c) in einem Trenchkondensator zwischen dem Siliziumeinkristall (a) und hochdotiertem polykristallinem Silizium (b), welches den Trench (engl.: Graben) füllt. Im oberen Bereich verhindert ein dickeres Siliziumoxid (d) die Ausbildung parasitärer Leckströme.

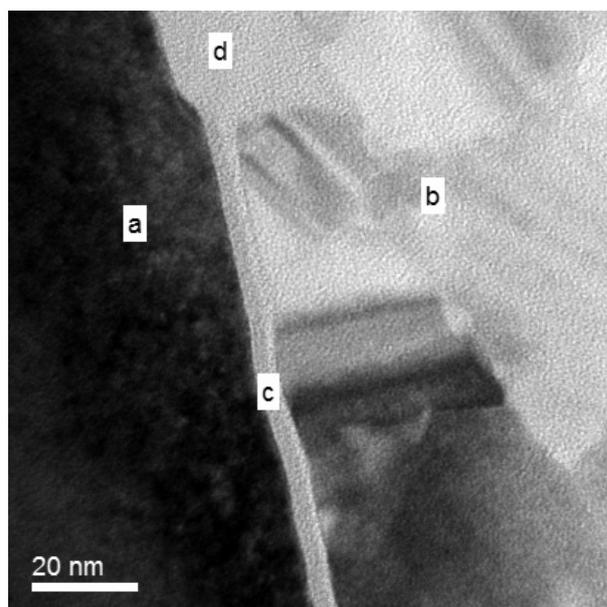
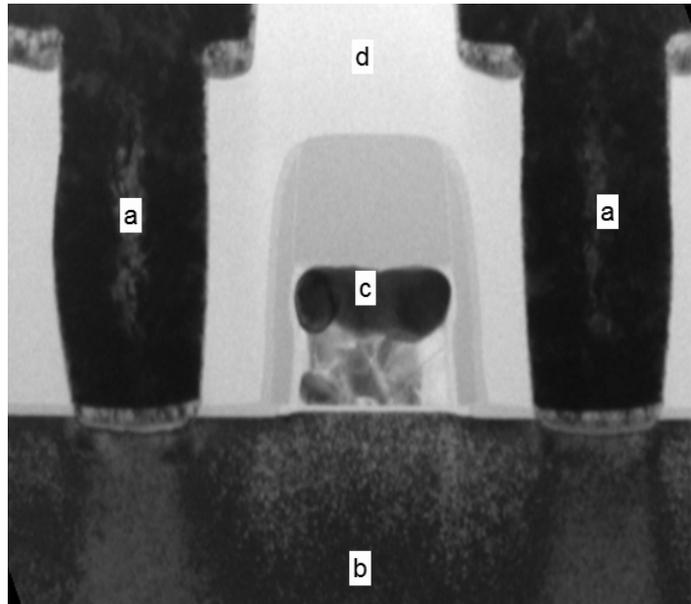


Abbildung 2.6 zeigt einen MOSFET in klassischer Bauweise mit Source- und Drainkontakten (a), die sich strukturell nicht unterscheiden Er wird in logischen Schaltungen (vgl. Abb. 2.2), aber auch in den Supportbereichen von Speicherschaltkreisen verwendet. Die Abbildung illustriert die Prinzipskizze Abb. 1.2. Das Siliziumsubstrat (b) findet sich im unteren Bereich, im oberen Bereich sind die Kontaktierungen durch Siliziumoxid voneinander isoliert und im mittleren Bereich ist der Gatekontakt (c), der in diesem Fall analog Abb. 2.4 aus polykristallinem Silizium und Wolframsilizid besteht.

Abb. 2.6:

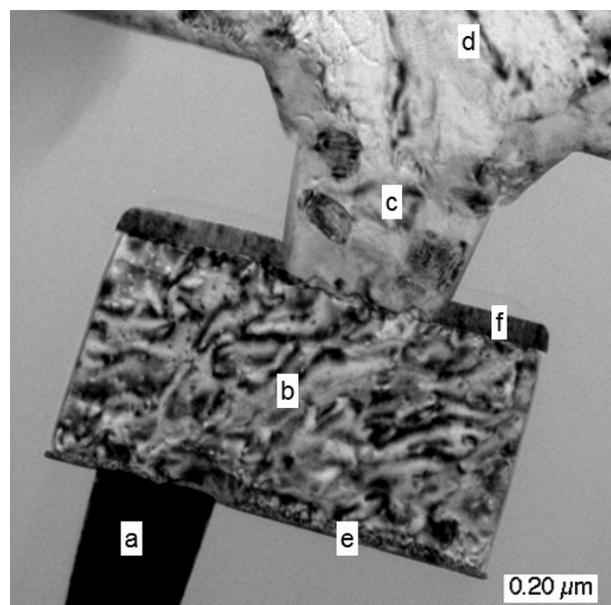
MOS-Transistor mit gleichwertigen Source- und Drainkontakten (a), dem Gatekontakt (c) über dem Silizium-einkristall (b) und einer Isolation aus Siliziumdioxid (d) zwischen den Kontakten.



In Abbildung 2.7 ist der prinzipielle Aufbau einer zweilagigen Metallisierung eines Speicherbausteins auf der Basis der Aluminiumtechnologie dargestellt. Die Leitbahn der unteren Metallebene (b) verläuft hier in Richtung der Normalen der Bildes und ist daher im Querschnitt gezeigt. Eine Basisschicht auf Titanbasis (e) bildet den unteren und eine Antireflexionsschicht (ARC) aus Titanitrid (f) den oberen Abschluß. Die Kontaktierung zur darunterliegenden Bitleitungsebene wird durch einen Wolframkontakt (a) realisiert, während die Verbindung zur darüberliegenden Metallebene (d) ebenfalls aus Aluminium besteht (c).

Abb. 2.7:

Ausschnitt aus der zweilagigen Metallisierung eines Speicherbausteins: die untere Leitbahn (b), die in Richtung der Normalen der Zeichenebene verläuft, ist mit der oberen Leitbahn (d) über einen Aluminiumkontakt (c) verbunden. Aus technologischen Gründen ist (b) nach unten durch eine Titanschicht (e) abgeschlossen und im oberen Bereich durch eine Titanitridschicht (f) abgedeckt. Im unteren Bereich des Bildes ist teilweise ein Wolframkontakt (a) sichtbar, der die Transistorebene anschließt.



2.4 Anforderungen an ein TEM für den Einsatz an einem Halbleiterstandort

Anhand der typischen Anwendungen sollen im Folgenden prinzipielle Aspekte für ein Gerät zum industrienahen Einsatz formuliert werden. Dabei wird der Schwerpunkt der Anforderungen auf die Analysen gelegt, die in breitem Umfang nachgefragt werden. In der Praxis hat es sich als sinnvoll erwiesen, für besondere Anwendungen (siehe Abschnitte 6 und 7) Kooperationsbeziehungen mit spezialisierten Labors aufzubauen, die über spezielles Know-How und Erfahrungen bei der Nutzung dieser Spezialmethoden verfügen.

- a) Das Vakuumsystem sollte hinreichend leistungsfähig sein und kurze Zeiten beim Probenwechsel ermöglichen. Ölfreie Pumpensysteme sind zu bevorzugen.
- b) Die Beschleunigungsspannung sollte mindestens 200kV betragen, wobei es in den meisten Fällen nicht notwendig ist, mit höheren Beschleunigungsspannungen zu arbeiten. Als strahlerzeugendes System ist eine Feldemissionskathode (FEG) zu bevorzugen. Die wesentlichen Vorteile sind eine längere Lebensdauer, die Ausstattung eines FEG-Gerätes mit separaten Ionengetterpumpen für Kathode und Säule, was zu einem sichereren Schleusvorgang führt, die höhere Kohärenz und geringere Energiebreite des emittierten Elektronenstrahles mit demzufolge besseren Abbildungseigenschaften und der geringere Wartungsaufwand im Normalbetrieb.
- c) Der nutzbare Bereich der Abbildungsmaßstäbe sollte ausreichend sein, um auch bei HRTEM noch über hinreichend viele Pixel im Intervall zwischen zwei Netzebenen zu verfügen, da dies die Qualität von Auswertungen auf der Basis der Fouriertransformation verbessert. Wesentlich ist ebenfalls die Verfügbarkeit niedriger Abbildungsmaßstäbe, wobei die Blendensysteme den Bildausschnitt möglichst wenig beschränken dürfen. Das ist notwendig, um (a) möglichst zügig die richtige Probenstelle, zu finden und (b) den Untersuchungsbefunden hinreichend anschauliche Übersichtsaufnahmen beizufügen. Da die Ergebnisse häufig Kollegen mit anderem fachlichen Hintergrund ohne Mißverständnisse dargelegt werden müssen, darf dieser Aspekt nicht vernachlässigt werden. Die unterschiedlichen Abbildungsmethoden (TEM, HRTEM, STEM usw.) sollen schnell erzielt werden, wobei zuverlässigem Abspeichern und Aufrufen bewährter Parameter eine hohe Bedeutung zukommt. Das bezieht sich besonders auf die Einstellungen zum Alignment des Gerätes, welches sehr stabil sein muss und im Falle von Fehlbedienungen schnell wieder hergestellt werden muss.
- d) Das Goniometer sollte computergesteuert sein und die Abspeicherung unterschiedlicher Probenpositionen erlauben. Wesentlich ist eine gute Stabilität hinsichtlich unerwünschter Drift ("Nachlaufen" der Probe) und ein exaktes Zusammenwirken von lateraler und vertikaler Probenbewegung und Probenkipfung. Wegen der Notwendigkeit, die Probe parallel zur definierten kristallographischen Orientierungen auszurichten, ist ein Doppelkipphalter unerlässlich, wobei hinsichtlich der Probenbefestigung Robustheit und einfache Bedienung wesentlich sind. Wünschenswert wäre eine Korrekturfunktion, die auf der Basis von x-, y- und z-Position der Probe bei Nutzung der zweiten Kippachsen die neue euzentrische Höhe der Probe berechnet und unter Beibehalt der Probenstelle korrigiert, wie sie in anderen Gerätekategorien (FIB, SEM) bereits angeboten wird.
- e) Bei der Nutzung innovativer Probenwechselsysteme [FEI08] sollte unbedingt die Kompatibilität zu den üblichen TEM-grids mit 3mm Durchmesser gegeben sein, um mit einer präparierten Probe auch Kapazitäten anderer Labore (z.B. in Forschungseinrichtungen) nutzen zu können. In vielen Fällen stellt sich die Notwendigkeit von Spezialuntersuchungen erst bei der ersten Inspektion oder auch bei der Ergebnisdiskussion heraus.

- f) Die verfügbaren Kondensorblenden sollten sowohl größere Öffnungswinkel für Routineuntersuchungen, die ggf. auch an größeren Probedicken stattfinden und daher höhere Intensitäten erfordern, ermöglichen, als auch kleinere Öffnungswinkel für gute Auflösungen im STEM-Betrieb erlauben. Motorisierte Blenden müssen hinreichend sensibel angesteuert werden können und zuverlässig abrufbar sein.
- g) In fehleranalytischen Bereich, aber auch bei der Technologieentwicklung, ist die Anwendung elementanalytischer Verfahren zur detaillierten Charakterisierung gefundener Unregelmäßigkeiten erforderlich. Dazu sollte das Gerät sowohl über ein EDX-System als auch eine Möglichkeit zur Energiefilterung bzw. Spektroskopie verfügen, da sich beide Verfahren ergänzen. Diese Systeme sollten gut in das Basisgerät integriert sein, in allen Betriebsmodi nutzbar sein und die Technik des Spectrum Imaging erlauben.
- h) Zur Bildakquisition sind CCD-Kameras mit entsprechender Bedien- und Auswertesoftware Standard [KRI93]. Zur Ausnutzung der Performance des Gerätes ist eine hohe Pixelzahl (2k) empfehlenswert. Bei Fragestellungen mit mäßigem Schwierigkeitsgrad ist es allerdings sinnvoll, über eine Binningfunktion dieses Potential nicht auszureizen, um Datenspeicherung und -transfer, sowie Darstellung und Berichterstellung nicht übermäßig zu belasten. Kamera und dazugehörige Software müssen gut aufeinander abgestimmt sein [z.B. GAT11]. Erweiterungsmöglichkeiten, die in der Fachwelt wohlverbreitet sind, können die Auswertung vereinfachen und automatisieren [MIT05].
- i) Die Steuerungssoftware sollte sich weitgehend an den üblichen Standards orientieren. Besonderes Augenmerk ist auf die Sicherheit gegenüber Virenangriffen zu legen. Es ist daher sinnvoll, das TEM-System in firmenweiten Netzwerken gut abzuschirmen, da ein Virenbefall schnelle elementare Funktionen der Betriebssicherheit (Vakuumsystem, Kontrolle des Emitters) des TEM beeinflussen kann und schwere Schäden am Gerät nach sich zieht. Die Forderung nach gut verständlichen Bedienoberflächen und Hilfssystemen, möglichst in Muttersprache erweiterbar, ist wichtig, (a) um bei hoher Auslastung auch schnell Kollegen mit anderem fachlichen Hintergrund zu involvieren und (b), um für das Bedienpersonal, welches neben der TEM-Expertise auch über einen guten Überblick über das technologische und produkttechnische Geschehen verfügen muss, die Routinetätigkeiten möglichst einfach zu gestalten.
- j) Bei der Gestaltung der Software für die Aufnahme und Weiterverarbeitung der Daten muss besonderer Wert auf die Kompatibilität zu Standardprodukten gelegt werden. Die Bemühungen vieler Hersteller, Komplettsysteme mit datenbankartigem Charakter anzubieten sind dabei nur eingeschränkt geeignet. In den Unternehmen sind üblicherweise Systeme für die Auftrags- und Ergebnisverwaltung etabliert, die sich an den Notwendigkeiten der Produktion und der technologischen bzw. produkttechnischen Entwicklung ausrichten. Die Analyseergebnisse (Bilder, Spektren, komplexe Darstellungen) müssen in diesen Kontext eingefügt werden. Zusätzliche Datenbanksysteme der einzelnen Hersteller von Analysegeräten, wie z.B. Elektronenmikroskopen, haben dabei keine Berechtigung. Zur optimalen Nutzung der Gerätekapazität ist es notwendig, die Auswertetätigkeiten (Messungen, quantitative Analysen) offline durchführen zu können, da gerade diese Tätigkeiten bei komplexeren Untersuchungen einen wachsenden Zeitaufwand bedingen. Es sollten daher Arbeitsplätze für die Auswertung mit Offline-Versionen der Software, die für die Datenakquisition genutzt wird, zusätzlich vorhanden sein. Die Entscheidung von Anbietern, diese Lizenzen frei zur Verfügung zu stellen, ist in diesem Zusammenhang zu begrüßen [GAT13].
- k) TEM-Geräte im industriellen Umfeld müssen eine hohe Verfügbarkeit aufweisen. Der Gerätehersteller muss sich daher an Parametern, wie sie sonst für Produktionsmaschinen (Up-

time - Verfügbare Gerätezeit in %, MTBF - Mean Time between Failure oder MTTR - Mean Time to Repair und andere) messen lassen und seine Liefer- und Servicebedingungen daran ausrichten. Ein sicherer Betrieb und vorsichts- bzw. schadensbegrenzende Maßnahmen bei Medienausfällen und Fehlbedienungen sind weitere Forderungen, die ein unterschiedliches Herangehen bei der Geräteauswahl im Vergleich zu einem akademischen Umfeld bedingen.

Da mit dem steigendem Einsatz von TEM-Analysen in der Halbleiterindustrie auch die Zahl von Entscheidungen mit weitreichenden Konsequenzen für das Unternehmen steigt, werden TEM-Labors im industriellen Umfang nach den üblichen Qualitätssicherungssystemen zertifiziert, was entsprechende Anforderungen an die Geräte mit sich bringt.

3. Präparation von Halbleiterbausteine zur Untersuchung im TEM

3.1 Mechanische Vorbereitung

Bei den zu untersuchenden Objekten handelt es um Strukturen, bei denen sich die chemischen Eigenschaften der einzelnen Komponenten sehr stark unterscheiden. Die im Bereich der Materialwissenschaft weit verbreiteten Methoden der chemischen oder elektrochemischen Präparation zur Erzielung einer elektronentransparenten Folie [AYA10a, AYA10b] sind daher nicht anwendbar. Zur Abdünnung sind im Wesentlichen Methoden geeignet, die auf der abtragenden Wirkung beschleunigter Ionen [BER10] beruhen. Da die Menge des abzutragenden Materials bei diesen Verfahren von der maximalen Abtragsrate begrenzt ist, ist eine, je nach Aufgabenstellung unterschiedlich aufwändige, mechanische Vorpräparation zur Vereinzelung der Probe notwendig [VIE12].

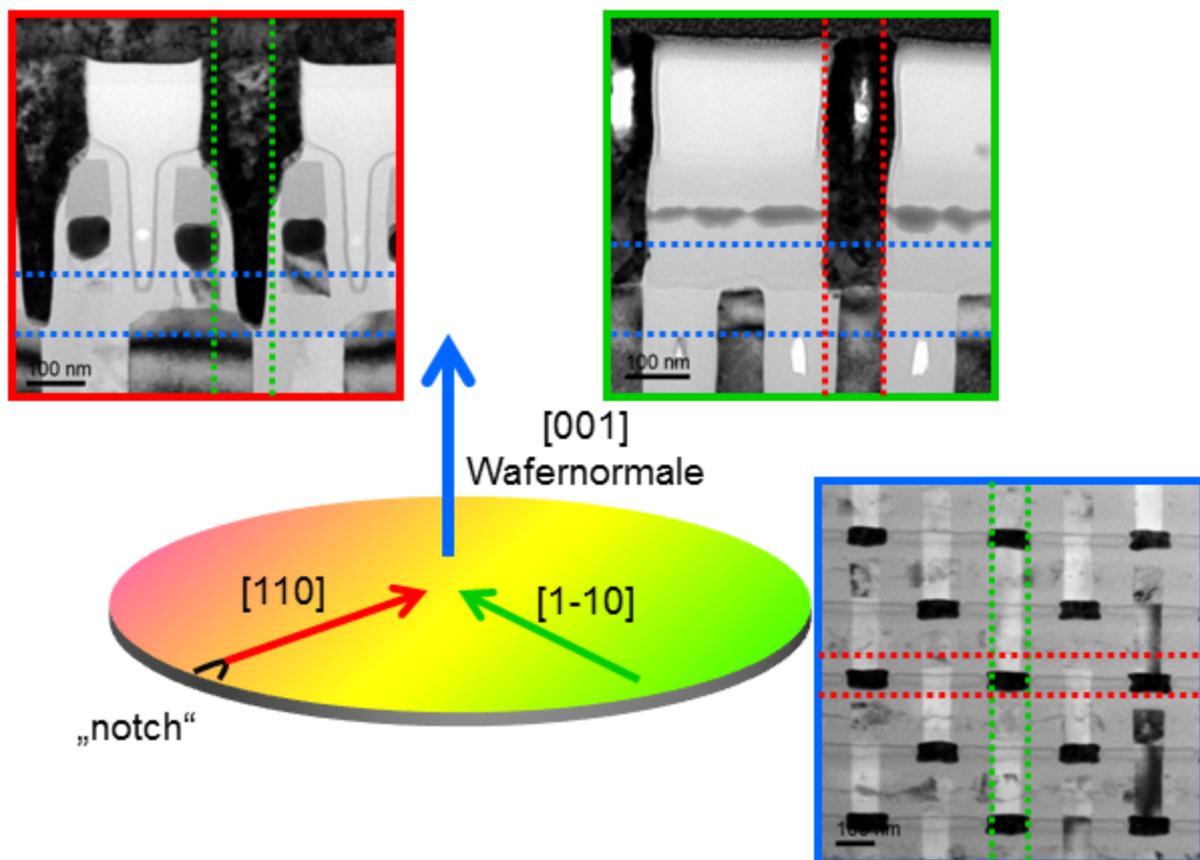


Abb. 3.1:

Lage von Querschnittspräparationen (rot bzw. grün umrandet) und oberflächenparalleler Präparation (blau umrandet) im Wafer am Beispiel des Zellenfeldes eines DRAM (90nm Strukturbreite). Die jeweils anderen Lagen der Probe sind in den Bildern und die kristallographischen Richtungen am skizzierten Wafer markiert.

Beim Herausarbeiten der Probe sind unterschiedliche Techniken in Abhängigkeit von der gewünschten Untersuchungsrichtung etabliert. Üblich sind zum einen Querschnittspräparationen ("Cross section"), bei denen die spätere Einstrahlrichtung des Elektronenstrahles parallel einer niedrig indizierten kristallographischen Richtung des Si-Einkristalls verläuft (Abb. 3.1). Alternativ treten auch Fragestellungen auf, bei denen es sich empfiehlt, die Einstrahlrichtung im TEM parallel zur Wafernormale zu wählen ("Plane view").

Bei der überwiegenden Mehrzahl der Technologien verlaufen die Strukturen parallel bzw. im rechten Winkel zur [110]-Richtung. Zur Ausnutzung besonderer orientierungsabhängiger Materialeigenschaften bei der Prozessierung werden bei einigen Produkten auch Strukturen parallel und senkrecht zur [100]-Richtung angebracht („Rotiertes Substrat“). Die Ausrichtung der Strukturen entlang ausgezeichneter kristallographischer Richtungen erlaubt es, bei der TEM-Untersuchung die Probe exakt parallel zu den abzubildenden Strukturen zu orientieren und Fehlinterpretationen durch Verzeichnungseffekte zu vermeiden.

Eine spezielle Markierung am Wafer, genannt „notch“, definiert die richtige und prozessübergreifend konstante Orientierung, üblich ist die [110]-Richtung, für den Produktionsprozess und erleichtert dem Bearbeiter im analytischen Labor die Orientierung. Da die Spaltebenen im Siliziumeinkristall (Raumgruppe Fd-3m) parallel zu den $\langle 110 \rangle$ Ebenen liegen, ist ein grobes Heraustrennen des interessierenden Bereiches in einer Orientierung, die der angestrebten Lage der Probe im TEM schon recht nahe kommt, mittels Anritzen und Brechen sehr einfach. Beim Reduzieren der Probengröße auf ein Maß, welches die Aufnahme im TEM-Probenhalter gestattet, werden unterschiedliche Säge-, Schleif- und Poliertechniken eingesetzt. Fortgeschrittene Techniken ermöglichen es, die Probenvorbereitung von der Identifizierung der zu untersuchenden Struktur bis zum Vorliegen einer Probe für die ionenbasierte Endabdünnung in einem Zug und damit schnell und kostengünstig zu realisieren [TRA04, AHM10].

3.2 Endabdünnung größerer Bereiche

Zur Endabdünnung einer elektronentransparenten Folie war über lange Zeit das sogenannte Broad Ion Milling dominant. Dabei werden beschleunigte Ionen, meist aus einer Edelgasquelle, unter flachem Winkel auf eine Probe gelenkt, die vorher mit Schleif- und Polierprozessen auf eine Dicke im Bereich weniger μm bearbeitet wurde. Entsprechende Geräte sind kommerziell verfügbar und haben eine hohe Perfektion erreicht [GAT98, LEI12]. Abbildung 3.2 zeigt eine Präparationsroute, die zur Herstellung einer Querschnittsprobe aus einem prozessierten Wafer geeignet ist. Bei Strukturbreiten von 350 μm und größer können mit dieser Technik und einigen Hilfsschritten auch Zielpräparationen realisiert werden [CER93]. Ansonsten ist diese Technik auch bei verkleinerten Strukturen im Falle sich wiederholender Strukturen, z.B. im Zellenfeld von Speicherbausteinen, oder bei Prozessversuchen an einfachen Schichten anwendbar.

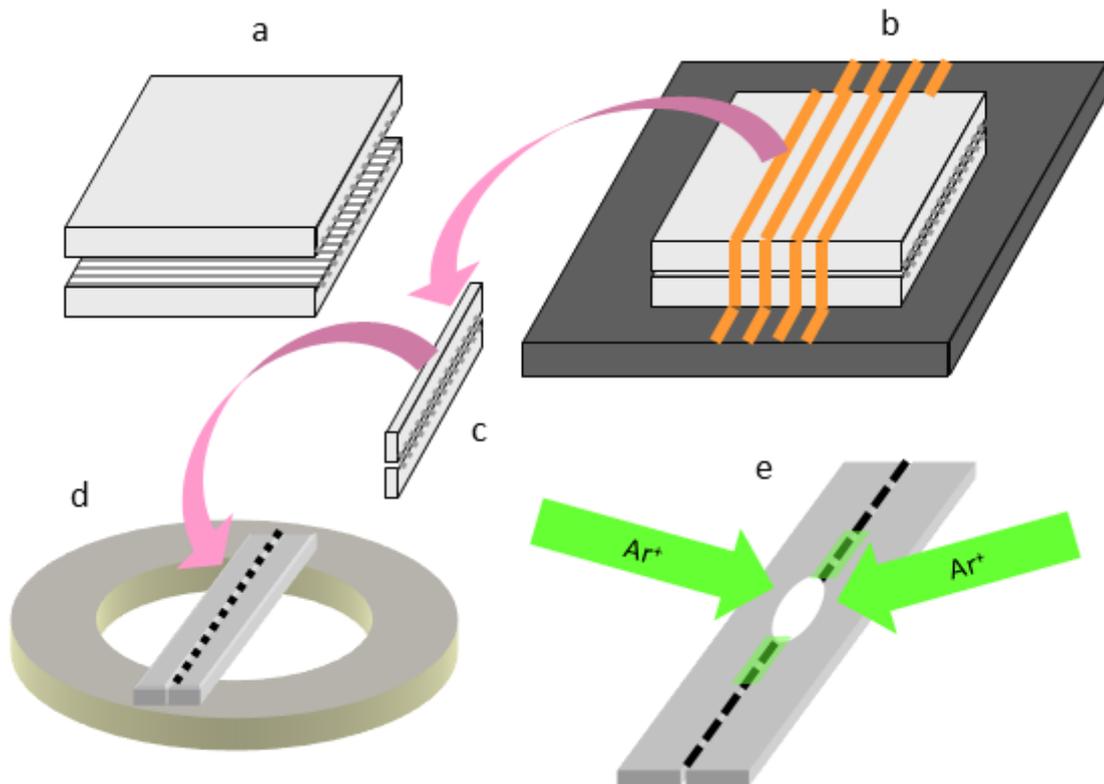


Abb.3.2:

Präparationsroute für Halbleiterstrukturen mit Broad Ion Milling Technik. Die zu untersuchenden Proben werden gegeneinander geklebt (a), in Scheibchen geschnitten (b), die dann auf einen Probenträger geklebt werden (d) und mit metallographischen Techniken auf unter $10\mu\text{m}$ Dicke reduziert. Die finale Abdünnung (e) erfolgt mit Argonionen unter einem Winkel von 4° bis ca. 6° . Die durchstrahlbaren Bereiche (grün) befinden sich an den Lochrändern und enthalten die abzubildenden Strukturen. (nach [CER93])

3.3 Zielpräparationen mittels Focused Ion Beam Technik

Für den überwiegenden Anteil der TEM-Untersuchungen an Halbleiterproben aktueller Strukturbreiten macht sich allerdings die Präparation mit der Focused Ion Beam Technik (FIB) erforderlich [GIA99].

Mit der Entwicklung betriebssicherer Ionenquellen mit hinreichend kleinem Emissionsquerschnitt, den Flüssigmetallionenquellen (Liquid Metal Ion Source – LMIS [MAI92, FOR97]) begann der Markteintritt von FIB-Geräten und erlaubte Mitte der 90er Jahre ihre kommerzielle Verbreitung in großem Maßstab. Sie kamen daher gerade zu einem Zeitpunkt auf dem Markt, als eine Reihe von Halbleiterherstellern mit der Einführung von 250nm Strukturen in einen Bereich vorstieß, bei dem die zuverlässige Präparation von Zielstellen mittels der früheren Techniken, die in der Regel auf eine lichtoptische Kontrolle des Präparationsfortschrittes angewiesen sind, nicht mehr gelang.

Mit der Einführung der FIB-Technik eröffneten sich auch bessere Möglichkeiten der Kombination von SEM- und TEM-Untersuchungen [MUE98]. Die prinzipielle Arbeitsweise und die unterschiedlichen Anwendungsmöglichkeiten von FIB-Geräten sind im Schrifttum ausführlich dargelegt [GIA99] und werden daher hier nicht im Detail beschrieben. Ein we-

sentlicher Fortschritt ist die Verfügbarkeit von Zweistrahlgeräten, die ein Focused-Ion-Beam Gerät und ein Rasterelektronenmikroskop in sich vereinigen [KRU99] und damit die Abbildung und Bearbeitung ein und derselben Probenstelle aus unterschiedlichen Richtungen vereinigen. Diese Geräte sind als FIB-SEM-Kombination oder unter verschiedenen herstellere definierten Bezeichnungen auf dem Markt. Insbesondere die elektronenoptische Abbildung der zu präparierenden Objekte während der verschiedenen ionenbasierten Präparationsschritte erlaubt es, die TEM-Präparation mit hoher Exaktheit zu realisieren.

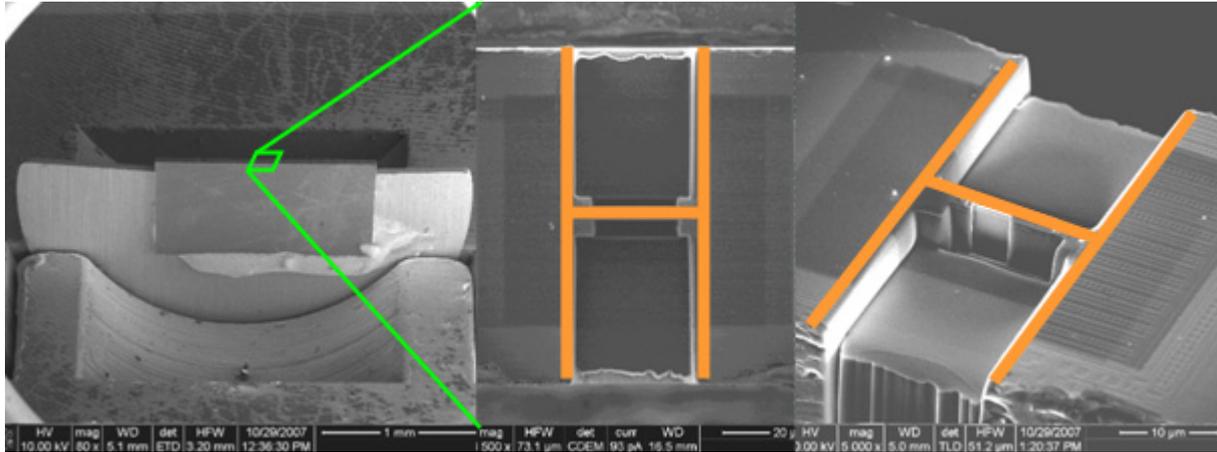


Abb. 3.3:

Präparation einer H-Bar-Probe: Aufgeklebtes Si-Scheibchen auf das Kupfergrid (links), Form der Probe, H-Form ist farbig markiert (Mitte und rechts), fertige TEM-Probe in perspektivischer Sicht (rechts)

Eine klassische Technik mit Hilfe der FIB-Technik hochpräzise¹ und hochqualitative² TEM-Proben herzustellen ist die sogenannte H-Bar Technik [SCW97, LIP97], die nach dem Aussehen der fertigen Probe benannt ist (Abb. 3.3). Dabei wird ein Scheibchen von 20µm bis 50µm Dicke, je nach verfügbarer Technik der mechanischen Probenvorbereitung und lateraler Ausdehnung von ca. 1,5mm aus dem Wafer bzw. Chip herausgetrennt, welches die Zielstelle enthält. Diese muss so markiert sein, dass sie sowohl unter lichtoptischen als auch elektronen- (bzw. ionen-) optischen Bedingungen sicher wiedergefunden werden kann.

¹Die Präzision bei der Positionierung der TEM-Probe ist durch die erzielbare Ortsauflösung des benutzten Ionenstrahles absolut begrenzt und liegt derzeit bei ca. 5nm. Die praktische Umsetzung dieser Genauigkeit erfordert die Nutzung eines Zweistrahlgerätes (FIB-SEM-Kombination) und genaue Kenntnisse über das Layout der bearbeiteten Struktur.

²Bei der Qualität der erzeugten TEM-Probe spielt besonders die Materialschädigung (Amorphisierung) durch die beschleunigten Ionen eine begrenzendende Rolle. Durch die Entwicklung von Systemen, die es erlauben, bei den finalen Präparationsschritten mit reduzierter Beschleunigungsspannung zu arbeiten, wird dieser limitierende Einfluss zunehmend obsolet.

Das Scheibchen wird dann auf einen sogenannten Half-Moon-Grid³ oder einem Segment aus einem Ring befestigt. Zur Bearbeitung im Focused Ion Beam Gerät werden die so vorbereiteten Proben so eingebaut, dass der Ionenstrahl senkrecht auf die Probenoberfläche trifft. In einem Zweistrahlgerät kann dann eine Beurteilung des Präparationsfortschrittes unter dem Winkel, der zwischen Ionen- und Elektronensäule besteht, erfolgen.

Im Allgemeinen wird die zu untersuchende Probenstelle zunächst mit einer lokalen Schutzschicht versehen. Dabei kommt die Ionenstrahlinduzierte Abscheidung (Ion Beam Induced Deposition - IBID [DUB85]) von Platin, Wolfram, Kohlenstoff oder anderen Materialien zu Anwendung. Die lokale Schutzschicht sorgt dafür, eine Kantenverrundung an der Oberfläche zu vermeiden und in dem zu untersuchenden Bereich eine relativ homogene Probendicke zu gewährleisten. Befinden sich die interessierenden Bereiche weniger als ca. 100nm unter der Probenoberfläche, so ist es notwendig, diese vorher mit anderen Methoden gegen den Einfluß der auftreffenden Ionen zu schützen. Das kann durch Beschichtungsmaßnahmen im Vorfeld oder durch eine objektschonende elektronenstrahlinduzierte Abscheidung im Zweistrahlgerät (Electron Beam Induced Deposition - EBID [LIP96, DOR08]) geschehen. Im weiteren Verlauf wird zu beiden Seiten der Zielstelle das kompakte Material abgetragen, so dass der Elektronenstrahl bei der späteren TEM-Untersuchung durch eine Art Kanal die Probe beleuchten kann. Unter Nutzung hoher Ionenströme werden zunächst größere Bereiche abgetragen, wobei man einen hinreichenden Abstand zur Zielstelle einhält und daher auch mit mäßigen Genauigkeiten arbeiten kann. Zur Vermeidung von Redepositionseffekten und zur Steigerung der Abtragsgeschwindigkeit empfiehlt sich hierbei die Anwendung von gasunterstützten Ätzprozessen [YOU93, SCR08], sofern dem nicht materialspezifische Unverträglichkeiten entgegenstehen⁴. Bei Annäherung an die Zielstelle werden kleinere Bereiche für die Abtragung definiert und die Stromdichte verringert, was die Genauigkeit verbessert. Für die finalen Schnitte unmittelbar an der Probe wird der sogenannte Poliermodus verwendet, bei dem die Annäherung scheibchenweise an das Ziel erfolgt. Besonders bei Strukturdetails unterhalb von 100nm, aber auch bei komplexen Strukturen führt die elektronenoptische Beobachtung der finalen Polierschritte, die von beiden Seiten möglich ist, zu einer deutlichen Steigerung der Genauigkeit. Die Wirkung der beschleunigten Ionen auf die Probe führt zu einer Schädigung des Probenmaterials [VET95] durch die Ausbildung einer amorphisierten Schicht, auch in lateraler Richtung [RUB03]. Die Dicke dieser Schicht ist von der angewandten Beschleunigungsspannung und vom Material abhängig und liegt beim Standardwert von 30kV und Silizium bei ca. 20nm auf beiden Seiten der TEM-Folie, was die Qualität der Abbildung deutlich verschlechtert. Bei besonders hohen Ansprüchen an die Probenqualität (z.B. HRTEM) ist es daher angeraten, bei den letzten Polierschritten bis zur finalen Probendicke, die Beschleunigungsspannung zu reduzieren [ENG03, COL04].

³Die handelsübliche Bezeichnung Grid (engl. Netz, Gitter) wird für eine Reihe von Hilfsmitteln verwendet, die Probenstücke sehr kleiner Dimension so befestigen, dass eine sichere Hantierung und das Einlegen in die üblichen TEM-Probenhalter mit der 3mm Probenaufnahme gewährleistet ist. Die tatsächliche Geometrie hat oft nichts mehr mit einem Netz, welches in den frühen Stadien der TEM als Standardprobenaufnahme diente, zu tun.

⁴Speziell bei Kupfermetallisierungen können die für Silizium empfohlenen Ätzgase wie Jod oder XeF₂ nicht angewendet werden, da diese einen chemischen Angriff weit über die bearbeitete Fläche hinaus zur Folge haben. Insbesondere bei der Präparation neuer Materialien muss die Unbedenklichkeit von Ätzgasen gründlich abgesichert werden, da kleinere Schädigungseffekte zu Fehlinterpretationen führen können.

So hergestellte Proben sind in der Regel recht robust und können bei Bedarf mit zusätzlichen Polierschritten nach einer orientierenden Untersuchung im TEM weiter verbessert werden. Bei elementanalytischen Untersuchungen mit energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) müssen allerdings die Geometrien hinsichtlich der Detektorposition sehr genau beachtet werden, da Probleme mit Sekundäranregung des umgebenden Materials möglich sind. Weiterhin bestehen Beschränkungen bei abbildenden Techniken, die die Einstellung unterschiedlicher Probenorientierungen erfordern, da die möglichen Kippwinkel wegen Abschattungseffekten auf wenige Grad beschränkt sind.

3.4 Lift-Out Techniken

Eine Alternative zur H-Bar Technik, für die firmen- und problemspezifische Varianten entwickelt wurden, stellen Präparationsstrategien dar, bei denen die TEM-Probe dem Wafer oder Baustein entnommen wird [GIA02]. Diese Lift-Out Methoden können prinzipiell in ex-situ und in-situ Methoden unterteilt werden, wobei sich die Unterscheidung darauf bezieht, ob die Probenentnahme außerhalb oder innerhalb des FIB-Gerätes geschieht.

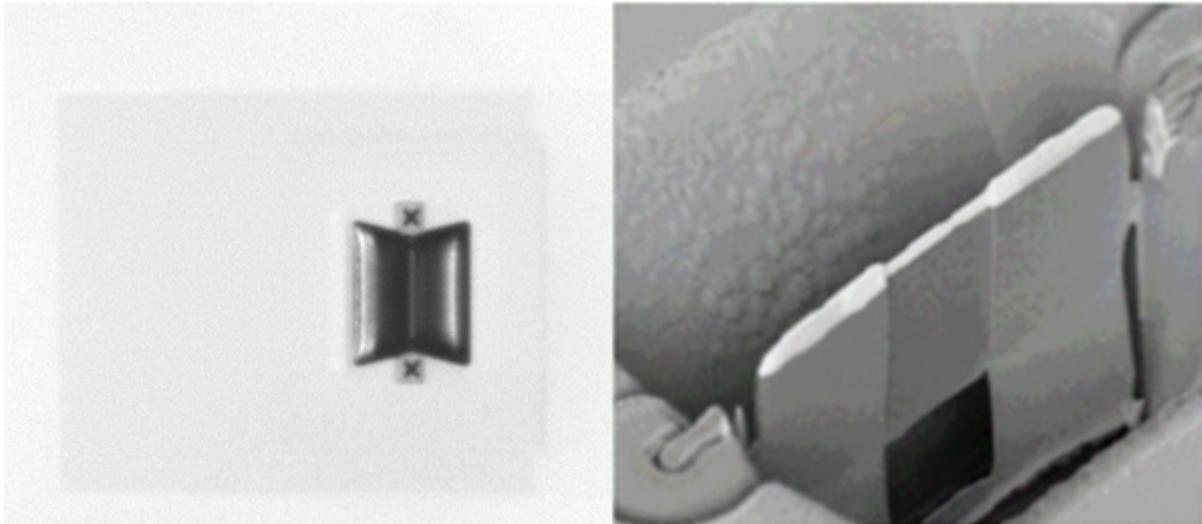


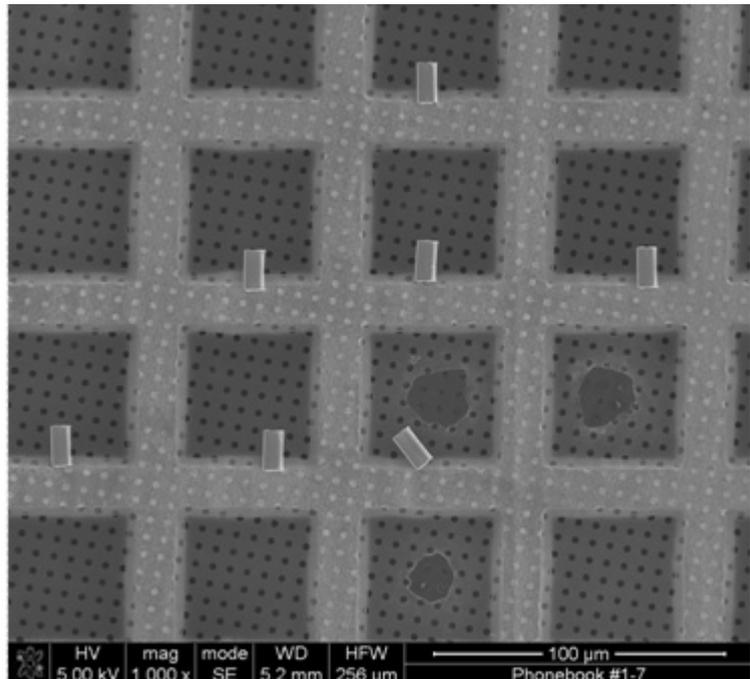
Abb. 3.4:

TEM-Probe, die für das Ex-situ Lift-Out-Verfahren vorbereitet wurde in Draufsicht im Lichtmikroskop, welches zur Kontrolle der Extraktion benutzt wird (links [JAN08]) und in perspektivischer Sicht im SEM (rechts [FEI12]). Die TEM-Probe, die bereits auf die finale Dicke geschnitten ist (mittlerer Bereich), ist an den Seiten (rechts außen erkennbar) noch mit dem massiven Material verbunden, kann aber durch geringe Krafteinwirkung herausgebrochen werden.

Bei Ex-situ Lift-Out Techniken wird die Probe nach dem Freischneiden eines größeren Bereiches mit größeren Stromdichten ähnlich wie bei der bereits beschriebenen H-Bar-Technik mit Polierschritten auf ihre finale Dicke geschnitten [WHI01]. Unter Nutzung der Probenkip-pung wird nun die Folie bis auf einen kleinen Teil vom umgebenden Material getrennt (Abb. 3.4). Wenn die Forderungen an die Präzision bei der Platzierung der TEM-Folie nicht allzu hoch sind, kann dieser Vorgang auch in einem Einstrahlgerät stattfinden. Die Herauslösung der Probe kann mit Mikromanipulatoren, die aus einer feinausgezogenen Glasspitze bestehen unter Nutzung elektrostatischer Kräfte [LIJ12] oder mittels Kanülen und einer Druckdifferenz erfolgen [FEI12]. Der Prozess wird unter einem Lichtmikroskop mit großem Arbeitsabstand beobachtet und gesteuert. Platziert wird die Probe auf einem handelsüblichen, kohlenstoffbelegten Kupfernetz (Abb. 3.5), was in letzterem Fall sehr definiert geschehen kann. Bei den so

präparierten Proben ist eine Nachpräparation in der Regel nicht möglich. Die Ablage der Probe auf der Kohlenstofffolie kann insbesondere bei elementanalytischen Untersuchungen (EDX, EELS) zu Beeinträchtigungen führen.

Abb. 3.5:
TEM-Proben, die mit dem Ex-situ Lift-Out Verfahren präpariert wurden und auf einer perforierten Kohlenstofffolie abgelegt wurden



In-situ Lift-out Techniken erfordern ein besonderes Werkzeug, einen Mikromanipulator, im Rezipienten des FIB-Gerätes. Frühe Entwicklungen [YAG99] haben diese Technik in einem Ein-Strahl-Gerät angewandt, wegen der besseren Beherrschung der Koordinaten bei Beobachtung aus zwei Richtungen dominieren hier allerdings Zwei-Strahlgeräte.

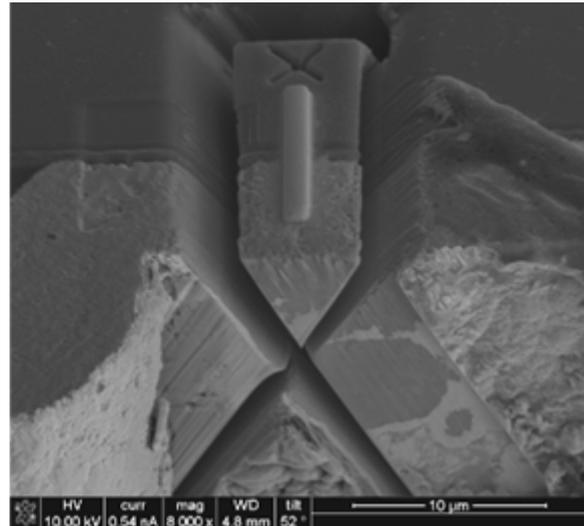
Abb. 3.6
TEM-Probe, die für das In-situ Lift-out Verfahren vorbereitet ist. In dieser Variante wurde der zu extrahierende Teil großzügig vom umgebenden Material freigeschnitten, was eine gute Überwachung des Präparationsfortschrittes erlaubt.



Allgemein gilt, dass die Probe zunächst nur grob, das heißt bis zu einer Dicke von 1 µm oder mehr freigeschnitten wird (Abb. 3.6 und 3.7), was schon allein deshalb beachtet werden muss, da diese im weiteren Verlauf relativ hoher Exposition durch den Ionenstrahl und damit der Gefahr der Probenschädigung ausgesetzt ist. Das zu extrahierende Probenstück bleibt mit seiner Umgebung fest verbunden, wobei darauf geachtet wird, dass diese Verbindung später mit einem einzelnen Ionenschnitt durchtrennt werden kann. Die Verbindung kann aber stabiler bleiben als im Falle des ex-situ Lift-outs.

Abb. 3.7

Alternativer Ansatz zur Vorbereitung einer Probe für das In-situ Lift-Out Verfahren: Bei bekanntem Sputterverhalten des Materials kann das Freischneiden auf den notwendigen Materialabtrag reduziert werden, [JAN07]. Unter einem Winkel von jeweils ca. 20° wurden hier von vorn und von hinten hinreichend breite und tiefe Gräben in das Material geschnitten. Diese Gräben treffen sich in ca. $3\ \mu\text{m}$ Tiefe, sodass die zu entnehmende Probe freiliegt. Die Probe selbst ist durch den Platinbalken darauf und das Kreuz zur Markierung erkennbar. Zur Veranschaulichung der Probengeometrie wurde die Stirnseite zusätzlich freigeschnitten.



Im weiteren Verlauf wird der Mikromanipulator an die Probe herangeführt und mittels IBID daran befestigt. Nach dem Abtrennen der Probe vom umgebenden Material wird diese mit dem Mikromanipulator heraus gehoben. In den Koinzidenzbereich von Ionen- und Elektronenstrahl wird nun ein Probenträger positioniert, an den die Probe herangeführt und wieder mittels IBID befestigt wird (Abb. 3.8). Nach dem Durchtrennen der Verbindung zum Mikromanipulator erfolgt die finale Abdünnung mit dem Poliermodus.

So erzeugte Proben können nach vorläufiger TEM-Inspektion weiter präpariert werden, z.B. durch partielle Verringerung der Probendicke. Da die Probe weitgehend frei von umgebendem Material ist, sind so präparierte Proben sehr gut für elementanalytische Untersuchungen und für Beugungsuntersuchungen, bei denen größere Kippwinkel angewandt werden, geeignet [MUE06]. Die großen Variationsmöglichkeiten bei der Arbeit mit dem Mikromanipulator erlauben es, spezielle Strategien für besondere Probenanforderungen (siehe Abschnitte 4-6) und Präparationsrouten für hochkomplexe Untersuchungen zu entwickeln [HIL09].

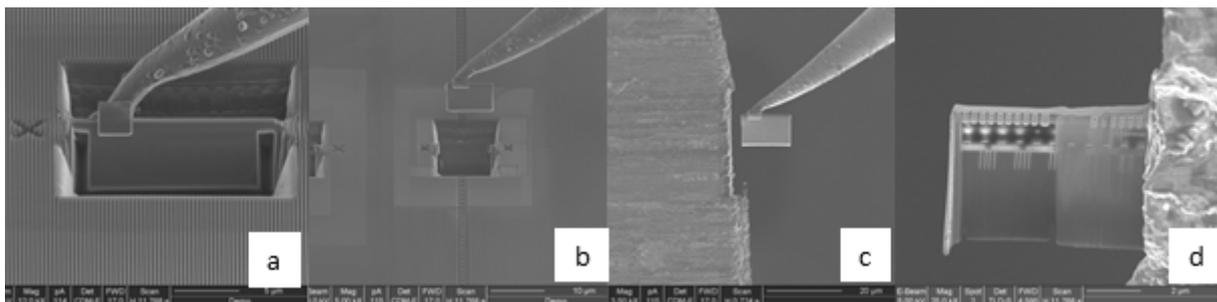


Abb. 3.7

In-situ Lift-Out Process: An die freigeschnittene Probe (vgl. Abb. 3.6) wird mittels IBID der Mikromanipulator befestigt (a). Nach dem Durchtrennen der Verbindung wird die Probe herausgehoben (b) und an das TEM-grid angenähert (c). Die Probe wird dort befestigt, der Mikromanipulator entfernt und die Probe auf ihre finale Dicke poliert (d)

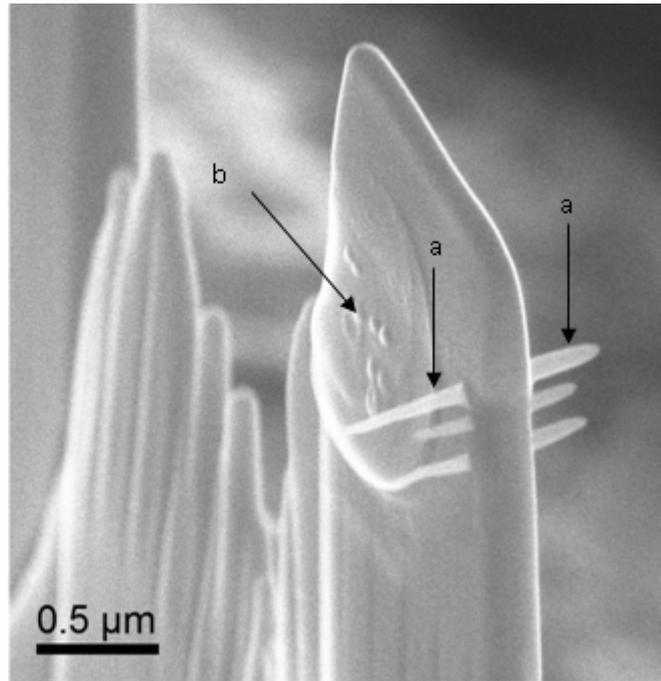
Die Probenpräparation mit den unterschiedlichen Lift-Out Verfahren kann in den Produktionsprozess im Reinraum integriert werden [MUE08a], zumal FIB/SEM-Kombinationsgeräte dort schon seit Längeren mit unterschiedlichen Zielstellungen eingesetzt werden [WEI00, BLO05, REP09]. Eine entscheidende Bedingung dafür ist die Sicherstellung einer geringen Kontamination durch das benutzte Gallium [GAE07, MUE08b], welches die elektri-

schen Eigenschaften des Halbleitermaterials und isolierender Schichten empfindlich stören kann. Die Entscheidung über einen solchen Einsatz ist vom jeweiligen firmeninternen Konzept der Reinraumrichtlinien abhängig. Insbesondere bei Entwicklungsaktivitäten erlaubt eine Extraktion von TEM-Proben aus der laufenden Prozessierung, die Ausbildung der funktionellen Strukturen Schritt für Schritt zu verfolgen und Korrekturen sehr gezielt anzubringen.

Nach der Fertigstellung der Präparation sollte vor der eigentlichen TEM-Untersuchung abgeschätzt werden, ob zu erwarten ist, dass mit hohen Strahlintensitäten auf kleinen Probenbereichen gearbeitet werden muss. In diesem Falle muss mit der Kontamination der untersuchten Probenbereiche durch die Zerstörung („Cracken“) adsorbierter Kohlenwasserstoffe unter dem Elektronenstrahl gerechnet werden. Speziell bei analytischen Techniken können die so entstehenden Kohlenstoffablagerungen (Abb. 3.9) das Messergebnis erheblich verändern. Kohlenwasserstoffverbindungen können sowohl durch nicht vollständig ausgehärtete Klebeverbindungen, Reste organischer Präparationsmaterialien (Schmelzkleber, Aceton) oder auch durch Verschmutzungen am Probenhalter oder im Vakuumsystem des TEM vorhanden sein und ihren Weg auf die Probe finden. Eine Maßnahme, diesen Effekt zu verringern oder ganz zu verhindern, ist, neben den prinzipiellen Vorkehrungen für hohe Reinheit im gesamten Labor, die Reinigung von Probe und Probenhalter mit einem Plasmacleaner [FIS99]. Allerdings ist diese Methode nicht anwendbar, wenn kohlenstoffhaltige Bestandteile Gegenstand der Untersuchung sind (Carbon hardmask, Low-k-Materialien) oder, wie zum Beispiel bei den Ex-situ Lift-Out Verfahren, essentiell an der Probengeometrie beteiligt sind. Von den Anbietern der Plasmacleaner wird darauf hingewiesen, dass diese Geräte auch in der Lage sind, bereits erzeugte Kontaminationen zu entfernen. Dazu ist allerdings ein recht intensiver, und damit meist auch aggressiver Reinigungsvorgang, erforderlich. Gute Erfahrungen wurden mit der Nachpolitur bereits inspizierter Proben im FIB (Entfernung von Kontaminationsspots) und anschließendem Plasmacleaning für ergänzende Untersuchung gemacht.

Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die FIB-basierte Probenpräparation hohe Investitionen in einem TEM-Labor erfordert, die aber unterhalb einer Strukturbreite von ca. 250nm unerlässlich sind. Liegt diese Technik dann einmal vor, spricht die schnelle und zuverlässige Präparation für eine intensive Nutzung. So kann die Zeit vom Präparationsbeginn bis zum Vorliegen der TEM-fähigen Probe bei einem optimierten Laborbetrieb durchaus im Bereich von nur einer Stunde liegen [ENG02]. So schnelle Reaktionszeiten entsprechen dem Erfordernis, technologische Entscheidungen auf der Basis von TEM-Aufnahmen sicher und zeitnah zu treffen. Bei einer Ermittlung des Präparationspreises pro Probe kann dieser bei hohem Auftragsvolumen und intensiver Nutzung der FIB-basierten Präparation dann durchaus geringer ausfallen, als bei Nutzung anderer Techniken. Es kann daher der Trend verzeichnet werden, bei Verfügbarkeit des entsprechenden Geräteparks, diesen aus Effizienzgründen auch für Fragestellungen einzusetzen, die nicht zwingend eine FIB-Präparation erfordern, wie zum Beispiel Random-Untersuchungen in einem ausgedehntem Zellenfeld bei Speicherbausteinen oder bei der Charakterisierung unstrukturierter Schichten.

Abb. 3.9
Kontaminationsspots auf einer TEM-
Probe (In-situ Lift-out Präparation)
nach abbildender und analytischer
Untersuchung (Punktanalysen) im
TEM: Neben den Kontaminationsna-
deln, die bei einer längeren Verweil-
zeit des Elektronenstrahles entstehen
(a), hinterlassen auch kürzere Punk-
tanalysen entsprechende Ablagerun-
gen (b).



4. Abbildende Untersuchungen und strukturanalytische Charakterisierung

Wie in Abschnitt 2 bereits angedeutet, befasst sich ein sehr großer Teil der TEM-Untersuchungen mit der Abbildung und genauen Vermessung von Strukturen als Ergebnis der Prozessabfolge und der einzelnen Prozessparameter. Die Größe der abzubildenden geometrischen Details liegt dabei am unteren Rand der mit dem SEM zugänglichen Größen bis zur atomaren Ebene, d.h. von 0,1nm bis ca. 10nm. Es ist leicht nachvollziehbar, dass eine genaue Ausrichtung der Strukturrichtung parallel zur Einstrahlrichtung des Elektronenstrahles erforderlich ist, um exakte Messungen zu realisieren (Abb. 4.1). Beim Heraustrennen der Probe aus dem Wafer oder Baustein kann mit modernen Systemen eine Genauigkeit von ca. $0,5^\circ$ bis 1° realisiert werden. Die exakte Orientierung der Probe erfolgt dann unter Nutzung der Elektronenbeugung am Si-Substrat. Dabei werden die sogenannten Fingerprints von Silizium in [110]- bzw. [100]-Richtung mit den α - und β -Kippachsen eines Double-Tiltprobenhalters genau eingestellt, wobei Genauigkeiten von besser $0,1^\circ$ realistisch sind. (Abb. 4.2). Bei oberflächenparallelen Proben, die oberhalb des Substrates positioniert werden, fehlt unter Umständen ein geeigneter Bezug zur korrekten Orientierung der Probe (Abb. 4.3), was besondere Anforderungen an eine exakte Präparation stellt.

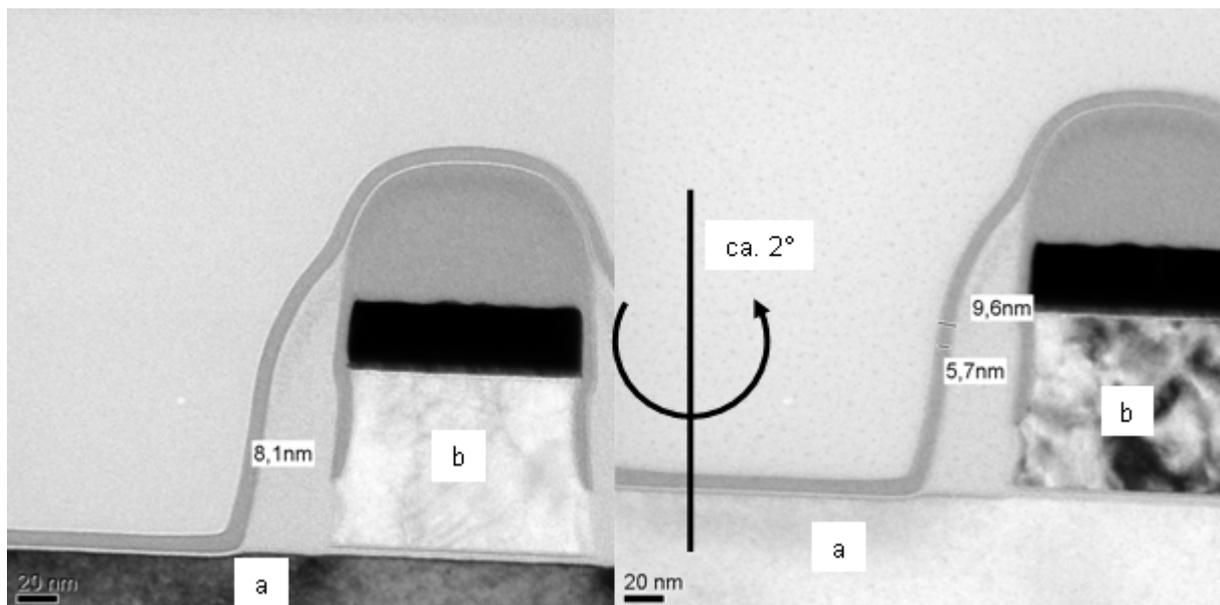


Abb. 4.1:

Einfluss der Probenorientierung auf die Genauigkeit von Detailmessungen: Im linken Bild ist die [100]-Richtung des Substrates parallel des Elektronenstrahles orientiert und die Messung der Dicke einer dünnen Si_3N_4 -Schicht ist exakt. Im rechten Bild ist die Probe um ca. 2° vekippt und es entsteht eine deutliche Unsicherheit bei der Vermessung der Schichtdicke in Richtung der Verkippung. Auffällig sind die starken Kontrastunterschiede in Substrat (a) und im polykristallinen Silizium (b) des Gatekontaktes.

Abb. 4.2:
Elektronenbeugungsbild von Silizium in $[110]$ -Richtung bei konvergenter Strahlführung (Convergent Beam Electron Diffraction – CBED), Methode wird in 4.4 vorgestellt: Die typische Figur (Fingerprint) muss zentral im kreisförmigen Spot erscheinen, um die Orientierung exakt in Richtung der Zonenachse zu gewährleisten.

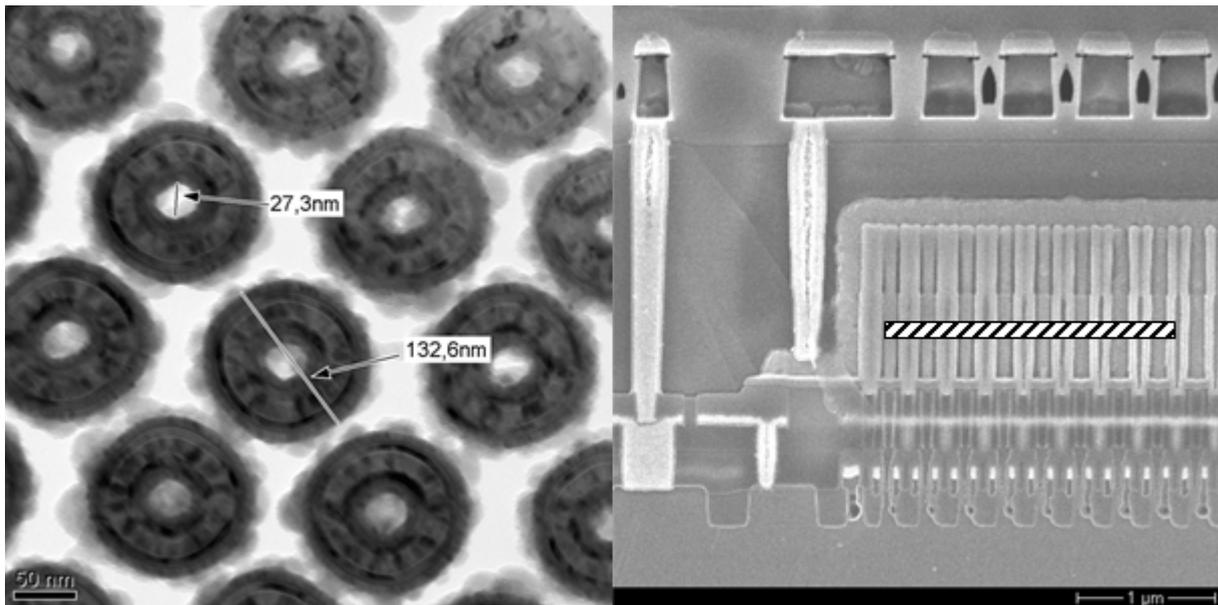
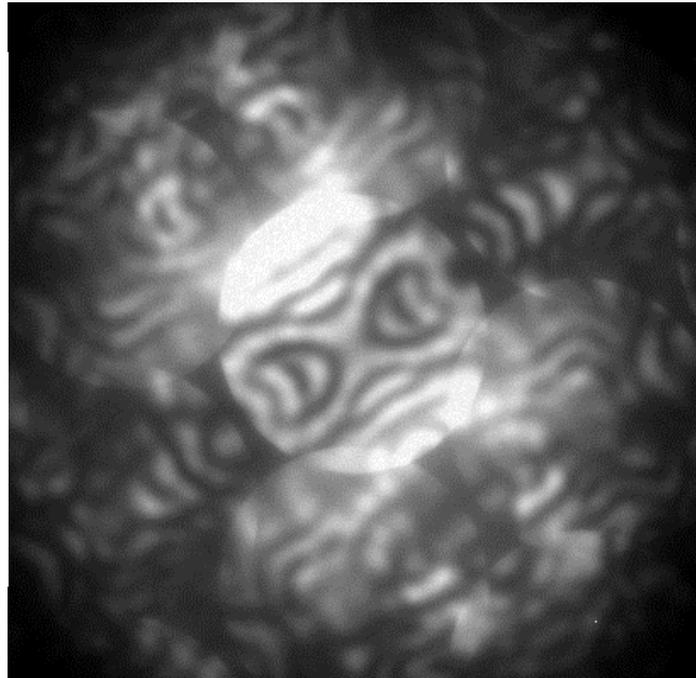


Abb. 4.3:
Oberflächenparallele Abbildung im Zellenfeld eines DRAM in Stackbauweise in der Höhe der Kondensatoren (links). Die Lage der TEM-Folie ist im rechten Bild (rasterelektronische Querschnittsaufnahme eines Stackkondensators, Rand des Zellenfeldes) markiert. Die Kondensatoren sind von amorphen SiO_2 umgeben, wodurch die Möglichkeit, eine exakte Probenorientierung auf kristallographischer Basis einzustellen, fehlt.

4.1 Abbildungstechniken für mittlere Ortsauflösungen

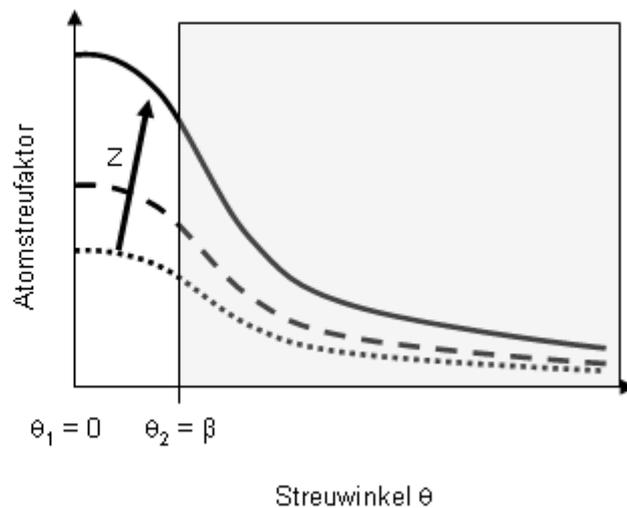
Zum Verständnis der Kontrasterscheinungen bei den verschiedenen Abbildungstechniken in der Transmissionselektronenmikroskopie ist es notwendig, die elementaren Streuvorgänge zu betrachten und daraus auf das Streuverhalten des untersuchten Materials zu schließen.

Die Wechselwirkung der beschleunigten Elektronen mit den Atomen des Probenmaterials werden durch den Atomstreu­faktor $f(\theta)$ in Abhängigkeit vom Streuwinkel θ beschrieben werden [WIL09]:

$$f(\theta) = \frac{\left(1 + \frac{E_0}{m_0 c^2}\right)}{8\pi^2 a_0} \left(\frac{\lambda}{\sin \frac{\theta}{2}}\right)^2 (Z - f_x) \quad (4.1)$$

Hier ist E_0 die Energie der einfallenden Elektronen, m_0 deren Masse und λ die Wellenlänge der Elektronen. Das betrachtete Material wird durch den Bohrschen Atomradius a_0 , die Ordnungszahl Z und einen Streufaktor f_x für die angeregte Röntgenstrahlung charakterisiert.

Abb. 4.4:
Atomstreu­faktor für verschiedene Materialien als Funktion des Streuwinkels und Wirkung der Kontrast­blende. Die Kontrast­blende (Objektiv­blende) hindert alle Elektronen, die in einem Winkel größer als θ_2 (rot gefärbter Bereich) gestreut werden, an der Teilnahme am Bildaufbau und führt daher zu einem Kontrast zwischen Materialien unterschiedlicher Dichte. (nach [WIL09])



Die Wirkung dieser Streuvorgänge in ihrer prinzipiellen Abhängigkeit vom Streuwinkel und der Ordnungszahl ist in Abb. 4.4 dargestellt. Um den Einfluß dieser Streuvorgänge auf die Bildintensität bei den vorliegenden instrumentellen Parametern, hier ausgedrückt durch den Öffnungswinkel der Kontrast­blende β , zu bestimmen, wird nun über den Winkelbereich θ integriert, der am Bildaufbau teilnimmt:

$$\sigma(\beta) = 2\pi \int_0^{\beta} |f(\theta)|^2 \theta \, d\theta \quad (4.2)$$

Das ist der Streuquerschnitt eines Atoms für einen bestimmten Winkelbereich, im vorliegenden Fall für den Hellfeldbereich von 0 (θ_1) bis zum Streuwinkel θ_2 , der durch eine entsprechende Kontrast­blende mit dem einfachen Öffnungswinkel β in der hinteren Brennebene der Objektivlinse gewählt wird. Den totalen (elastischen) Streuquerschnitt des Materials Q , welches im hier betrachteten Fall nur eine Atomsorte enthält, erhält man, in dem die Einflüsse aller Atome zusammengefasst werden, was unter Nutzung der Dichte ρ , der Avogadrokonstante N_0 und dem Atomgewicht A geschieht:

$$Q = \frac{N_0 \sigma \rho}{A} \quad (4.3)$$

Für eine Hellfeldabbildung mit einer Kontrast­blende in der hinteren Brennebene der Objektivlinse mit der oben beschriebenen Geometrie wird daher die einfallende Intensität I_0 zur Intensität I nach der Transmission einer Probendicke t

$$I = I_0 e^{-Qt} \quad (4.4)$$

Dieser Streuabsorptionskontrast (im englischen Sprachgebrauch „Mass-thickness-contrast“) stellt sich durch Streuung am Objekt ein und ist bei Materialien vergleichbarer mittlerer Ordnungszahl (z.B. SiO₂ und Si₃N₄) somit ganz wesentlich von der Dichte des durchstrahlten Materials abhängig. Er wird durch einen kleinen Durchmesser der verwendeten Kontrastblende verstärkt.

| Material | Dichte / gcm ⁻¹ | mittlere Ordnungszahl |
|--------------------------------|----------------------------|-----------------------|
| Si | 2,33 | 14 |
| SiO ₂ | 2,15 ... 2,25 ¹ | 10 |
| Si ₃ N ₄ | ≈ 3,0 | 10 |
| WSi ₂ | 9,3 | 34 |
| W | 19,3 | 74 |
| Ti | 4,5 | 22 |
| TiN | 5,2 | 14,5 |
| TiSi ₂ | 4,39 | 16,7 |

Tabelle 2:

Beispiele von Dichten und mittleren Ordnungszahlen einiger typischer Materialien aus der Produktion von Halbleiterbauelementen

Tabelle 2 listet die Dichten von häufig verwendeten Materialien in der Halbleiterindustrie auf und deren mittlere Ordnungszahlen auf. Abbildung 4.5 demonstriert die Wirkung der Kontrastblende auf die Abbildung unterschiedlicher Strukturen. Es handelt sich hierbei um den Gatekontakt im Zellenfeld eines DRAMs (vgl. Abb. 2.3), wobei der passive Bereich (rechts neben „b“ in Abb. 2.3) vergrößert dargestellt ist. Die grau getönten Bereiche bestehen aus polykristallinem Silizium. Der dann auftretende Orientierungskontrast wird weiter unten erläutert. Einen Sonderfall nehmen dabei wolframhaltige Phasen ein. Der sehr hohe Dichteunterschied führt zu einem zu sehr vielen elementaren Streuvorgängen und zum anderen zum verstärkten Auftreten von elementaren Streuprozessen in sehr großen Winkeln, so dass ein großer Teil der einfallenden Elektronen auch ohne Kontrastblende nicht mehr am Bildaufbau teilnimmt.

¹ Da SiO₂ bei den üblichen Herstellungsverfahren in der Halbleiterindustrie amorph vorliegt, hängt die Dichte vom jeweiligen Herstellungsprozess ab. Im Umkehrschluss können oft auch Grenzflächen zwischen Oxiden, die mit unterschiedlichen Methoden abgeschieden wurden, erkannt werden.

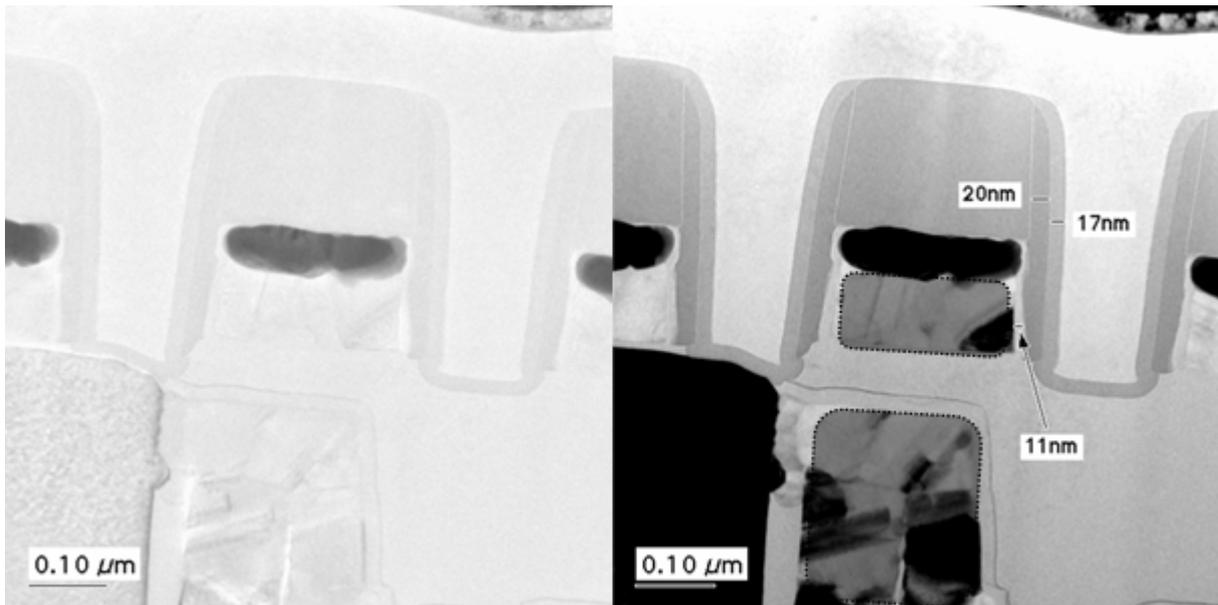


Abb. 4.5:

Wirkung der Kontrastblende bei der Abbildung einer Halbleiterstruktur. Beide Seiten bilden die gleiche Region ab, links ohne, rechts mit Kontrastblende. Die Benutzung dieser Blende führt zu einem deutlichen Kontrast zwischen Materialien mit geringen Dichteunterschieden und erlaubt die exakte Schichtvermessung.

Während die Kontrastverhältnisse bei der Abbildung amorpher Phasen mit dem erläuterten Streuabsorptionskontrast interpretiert werden können, muss bei kristallinen Objekten die Anordnung der streuenden Atome, die strengen Prinzipien der Fernordnung unterworfen ist, berücksichtigt werden. So sind die Positionen der Atome im Kristallgitter $\vec{R}_{i,G}$ mit der Position in der Elementarzelle \vec{R}_i durch den Translationsvektor \vec{R} verknüpft:

$$\vec{R}_{i,G} = \vec{R}_i + \vec{R} \quad (4.5)$$

Dieser Translationsvektor ist ein ganzzahliges Vielfaches der Gitterkonstanten $\mathbf{a}_1, \mathbf{a}_2, \mathbf{a}_3$:

$$\vec{R} = n_1 \mathbf{a}_1 + n_2 \mathbf{a}_2 + n_3 \mathbf{a}_3 \quad (4.6)$$

was durch die natürlichen Zahlen n_1, n_2, n_3 dargestellt wird. Die Orte der Streuzentren sind somit wohldefiniert. In diesem Kristallgitter können sogenannte Netzebenen mit einem Abstand d definiert werden, der von der Indizierung und dem jeweiligem Kristallsystem abhängig ist (z.B. [PAU86, KLE02, BOR09]).

Für das Verständnis der Streuphänomene ist zweckmäßig, die Wechselwirkung zwischen Elektronenstrahl und Kristallgitter im reziproken Raum zu betrachten. Die mathematischen Grundlagen sind in der kristallographischen und festkörperphysikalischen Literatur ausführlich dargelegt [z. B. BOR09, MAS07, IBA09]. Aus den bereits erwähnten Netzebenen kann auf der Basis ihrer Indizierungen, der reziproken Achsenabschnitte h, k, l , ein Punktgitter aufgebaut werden. Jeder Punkt entspricht dem Endpunkt eines Vektors \mathbf{g}_{hkl} im reziproken Raum. Mit diesem Modell kann die Vielzahl der möglichen Ebenen übersichtlich dargestellt werden.

Die Darstellung einer Welle im reziproken Raum geschieht ebenfalls durch einen Vektor \mathbf{k} . Ist nun die Differenz \mathbf{K} zwischen den Wellenvektoren \mathbf{k}_0 einer einfallenden Welle und \mathbf{k}_D einer gestreuten Welle gleich einem Vektor \mathbf{g}_{hkl} im reziproken Gitter, so kommt es zur konstruktiven Interferenz, wie es im Bragg'schen Gesetzes im reziproken Raum formuliert wird [DEG07]

$$\vec{\mathbf{K}} = \vec{\mathbf{k}}_D - \vec{\mathbf{k}}_0 = \vec{\mathbf{g}} \quad (4.7)$$

An die Stelle einer kontinuierlichen Verteilung der Intensität bei den Streuvorgängen im amorphen Festkörper tritt eine diskrete Verteilung der gestreuten Intensität in ausgewählten Richtungen auf. Im Ortsraum ergibt sich daraus:

$$n\lambda = 2d \sin \theta_B \quad (4.8)$$

Hier ist θ_B der Streuwinkel für den Fall der konstruktiven Interferenz, die durch die Netzebenenschar mit dem Netzebenenabstand d hervorgerufen wird, n eine ganzzahlige Konstante und λ die Wellenlänge der Elektronen, die durch

$$\lambda = \frac{h}{\sqrt{2m_0 e U_B \left(1 + \frac{e U_B}{2m_0 c^2}\right)}} \quad (4.9)$$

von der Beschleunigungsspannung U_B abhängig ist. Die Ruhmasse des Elektrons m_0 , seine Ladung e , die Lichtgeschwindigkeit c und das Plancksche Wirkungsquantum h sind die notwendigen Konstanten in dieser Beziehung, die relativistische Effekte, die bei Beschleunigungsspannungen von mehreren 100 kV nicht vernachlässigbar sind, bereits berücksichtigt.

Die Beschreibung der Welle, die an der Elementarzelle gebeugt wird, geschieht nun durch den Strukturfaktor F . F beschreibt die an einer Elementarzelle gestreute Welle durch Interferenz der Beiträge der einzelnen Atome. Das Quadrat des Betrages von F gibt somit Auskunft über die Intensität als Funktion ausgewählter Richtungen (der Netzebenennormalen hkl) des Kristallgitters. Man berechnet F durch Addition über die Beiträge der Atome einer Elementarzelle $n_{A,EZ}$ mit ihren Positionen x_i , y_i , z_i und den Atomstreu Faktoren f_i ermittelt wird:

$$F(\boldsymbol{\theta}) = \sum_1^{n_{A,EZ}} f_i e^{2\pi i(hx_i + ky_i + lz_i)} \quad (4.10)$$

Zur ausführlichen Behandlung der so entstehenden Beugungsphänomene an kristallinen Materialien und auf die Möglichkeiten mit Hilfe gesteuerter Probenorientierung und Blendenwahl sei auf die sehr umfangreiche Spezialliteratur (z.B. [WIL09, THO13, HOR09]) verwiesen. Für die Abbildung von Halbleiterstrukturen ergeben sich folgende Konsequenzen, deren Aufzählung keinen Anspruch auf Vollständigkeit erhebt:

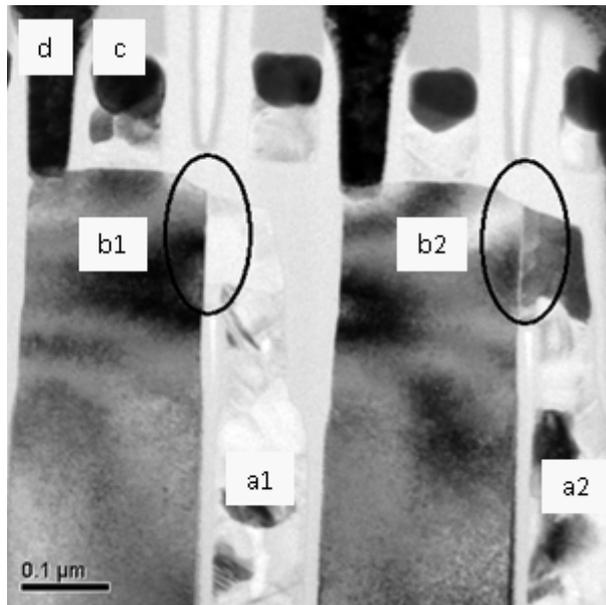
- Die Beugungswinkel für die erste Beugungsordnung bei einer Beschleunigungsspannung von 200kV liegen für die in Frage kommenden Materialien um $0,5^\circ$ und darunter. Es ist daher notwendig, eine hinreichend kleine Kontrastblende zu benutzen, um für eine Hell-

feldabbildung den gebeugten Intensitäten die Teilnahme am Bildaufbau zu verwehren und eine gute Erkennbarkeit der einzelnen Phasen zu gewährleisten (vgl. Abb. 4.5). Es sei aber an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass diese kleine Kontrastblende auch die Übertragung höherer Raumfrequenzen (und damit der Information über kleinere Details) unterbindet. Die Ortsauflösung einer Hellfeldaufnahme verringert sich also mit der Nutzung einer kleinen Kontrastblende.

- Bei der exakten Ausrichtung des Siliziumsubstrates in $[110]$ -Richtung sind schon in der ersten Beugungsordnung 6 Interferenzen angeregt. Es wird daher ein hoher Anteil der Primärintensität in die abgebeugten Strahlen gelenkt. Bei hinreichend genauer Probenorientierung und Benutzung einer entsprechend kleinen Kontrastblende wird daher das Substrat in der Regel erheblich dunkler als die darüberliegenden Schichten (mit Ausnahme beim Vorliegen sehr schwerer Elemente wie Wolfram) erscheinen.¹ (Abb. 4.5, unten links)
- Die Helligkeit der einzelnen Körner bei polykristallinen Materialien kann wegen der unterschiedlichen Orientierung der einzelnen Körner relativ zum Elektronenstrahl im Grauwertespektrum des Bildes zwischen 0 (nahezu schwarz) bis 1 (maximale Helligkeit) jeden beliebigen Wert annehmen. Daraus folgt, dass die exakte Abgrenzung der Phase (und damit der jeweiligen Komponente der Halbleiterstruktur) nicht immer direkt möglich ist. (Abb. 4.6)

Abb. 4.6:

Übergänge (ovale Markierungen) zwischen einkristallem Substrat (b) und polykristallem Silizium an zwei benachbarten Kondensatoren, die Speicherzellen in einem DRAM-Array repräsentieren: Während an der rechten Zelle (a2 + b2) durch die günstige Orientierung des Si-Kornes die dazwischenliegende amorphe Schicht gut zu erkennen ist, kann die Entscheidung über das Vorliegen einer solchen Schicht an der linken Zelle (a1 + b1) auf der Basis des Hellfeldbildes nicht getroffen werden. c – Gatekontakt, d – Bitleitungskontakt, vgl. auch Abb. 2.3. Die helleren und dunkleren Bereiche im Substrat (b1 und b2) sind durch kleine Abweichungen von der idealen Orientierung zu erklären (lokale Folienverbiegungen).

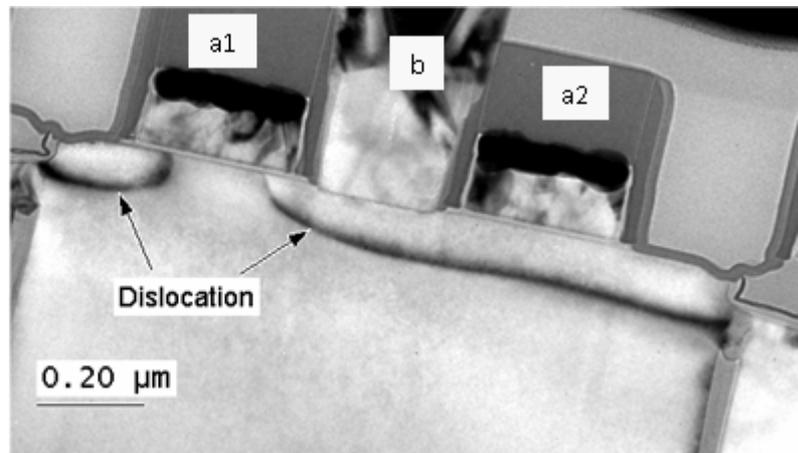


- Zur Untersuchung von Gitterfehlern (Versetzungen, Mikrozwillinge usw.) im Substratmaterial muss die Orientierung parallel zum Pol verlassen werden und ein Zweistrahlfall eingestellt werden, wobei speziell bei FIB-Proben, die in H-Bar-Technik präpariert wurden, den möglichen Kippwinkeln enge Grenzen gesetzt sind. Die damit einher gehende Beschränkung der möglichen Zweistrahlfälle führt dazu, dass die vollständige Analyse z.B. einer Versetzung mit Bestimmung des Burgersvektors $[HEI01]$ häufig nicht möglich

¹ Die Aussage gilt sinngemäß auch bei Einstrahlung in $[100]$ -Richtung mit dann 4 abgebeugten Strahlen in der ersten Beugungsordnung.

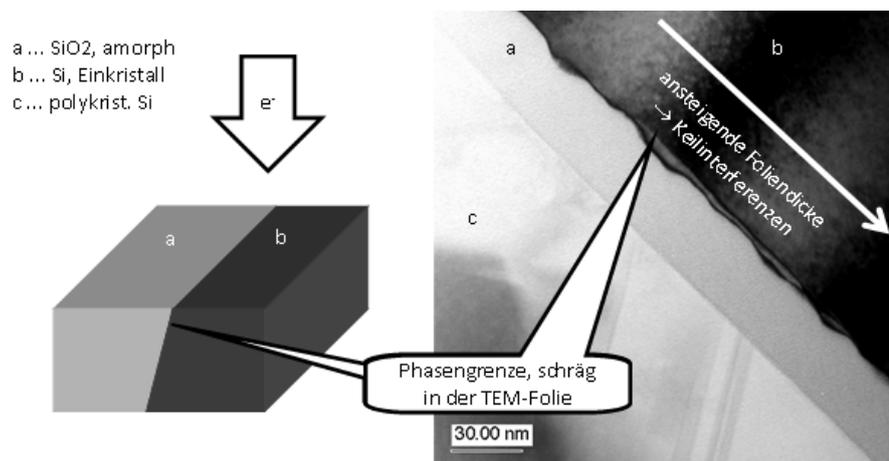
ist. Die Beschreibung von Gitterfehlern konzentriert sich daher in vielen Fällen auf ihre Lage und Schnittpunkte mit anderen strukturellen Details (Abb. 4.7).

Abb. 4.7:
Versetzung im aktiven Gebiet einer DRAM-Zellstruktur unterhalb von 2 Transistoren (a1 und a2), die von einem Bitleitungskontakt bedient werden.



- Die Abbildung von strukturellen Details wird durch Effekte, die sich aus der dynamischen Interferenztheorie ergeben, beeinflusst. Während die Richtung der abgebeugten Strahlen (und damit deren Position im Beugungsbild, was für die Positionierung der Kontrastblende wesentlich ist) nicht verändert wird, führen Schwankungen der lokalen Foliendicke einer kristallinen Phase zu Intensitätsschwankungen („Keilinterferenzen“). Deren Einfluss ist weniger gut überschaubar, wie es beim Vorliegen eines Zweistrahlfalles geschieht. Kleine Dickeneffekte können unter ungünstigen Umständen Anlass zu Fehlinterpretationen an den Grenzen von Strukturdetails geben. (Abb. 4.8)

Abb. 4.8:
Keilinterferenzen an der Grenze zwischen einer amorphen und einer kristallinen Phase



Insbesondere das gleichzeitige Auftreten mehrerer Mechanismen der Kontrastentstehung bei der Abbildung von Halbleiterstrukturen im TEM erfordert vom Bearbeiter häufig eine gründliche Separierung der Fragestellung von anderen Effekten. Diese Aufgabe wird noch dadurch erschwert, dass es bei Foliendicken zwischen 50 und 100 nm und aktuellen Strukturbreiten in der gleichen Größenordnung nicht immer möglich ist, das Objekt der Fragestellung allein, d.h. ohne eine Überlagerung von davor- oder dahinterliegenden Objekten, in der Probe vorzufinden, sodass auch diese Einflüsse unterschieden werden müssen. Eine gründliche Darlegung und Durchsprache der beobachteten Ergebnisse mit dem Auftraggeber (Technologe,

Produkttechniker) ist daher unerlässlich, um Fehlinterpretationen und damit falsche Prozessentscheidungen zu vermeiden.

Für die Informationsübertragung im TEM ist es notwendig, sich neben den bisher diskutierten Erscheinungen des Amplitudenkontrastes mit dem Verhalten der komplexen Welle zu beschäftigen. Insbesondere bei der Abbildung von Details im niederen einstelligen Nanometerbereich oder bei der Vermessung von strukturellen Details mit geforderten Genauigkeiten unter einem Nanometer können die Einflüsse des Phasenkontrastes nicht vernachlässigt werden. Da für die Akquisition von TEM-Aufnahmen Belichtungszeiten im Sekundenbereich üblich sind, kann von einer hinreichenden zeitlichen Mittelung ausgegangen werden, weshalb bei den folgenden Betrachtungen die Zeitabhängigkeit vernachlässigt wird. Allgemein wird die Welleneigenschaft der Elektronen durch die Wellenfunktion $\psi(\mathbf{r})$ ausgedrückt:

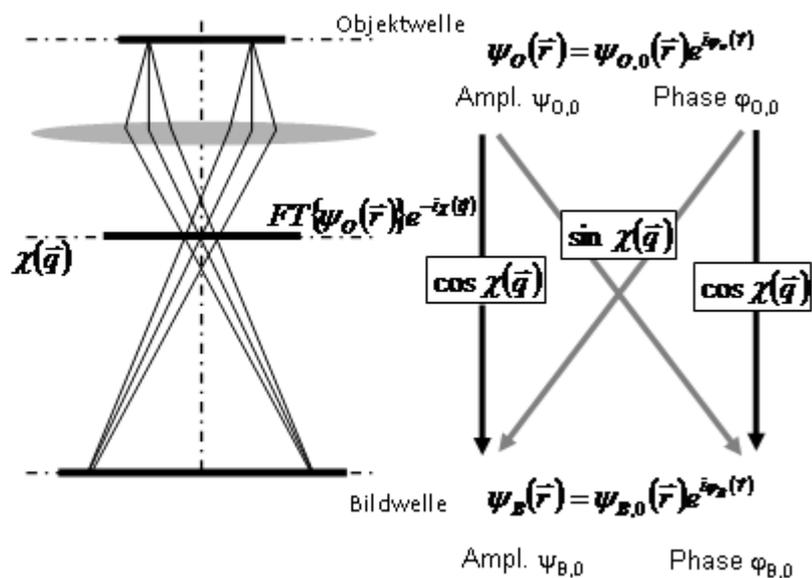
$$\psi(\vec{r}) = \psi_0(\vec{r})e^{i\varphi(\vec{r})} \quad (4.11)$$

Hier ist $\psi_0(\mathbf{r})$ die Amplitude und $\varphi(\mathbf{r})$ die Phase der Welle. Der Objektwelle (Größen indiziert mit $_o$) sind nach der Transmission der Probe die Informationen aus deren Struktur aufmoduliert. Durch die Objektivlinse wird dann die Objektwelle in die Bildebene übertragen. Die Aberrationen der Linse beeinflussen dabei die Informationsübertragung, was durch die Überlagerung mit einer Phasenplatte („Wellenaberration“) $\chi(\mathbf{q})$ in der hinteren Brennebene der Objektivlinse durch folgenden Term beschrieben werden kann:

$$\text{FT}\{\psi_o(\vec{r})\} \cdot e^{-i\chi(\vec{q})} \quad (4.12)$$

Dies verändert die Bildwelle bezüglich der Objektwelle: Die übertragene Bildwelle (Größen indiziert mit $_B$) ist nun in Phase und Amplitude durch $\cos(\chi(\mathbf{q}))$ beeinflusst. Zusätzlich gibt es im realen Fall, wechselseitige Einflüsse von Phase und Amplitude, die durch $\sin(\chi(\mathbf{q}))$ beschrieben werden [LIC91]. Diese, unter der Bezeichnung „Crosstalk“ bekannte, Erscheinung ist in Abbildung 4.9 skizziert [LIC08].

Abb. 4.9:
Wechselseitige Beeinflussung von Amplitude und Phase bei der Übertragung einer Elektronenwelle unter dem Einfluss von Aberrationen (nach [LIC08])



Bei Berücksichtigung des Öffnungsfehlers 3. Ordnung C_s und einer Abweichung vom idealen Fokus Δf („Defokus“) gilt für $\chi(\mathbf{q})$:

$$\chi(\mathbf{q}) = 2\pi k \left(\frac{1}{4} C_s \left(\frac{q}{k} \right)^4 + \frac{1}{2} \Delta f \left(\frac{q}{k} \right)^2 \right) \quad (4.13)$$

Die durch $\chi(\mathbf{q})$ beschriebenen Aberrationen werden in der Kontrastübertragungsfunktion für den Phasenkontrast (Phase contrast transfer function – PCTF) beschrieben, die unter Benutzung von

$$|k| = \frac{1}{\lambda} \quad (4.14)$$

und Vereinfachung einen Faktor C_k für die Kontrastübertragung als Funktion der Raumfrequenz q liefert [SID12]:

$$C_k = \sin \left(\frac{\pi}{2} C_s \lambda^3 k^4 + \pi \Delta f \lambda^2 \right) \quad (4.15)$$

Man erkennt die wesentlichen Einflussfaktoren C_s (Öffnungsfehler, sphärische Aberration), λ (Wellenlänge der Elektronen) und Δf (Defokus). Der Öffnungsfehler C_s ergibt sich aus der Tatsache, dass Strahlengänge umso mehr von der, durch die allgemeinen optischen Gesetze beschriebenen, Geometrie abweichen, je weiter sie von der optischen Achse entfernt sind. Während in der Lichtoptik diese Erscheinung durch Kombination mehrerer Linsen in einem Objektiv gut korrigiert werden kann, sind entsprechende Systeme für die Elektronenoptik erst in jüngster Zeit auf dem Markt [HAI98].

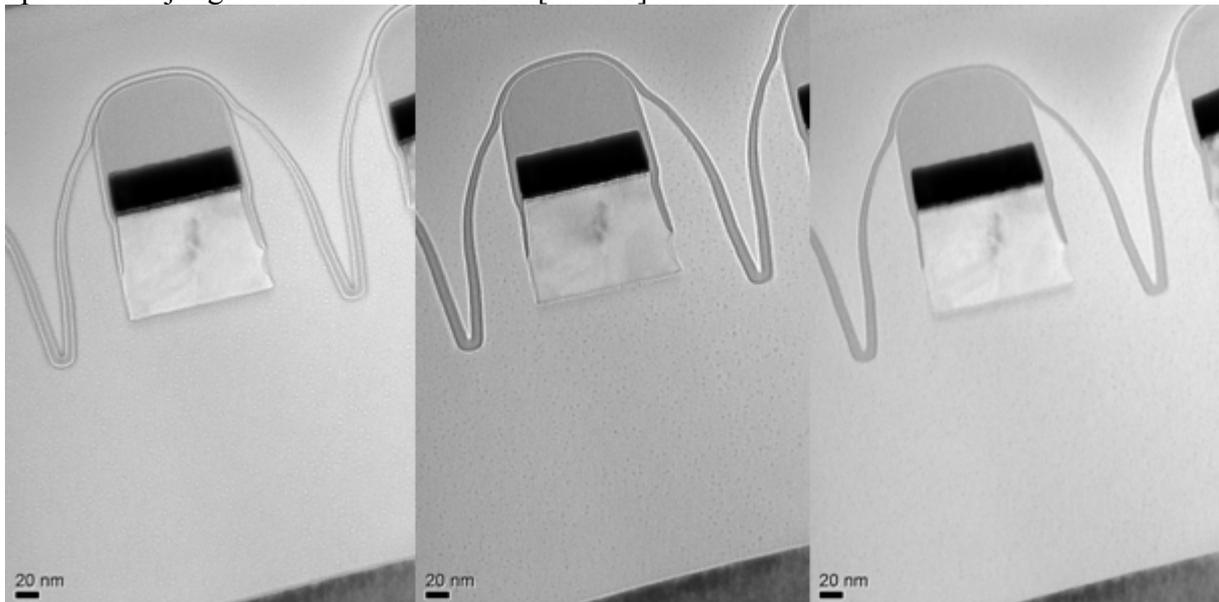


Abb. 4.10:

Effekt von Über- (links, $\Delta f \approx 1,5\mu\text{m}$) und Unterfokus (Mitte, $\Delta f \approx -1,5\mu\text{m}$) auf die Abbildung von Phasengrenzen einer Halbleiterstruktur. Mit einem $\Delta f \approx -0,1\mu\text{m}$ (rechts) erzielt man eine gute Bildqualität, besonders hinsichtlich der exakten Vermessbarkeit.

Der Einfluss des Defokus bei der elektronenmikroskopischen Abbildung wird oft am Erscheinungsbild des strukturellen Rauschens eines amorphen Objektes (z. B. eines Kohlenstofffilms) dargelegt. Bei Abbildung einer Phasengrenze (im Materialwissenschaftlichen Sinne) ist es notwendig zwischen Überfokus ($\Delta f > 0$, die Fokusebene liegt dann oberhalb der Bildebene) und Unterfokus ($\Delta f < 0$, die Fokusebene liegt dann unterhalb der Bildebene) zu unterscheiden. Abbildung 3.10 zeigt den Effekt von Unter- und Überfokus. Insbesondere wenn Messungen mit einer Genauigkeit besser als 1 nm gefordert sind, ist eine richtige Fokussierung wesentlich. Dabei führt eine Einstellung von $\Delta f = 0$ zu kleineren Variationen in der Intensität, was einem allgemein kontrastarmen Bild entspricht und zu Unsicherheiten beim Anlegen des Maßbalkens führen kann. Es empfiehlt sich daher, das Bild ganz leicht im Unterfokus einzustellen, da dann der Ort der Grenze zwischen den Materialien exakt bestimmt werden kann.

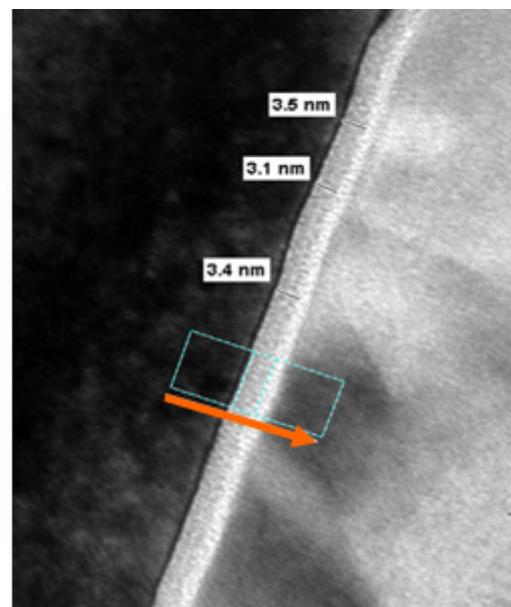
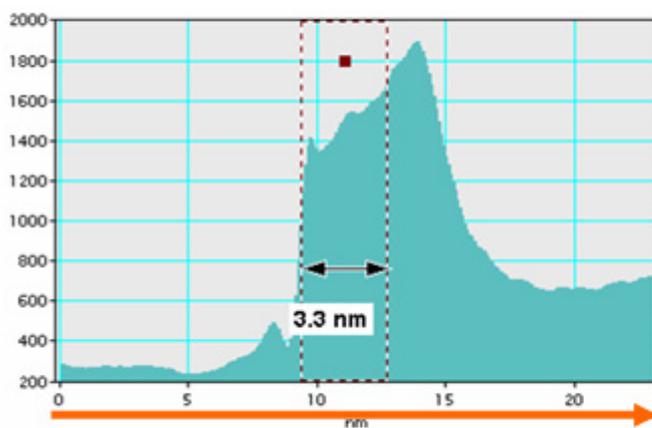


Abb. 4.11:

Verbesserung der Messgenauigkeit von Schichtdicken durch einen integrierenden Lineplot (links) im Vergleich zu Einzelmessungen direkt an Bild (rechts). Der Lineplot stellt ein Intensitätsprofil in Richtung der orangenen Linie dar und integriert im vorliegenden Fall über eine Breite von 200 Pixel, gekennzeichnet durch den grünen Rahmen. Vermessen wurde das Dielektrikum eines Trenchkondensators (vgl. Abb. 2.5), bestehend aus Si_3N_4 (etwas dunkler) und SiO_2 (helle Schicht). Die Messrichtung ist vom Siliziumeinkristall zum polykristallinen Silizium.

Die Einstellung des korrekten Fokus kann sowohl über die Erregung der Objektivlinse als auch über die Probenposition in z-Richtung erfolgen. Da der korrekte Abbildungsmaßstab des Gerätes nur für den Standardwert des Objektivlinsenstromes gewährleistet ist, muss zunächst die Probe bei diesem Wert mit Hilfe des Goniometers in die exakte z-Position bewegt werden. Der Präzision der mechanischen Probenbewegung sind Grenzen gesetzt, daher wird die Feineinstellung des gewünschten Δf im Nanometerbereich nach der Einstellung aller anderen Geräteparameter (Vergrößerung, Blendenposition) mit dem Objektivlinsenstrom realisiert, wobei man sich nicht zu weit vom Standardwert ($\Delta f = 0$) entfernen darf. Diese Prozedur ist essentiell, um richtige Messwerte zu erzielen und damit den Forderungen von [ISO05] zu genügen.

Bei der Vermessung von strukturellen Details entstehen häufig Unsicherheiten durch das Rauschen, welches durch kleine Inhomogenitäten in mehr oder weniger starkem Maße jedem Bild überlagert ist, aber auch durch die Tatsache, dass die Objektdetails in der Regel nicht atomar glatt sind. Es empfiehlt sich daher, bei sensiblen Messungen eine Methode zu wählen, die Bildintensität über einen gewissen Bereich integriert und einen Mittelwert liefert. Die Positionierung des finalen Messbalkens an einer Auftragung der Intensität als Funktion des Ortes gelingt meist mit höherer Genauigkeit (Abb. 4.11).

4.2 Hochauflösende Abbildung kristalliner Bestandteile

Transmissionselektronenmikroskope bieten durch die erzielbare Ortsauflösung die Möglichkeit der direkten Abbildung der atomaren Struktur kristalliner Materie im Phasenkontrast (HRTEM). Bei der Charakterisierung von Halbleiterstrukturen wird für spezielle Problemstellungen auf diese Möglichkeit zurückgegriffen. Der entscheidende Unterschied zu den bisher dargelegten Abbildungstechniken besteht darin, dass die bisher benutzte Kontrastblende in der hinteren Brennebene der Objektivlinse dabei so groß sein muss, dass mindestens die erste Beugungsordnung am Bildaufbau teilnimmt, da ansonsten die Informationen über die Gitterperiodizität abgeschnitten werden. Zur Erzielung optimaler Kontrastverhältnisse ist es auch hier notwendig, $\Delta f \neq 0$ zu wählen, was sich aus der Kontrastübertragungsfunktion [SID12] ergibt. Für eine umfassende Darstellung dieser Technik sei auch hier auf die weiterführende Literatur verwiesen [REI08, WIL09 u.a.].

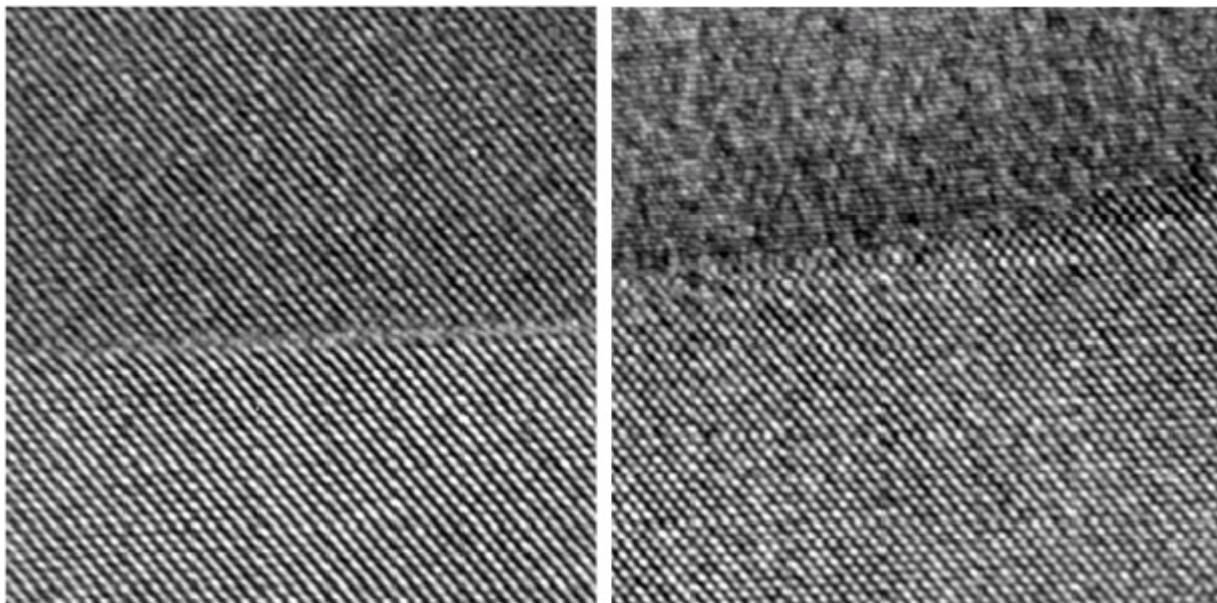


Abb. 4.12:

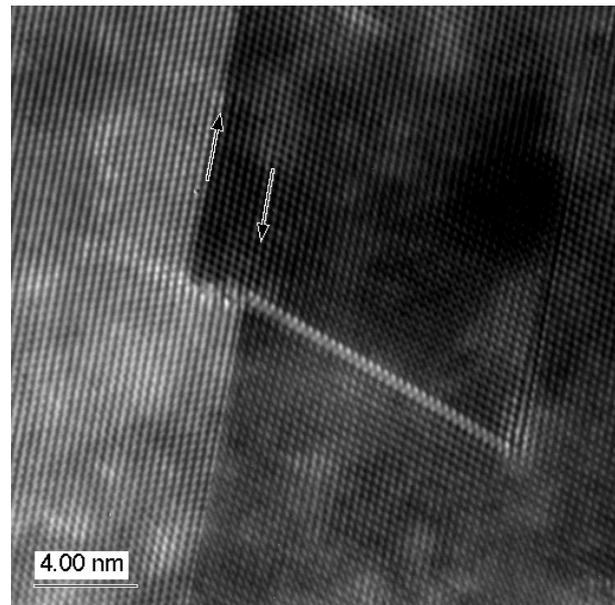
Kohärente (links) und inkohärente (rechts) Phasengrenze zwischen dem Si-Substrat (unten) und einer aufgetragenen CoSi_2 -Schicht (oben). Inkohärent aufgewachsene CoSi_2 -Körner sind bei angestrebtem homogenem Schichtaufbau unerwünscht und haben ihre Ursache in ungeeigneten Prozessparametern, z.B. des Temperaturregimes.

Mögliche Anwendungen der HRTEM bei der Charakterisierung von Halbleiterstrukturen sind z.B.

- Grenzflächenuntersuchungen (Abb. 4.12)
- direkte Abbildung von Gitterfehlern (Abb. 4.13)
- Klärung von Phasenzugehörigkeiten (Abb. 4.14)

Abb. 4.13:

Direkte Abbildung von Gitterfehlern in epitaktisch gewachsenem Silizium. Der nach oben gerichtete Pfeil kennzeichnet eine Zwillingsgrenze und der nach unten gerichtete Pfeil zeigt in seiner Verlängerung auf eine vollständige Stufenversetzung [TIP99].



Anwendungen, bei denen die Grenzen zwischen kristallinen und amorphen Phasen mit hoher Präzision abgebildet werden, müssen in jedem Fall kritisch hinterfragt werden. Durch die sphärische Aberration C_s der Objektivlinse entsteht eine Delokalisierung der Abbildung, die dazu führt, dass im Bild periodische Effekte mit der Wellenlänge des Netzebenenabstandes auch an Stellen entstehen, die sich außerhalb der kristallinen Phase befinden. Der Ort der Phasengrenze ist daher nicht mit Sicherheit zu bestimmen und entsprechende Messungen (z.B. von Schichtdicken) werden unsicher. Dieser Effekt ist bei Geräten, die mit einer Feldemissionskathode und daher einer hohen Kohärenz der verwendeten Strahlung arbeiten, besonders ausgeprägt. Es ist daher häufig zuverlässiger, Messungen nicht an HRTEM-Aufnahmen, sondern an Bildern, die unter Verwendung einer Kontrastblende akquiriert wurden (Amplitudenkontrast), durchzuführen und die Lage der Materialgrenze an der Flanke des Intensitätsabfalls im Lineplot zu messen (vgl. Abb. 4.11). Zuverlässige Korrekturen gegen Delokalisierungseffekte im HRTEM sind der Einsatz von C_s -Korrektoren der Objektivlinse [HAI98] oder die physikalische Rekonstruktion von Bildserien mit einer Variation von Δf [KOC08].

Hochauflösende TEM-Aufnahmen enthalten Informationen über die Gitterperiodizität in einer Ebene, deren Normale die Projektionsrichtung ist. Eine Fouriertransformation an diesem Bild liefert den Inhalt der abgebildeten Raumfrequenzen und kann daher mit einem ebenen Schnitt durch das reziproke Gitter einer vermuteten (chemischen) Phase verglichen werden. Diese Darstellung muss aber deutlich von einem akquiriertem Elektronenbeugungsbild (vgl. nächster Abschnitt) unterschieden werden.

Bei der Anwendung von hochauflösenden Techniken wird in den Grenzbereich der TEM-Abbildung vorgestoßen. Zur Erzielung einer akzeptablen Qualität müssen daher unter Umständen zusätzliche Maßnahmen ergriffen werden:

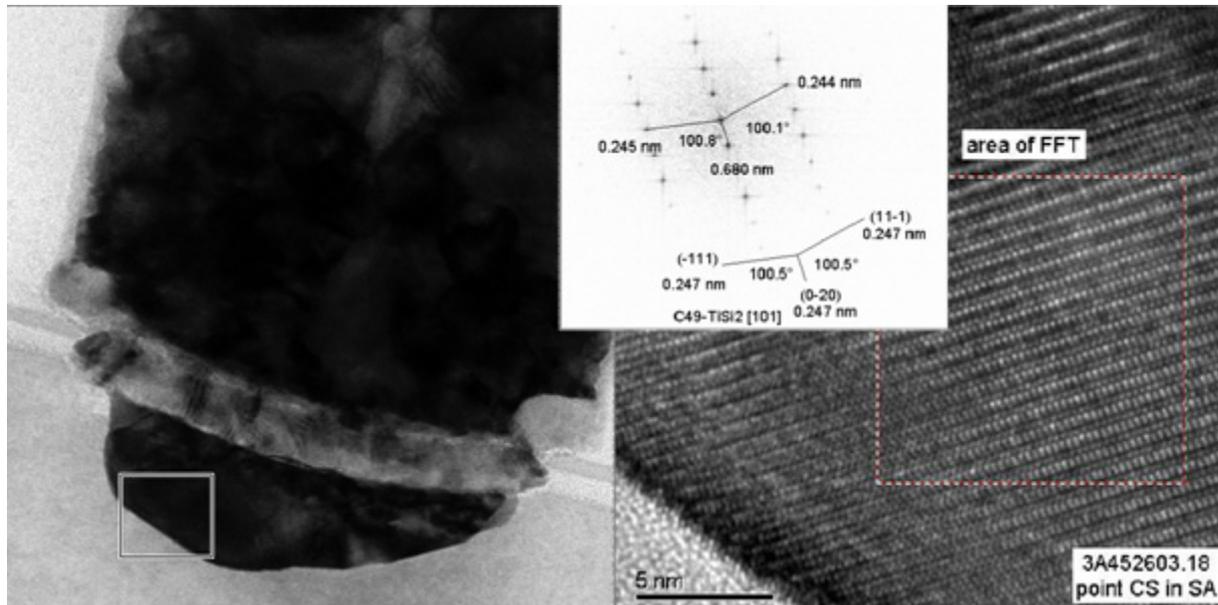


Abb. 4.14:

Unterer Bereich eines Wolframkontaktes auf einem Source-/Drain-Gebiet mit Diffusionsbarriere und darunter liegender TiSi_2 -Schicht (links). TiSi_2 kann sich in Abhängigkeit von den Prozessparametern in unterschiedlichen Phasen ausbilden [BEY85, MA95, GAM98, MAE93, COL96, ALE04]. Im vorliegenden Fall wurde mittels Hochauflösung (rechts) und Fouriertransformation (eingblendete Skizze) die instabile C49-Phase nachgewiesen.

- Bei Proben, die mittels Focused Ion Beam Technik präpariert wurden, sollte die Randamorphisierung [LEH00] reduziert werden, zum Beispiel durch die Anwendung einer geringeren Beschleunigungsspannung der Ga-Ionen in den finalen Präparationsschritten [BAR99], da diese Schichten auf beiden Seiten der Folie das Signal-Rausch-Verhältnis bei der Elektronentransmission verschlechtern.
- Da inelastische Streuvorgänge bei der Abbildung ebenfalls zu einem ungünstigeren Signal-Rausch-Verhältnis führen, sollten bei Verfügbarkeit von entsprechenden Filtern (siehe 3.3) nur elastisch gestreute Elektronen zum Bildaufbau zugelassen werden.
- Die optimale Einstellung aller Abbildungsparameter erfordert häufig einige Zeit. Es ist daher wichtig, dass keine zu starke Kontamination der Probe durch Kohlenwasserstoffverbindungen, die unter dem Elektronenstrahl zerstört werden und fest haftende Ablagerungen verursachen, auftritt. Dazu trägt sauberes Arbeiten während des gesamten Präparationsprozesses und ggf. eine Reinigung der fertigen Proben in einem Plasmacleaner bei [ISA99].
- Bei den für HRTEM genutzten Abbildungsmaßstäben machen sich bereits kleine Beträge von Probendrift sehr störend bemerkbar. Unter Umständen muss nach dem Einschleusen der Probe ein weitgehender Temperatúrausgleich in der Elektronensäule abgewartet werden. Neuere Systeme sorgen durch konstanten Wärmeeintrag und eine geringe Masse des beim Schleusen transferierten Teils (nicht der komplette Probenhalter) für höhere Stabilität des Systems [BUX09].

4.3 Rastertransmissionselektronenmikroskopie

Eine Alternative zur TEM-Abbildung ist die Arbeit im Scanning Transmissionsmode (STEM). Dabei wird der Elektronenstrahl mit dem Kondensorsystem auf einen Spot in der Probenebene fokussiert und der abzubildende Probenbereich wie im SEM abgerastert [PEN11]. Das Bildsignal liefert ein unterhalb der Probe positionierter Detektor, der als Hellfeld oder Dunkelfelddetektor installiert sein kann. Insbesondere die High Angle Annular Dark Field Detektoren (HAADF), die auch bei großen Streuwinkeln noch gut auswertbare Intensitäten liefern, haben den Einsatz von STEM-Techniken sehr belebt. Unterhalb der Probe wird ein Strahlengang analog der Anwendung von Elektronenbeugungstechniken (siehe 4.4) realisiert. Durch die Einstellung unterschiedlicher virtueller Kameralängen kann ein unterschiedliches Kontrastverhalten erzielt werden. Entscheidend ist der Winkelbereich β , aus dem die gestreuten Elektronen auf den Detektor gelangen (vgl. Gleichung 4.2). Für Details steht auch hier ein umfangreiches Schrifttum zur Verfügung [z.B. WIL09, VAR05]. Die Abbildung im STEM-mode beinhaltet eine Reihe von interessanten Aspekten, die den Informationsgehalt von TEM-Untersuchungen bereichern können:

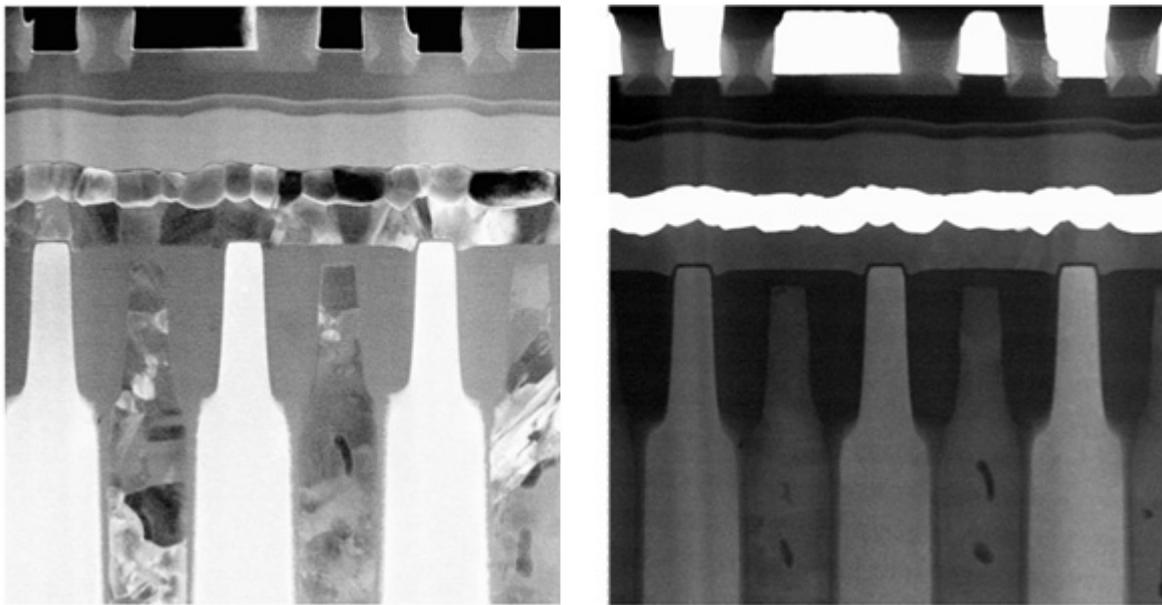
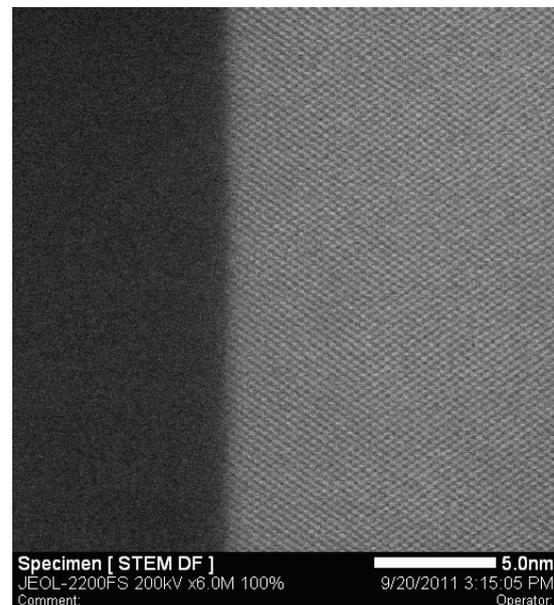


Abb. 4.15:

STEM-Aufnahmen einer Halbleiterstruktur (Dunkelfeld) mit großer (links) und kleiner (rechts) Kameralänge. Bei großer Kameralänge werden abgebeugte Strahlen, die der Braggschen Beugungsbedingung unterliegen, auf den Detektor geleitet und nehmen am Bildaufbau teil. Das Ergebnis ist eine Abbildung, die alle Effekte des Beugungskontrastes beinhaltet. Bei kleiner Kameralänge werden nur Elektronen registriert, die soweit gebeugt wurden, dass der Beugungskontrast keine Bedeutung mehr hat. Es entsteht daher ein reiner Ordnungszahlkontrast. Gut erkennbar ist das am Wegfall des Kontrastes zwischen den unterschiedlich orientierten Körnern des polykristallinen Silizium und der stattdessen guten Erkennbarkeit von Hohlräumen (schwarz) in diesem Material

- Bei der Dunkelfeldabbildung kann durch die Wahl einer kleinen Kameralänge verhindert werden, dass Elektronen, die in kristallinen Bereichen nach den Prinzipien des Bragg'schen Gesetzes gebeugt werden, am Bildaufbau teilnehmen [HAI89]. Damit ist ein reiner Ordnungszahlkontrast realisierbar. Unterschiedliche Kontrastursachen können daher besser voneinander separiert werden als im TEM-Mode (Abb. 4.15).
- Die Bildvergrößerung wird nicht durch die Erregung von elektromagnetischen Linsen, sondern durch das Verhältnis zwischen Projektionsfläche auf dem Display und abgerasterter Fläche auf dem Objekt bestimmt. Zur Erzielung hoher Abbildungsmaßstäbe wird daher nur eine sehr kleine Fläche abgerastert. Voraussetzung ist ein sehr kleiner Durchmesser der Elektronensonde des Strahles ($< 1\text{nm}$) ohne Vorzugsrichtungen, d.h. frei von Astigmatismus. Die Verbesserung der Ortsauflösung erfolgt durch die Anwendung von C_s -korrigierten Kondensorsystemen mit Sondendurchmessern $< 0,1\text{nm}$ [KRI99, HAI00].
- Mit entsprechenden Systemen kann dann auch Hochauflösung im STEM-Betrieb erzielt werden [SHI03] (Abb. 4.16). Zum Verständnis der Kontrasterscheinungen wird auf den Ansatz der Gleichungen 4.1 bis 4.3 zurückgegriffen. An die Stelle des totalen Streuquerschnittes Q des Materials tritt dann der Streuquerschnitt der vom fein fokussierten Elektronenstrahl transmittierten Säule. Da die Dimensionen dieser Säule kleiner sind als eine Atomsäule wird über das Streuvermögen der Potentialverteilung der Atomkerne entlang des Pfades der Elektronen integriert. Bei hinreichend exakter Ausrichtung der Probe in einer kristallographisch ausgezeichneten Richtung erfolgt also beim Abrastern eine Projektion der Potentiale in dieser Richtung.

Abb. 4.16:
Hochauflösende STEM-Dunkelfeld-
Abbildung einer Phasengrenze von Silizium in (110)-Richtung (rechts) und amorphem Siliziumoxid



- Die Effekte der Delokalisierung durch Linsenfehler beeinträchtigen bei der HRSTEM-Abbildung weniger das Bild. Das rührt daher, dass Abrasterung der Probe und Bildaufbau sequentiell erfolgen. Das bedeutet, dass Aberrationen bei der Beleuchtung eines Pixels nicht die Intensität der benachbarten Pixel beeinträchtigen. Sie ist daher, im Gegensatz zur HRTEM (falls diese ohne C_s -Korrektur stattfinden sollte) für die richtige Charakterisierung von Phasengrenzen auf atomarer Ebene geeignet. [DIE03, FAL05]
- Da bei einem fein fokussierten Strahl die physikalischen Wechselwirkungen zwischen beschleunigten Elektronen und Probe auf einen Bereich reduziert sind, dessen laterale Ausdehnungen sich aus der Größe der Sonde ergibt, liegen auch weitere Informationen

über die untersuchten Objekte (angeregte Röntgenstrahlen, Energieverlust der transmittierten Elektronen) mit sehr hoher Ortsauflösung vor. Der STEM-Mode bietet daher sehr gute Voraussetzungen für gezielte elementanalytische Untersuchungen mit kombinierter Abbildung hoher Ortsauflösung. (Siehe auch Abschnitt 5)

4.4 Elektronenbeugung

Die Verfügbarkeit von strukturellen Informationen aus visualisierten Bereichen mittels Elektronenbeugung gehört zu den wichtigsten Vorteilen der Transmissionselektronenmikroskopie. Bei der TEM-Untersuchung von etablierten Halbleiterstrukturen sind in den meisten Fällen die beteiligten Phasen (im materialwissenschaftlichen Sinne) gut bekannt. Dies gilt nicht bei der Entwicklung neuer Konzepte und die Integration neuer Materialien in oft sehr frühen Entwicklungsstadien. Die Informationen aus dem Beugungsbild werden daher in erster Linie dazu genutzt, die Phasenzugehörigkeit der untersuchten Strukturelemente zu erkennen und mit Hilfe des Goniometers eine Orientierung einzustellen, die die Abbildung ermöglicht und optimiert. Wie schon erwähnt, ist es zur exakten Vermessung von Strukturelementen (Schichtdicken, Kantenbedeckungen o.ä.) erforderlich, die Strukturen exakt parallel zur Einstrahlrichtung zu orientieren, wobei die Elektronenbeugung am benachbarten Einkristall des Substrates ein wertvolles Hilfsmittel darstellt.

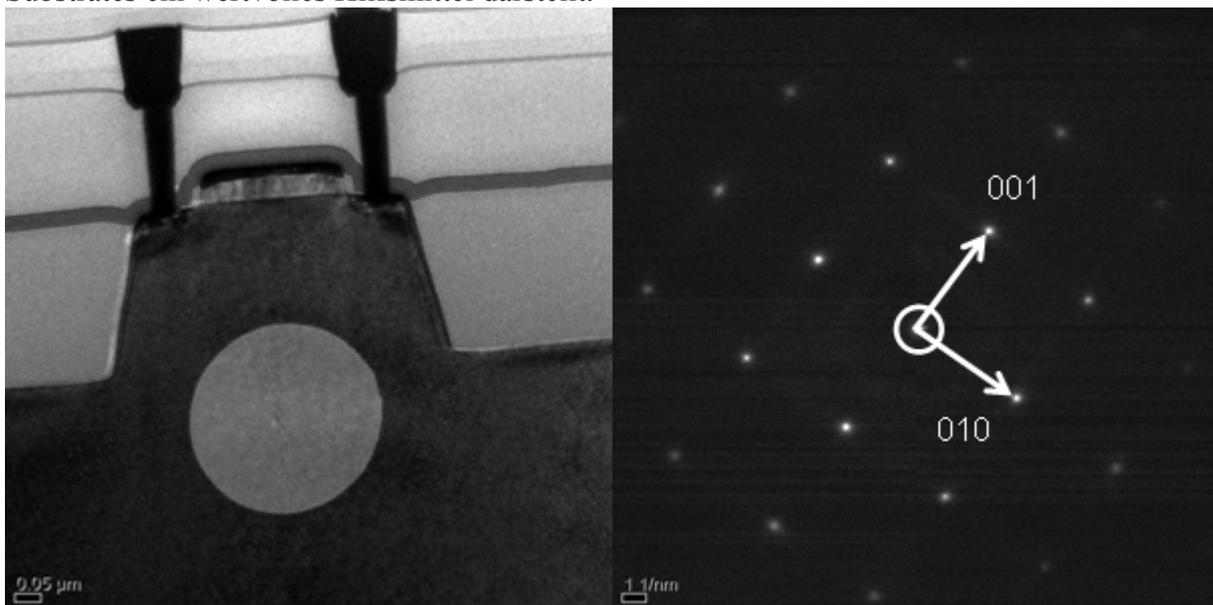


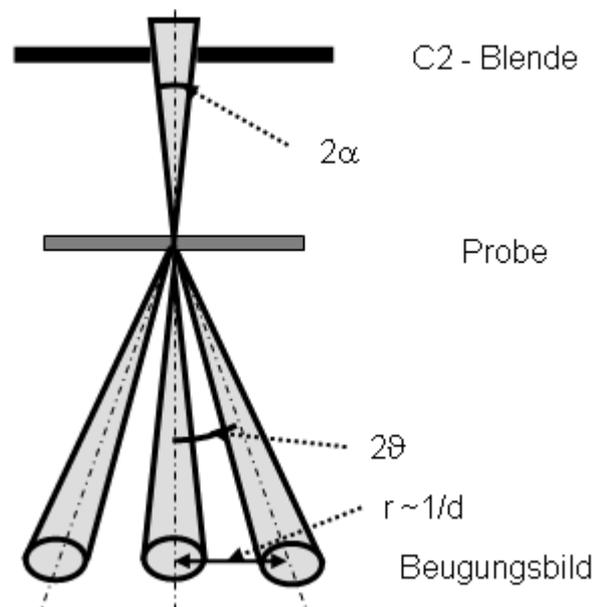
Abb. 4.17

Elektronenbeugung mit paralleler Strahlführung (Selected Area Diffraction - SAD): Links ist durch eine Bildmontage der Bereich unterhalb einer Transistorstruktur gekennzeichnet, der durch die Bereichsblende für die Herstellung des Beugungsbildes ausgewählt wurde. Rechts ist das zugehörige Beugungsbild von Silizium in $[100]$ -Orientierung mit den Hauptachsen gezeigt.

Zur Anwendung von Beugungsuntersuchungen sind zwei experimentelle Anordnungen möglich [EDI75]. Zum einen kann die Probe parallel beleuchtet werden und mit Hilfe einer Bereichsblende die für das Beugungsbild vorgesehenen Objektdetails selektiert werden (Selected Area Diffraction Pattern - SADP, Abb. 4.17). Diese Vorgehensweise stößt bei Halbleiterstrukturen schnell an ihre Grenzen. Es stehen kaum Bereichsblenden für die selektive Beleuchtung von Details im Nanometerbereich zur Verfügung. Deren Anwendung würde zu einer erheblichen Reduzierung der Intensität führen. Weiterhin ist die genaue Orientierungs-

einstellung auf der Basis der Symmetrie der Beugungspots unsicher, weil die Beurteilung auf der Basis der Reflexintensität erfolgen muss.

Abb. 4.18
Prinzip der konvergenten Elektronenbeugung
(nach [VOE97a])



Es empfiehlt sich daher, die Technik der konvergenten Beleuchtung (Convergent Beam Electron Diffraction - CBED, Abb. 4.18) zu wählen. Die Information im Beugungsbild kommt dann aus einem nur wenige nm großem Bereich der Probe. Das führt, neben einer präziseren Ortsauswahl, dazu, dass auch die Intensität der angeregten inkohärenten Strahlung, die dann in einem sehr viel kleinerem Ort entsteht, zu sehr viel intensiveren Effekten führt. Wegen der kleineren Ausdehnung ihres Entstehungsortes sind deren Beugungserscheinungen (Kikuchi-Pattern) sehr gut fokussierbar. Im Beugungsbild sind dann diese Kikuchilini mit den nunmehr scheibchenförmigen Beugungssspots überlagert. Die innere Struktur der entstehenden Beugungsscheibchen erlaubt eine sehr gute Beurteilung der lokalen Kristallorientierung und die erzielbare Genauigkeit ist im Wesentlichen nur noch von der reproduzierbaren Genauigkeit der Goniometerbewegung abhängig.

Zur exakten Einstellung der Substratorientierung sind die als Fingerprints bekannten Strukturen im Beugungsscheibchen des Primärstrahles in [110]- oder [100]-Orientierung gut geeignet. Sie enthalten zusätzliche Informationen über die lokale Dicke der Probe (Abb. 4.19).

Bei der Abbildung von Gitterdefekten (Versetzungen, Stapelfehler) ist es hingegen notwendig, einen Zweistrahlfall oder (für Dunkelfeldabbildungen) Weak-Beam-Bedingungen anzuregen. Dazu wird die Orientierung im Pol verlassen und in Richtung einer Netzebenen-spur gekippt, wobei, speziell bei H-Bar Proben die geometrischen Verhältnisse oft den möglichen Kippwinkel auf wenige Grad begrenzen. Die genaue Einstellung des Abweichungsvektors erfolgt dann senkrecht zur Richtung der benutzten Netzebenen-spur, wobei mit der Nutzung der Strahlkipfung (Dark Field Tilt) in der Regel eine bessere Präzision erreicht werden kann.

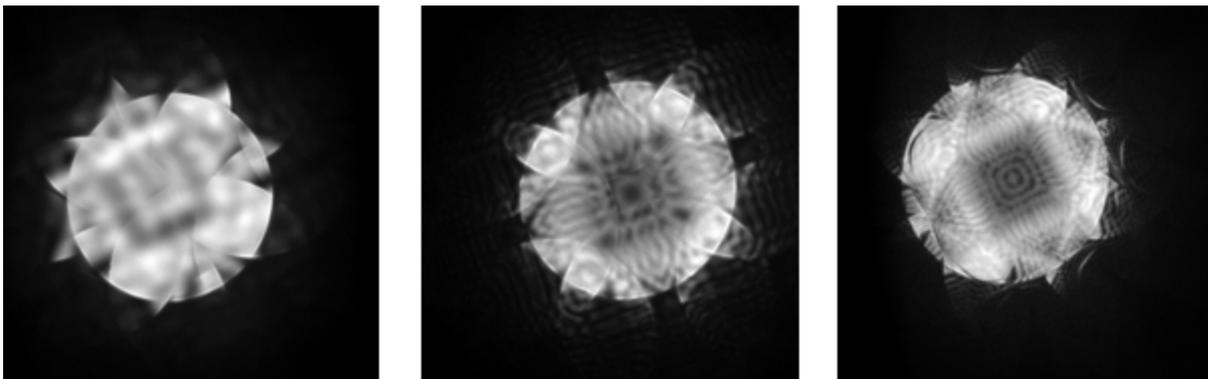


Abb. 4.19

Zentrales Beugungsscheibchen mit dem Fingerprint für Silizium in [100]-Richtung (vierzählige Symmetrie) bei unterschiedlicher Dicke der TEM-Probe. Die Dicke steigt von links nach rechts an. Die Orientierung ist exakt, wenn sich die Beugungsfigur in der Mitte des Spots, dessen Durchmesser von der C2-Blende bestimmt wird, befindet. Die Präzision des Goniometers setzt der exakten Einstellung apparative Grenzen (linkes Bild).

In ausgewählten Fällen tragen Beugungsinformationen auch direkt zur Klärung von fehleranalytischen oder prozesstechnischen Fragestellungen bei. So kann bei der Abbildung von Gitterfehlern in epitaktisch gewachsenen Bereichen das Auftreten von Doppelbeugungsspots die Existenz von Zwillingen direkt nachweisen (Abb. 4.20).

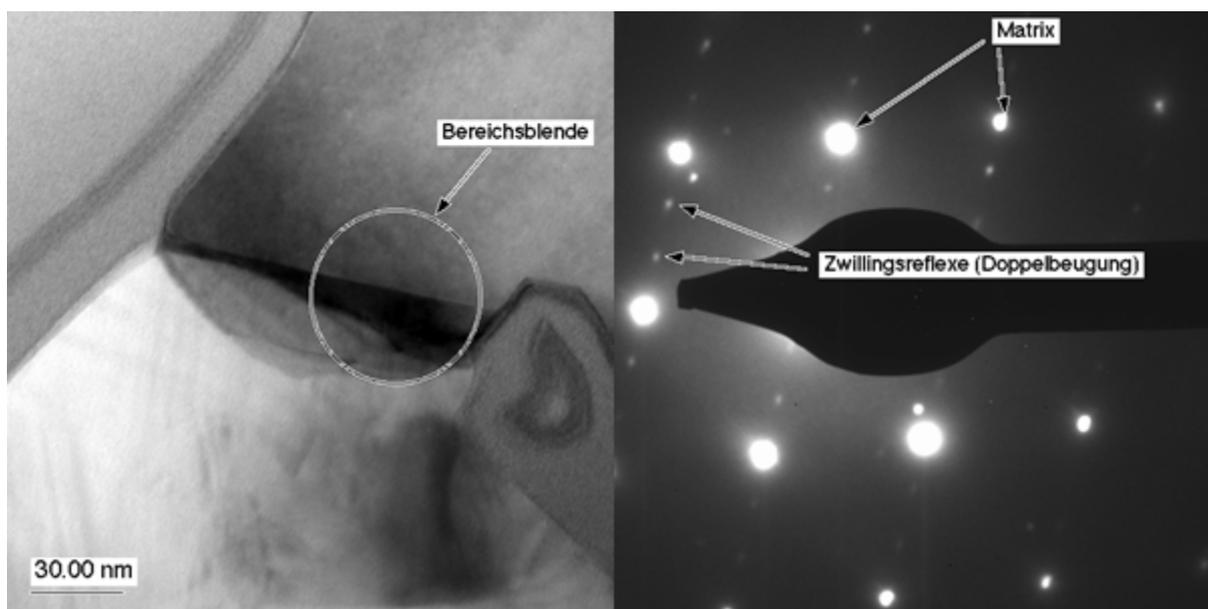


Abb. 4.20

Zwillingsbildung an einem epitaktisch am Substrat angewachsenem Bereich („Buried strap“ - vergrabene Verbindung zwischen Auswahltransistor und Kondensator): Links Abbildung mit Kennzeichnung des Bereiches, der zur Akquisition des Beugungsbildes benutzt wurde. Der Bereich ist die Verbindung zwischen einkristallinem Si-Substrat (oben) und polykristallinem Silizium, welches den Kondensator füllt (unten). Rechts ist das zugehörige Beugungsbild mit Zwillingsreflexen (vgl. [EDI75]).

Die Nutzung neuer Materialien in der Halbleiterindustrie, z.B. als Dielektrika und Silizide erfordert eine genaue Einstellung der entstehenden Phasen mit Hilfe der Prozessparameter. Mit geeigneten Präparationstechniken, im gezeigten Beispiel oberflächenparallele Präparationen in Zellenfeldern von Stackkondensatoren (vgl. Abb. 4.3), gelingt es, diese Materialien in

hinreichender Dichte in einer mehrere μm großen TEM-Probe abzubilden (Abb. 4.21). Ein Vielkristallbeugungsdiagramm kann nun z.B. über den amorphen oder kristallinen Charakter der fraglichen Schicht Auskunft geben. Für eine genaue Auswertung stehen geeignete Werkzeuge als Freeware zur Verfügung [MIT08]. Bei der Kalibrierung der Beugungsaufnahmen muss sehr genau gearbeitet werden, insbesondere dann, wenn kein innerer Standard, wie z.B. einkristallines Silizium, zur Verfügung steht.

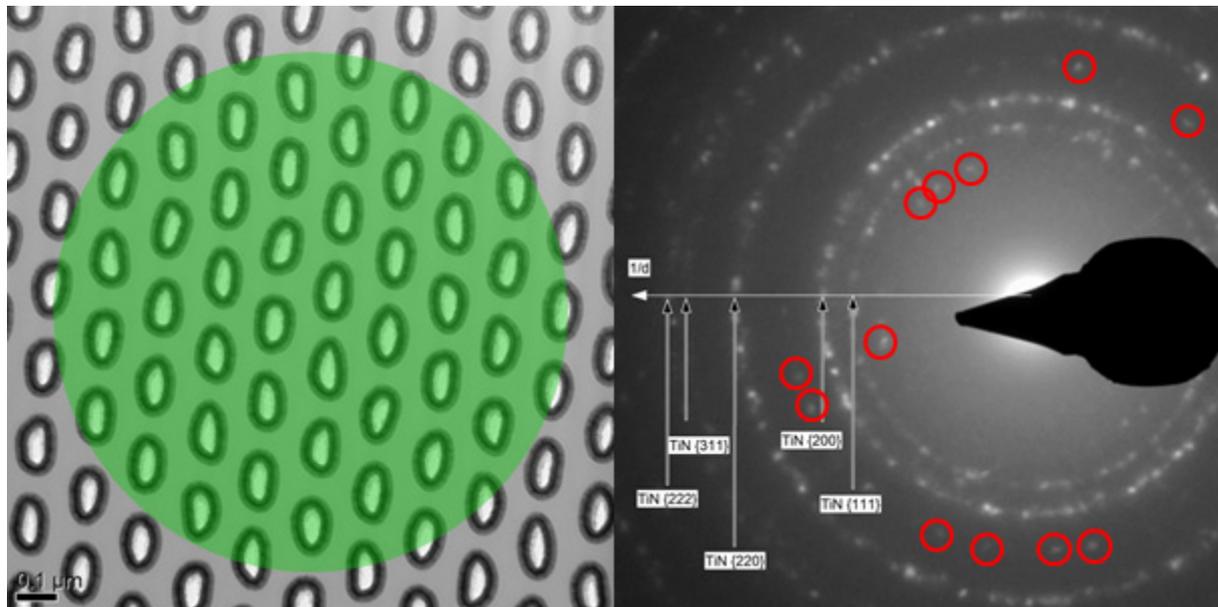


Abb. 4.21

Oberflächenparallele Abbildung von Stackkondensatoren in MIM- (metal - insulator - metal) Bauweise (links): Die metallischen Elektroden bestehen aus Titanitrid und das Dielektrikum aus Zirkonoxid, dessen Kristallisationsgrad Gegenstand der Untersuchung war. Aus dem grün markiertem Bereich wurde ein Beugungsbild aufgenommen. Nach Indizierung der TiN-Beugungsringe blieben zusätzliche Reflexe übrig (rot markiert), die auf eine teilweise Kristallisation des ZrO₂ schließen lassen.

Bei der Abscheidung von Übergangsmetallen wie Titan oder Cobalt auf Silizium wird in vielen Fällen die lokale Bildung entsprechender Silizide angestrebt, von denen häufig mehrere, nur teilweise stabile Phasen existieren, deren Bildung durch die Prozessparameter eingestellt wird. Die Kontrolle dieser Phasenbildung an ausgewählten Geometrien, zum Beispiel unter einem Kontakt, gehört zu den häufigen Fragestellungen für die TEM in der Halbleiterindustrie. Bei fortgeschrittenen Technologien mit kleinen Strukturbreiten gelingt es nicht in jedem Falle, gut auswertbare Beugungsbilder von den sehr kleinen Bereichen zu akquirieren. Eine Alternative ist dann die Aufnahme eines HRTEM-Bildes und die Auswertung der Gitterperiodizität. Dabei ist die Auswertung mittels Fast-Fourier-Transformation eine mathematische Hilfe (vgl. Abb. 4.14), da eine effektive Mittelung der interessierenden Netzebenenabstände und Winkelbeziehungen über den interessierenden Bereich erfolgt. Dies führt in der Regel zur erfolgreichen Phasenidentifizierung, muss allerdings deutlich vom direkt akquiriertem Beugungsbild unterschieden werden (siehe oben).

5. Elementanalytische Untersuchungen

Beim Auftreffen beschleunigter Elektronen auf kondensierte Materie ergibt sich eine Reihe von inelastischen Wechselwirkungen. Sie sind qualitativ und quantitativ ausführlich beschrieben [z.B. MES10, BRU77, BRU80, HUN95] und liefern Informationen über Elementzusammensetzung und chemisches Bindungsverhalten. In der Transmissionselektronenmikroskopie werden als Ergänzungen zur Abbildung vorrangig zwei physikalische Effekte ausgenutzt [SHI02, SIG05]:

- Die Elektronen des Primärstrahles regen Röntgenstrahlung mit einer elementabhängig wohldefinierten Wellenlänge an [THO09], die durch geeignete Detektoren registriert und hinsichtlich ihrer Energie analysiert werden kann (Energiedispersive Röntgenspektroskopie - EDX)
- Elektronen, die einer inelastischen Wechselwirkung mit dem Probenmaterial unterzogen waren, verlieren einen Betrag ihrer kinetischen Energie. Sie werden daher in einem Magnetfeld in Abhängigkeit vom Energieverlust unterschiedliche Bahnen beschreiben. Eine geeignete Anordnung des Magnetfeldes in Kombination mit elektronenoptischen Bauelementen (elektromagnetischen und elektrostatischen Linsen) erlaubt es daher, diesen Energieverlust zu messen und auf die Art der erfolgten Wechselwirkung und damit auf bestimmte Eigenschaften des Probenmaterials zu schließen (Elektronenenergieverlustanalyse - EELS) [BRY01, EGE11].

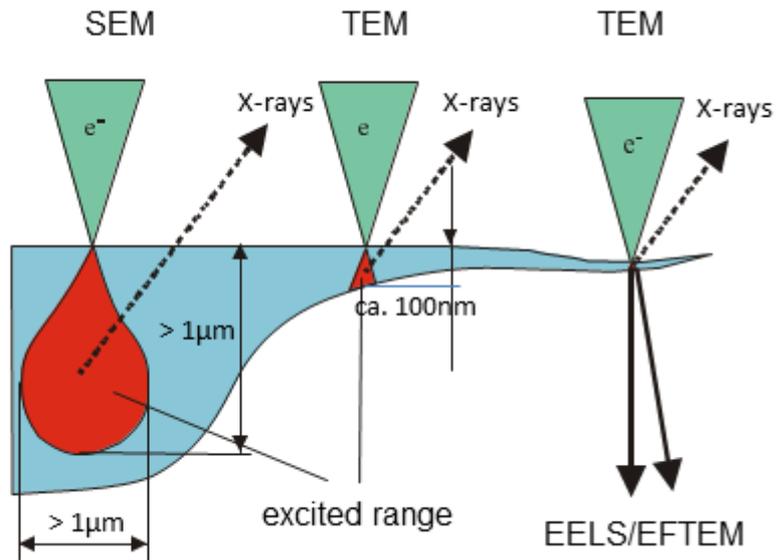
5.1 Energiedispersive Röntgenanalyse im TEM

Für den Nachweis von Röntgenstrahlung zum Zweck der chemischen Analyse von Probenmaterial, welches mit fokussierten Elektronenstrahlen angeregt wurde, sind verschiedene technische Lösungen etabliert. Während die wellenlängendispersive Spektroskopie (WDX) und die Microcalorimetrie [SIM02] nur als Zusatz an Rasterelektronenmikroskopen etabliert sind, hat sich der Einsatz energiedispersiver Detektoren (EDX) auch als Zusatzgerät am TEM durchgesetzt. Neben prinzipiell gleichem Aufbau und Arbeitsweise ergeben sich bei der Anwendung von EDX-Systemen in SEM und TEM erhebliche Unterschiede:

- a) Bedingt durch die Probengeometrie einer dünnen Folie ist das angeregte Volumen im TEM um 2 bis 3 Größenordnungen kleiner und führt damit zu einer Ortsauflösung in der Größenordnung des Sondendurchmessers [WIL92] (Abb. 5.1)
- b) Durch das geringere angeregte Volumen ist die Gesamtintensität, insbesondere an sehr dünnen Probenstellen häufig niedrig. Um zu einer hinreichenden Zählstatistik in den einzelnen Peak zu gelangen, ist daher häufig eine relativ lange Zählzeit notwendig. Neuere Entwicklungen in der analytischen Transmissionselektronenmikroskopie konzentrieren sich aus diesem Grunde auf eine Erhöhung des effektiven Raumwinkels, aus dem die entstehenden Röntgenquanten gezählt werden [SCL10].
- c) Da die Elektronen auf ihrem kurzen Weg durch die Probe nur wenigen Ablenkungseffekten unterliegen, ist der Anteil der Bremsstrahlung und damit des Untergrundes im Spektrum gering. In den meisten Fällen ist daher die Modellierung und der Abzug der Untergrundintensität wenig problematisch.

Abb. 5.1:

Angeregte Bereiche bei der energiedispersiven Röntgenspektroskopie im Rasterelektronenmikroskop (links - SEM) und im Transmissionselektronenmikroskop (Mitte). Zum Vergleich ist die prinzipielle Anordnung bei den Techniken für die Elektronenenergieverlustspektroskopie mit skizziert (rechts).



- d) Da im TEM Beschleunigungsspannungen im 3-stelligen kV-Bereich angewandt werden (Typisch für TEMs, die in den analytischen Abteilungen der Halbleiterindustrie eingesetzt werden, sind 200kV Beschleunigungsspannung), sind üblicherweise alle Röntgenlinien angeregt. Das ist im Rasterelektronenmikroskop bei Beschleunigungsspannungen zwischen 1 und 30 kV nicht a priori gegeben. Überlegungen hinsichtlich der Wahl einer bestimmten Beschleunigungsspannung als Kompromiss zwischen Informationstiefe und hinreichender Anregung einer bestimmten Linie entfallen daher bei der Arbeit am TEM.
- e) Ebenso wie der Weg der Elektronen ist auch der Weg der emittierten Röntgenquanten durch das umgebende Probenmaterial sehr kurz. Damit sind aufwändige Korrekturverfahren (ZAF-Korrektur [BRU77]) in der Regel nicht erforderlich. Für quantitative Untersuchungen gelangt das Modell der dünnen Folie zur Anwendung [ABA06], bei dem die Nettointensitäten der einzelnen Linien I_A und I_B nach

$$\frac{C_A}{C_B} = k_{AB} \frac{I_A}{I_B} \quad (5.1)$$

mit tabellierten Faktoren k_{AB} , den sogenannten Cliff-Lorimerfaktoren [CLI75], verknüpft werden, um zu Konzentrationsaussagen C_A und C_B zu gelangen. Diese können entweder experimentell ermittelt [LON99] oder nach einem theoretischen Modell berechnet werden [ZAL89].

- f) Beim Vorliegen von organischen Verunreinigungen an Probenmaterial, Probenhalter und/oder Analysegerät bilden sich unter dem Einfluß beschleunigter Elektronen sogenannte Kontaminationsspots [HRE79]. Da diese im Verhältnis zur Probendicke recht erhebliche Ausmaße erreichen können (vgl. Abb. 3.9), kann die Verfälschung des Messergebnisses und die Aufweitung des Strahles, verbunden mit einem Verlust der Ortsauflösung, die Messung stark beeinträchtigen.

Die laterale Ausdehnung des angeregten Bereiches bei Punktanalysen (1...3nm) ist über eine Größenordnung kleiner als die üblichen Foliendicken von 50 bis 100 nm. Daher muss

die Orientierung der Probe (siehe Abschnitt 4) exakt eingehalten werden, um den richtigen Bereich zu analysieren (Abb. 5.2). An die Kombination TEM-EDX ergeht die konstruktive Forderung, eine hinreichende Intensitätsausbeute auch ohne eine Kippung der Probe in Richtung des Detektors zu gewährleisten.

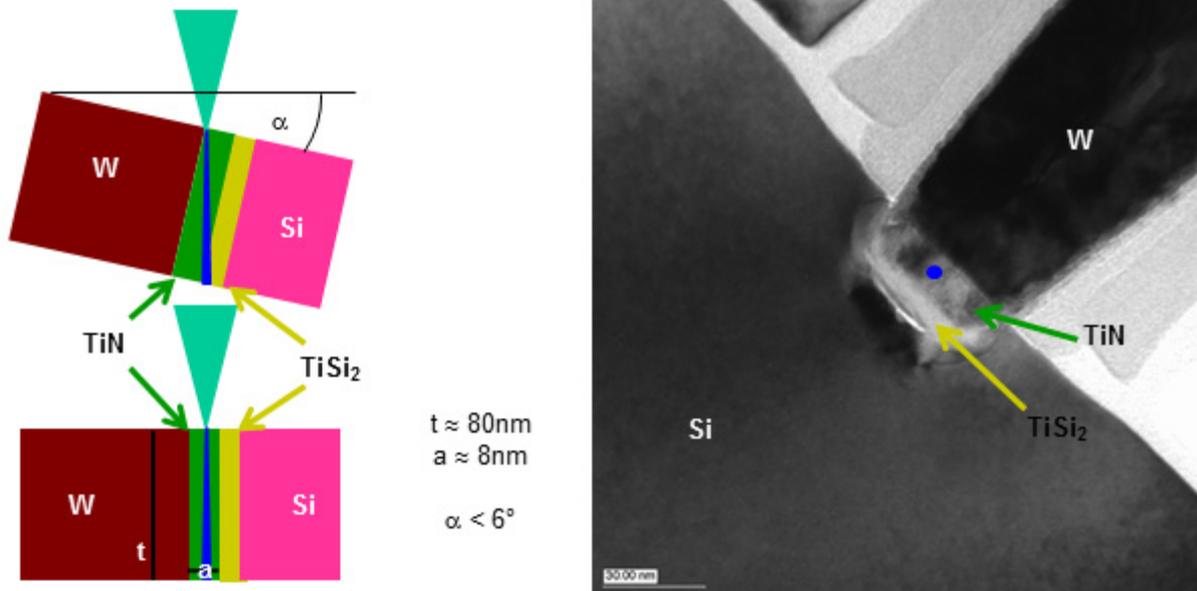
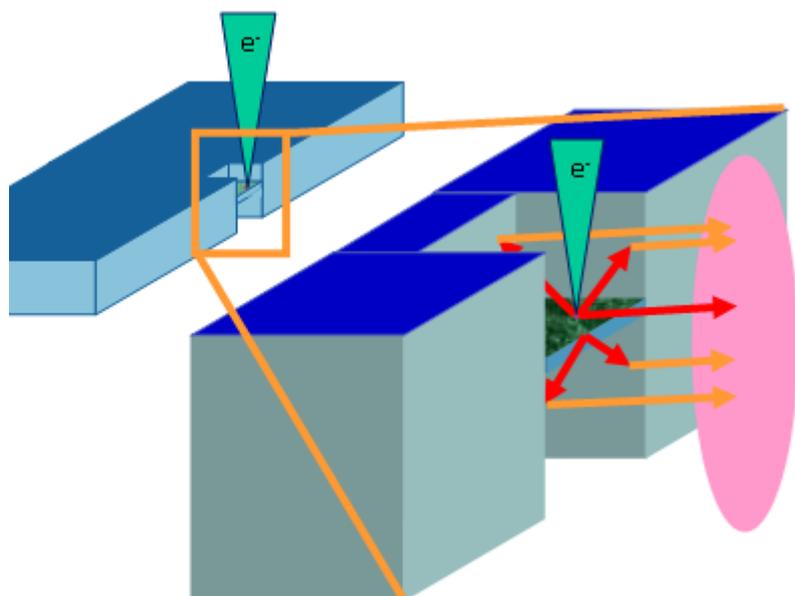


Abb. 5.2:

Skizze zur Notwendigkeit der genauen Orientierungseinstellung bei der EDX-Analyse an TEM-Proben aus Halbleiterstrukturen: Wenn die Diffusionsbarriere unterhalb des Kontaktes (rechts) analysiert werden soll, wird bereits bei einer Verkippung von weniger als 6° entweder das Kontaktmaterial oder die darunterliegende TiSi₂-Schicht mit angeregt (Skizzen links: oben - fehlerhafte Messung, unten - richtig)

Abb. 5.3:

Überlagerung der direkten Anregung von Röntgenstrahlen (rot) und der sekundären Anregung (blau) an der Probengeometrie einer H-Bar-Probe. Am Detektor (pink) werden beide Signale gezählt und überlagert. Die Seitenwände der H-Bar-Probe bestehen zum überwiegenden Teil aus Silizium (Substrat), was zu einer Verschiebung der Intensitätsverhältnisse führt.



Speziell bei Proben, die nach der H-Bar-Methode präpariert wurden, führt die Strahlführung durch einen relativ engen Kanal zu erheblicher Sekundäranregung durch das umgebende Material, welches in den meisten Fällen Si-Substratmaterial ist. (Abb. 5.3). Da die so angeregte Si-Strahlung dem Ausgangssignal überlagert ist, muss dieser Einfluss bei der Interpretation der Messung und ganz besonders bei quantitativen Analysen berücksichtigt werden. Ein weiterer Effekt ist die Abschattung der angeregten Röntgenstrahlung auf dem Weg zum Detektor. Dieser Einfluss kann durch eine geeignete Lage der Probe relativ zum Detektor verringert werden. Allgemein sind aber Proben, die mit Broad-Ion-Milling Verfahren präpariert wurden und Lift-Out-Proben, insbesondere In-situ Lift-Out-Proben, die ohne die tragende Kohlenstoffolie auskommen, für Untersuchungen mittels EDX im TEM, insbesondere bei angestrebter Quantifizierung besser geeignet [JAN05].

Ein Nachteil der energiedispersiven Röntgenanalyse ist die begrenzte Energieauflösung von üblichen Si(Li)-Detektoren von etwa 140 eV bei 5,9 keV (Mn-K α). Das führt zu zahlreichen Linienüberlagerungen, von denen auch die Elemente und Verbindungen, die bei der Herstellung von Halbleiterbauelementen hauptsächlich Anwendung finden, nicht ausgenommen sind (Tabelle 3). Es zeigt sich, dass z.B. bei den Verbindungen WSi₂ und TiN, die in Halbleiterstrukturen eine breite Anwendung finden, für jeweils ein Element (Si bzw. N) keine separate Linie existiert, so dass eine elementanalytische Charakterisierung allein mit einer EDX-Analyse schwierig ist. Unter Umständen, d.h. wenn weitere Fehlerquellen (z.B. Sekundäranregung) ausgeschlossen werden können, ist die Software des EDX-Systems mittels Peakentfaltung dennoch in der Lage, eine Aussage über das analysierte Material zu treffen (Abb. 5.4). In anderen Fällen empfiehlt es sich, andere Methoden (EELS, Elektronenbeugung) zur Ergänzung der Informationen über das vorliegende Objekt heranzuziehen. Insbesondere bei einigen neueren Dielektrika wie HfO₂, die auch als Mischoxide ((HfSi)O₂) mit hohen amorphen Anteilen zum Einsatz kommen, bleibt die Charakterisierung der chemischen Konstitution im TEM häufig unvollständig.

| Energie / keV | Linien | Konflikt | Lösung |
|---------------|-------------|------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------|
| 0,4 ... 0,45 | Ti-L / N-K | Unterscheidung Ti und TiN | EELS/EFTEM |
| 1,7 | Si-K / W-M | Konzentrationsbestimmung in WSi ₂ | Peakentfaltung (Abb. 3.28) |
| 1,6 ... 1,7 | Si-K / Hf-M | Siliziumanteil in Mischphasen von high-k Dielektrika | Intensitätsvergleich mit Hf-L Peaks (bei Alleinstellung) |
| 1,7 | Si-K / Ta-M | Charakterisierung der Diffusionsbarriere von Cu-Metallisierungen | Intensitätsvergleich mit Ta-L Peaks (bei Alleinstellung) |

Tabelle 3:

Elementkombinationen aus dem Materialportfolio, das in der Halbleiterindustrie zur Anwendung kommt und deren analytische Charakterisierung mittels EDX problematisch ist.

Abb. 5.4:
Peakentfaltung eines EDX-Spektrums von WSi_2 : Nach der mathematischen Entfaltung auf der Basis der theoretischen Linienlagen wurden 68 at% Si und 32 at% W ermittelt, was nahe an der erwarteten Zusammensetzung der Verbindung liegt.

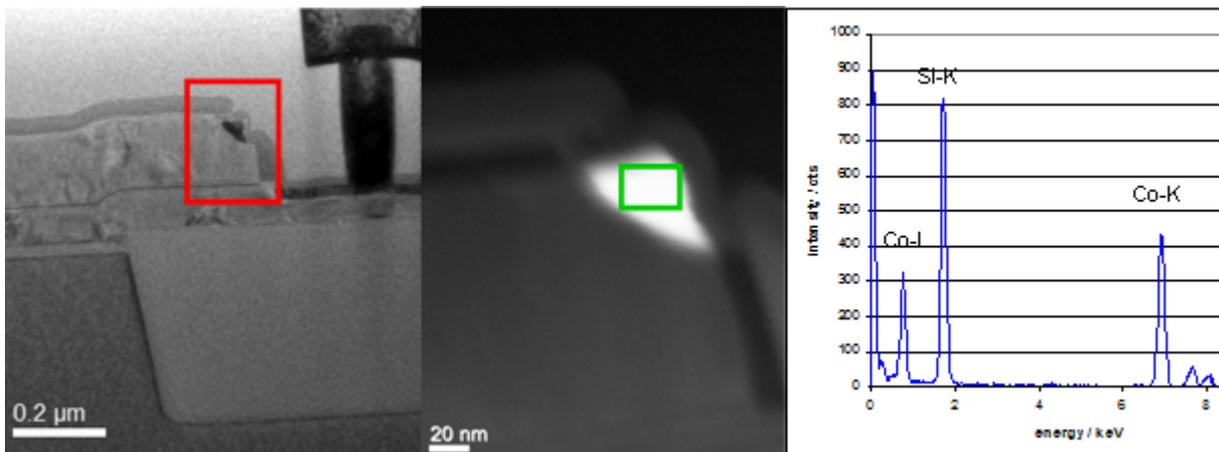
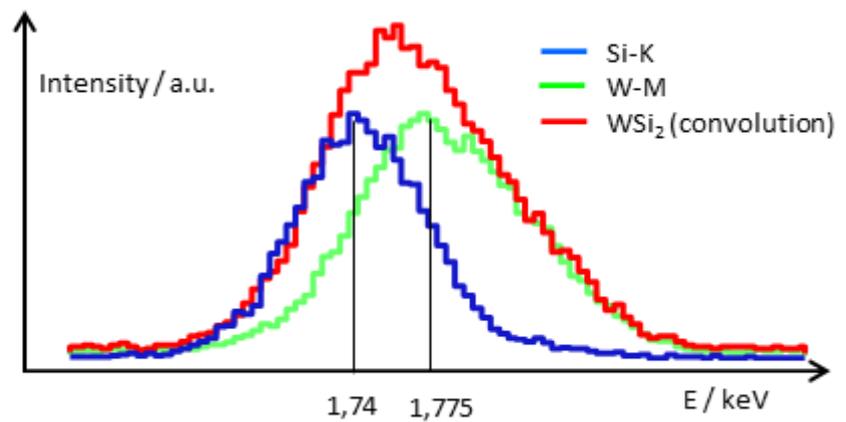


Abb. 5.5:
Integrierende Elementanalyse an einer Hilfsstruktur eines nichtflüchtigen Speichers: In der Übersichtsaufnahme (links, TEM-Hellfeld) ist der interessierende Bereich markiert und in der Detailaufnahme (Mitte, STEM-HAADF) ist der Bereich markiert, der während der Akquisitionszeit (300s) des Spektrums (rechts) kontinuierlich abgescannt wird und aus einem Korn aus homogenem Material (CoSi_2) besteht. Es handelt sich um die obere Ecke eines aus polykristallinem Silizium bestehenden Kontrollgates, dessen auffälliger Kontrast eine nähere Untersuchung veranlasste.

Bei der praktischen Durchführung von EDX-Analysen im TEM empfiehlt sich die Nutzung des STEM-Mode, da sich dabei die Ortsauflösung besser mit der Definition des zu analysierenden Objektes kombinieren läßt. Hier steht bei modernen Systemen steht eine große Palette von Werkzeugen zur Strahlsteuerung mit verschiedenen Hilfsmitteln, z.B. zur Driftkorrektur, zur Verfügung. Abhängig vom Ziel der Untersuchung werden dann Spektren einzelner Objekte, Konzentrationsverläufe entlang einer Linie und Elementverteilungen über bestimmte Bereiche ("mapping") akquiriert.

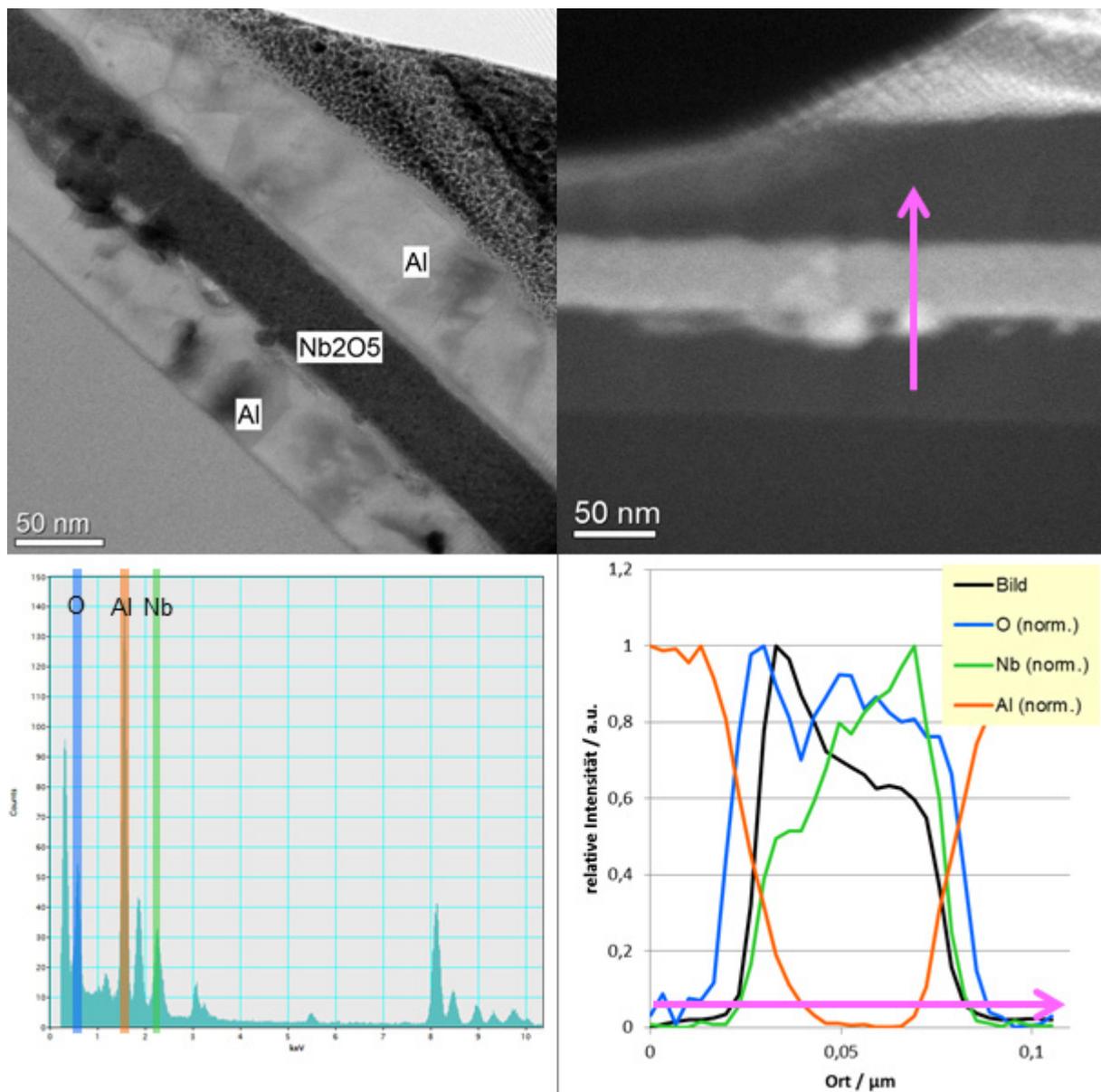


Abb. 5.6:

Elementkonzentration als Funktion des Ortes (Linienanalyse): TEM-Hellfeldbild (oben links) eines Schichtstapels aus Nb_2O_5 (Potentielles Material für neue Informationsspeicher) zwischen Al_2O_3 -Elektroden; STEM-HAADF Bild mit Markierung der analysierten Linie (oben rechts); EDX-Summenspektrum der analysierten Linie (unten links) mit Markierung der Energiefenster für die betrachteten Elemente; Extrahierter Lineplot der relativen Intensitäten der ausgewerteten Elemente (unten rechts) mit zusätzlicher Auftragung des gemessenen Grauwertes.

Die Analyse einzelner Objekte kann klassisch als Punktanalyse durchgeführt werden. Da sich die geometrischen Verhältnisse in der TEM-Probe wegen der geringeren Anregung umgebenden Materials besonders gut zu quantitativen Analysen eignen, andererseits aber, speziell bei Spotgrößen im einstelligen Nanometerbereich häufig nur wenig Intensität angeregt wird, machen sich zur Erzielung einer hinreichenden Zählstatistik oft längere Messzeiten bis

zu mehreren Minuten erforderlich. Hier besteht die Gefahr, dass die Ergebnisse durch die Einwirkung des hochfokussierten Elektronenstrahles auf das Probenmaterial verfälscht werden. Das kann sowohl durch Kohlenstoffkontamination als auch durch das lokale Verdampfen infolge des hohen Energieeintrages geschehen. Es empfiehlt sich daher, bei hinreichender Größe der Objekte, während der Messung einen homogenen Bereich kontinuierlich abzuscanen, um den Energieeintrag besser zu verteilen und die Ableitung zu erleichtern. (Abb. 5.5).

Für die Analyse der Elementkonzentration als Funktion des Ortes, gleichwohl ob als 1-dimensionale (Linie) oder 2-dimensionale Verteilung (Fläche), wird für jedes zu analysierende Element ein Energiefenster im EDX-Spektrum definiert. Die gezählte Intensität in diesem Energiefenster während der Verweilzeit des Elektronenstrahles auf dem Pixel ("dwell-time") entlang der definierten Linie oder in der zu analysierenden Fläche ist dann ein Maß für die Konzentration des Elementes an diesem Ort (Abb. 5.6). Für quantitative Untersuchungen kommt dazu Gleichung 5.1 zur Anwendung.

5.2 Nutzung von Energieverlusten der Elektronen zur Materialcharakterisierung

5.2.1 Ansatz und technische Lösungen

Die Darlegungen in diesem Abschnitt beschränken sich auf prinzipielle Zusammenhänge und deren Anwendung an Fragestellungen aus der Halbleiterindustrie. In den Abschnitten 5.3 und 5.4 werden Arbeitstechniken behandelt, die auf der Grundlage der spezifischen Anforderungen dieses Industriezweiges weiterentwickelt wurden. Für detailliertere Darstellungen sei auch hier auf die Literatur [z.B. BRY01, EGE11, SHI01] verwiesen.

Zur Ermittlung des Energieverlustes, den die transmittierten Elektronen erlitten haben ist es notwendig, ihre Intensität nicht nur als Funktion des Ortes aufzuzeichnen, sondern auch die nach der Probenmission verbleibende Energie, charakterisiert durch ihre Geschwindigkeit \mathbf{v} , zu registrieren. Ausgenutzt wird dabei die Tatsache, dass die Ablenkung eines Teilchens mit der Ladung q in einem Magnetfeld mit der Induktion \mathbf{B} durch die Lorentzkraft \mathbf{F}_L

$$\vec{F}_L = -q(\vec{v} \times \vec{B}) \quad (5.2)$$

von dessen Geschwindigkeit \mathbf{v} bestimmt wird. Die Elektronen mit ihren Energieverlusten, die aus den unterschiedlichsten Wechselwirkungen mit dem Probenmaterial resultieren, werden also in einem homogenen, senkrecht zur Bewegungsrichtung angeordneten Magnetfeld in unterschiedlichem Maße aus ihrer Richtung abgelenkt. Aus der Richtungsänderung kann die Geschwindigkeit und damit der Energieverlust während der Transmission der Probe bestimmt werden.

Für die technische Umsetzung dieses Prinzips haben sich zwei konstruktive Lösungen durchgesetzt. Entweder nutzt man ein post-column Filter, bei dem ein ablenkendes Magnetfeld, kombiniert mit weiteren elektronenoptischen Bauelementen die Elektronen nach dem Durchlaufen der elektronenoptischen Säule im rechten Winkel ablenkt und auf eine dahinter angebrachte CCD-Kamera lenkt [KRI87, KRI89, GUB95, KRI92](Abb. 5.7). Das Energiefilter wird bei Bedarf hinter der sonst genutzten Abbildungsebene in Betrieb genommen. Die

sich ergebende, relative hohe Nachvergrößerung von Bild oder Beugungsbild wird üblicherweise durch eine Änderung der Linsenströme, die in der Software hinterlegt ist, teilweise ausgeglichen. Eine andere Möglichkeit zur Energiefilterung besteht in der Integration eines sogenannten Omega-Filters in der elektronenoptischen Säule, der aus vier ablenkenden Magneten besteht und den Elektronenstrahl nach einem Bogen in Form des griechischen Buchstaben Omega wieder zurück in die optische Achse bringt (Abb. 5.8). Hier sind die entsprechenden ablenkenden Elemente beim normalen Betrieb des Mikroskopes permanent in Betrieb und deren Wirkung ist in die üblichen Abbildungsmaßstäbe involviert.

Abb. 5.7
Prinzip eines Post-column Energiefilters (nach [KRI87]):
a – Elektronenoptik vor dem Filtereintritt; b – 90°-Prisma; c – Elektronenoptik nach dem Filter zur Nachvergrößerung und Deflektoren zur Korrektur; d – CCD-Kamera zur Bild- und Spektrenakquisition

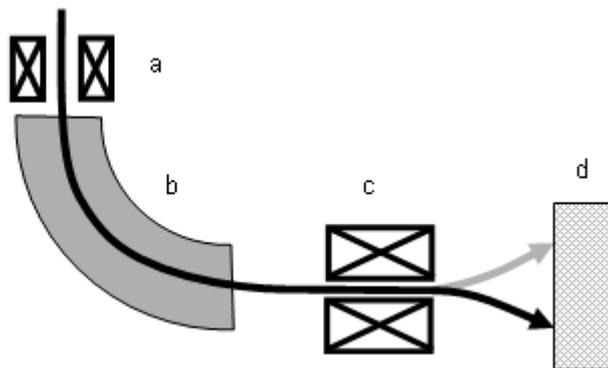
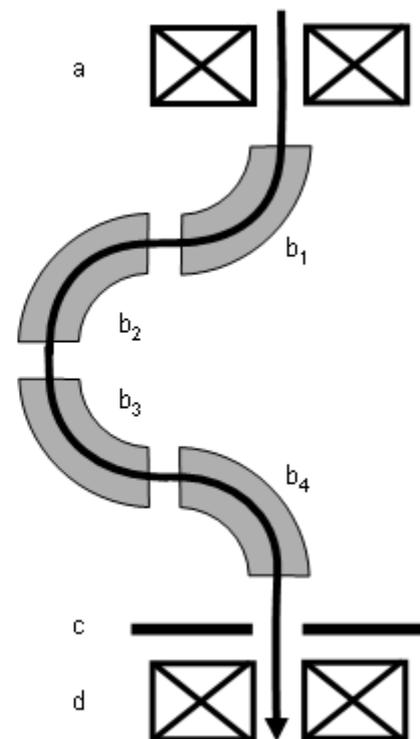


Abb. 5.8
Prinzip eines Omega-Filters, wie er in die Elektronensäule integriert wird (nach [BRY01]): a – Elektronenoptik vor dem Filtereintritt; b1 bis b4 - Magnelemente zur Ablenkung des Elektronenstrahles; c - Energieauswahlschlitz; d - Elektronenoptik zur Endabbildung



5.2.2 Elektronenenergieverlustspektroskopie

Für den Betrieb eines Energiefilters gibt es unterschiedliche Varianten. Im Spektroskopie-Modus werden alle Elektronen, die die Eintrittsöffnung passieren, auf eine energiedispersive Ebene projiziert und bilden dort ein Spektrum. Dieses wird mit einer CCD-Kamera simultan akquiriert und liefert eine Auftragung der Intensität über dem Energieverlust (Abb. 5.9). Das Elektronenenergieverlustspektrum besteht im Wesentlichen aus drei Bereichen, mit speziellen Anwendungsmöglichkeiten:

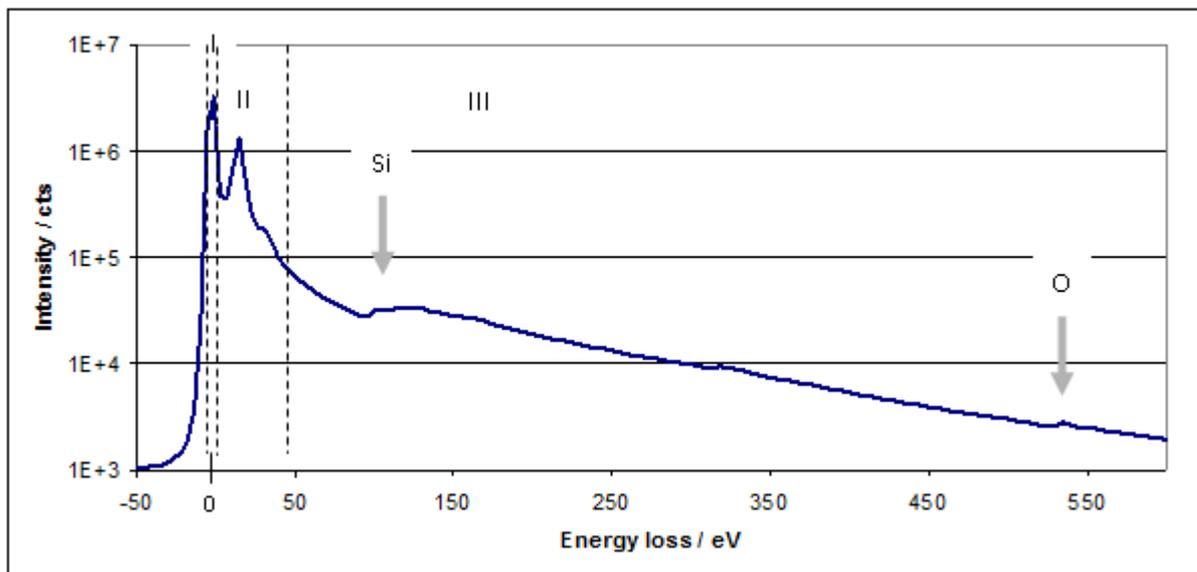


Abb. 5.9

Elektronenenergieverlustspektrum von SiO_2 (prinzipielle Darstellung) mit Nullverlustbereich (I), Low-Loss-Bereich (II) und Core-Loss-Bereich (III): Die elementspezifischen Energieverluste für die Anregung der Silizium L-Kante und der der Sauerstoff K-Kante sind markiert.

- a) Dem Nullverlustpeak (Zero-Loss-Peak), in dem die elastisch gestreuten Elektronen erscheinen. Die Energiebreite dieses Bereiches wird durch charakteristische Parameter des Strahlerzeugungsystems und durch die Qualität der elektronenoptischen Abbildung bestimmt. Aus dem Verhältnis zwischen der Intensität des Zero-Loss-Peaks I_0 zur Gesamtintensität des Spektrums I_Σ lassen sich über

$$\frac{t}{\lambda_{\text{inelast}}} = \ln\left(\frac{I_\Sigma}{I_0}\right) \quad (5.3)$$

Schlußfolgerungen über die Foliendicke t treffen (Abb. 5.10). Hier ist λ_{inelast} , die mittlere freie Weglänge für inelastische Streuung, eine materialtypische Größe [IAK08].

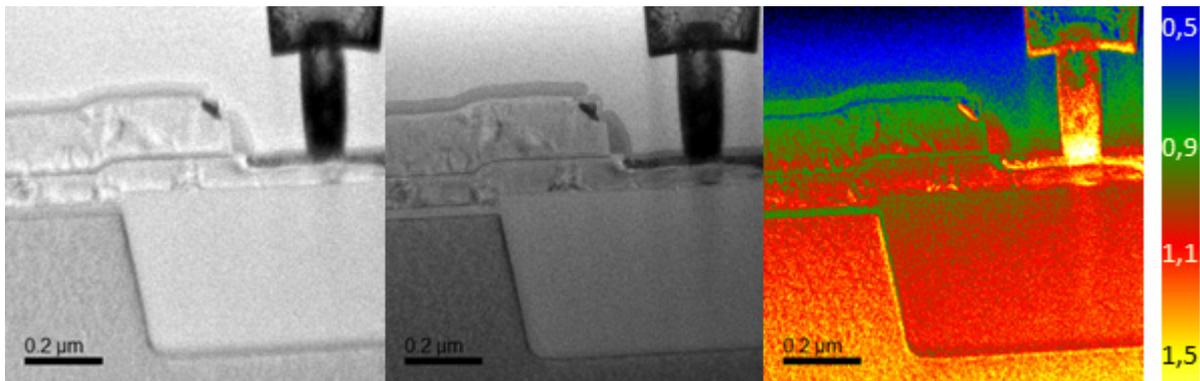


Abb. 5.10

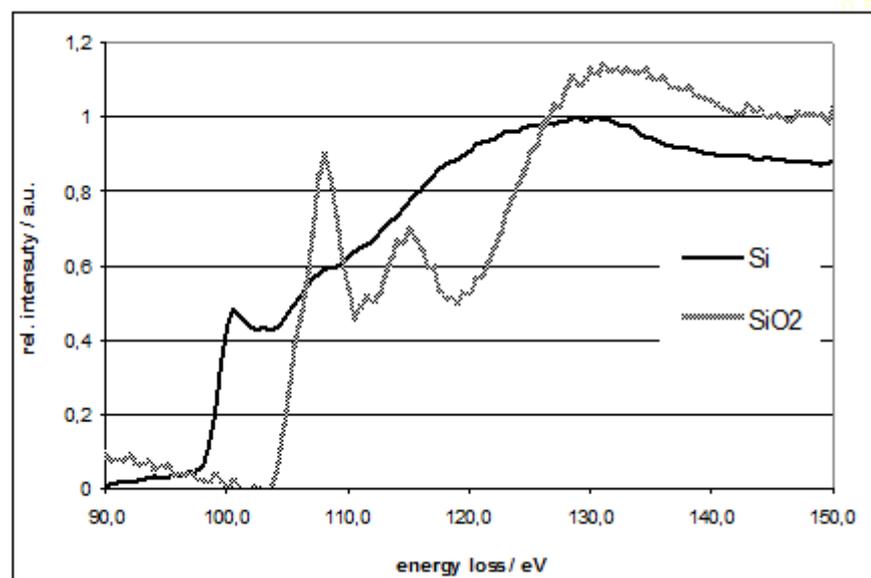
Bestimmung der Foliendicke aus dem Verhältnis zwischen ungefilterter Bildintensität (links) und Intensität der elastisch gestreuten Elektronen (Mitte). Der Quotient aus beiden Bildern (rechts) erlaubt eine Bestimmung der Foliendicke im Verhältnis der mittleren freien Weglänge.

- b) Den Bereich geringer Energieverluste (Low-Loss-Bereich), der sich vom Zero-Loss-Peak bis ca. 50 eV Energieverlust erstreckt, dessen Ausläufer aber durchaus weitere Bereiche berühren. Energieverluste der transmittierten Elektronen in diesem Bereich sind meist durch Anregungsvorgänge in den oberen Energieniveaus begründet. Hierbei sind Band-Gap-Untersuchungen bezüglich der dielektrischen Eigenschaften von Werkstoffen [PAR09, YU02] (sogenannte Kramer-Kronig-Analysen) und Abbildungstechniken, die die Intensität von Plasmonenanregungen nutzen (siehe 5.3.1), von besonderem Interesse bei der Untersuchung von Halbleiterstrukturen.
- c) Den Bereich höherer Energieverluste, der durch die elementspezifischen Kanten charakterisiert ist. Der technisch nutzbare Energieverlustbereich zur Untersuchung elementspezifischer Energieverlustkanten beginnt bei ca. 50 eV, wo die Überlagerung mit Plasmonenpeaks an Bedeutung verliert, und reicht bis ca. 2000 eV. Bei höheren Energieverlusten fällt die Intensität sehr deutlich ab, was zu einem ungünstigen Signal-Rausch-Verhältnis führt. Außerdem wird es schwieriger, die Abweichungen der von der Nennspannung, für die das TEM justiert ist, mittels Korrekturen der Linsenströme und Deflektoren auszugleichen. Die elementspezifischen Kanten liefern eine Reihe von Informationen über das untersuchte Probenmaterial:
 - i) Nächstliegende Anwendung ist der qualitative Nachweis eines Elementes im angeregten Bereich. Die Nachweisempfindlichkeit ist vom Element und von den weiteren vorliegenden Elementen abhängig, wobei die mittlere freie Weglänge für inelastische Streuung λ_{inelast} und die Lage der Kanten der vorliegenden Elemente entscheidend sind. Sie liegt im Allgemeinen im einstelligen Prozentbereich.
 - ii) Quantitative Analysen können gelingen, wenn sowohl eine saubere Untergrundabtrennung als auch eine Entfaltung des Einflusses von Mehrfachanregungsvorgängen für das zu betrachtende Element und die benutzte Energieverlustkante möglich ist [THO01, GAT09, MUL97b, ADA10, WAN09, VER09]. Auf der Basis der dann ermittelten Nettointensitäten kann die Konzentration des Elementes X im angeregten Volumen bestimmt werden [HOF97]. Da die genannten Voraussetzungen in der experimentellen Praxis oft

nicht mit der erforderlichen Zuverlässigkeit erfüllt werden können, werden quantitative Analysen auf der Basis von Elektronenenergieverlustspektren weniger häufig durchgeführt. Verbreitet sind halbquantitative Untersuchungen, bei denen die relative Intensität des EELS-Signals eines bestimmten Elementes als Funktion des Ortes untereinander verglichen wird.

iii Eine detailliertere Betrachtung des Anregungsvorganges führt zu der Konsequenz, dass in Abhängigkeit von den chemischen Bindungsverhältnissen des betrachteten Elementes im Bereich der elementspezifischen Energieverlustkante differenzierte Energieverluste auftreten können und damit eine interne Struktur der Energieverlustkante erklärt werden kann [EGE11]. Die Untersuchung dieser Struktur liefert daher weiterführende Erkenntnisse über den chemischen Bindungszustand des angeregten Elementes (Electron Energy Loss Near Edge Structure - ELNES) [MEN10]. Diese, sogenannte „Kantenfeinstruktur“ im näheren Bereich (bis ca. 30eV) kann auf der Basis der „Density Functional Theory“ [CAP02, SEA09] simuliert werden. Für verbreitete Anwendungsfälle existieren katalogisierte Beispielspektren, („Fingerprints“ [CEM13, KRI83, GAT13]), mit deren Hilfe der vorliegende Bindungszustand leicht erkannt werden kann. (Abb. 5.11).

Abb. 5.11
Vergleich der Feinstruktur der Silizium-L-Kante im EEL-Spektrum für elementares Silizium und Siliziumoxid (nach [GAT13])

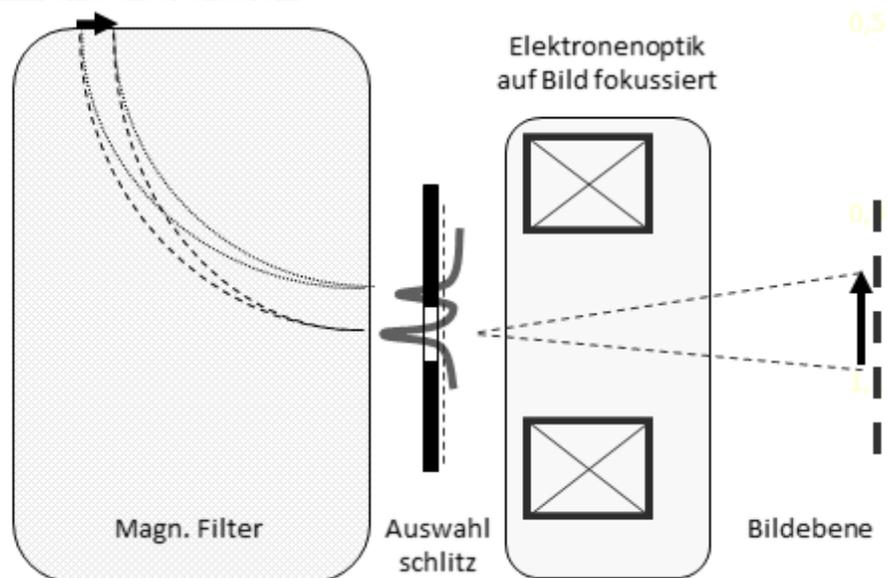


iv In größerer Entfernung vom Beginn der elementspezifischen Energieverlustkante (bis mehrere 100eV) ergeben sich periodische Schwankungen in der Intensität, die durch wellentheoretische Vorstellungen über die Anregungswahrscheinlichkeit als Funktion von atomaren Nahordnung und der Art der Atome erklärt werden können (Extended Electron Energy Loss Fine Structure - EXELFS). Da die Auswertung dieser Effekte von der Aufzeichnung der Intensität über einen größeren Energieverlustbereich ohne Beeinflussung durch weitere Elemente abhängig ist, findet man in komplexen Materialsystemen weniger Anwendungsbeispiele (siehe auch Lage der elementspezifischen Kanten, Abb. 5.15).

5.2.3 Energiegefilterte Abbildung

Eine zweite Möglichkeit, den Energiegehalt der transmittierten Elektronen als weitere Information bei der Untersuchung von Halbleiterstrukturen zu nutzen, besteht darin, das Energiefilter auf den Abbildungsmodus zu stellen. Damit wird das Bild, welches die Filtereintrittsöffnung passiert mit den elektronenoptischen Bauteilen auf die Austrittsebene projiziert. In einer energiedispersiven Ebene auf dem Weg der Elektronen durch das Filter wird nun ein mechanischer Spalt eingefügt (Abb. 5.12), dessen Lage und Breite einer bestimmten Elektronenenergie bzw. -energiedifferenz entspricht. Durch Veränderung von Beschleunigungsspannung und/oder Stromstärke des ablenkenden Elektromagneten und durch geeignete Wahl der Spaltbreite, die in diesem Fall direkt in einen Energiebetrag umgerechnet werden kann, werden nun Elektronen für den Abbildungsvorgang ausgewählt, die einen ganz bestimmten Energieverlust in der Probe erlitten haben (Energy Filtered TEM - EFTEM). Das aufzuzeichnende Bild ist daher eine ortsabhängige Darstellung der Häufigkeit eines ausgewählten Elementarereignisses in der Wechselwirkung zwischen Elektronenstrahl und Probe. Verbreitete Anwendungen dieser Technik sind unter anderem:

Abb. 5.12
Prinzip der Energiegefilterten Abbildung unter Nutzung eines Post-Column-Energiefilters hinter der Abbildungsebene des TEM



- i Die Benutzung ausschließlich elastisch gestreuter Elektronen zur Verbesserung der Bildqualität, insbesondere bei dickeren Probenbereichen. Dazu wird der selektierende Spalt so eingestellt, dass nur Elektronen, die keinen Energieverlust in der Probe erlitten haben, zur Abbildung gelangen (Zero-Loss-Peak im EEL-Spektrum). Da inelastische Streuvorgänge in vielen Fällen mit dem Verlust von Kohärenz und Richtungscharakteristik der Elektronenwellen einhergehen, tragen diese Elektronen durch ungeordnete Intensitäten (Rauschen) zum Bild bei und verschlechtern das Signal-Rausch-Verhältnis (siehe Abb. 5.10). Die ausschließliche Nutzung der elastisch gestreuten Elektronen hat eine, insbesondere bei dickeren Probenstellen recht erhebliche, Verringerung der Gesamtintensität des Bildes zur Folge, führt aber in der Regel zu deutlich besserem Kontrastverhalten, da das Rauschen ja zu einem großen Teil eliminiert wird. Es kann ggf. durch längere Belichtungszeiten ausgeglichen werden. Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass anstelle des

Bildes bei entsprechender Einstellung des TEMs auch ein Beugungsbild gefiltert werden kann und dabei eine entsprechende Qualitätsverbesserung stattfinden kann (Abb. 5.13).

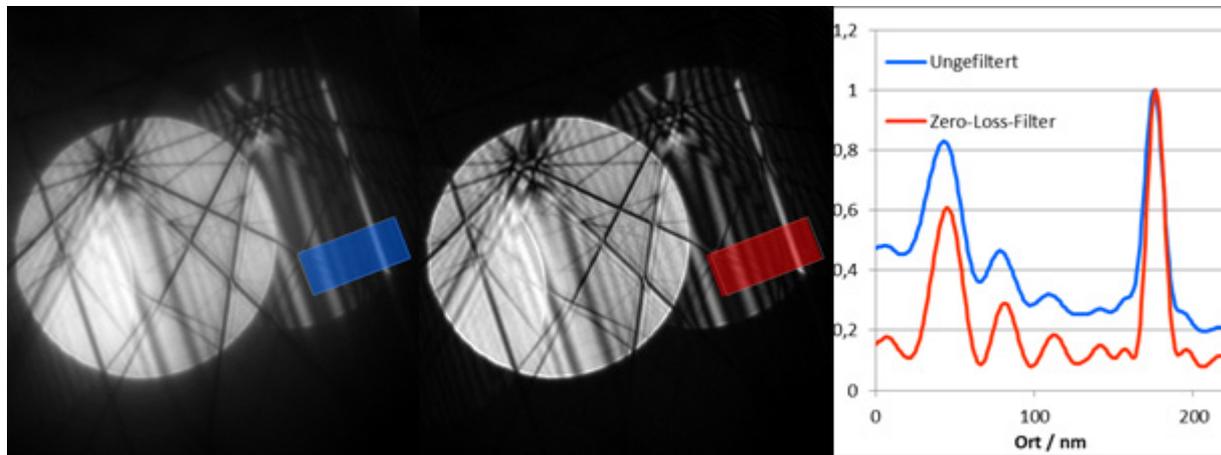


Abb. 5.13

Wirkung einer Energiefilterung auf die Dynamik eines Beugungsbildes (konvergente Beleuchtung, Erläuterung siehe Abschn. 4.4): Links ungefilterte Abbildung, Mitte Filterung des Zero-Loss-Peaks mit einer Energiebreite von ca. 20eV, rechts Vergleich der Kontraste entlang des eingezeichneten Intensitätsprofils (Intensität normiert)

- ii Da Energieverluste, die einer bestimmten elementspezifischen Kante zugeordnet werden können, ein eindeutiges Indiz für das Vorliegen dieses Elementes im angeregten Bereich sind, ist die EFTEM eine Möglichkeit, Elementverteilungsbilder zu erzeugen, wobei die simultane Belichtung des interessierenden Probenbereiches eine zügige Arbeitsweise, verglichen mit STEM-basierten Methoden, möglich macht. Hier muss beachtet werden, dass das energiegefilterte Bild auf einer ausgewählten Elementkante alle weiteren Informationen eines TEM-Bildes (Probendicke, strukturelle Besonderheiten) in mehr oder weniger ausgeprägter Form mit enthält. Daher ist eine Untergrundabtrennung unabdingbar, um ein reine elementsensitive Abbildung zu erhalten. Die verbreitetste Methode ist die sogenannte 3-Fenster-Methode. Dabei werden neben einem Bild mit einem Energiefenster auf der Energieverlustkante des interessierenden Elementes zwei Bilder mit der gleichen Fensterbreite vor der Kante akquiriert. Unter Verwendung eines geeigneten Modells wird aus diesen Bildern der Untergrund ermittelt, der sich an der Kante ergäbe. Damit wird die Nettointensität für das jeweilige Element ermittelt und als Elementverteilungsbild dargestellt (Abb. 5.14). Meist wird eine Exponentialfunktion der Form

$$I(\Delta E) = A_1 \cdot e^{-A_2 \cdot \Delta E} \quad (5.4)$$

für die Abhängigkeit der Intensität I vom Energieverlust ΔE zugrunde gelegt, wobei A_1 und A_2 anzufittende Konstante sind. Die Bildoperationen geschehen dabei pixelweise, was je nach Bildauflösung einige Mindestanforderungen an die verwendete Rechentechnik stellt. Insbesondere bei fernerer Kanten ($\Delta E > 1\text{keV}$) sinkt die Intensität in den benutzten Fenstern deutlich ab. Zur sauberen Durchführung der mathematischen Bildopera-

tionen ist eine Mindestintensität erforderlich, da andernfalls das Bildrauschen dominiert. Ein Ausgleich kann über die Verringerung der Pixelauflösung („Binning“: mehrere Pixel werden zu einem Messwert zusammengefaßt) oder über die Verlängerung der Messzeit erfolgen, was aber erhöhte Anforderungen an die Probenstabilität erfordert.

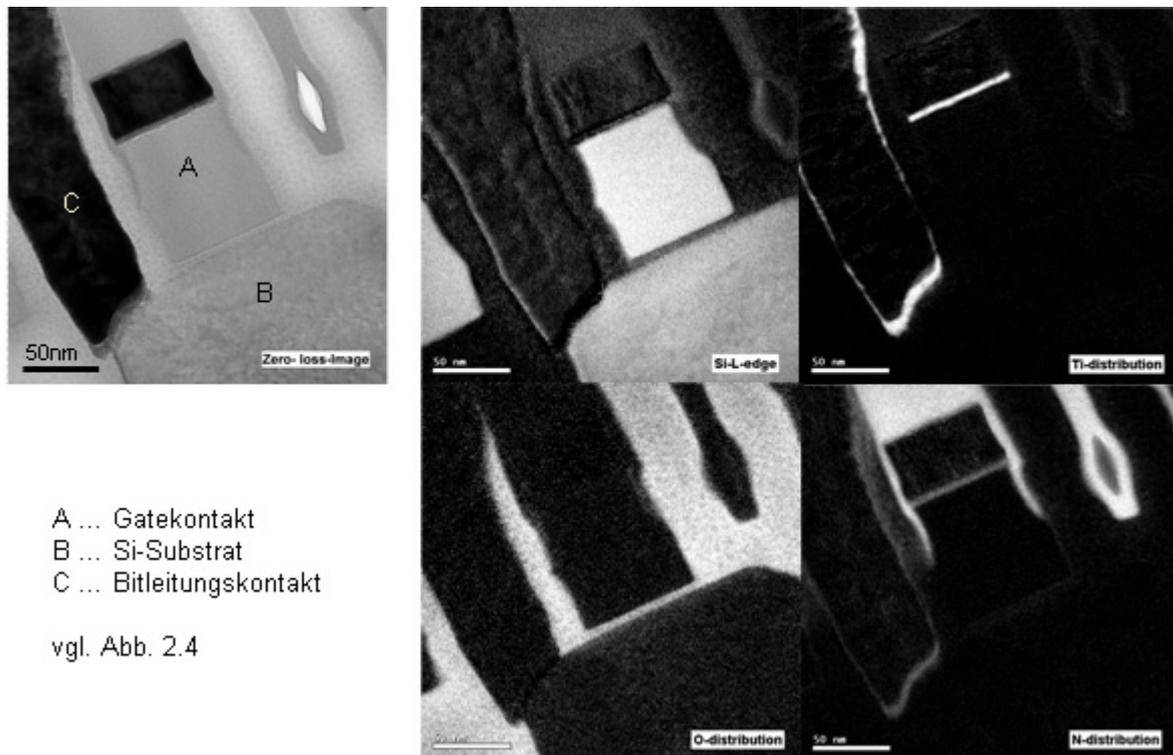
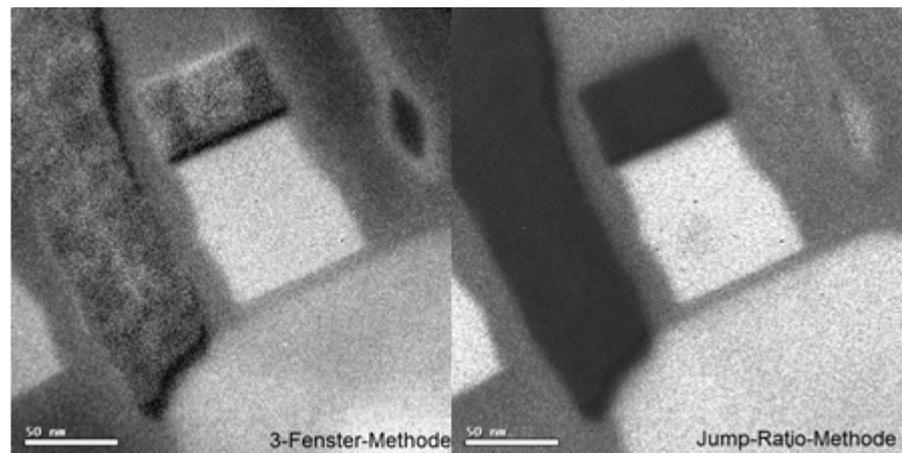


Abb. 5.14

Abbildung (links) und Elementverteilungsbilder (Mitte und rechts) einer Transistorstruktur

- iii In einer Reihe von Fällen ist der kontinuierliche Bereich vor einer Energiekante nicht groß genug, dass zwei ungestörte Fenster vom Untergrund zur Verfügung stehen. In diesen Fällen können mit der 2-Fenster Methode, auch „Jump-Ratio-Methode“ genannt, unter Umständen noch gute Ergebnisse erzielt werden. Dabei wird das Verhältnis zwischen dem Bild auf der Kante und einem Bild vor der Kante gebildet (Abb. 5.15). Insbesondere wenn im abgebildeten Bereich (a) größere kontrastbildende Gegebenheiten, (b) unterschiedliche Foliendicken vorliegen oder (c) auf sehr intensitätsschwachen Energieverlustkanten gearbeitet wird, die bei der Anwendung der 3-Fenster-Methode zu unklaren Ergebnissen führen, ist es oft sinnvoll, mit dem Bild auf der Kante und dem näheren Untergrundbild die Jump-Ratio-Methode zu testen.

Abb. 5.15
Vergleich von Elementverteilungsbildern (Si-K-Kante, $\Delta E = 1849\text{eV}$), die nach der 3-Fenster-Methode und der Jump-Ratio-Methode berechnet wurden (Bildinhalt und Maßstab analog Abb. 5.14)



Da speziell bei der Akquisition auf fernen Kanten häufig längere Belichtungszeiten (bis mehrere Minuten für die gesamte Serie) angewandt werden müssen, ist eine Probendrift oft nicht völlig zu vermeiden. Die Software für solche Analysen justiert daher die Einzelbilder relativ zueinander mittels Kreuzkorrelation. Für den Erfolg einer solchen Untersuchung ist die Wahl einer geeigneten Probendicke wesentlich. Angestrebt wird für das Verhältnis t/λ (vgl. Gleichung 5.3) ein Wert zwischen 0,2 und 0,5 [EGE11], anwendbar ist die Methode bis zu einem Wert von etwa 1. Damit soll gewährleistet werden, dass der Anteil an Mehrfachanregungsprozessen der Elektronen, die am Bildaufbau teilnehmen, gering bleibt und die elementaren Anregungsereignisse einer elementspezifischen Kante die Bildinformation dominieren. Bei Strukturdetails mit sehr unterschiedlichem Streuvermögen wie z.B. W und SiO_2 , ist diese Forderung nur schwer für alle beteiligten Phasen einzuhalten. Dann wird sich auf den eigentlichen Untersuchungsgegenstand konzentriert. Abb. 5.16 zeigt die Lage der elementspezifischen Kanten der wichtigsten Elemente, die an Halbleiterstrukturen beteiligt sind. Es zeigen sich Kombinationen, bei denen eine Beeinflussung der Kanten durch die Ausläufer einer anderen kaum vermeidbar sind.

Wegen der geringeren Anregungswahrscheinlichkeit von Röntgenquanten für leichte Elemente wie Kohlenstoff, Sauerstoff und Stickstoff, liefert bei deren Analyse die EELS meist bessere Resultate. Bei den höheren Ordnungszahlen wie z. B. Cobalt, Kupfer und Wolfram werden mit EDX klarere Aussagen erzielt. Das Element Titan als Bestandteil vieler Diffusionsbarrieren ist wegen der exponierten Lage seiner Röntgenpeaks und der L-Kante mit beiden Methoden gut nachweisbar. Eine Unterscheidung zwischen Ti und TiN , was wegen der Kombination dieser Materialien in Schichtsystemen eine häufige Fragestellung ist, ist allerdings nur auf der Basis von EELS-Analysen möglich. Die gegenseitige Ergänzung der elementanalytischen Information aus zwei Methoden erhöht die Aussagekraft der Resultate. Für das Element Silizium können beide Methoden mit Artefakten behaftet sein: Im EDX ist eine Linienüberlagerung mit der Wolfram-M-Linie oder bei der Anwendung von high-k Materialien mit der Hf-M-Linie möglich und im EELS kann die Untergrundabtrennung für die L-Linie durch die naheliegende Al-L-Linie besonders bei Fragestellungen im Bereich der Metallisierung unsicher werden. Die Kombination der Messwerte aus beiden Methoden hilft dann häufig zur Klärung.

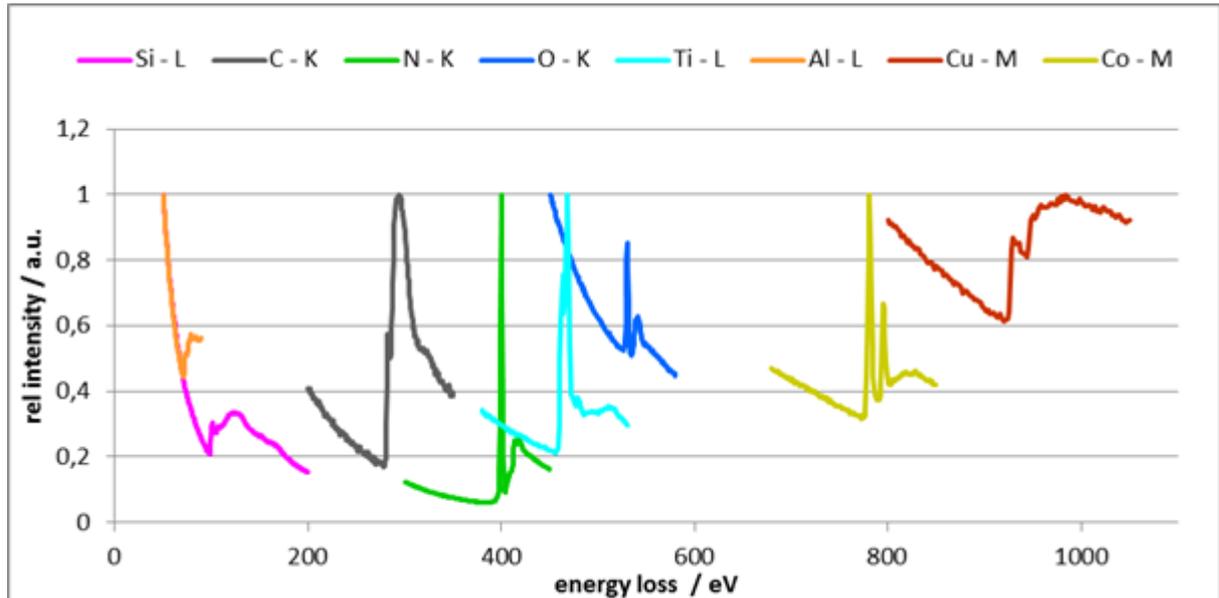


Abb. 5.16

Elementspezifische Elektronenenergieverlustkanten für die wichtigsten Materialien, die in der siliziumbasierten Halbleiterfertigung Anwendung finden (nach [GAT02]). Insbesondere zwischen der Al-L-Kante und der Si-L-Kante, sowie zwischen N-K-, Ti-L- und O-K-Kante finden sich Überlagerungen zwischen den Bereichen vor der Kante, die für eine korrekte Untergrundbestimmung notwendig sind, und der jeweils nächsten Kante.

5.3. Spezielle Anwendungen von EELS und Energiefilterung

In diesem Abschnitt wird auf einige Möglichkeiten der Nutzung eines Energiefilters zur Charakterisierung von Halbleiterstrukturen eingegangen, die in den verbreiteten Standardwerken nur geringen Raum einnehmen und die unter eigener Mitwirkung weiterentwickelt, bzw. an die betrieblichen Fragestellungen im Routinebetrieb eines TEM-Labors an einem Halbleiterproduktionsstandort angepasst wurden.

5.3.1. Energiefilterte Abbildung unter Nutzung der Plasmonenmaxima

Im Abschnitt 3.3.2 wurde bereits auf Energieverluste aufgrund der Anregung von Plasmonen bei der Transmission des Probenmaterials hingewiesen. Plasmonen sind die Energiequanten kollektiver Schwingungen der Leitungselektronen. Ihre Energie E_p

$$E_p = \frac{h}{2\pi} \cdot \omega_p \quad (5.5)$$

ergibt sich aus der Plasmafrequenz ω_p und den Konstanten π und h (Plancksches Wirkungsquantum) und liegt in der Größenordnung von 10 eV bis ca. 30 eV. Wegen der notwendigen Modulation der Schwingungsfrequenz mit den Eigenfrequenzen der Elektronendichteverteilung ist die konkrete Anregungswahrscheinlichkeit als Funktion von E_p von den kris-

tallographischen Gegebenheiten des transmittierten Materials abhängig [OLE02] und somit spezifisch für die jeweilige Phase im werkstoffwissenschaftlichen Sinn. Ihre Anregung wird durch einen entsprechenden Energieverlust der Strahlelektronen nachgewiesen. Lage und Intensität der so entstehenden Maxima im Low-Loss-Bereich des Elektronenenergieverlustspektrums geben also Auskunft über die vorliegende Phase. Zur Identifizierung stützt man sich sowohl auf experimentell gesicherte und katalogisierte Spektren als auch auf theoretische Berechnungen, die auf der Density Functional Theory [CAP02] beruhen.

Die Plasmonenpeaks im Low-Loss-Bereich des EEL-Spektrums sind allerdings im Allgemeinen nicht besonders scharf ausgeprägt und nicht so spezifisch, dass sie als Alleinstellungsmerkmal für eine bestimmte Phase brauchbar sind. Nur bei bestimmten Kombinationen möglicher Phasen, z.B. Graphit vs. Diamant kann eine Identifizierung anhand des Low-Loss Spektrums erfolgen und die chemische Information der vorliegenden Elemente ergänzen. Eine solche Kombination ist das Vorliegen von Silizium, Siliziumoxid und -nitrid, deren Plasmonenpeaks mit einer Lage von 17eV und 24eV sicher zu unterscheiden sind (Abb. 5.17).

Abb. 5.17
Plasmonenpeaks von elementarem Silizium und Siliziumoxid (grün markiert). Die Lage der Fenster für entsprechende Verteilungsbilder (Abb. 5.17) ist ebenfalls markiert.

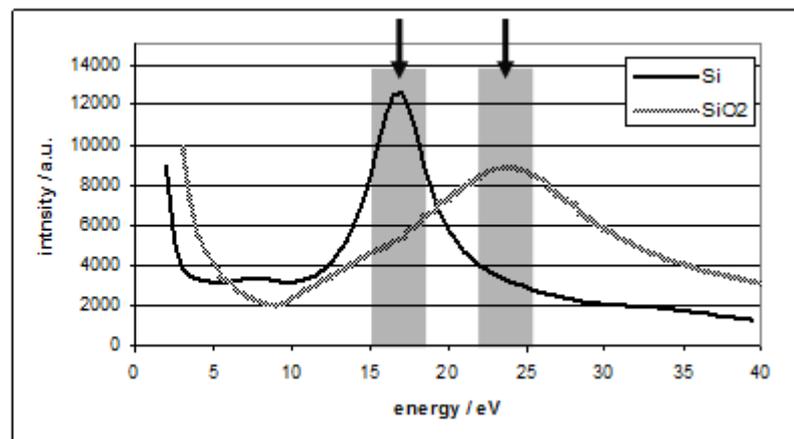
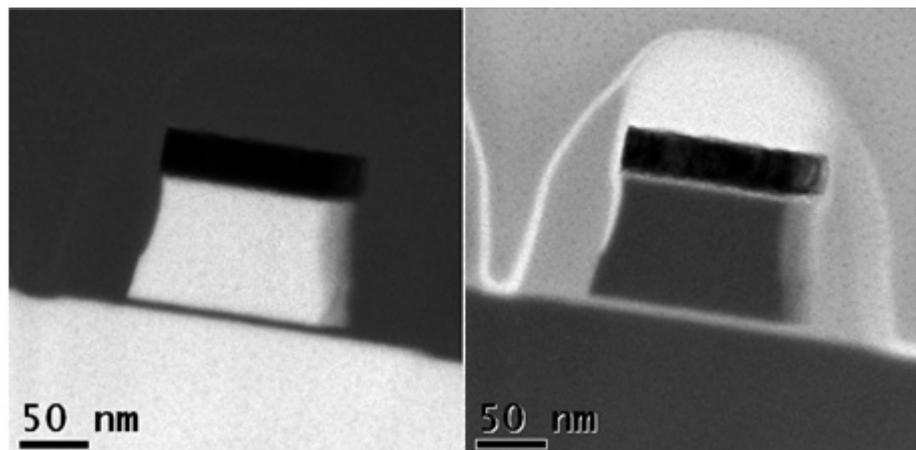


Abb. 5.18
Energiegefilterte Abbildung einer MOS-Transistorstruktur mit dem spezifischen Energieverlust für Plasmonenanregung in elementarem Silizium (links) und SiO₂



Ein wesentlicher Vorteil der Plasmonenpeaks ist ihre, im Vergleich zu den elementspezifischen Kanten im Core-Loss-Bereich, hohe Intensität. Es ist daher möglich, im Imaging-Betrieb des Energiefilters mit kleinen Energiefenstern von 5eV und kleiner eine hinreichende Bildqualität auch mit relativ kurzen Belichtungszeiten, wie sie für eine Begrenzung der Probedrift während der Aufnahme wesentlich sein können, zu erzielen (Abb. 5.18). Mit dieser

Methode ist es häufig schneller und eindeutiger möglich, oxidische Schichten in Halbleiterstrukturen zu identifizieren, als mit der Aufnahme und Kombination der Elementverteilungen von Si und Sauerstoff. Insbesondere bei Schichtdicken von 1nm und darunter (Abb. 5.19) setzt die Identifizierung einer Oxidschicht mit Hilfe einer Sauerstoffverteilung eine Probe im optimalen Dickenbereich von 0,2 bis 0,5 t/λ und Belichtungszeiten im Minutenbereich voraus. Die dabei erforderliche Stabilität der Probe gegen Drift und die Kontaminationsfreiheit ist in Labors, die primär für die effiziente Bewältigung hoher Probenzahlen konfiguriert sind, nicht immer gegeben. Weiterhin können lange Expositionszeiten¹ zu einer Schädigung bestimmter Strukturbausteine, insbesondere aus Siliziumnitrid oder Siliziumoxynitrid in der Umgebung führen und damit das Untersuchungsergebnis verfälschen.

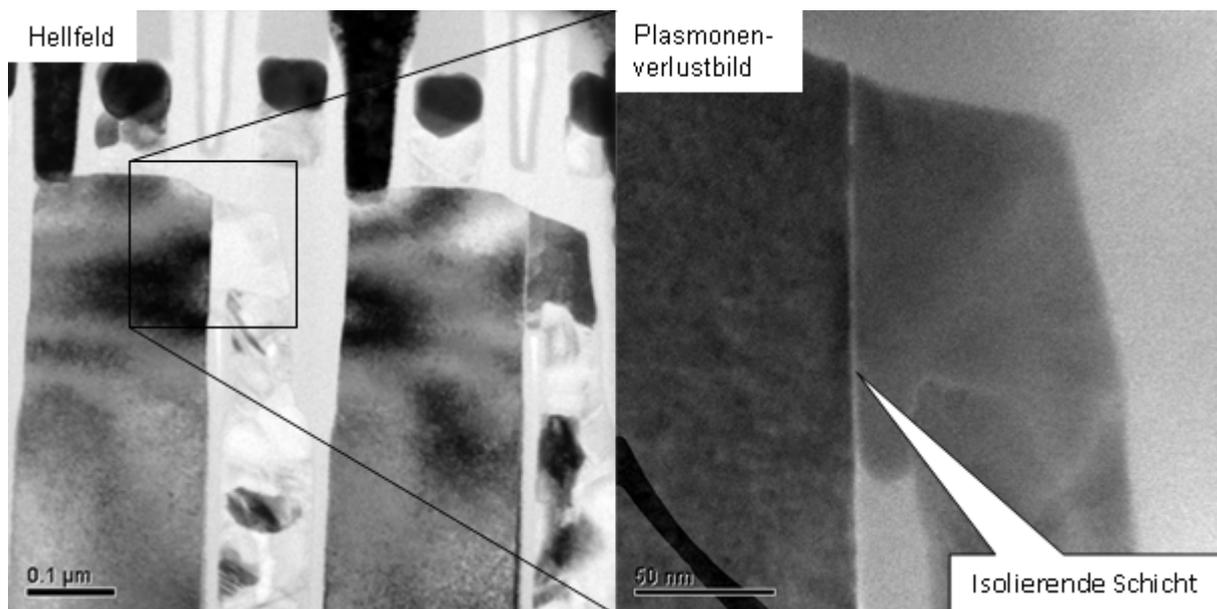


Abb. 5.19:

Identifizierung einer isolierenden Schicht aus SiO_2 (ggf mit nitridischen Anteilen) im Bereich der Verbindung zwischen Kondensator und Auswahltransistor (vgl. Abb. 4.6) mittels energiegefilterter Abbildung im Lichte des Plasmonenpeaks. Bei gleicher Orientierung von Substrat und benachbartem Korn ist die Zwischenschicht im Beugungskontrast des Hellfeldbildes gut erkennbar (linkes Bild, rechte Zelle). Bei unterschiedlicher Orientierung des benachbarten Kornes (linkes Bild, linke Zelle) gibt erst ein Bild im Lichte des Plasmonenverlustes für Oxidanregung (rechtes Bild) Auskunft über das Vorliegen einer Trennschicht.

Aus einen Vergleich zwischen den Plasmonenpeaks von SiO_2 und elementarem Si geht hervor, dass bei dem Energieverlust, der dem Maximum des jeweiligen Plasmonenpeaks entspricht, die Intensität der alternativen Phase noch nicht weit abgesunken ist. Der Kontrast ist daher in manchen Fällen nicht besonders stark ausgeprägt. Eine deutliche Verbesserung kann

¹ Die Expositionszeit setzt sich aus der eigentlichen Belichtungszeit und der Zeit, die der Operator zum Einstellen von Probenort und Abbildungsbedingungen, dem Erstellen von Übersichtsaufnahmen und dem Verständnis des physikalischen Problems, was sich häufig erst während der Untersuchung herauskristallisiert und zur Entscheidung über sinnvolle Ergänzungen der abbildenden Analyse führt, zusammen. Sie ist daher unter Umständen wesentlich länger, d.h. die Probenstelle kann bereits erhebliche Strahlenbelastung erfahren haben.

durch Bildoperationen zwischen den beiden Plasmonenbildern erzielt werden. Eine Verhältnissbildung der Form

$$B_{\text{Res}} = \frac{B_{\text{Si}}}{B_{\text{SiO}_2}} \quad (5.6)$$

ist dabei die einfachste und eine sehr wirkungsvolle Möglichkeit (Abb. 5.20 [KRI08]), wobei je nach dem interessierenden Objekt auch der reziproke Wert des Bildes die geeignete Darstellungsform sein kann.

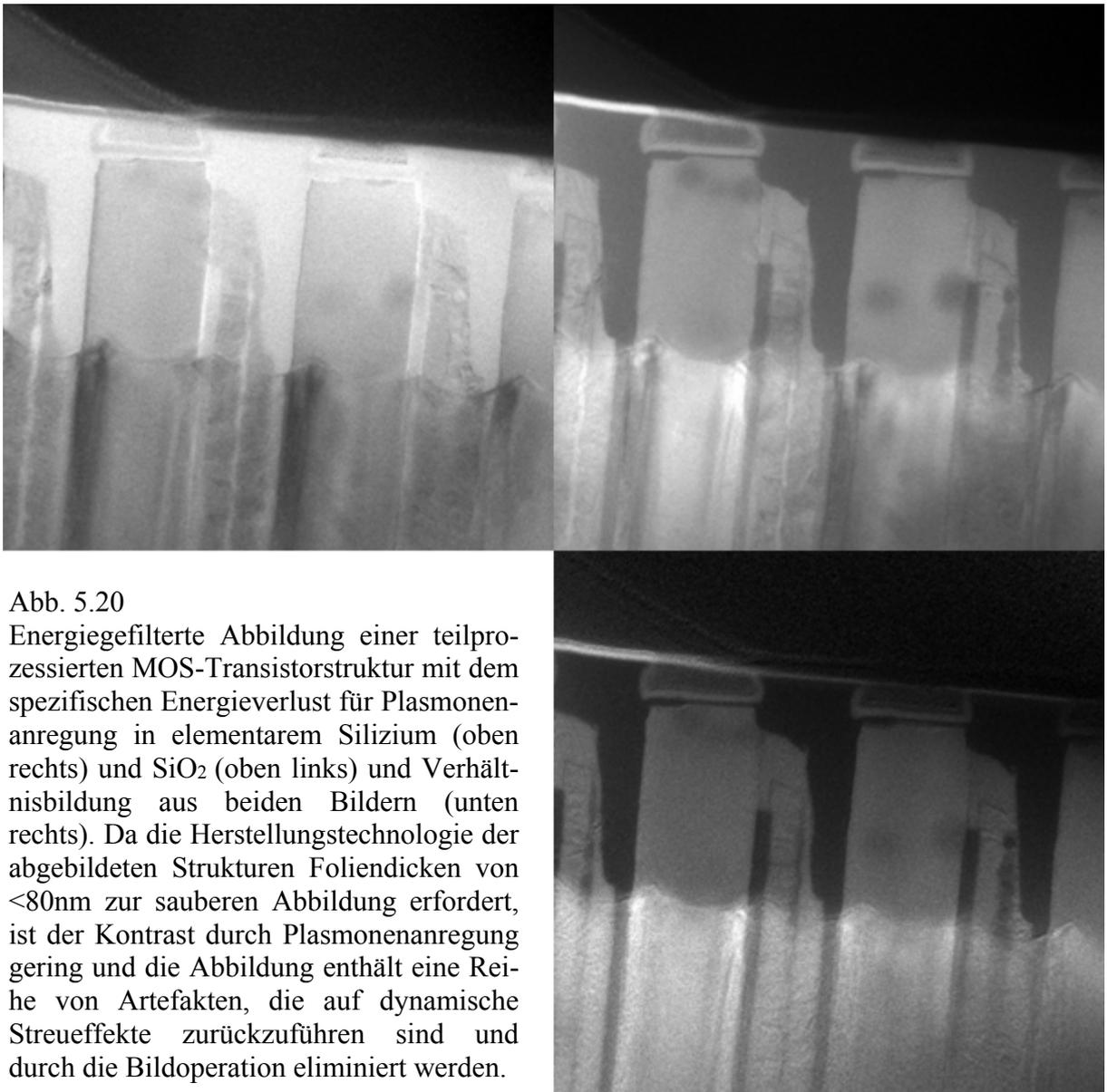


Abb. 5.20

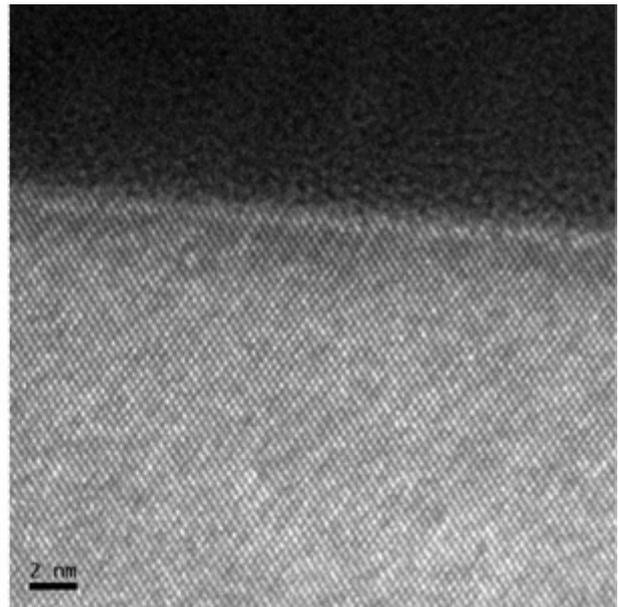
Energiegefilterte Abbildung einer teilprozessierten MOS-Transistorstruktur mit dem spezifischen Energieverlust für Plasmonenanregung in elementarem Silizium (oben rechts) und SiO_2 (oben links) und Verhältnissbildung aus beiden Bildern (unten rechts). Da die Herstellungstechnologie der abgebildeten Strukturen Foliendicken von $<80\text{nm}$ zur sauberen Abbildung erfordert, ist der Kontrast durch Plasmonenanregung gering und die Abbildung enthält eine Reihe von Artefakten, die auf dynamische Streueffekte zurückzuführen sind und durch die Bildoperation eliminiert werden.

Elektronen, die in der Probe einen Energieverlust durch Plasmonenanregung erleiden, werden nur wenig in ihrer Richtung beeinflusst. Es bleibt daher die hohe Ortsauflösung der modulierten Elektronenwelle erhalten. Es bleibt ein Kohärenzbereich von ca. 30nm erhalten

[LIC00, POT06, VER05]. Daher sind mit diesen Elektronen objektgetreue Abbildungen mit großen Abbildungsmaßstäben möglich, auch mit atomarer Auflösung (Abb. 5.21). Die Modulation der Bildwelle muss man sich als Ergebnis von zwei Streuvorgängen vorstellen: Ein inelastischer Streuvorgang mit dem typischen Energieverlust für die Anregung von Plasmonen im elementaren Silizium und ein elastischer Streuvorgang am Siliziumgitter. Der Energiefilter ist nun in der Lage aus der Vielzahl der Streuvorgänge und -kombinationen diejenigen auszuwählen, die eine Anregung von Plasmonen im Siliziumgitter beinhalten. Alternativ wurde auch bereits über Anwendungen im hochauflösenden STEM-Mode berichtet [YAM10].

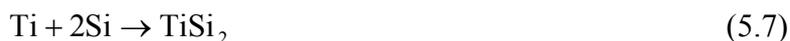
Abb. 5.21

Energiegefilterte Abbildung im Lichte des Plasmonenverlustes für die Anregung von Plasmonen im elementaren Silizium (17eV) an einer Phasengrenze zwischen Si-Substrat (unten) und SiO₂ (oben) mit Netzebenenabbildung des Substrates.



5.3.2 Nachweis der Bildung von Verbindungen

Im Zuge der kontinuierlichen Verkleinerung der Strukturen in der Halbleiterindustrie (vgl. 1.) steht für die zuverlässige Kontaktierung immer weniger Platz zur Verfügung. Abb. 5.6 zeigt eine platzsparende Layoutvariante des Auswahltransistors in einem DRAM-Zellenfeld [TRA07, HEI07, MOL07] mit einer Detailvergrößerung der zur Verfügung stehenden Kontaktfläche. Für die Prozessierung der Diffusionsbarrieren werden in vielen Fällen PVD-Prozesse zur Titanabscheidung genutzt. In einer anschließenden thermischen Behandlung findet eine Grenzflächenreaktion zwischen dem abgeschiedenen Titan und dem Siliziumsubstrat statt [GAM01]:



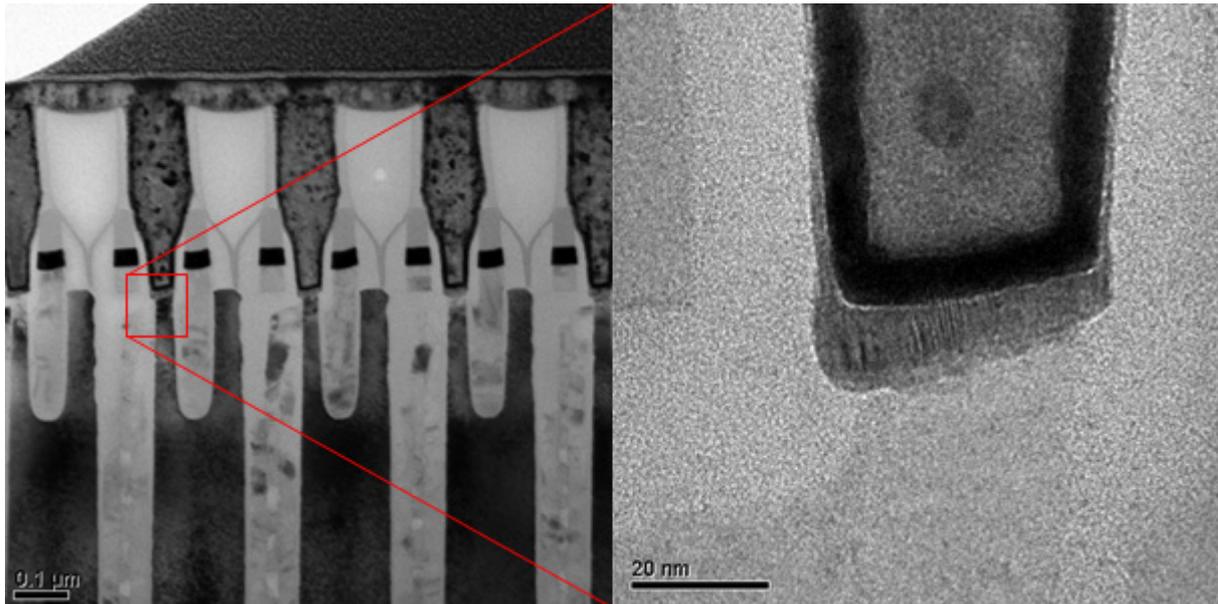


Abb. 5.22: Übersichtsaufnahme aus dem DRAM-Zellenfeld, prozessiert in 58nm Technology mit einem Auswahltransistor als „U-Shape-Device“ [TRA02] (links) und Detailvergrößerung der zur Verfügung stehenden Kontaktfläche (rechts).

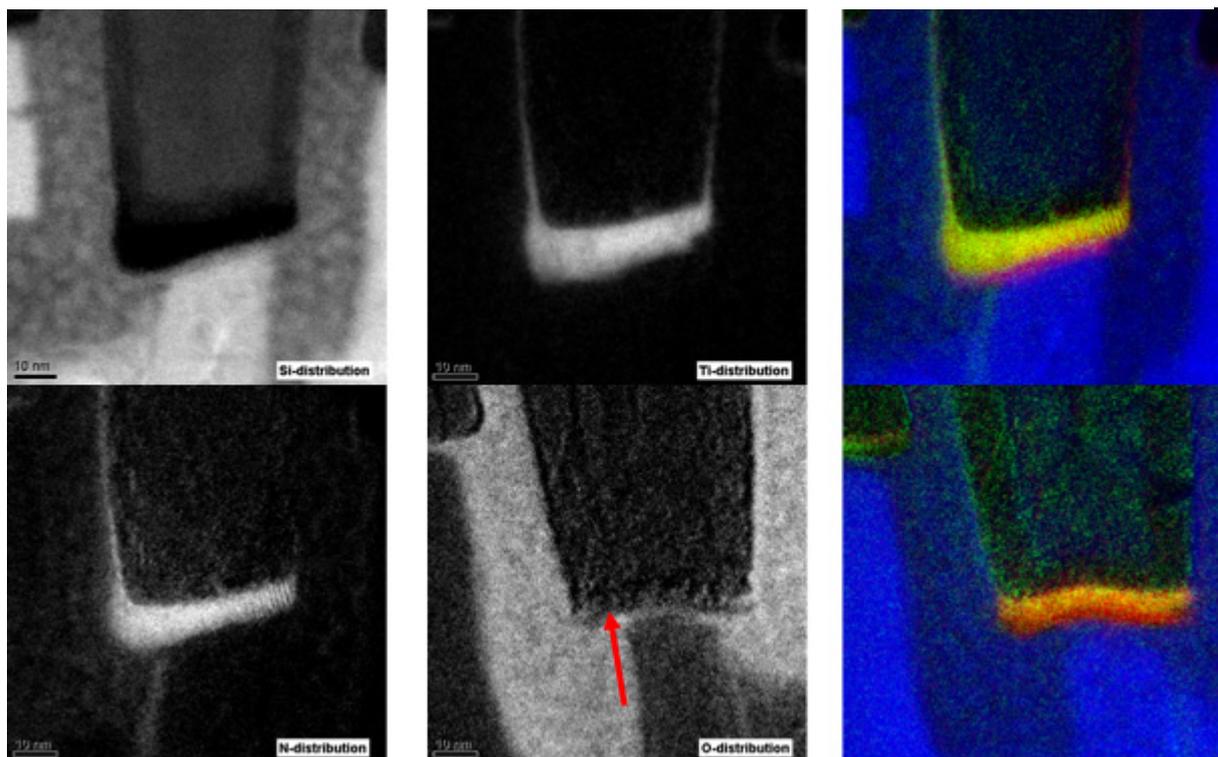


Abb. 5.23

Elementverteilungsbilder für Si, Ti und N an der Kontaktfläche von Abb. 5.22. Im Farbmischbild (Si – blau, Ti – rot, N – grün) erscheint bei erfolgreicher Prozessführung (rechts oben) die TiSi_2 -Schicht pink erkennbar, während bei nicht erfolgter Grenzflächenreaktion elementares Ti erkennbar ist, was durch eine Oxidschicht (siehe Pfeil in Sauerstoffverteilung) begründet werden kann.

Eine elementanalytische Untersuchung, die den Erfolg der Prozessführung bewerten soll, muss daher die eindeutige Existenz dieser Verbindungsschicht nachweisen. Zur Verbesserung der Anschaulichkeit von Elementverteilungsbildern, wie sie nach der 3-Fenstermethode gewonnen werden, können Serien von bis zu 3 Elementverteilungsbildern mit der Funktion „ColorMix“ des Programmsystems „Digital Micrograph™“ zu einem Farbbild vereinigt werden. Dabei werden in den Bildoperationen Mechanismen der additiven Farbmischung wirksam. Im Falle von Grenzflächenreaktionen kann dann diese Option Auskunft über eine erfolgreiche Prozessführung geben (Abb. 5.23). Dazu werden den Elementverteilungsbildern Grundfarben zugeordnet (Si – blau, Ti- rot, N – grün) und die Bilder übereinander gelegt. Die TiN-Schicht erscheint nun gelb und die TiSi₂-Schicht pink. Bei nicht erfolgter Silizidreaktion liegt weiterhin elementares Ti (rot) vor. Ein zusätzliches Sauerstoffverteilungsbild zeigt Ansätze einer (offenbar chemisch isolierenden) Oxidschicht, deren Nachweis allerdings wegen der geringen Schichtdicke unsicher ist.

5.3.3 Abbildung mit reduziertem Energiefenster auf der elementspezifischen Kante

Die chemische Bindung eines Elementes wirkt sich neben der Beeinflussung von Lage und Form des Plasmonenpeaks in bedeutend deutlicherem Maße auf die Feinstruktur der Elementspezifischen Energieverlustkanten im EEL-Spektrum aus (vgl. Abb. 5.11, „Finger-Print“). Es bilden sich für bestimmte Verbindungen charakteristische Formen der elementspezifischen Kanten aus, die in Datenbanken gelistet sind, aber auch aus den theoretischen Kenntnissen über die Bindungsverhältnisse simuliert werden können. Damit ergibt sich eine Möglichkeit, den Bindungstyp an Grenzflächen zu bestimmen [ARE08].

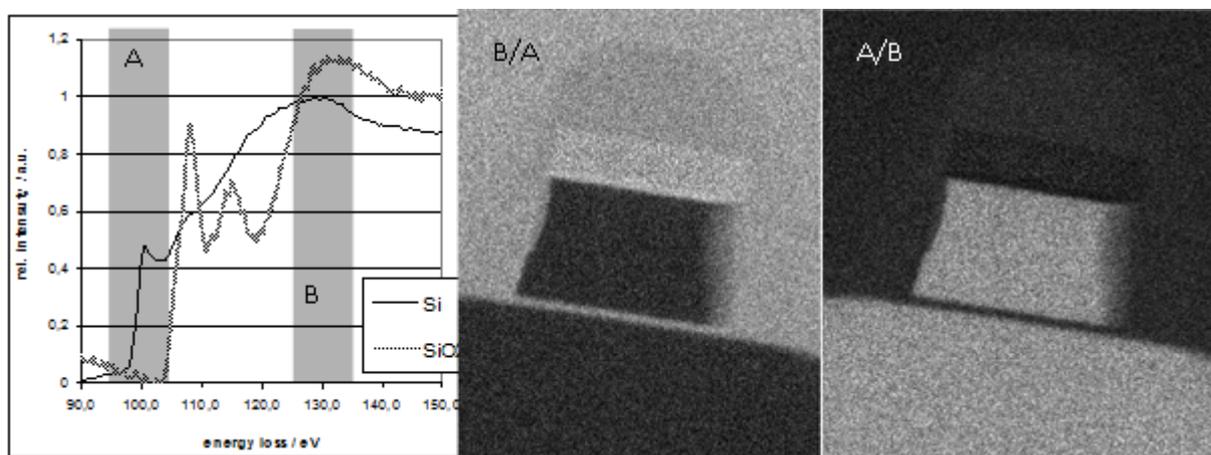


Abb. 5.24:

Energiegefilterte Abbildung eines Transistors im Core-Loss-Bereich mit eingeschränktem Energiefenster an der Si-L-Kante (99eV): Die Lage der Fenster ist links markiert. Im Verhältnisbild der beiden Aufnahmen erscheint entweder der Bereich, in dem Si in einer Verbindung vorliegt (Mitte), oder der Bereich des elementaren Si (rechts) hell.

Bei deutlichen Unterschieden an intensitätsstarken Kanten, wie beispielsweise die L-Kante von elementarem Silizium bzw. SiO₂, kann durch das Setzen eines Energiefensters auf ein charakteristisches Detail und die Abbildung der entsprechenden Intensitätsverteilung direkt auf die örtliche Verteilung eines bestimmten Bindungstypes geschlossen werden (Abb. 5.24).

Voraussetzung für diese Bildakquisition ist eine hinreichend gute Signalqualität bei einem nur 10eV breitem Energiefenster im Core-Loss-Bereich, wie sie an Proben optimaler Dicke mit hinreichend langer Belichtungszeit erzielbar ist.

5.4 Energiegefilterte Abbildung im STEM-HAADF Mode

In den letzten Jahren fand eine dynamische Entwicklung hinsichtlich der Verbesserung der Auflösung insbesondere im Bereich der STEM statt [PEN12]. Insbesondere mit der Verfügbarkeit von C_s -Korrektoren für den Kondensorbereich von verschiedenen marktüblichen Geräten werden Auflösungen erreicht, die noch vor ca. 10 Jahren nur besonders ausgerüsteten Geräten im TEM-Betrieb vorbehalten waren. Die dabei erzielten hohen Stromdichten führen zusätzlich zu sehr guten Signalausbeuten für analytische Techniken. Daher werden zunehmend Fragestellungen auch komplett im STEM-Modus bearbeitet, insbesondere wenn bei der Aufgabenstellung keine Aspekte, die eine gezielte Nutzung des Beugungskontrastes erfordern, gefragt sind. Die besondere Akzentuierung des Ordnungszahlkontrastes durch die Nutzung von HAADF-Detektoren mit kurzer Kameralänge schafft auch gute Voraussetzungen für eine teilweise automatische Datenakquisition (siehe auch Abschnitt 8).

Für die Aufnahme von Elementverteilungsbildern unter Nutzung des Energiefilters steht im STEM-Mode die Technik des Spectrum Imaging (Abschnitt 5.5) zur Verfügung mit der Notwendigkeit, einen Kompromiss zwischen Auflösung und Analysezeit (und damit Anfälligkeit für Probendrift und –schädigung) zu finden.

Eine interessante Alternative ergibt sich an Geräten, die mit einem In-column Filter (vgl. Abb. 5.8) ausgerüstet sind und über einen Detektor (z.B. HAADF-Detektor) hinter dem Filter und dem dazugehörigem energieselektierenden Schlitz ausgerüstet sind [MUE13a] (Abb.5.25). Für die korrekte Probenorientierung im STEM-Modus bestehen wegen des Beugungsstrahlenganges bei konvergenter Beleuchtung günstige Voraussetzungen. Nach der Bildoptimierung, ggf. mit Hilfe des Korrektors, wird auf den Spektroskopie-Mode umgeschaltet, der energieselektierende Schlitz eingeführt und hinsichtlich Breite und Position justiert. Schaltet man nun wieder vom Spektroskopie-Modus in den Abbildungsmodus zurück, ist das Signal, welches den Detektor erreicht, nunmehr energiegefiltert, was sich bei größeren Probendicken sehr augenscheinlich in deutlich verringerter Intensität zeigt. Bei einem HAADF-Detektor kann eine Hellfeldabbildung nun durch die Ablenkung des zentralen Beugungsspot auf den Bereich außerhalb der mittleren Öffnung erzielt werden (Abb. 5.26a). Eine solche Strahlengeometrie wurde bereits für Anwendungen im Low-Loss-Bereich zur Differenzierung chemischer Bindungszustände vorgestellt [GU09]. Wesentlich ist dabei, dass bei der Verschiebung des Zentralspots die Position des energieauswählenden Schlitzes unter Umständen mit korrigiert werden muss, je nachdem, in welcher Höhe sich die benutzten Deflektoren befinden. Alternativ kann auch die Kameralänge soweit erhöht werden, dass der Beugungspot größer als die Öffnung im Detektor ist (Abb. 5.26b). Die physikalischen Abbildungsbedingungen entsprechen nun denen eines Annular-Brightfield Detektors [OKU09]. Je nach Anwendung wird nun die Beschleunigungsspannung so verändert, dass der energiefilternde Schlitz nur von Elektronen mit definiertem Energieverlust passiert werden kann.

Abb. 5.25:
Prinzipieller Aufbau
eines TEM mit In-
column Filter für die
Realisierung der ener-
giegefilterten STEM-
Abbildung. Die dazu
genutzten Komponen-
ten sind grau gefüllt
markiert. [MUE13a]

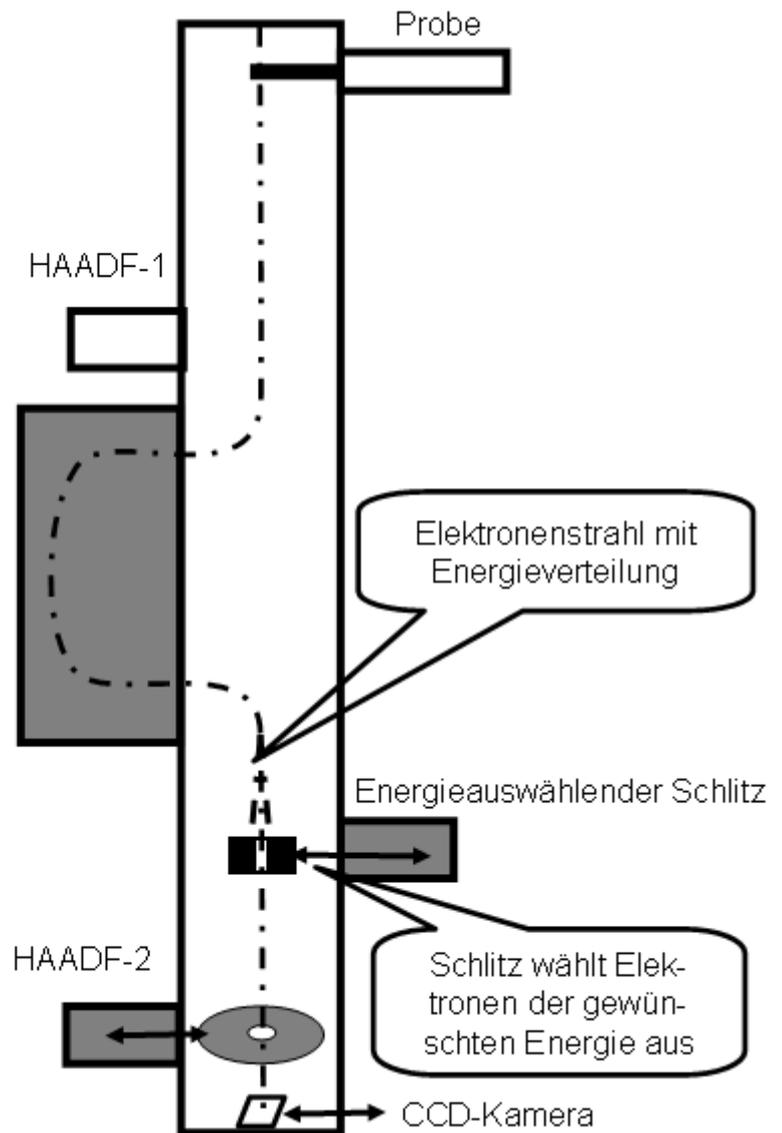
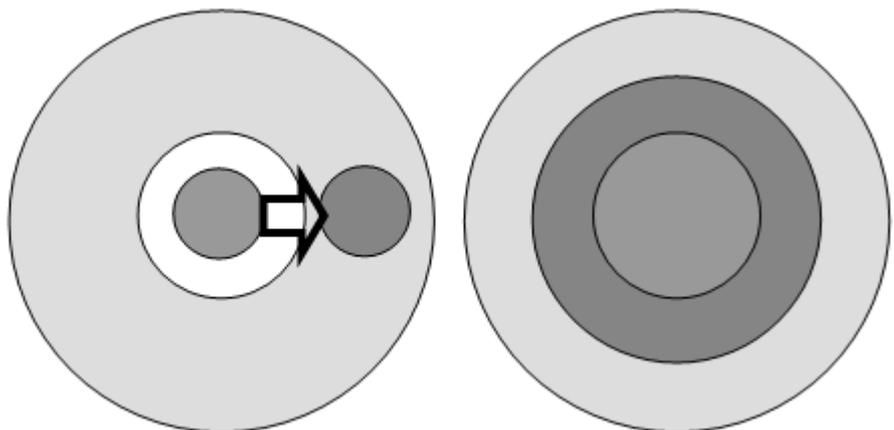


Abb. 5.26:
Realisierung der ener-
giegefilterten Abbil-
dung im STEM-Mode
mit Post-filter-
HAADF-Detektor
(hellgrau) in der Beu-
gungsebene durch
Verschiebung des
Hellfeldspots (mittel-
grau), (a, links) oder
durch Vergrößerung
der Kameralänge (b,
rechts).



Die Anwendungsmöglichkeiten dieser Technik lehnen sich an denen der EFTEM-Methode (vgl. Abschnitt 5.2.3) an:

- a) Erfolgt keine Verschiebung der Beschleunigungsspannung, so gelangen nur elastisch gestreute Elektronen auf den Detektor. Die Abbildung entspricht daher einem Zero-Loss gefilterten Bild (vgl. Abb. 5.10). Damit eröffnet sich die Möglichkeit, die Fortschritte der STEM-Technik in den letzten Jahren auch an Proben mit etwas größerer Probendicke zu realisieren (Abb. 5.27).

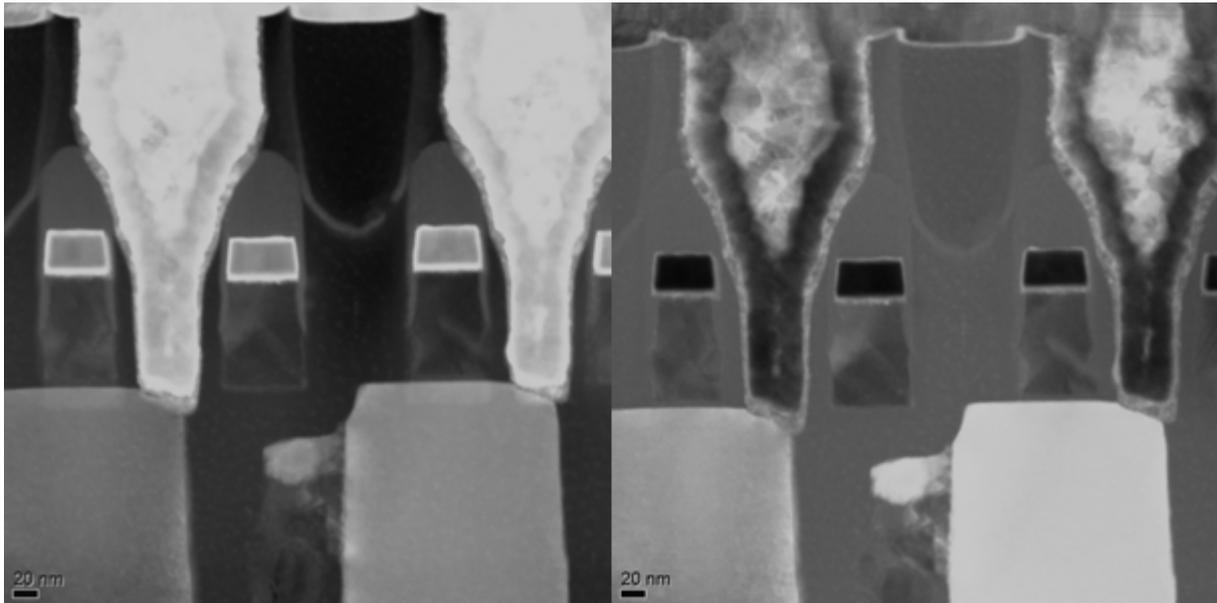


Abb. 5.27:

Vergleich zwischen einem ungefiltertem (links) und Zero-Loss gefiltertem Bild im STEM-Modus: Da der hohe Anteil inelastisch gestreuter Intensität von W und WSi_2 nicht am Bildaufbau teilnimmt, verschieben sich die Kontrastverhältnisse. Die Bildinhalte sind in Abb. 5.14 beschrieben und gelten für die folgenden Bilder, z.T. seitenverkehrt.

- b) Analog der Vorgehensweise bei der Aufnahme von Elementverteilungen mittels energiegefilterter TEM (vgl. Abb. 3.40) können durch eine gezielte Veränderung der Beschleunigungsspannung STEM-Bilder im Bereich der elementspezifischen Energieverluste angefertigt werden. Bei der Wahl der Energiefenster für die Pre-Edge1, Pre-Edge2 und PostEdge Bilder (Abb. 5.28) stehen die Erfahrungen aus dem TEM-Mode zur Verfügung. Die Verarbeitung der Bilder geschieht dann analog, indem bei der 3-Fenster-Methode aus den Pre-Edge1 und Pre-Edge2 Bildern eine Untergrundfunktion ermittelt wird. Mit dieser wird der Untergrund im Bereich der elementspezifischen Kante berechnet, wobei verschiedene Modelle, angewandt werden können. Durch Differenzbildung erhält man das Elementverteilungsbild (Abb. 5.29). Alternativ besteht auch die Möglichkeit ein Jump-Ratio-Bild (vgl. Abb. 5.15) zwischen dem Pre-Edge2 und dem Post-Edge Bild zu errechnen (Abb. 5.30)

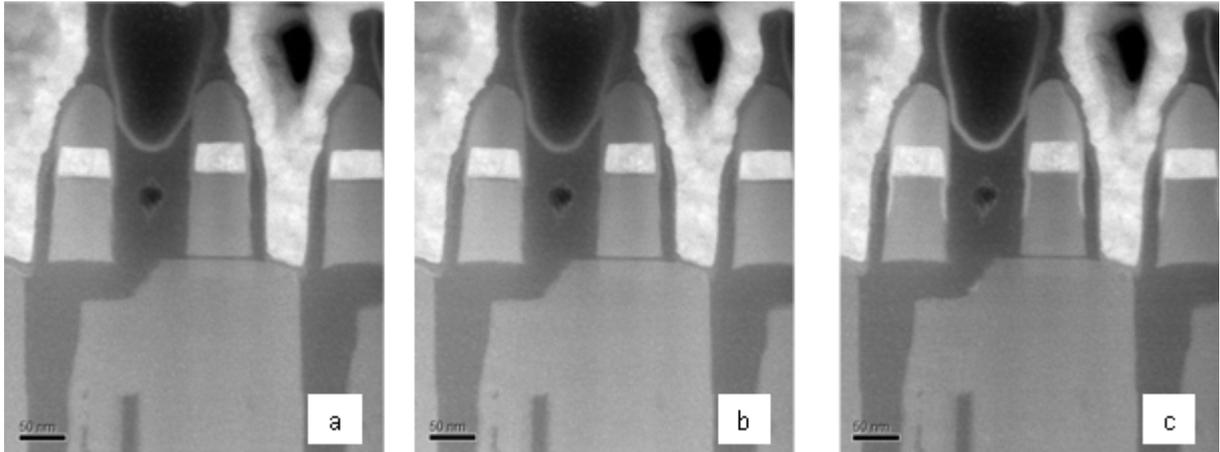
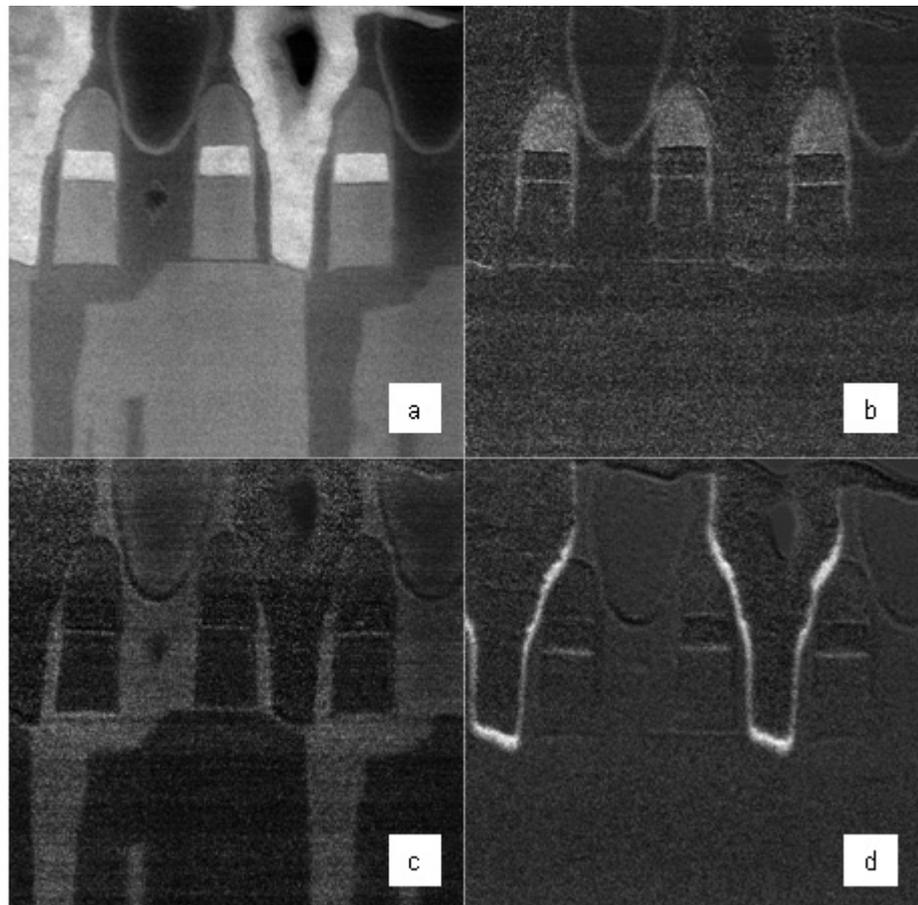


Abb. 5.28:
Energiegefilterte STEM-Aufnahme einer Transistorstruktur mit einem Offset von 369eV (a), 389eV (b) und 411eV (c), was der Position der PreEdge1-, PreEdge2- und PostEdge-Energiefenster für die Stickstoff-K-Kante entspricht.

Abb. 5.29:
Berechnung des Untergrundes für die energetische Position des Stickstoff-PostEdge-Bildes aus den Bilder 5.28a und 5.28b (a), und durch Differenzbildung ermitteltes Stickstoffverteilungsbild (b). Die Elementverteilungsbilder für Sauerstoff (c) und Titan (d) ergänzen die Charakterisierung der Struktur.



- c) Abbildungen mit definierten Energieverlusten können ebenfalls im Low-Loss angefertigt werden (vgl. 5.3.1). Bei der Wahl eines kleinen Energiefensters ist es auch möglich, Bildserien mit Schrittweiten von wenigen Elektronenvolt anzufertigen um die räumliche Verteilung bestimmter Bindungen zu studieren. Dies ist vergleichbar mit der Technik des EFTEM-Spectrum Imaging [GAT11].

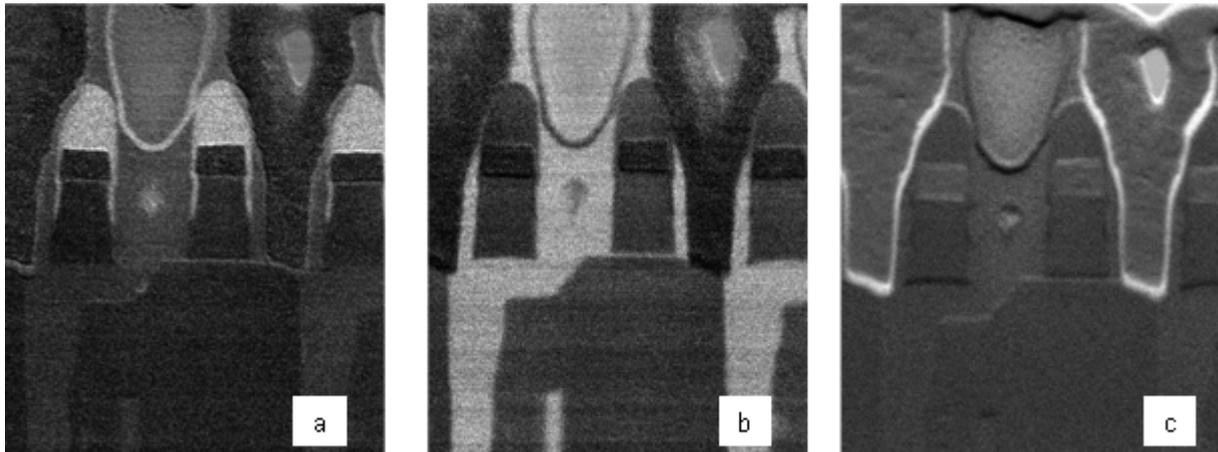


Abb. 5.30:

Jump-Ratio-Bilder (vgl. Abb. 5.15 für den TEM-Mode) auf der Basis energiegefilterter STEM-Bilder an der Struktur aus Abb. 5.18 und 5.19 für Stickstoff (a), Sauerstoff (b) und Titan (c). Während für Sauerstoff und Stickstoff ein deutlicher Qualitätsgewinn zu verzeichnen ist, kann die Darstellung für Ti durch Kantenüberzeichnung zu Fehlinterpretationen führen.

Die Nutzung der energiegefilterten STEM-Technik hat aus praktischer Sicht einige Vorteile. Es ist zu erwarten, dass die Arbeit im STEM durch die Verbesserung der Geräte und die Möglichkeit, durch die Variation der Kameralänge das Kontrastverhalten zu beeinflussen, einen immer breiteren Raum einnehmen wird. Wenn die Ergebnisse dann durch Elementverteilungsbilder mit hoher Ortsauflösung ergänzt werden sollen und die Akquisition eines kompletten Datenwürfels nicht von Interesse ist, ist es nicht erforderlich, zum TEM-Mode umzuschalten.

Bei der Änderung der Beschleunigungsspannung im TEM-Mode ändert sich bei konstanten Linsenströmen neben dem Fokus auch die Ausleuchtung des interessierenden Bereiches. Besonders bei größeren Energieverlusten müssen dann im Lichte der jeweiligen Kante Fokus und Ausleuchtung korrigiert werden, was durch die allgemein geringere Intensität oft problematisch ist. Im STEM-mode ist die gesamte Intensität im Fokus konzentriert, so dass bei einer Herabsetzung der Scanfrequenz auch bei allgemein geringeren Intensitäten noch eine Nachfokussierung im Lichte der Kante möglich ist. Die Frage der Ausleuchtung stellt sich nicht.

Die Erzielung hinreichender Intensitäten für die nachfolgenden mathematischen Bildoperationen wird bei EFTEM im Wesentlichen über die Belichtungszeit gesteuert, im STEM-Mode ist die Scanfrequenz das Analogon. Bei sehr langen Belichtungszeiten spielt dann häufig die Probendrift eine begrenzende Rolle. Probendrift im STEM-Mode äußert sich in einer leichten Verzerrung des Bildes im Vergleich zum (mit kurzer Zeitkonstante akquirierten) Zero-Loss-Bild. Eine solche Verzerrung kann leicht korrigiert werden, falls sie bei der Begutachtung des Ergebnisses überhaupt stört; im EFTEM allerdings führen Driftbewegungen während der Aufnahme zu Verlusten in der Ortsauflösung. In Kombination mit der Möglichkeit der Nachfokussierung werden damit zwei wesentliche auflösungsbegrenzende Einflüsse im EFTEM bei der Energiefilterung im STEM-mode reduziert [LOZ07].

Die Verfügbarkeit von hinreichend Intensität auch bei Proben mit weniger günstigem t/λ erlaubt die prinzipielle Anwendung der 3-Fenster-Methode im STEM-mode unter Umständen auch dann, wenn der Signal-Rausch-Abstand im EFTEM sehr gering ist (Abb. 5.31). Es muss allerdings darauf hingewiesen werden, dass Unsicherheiten bei der Interpretation des Ergebnisses wegen Mehrfachanregung mit einer veränderten Strahlführung nicht ausgeräumt werden können.

Bei der Anwendung schmaler Fenster für den energiewählenden Schlitz (< 5 eV) gibt es bei vielen Systemen Probleme mit der gleichmäßigen Ausleuchtung des interessierenden Bereiches. Bei der Anwendung eines Beugungsstrahlenganges wie im STEM-Mode äußert sich die Beschränkung der Ausleuchtung dann lediglich in einer geringeren akquirierten Intensität, deren Ausgleich bereits diskutiert wurde. Die energiegefilterte STEM-Technik ist daher für die Aufnahme von Bildserien mit kleinem Energiefenster (EFTEM-SI [WAT12]) besonders geeignet.

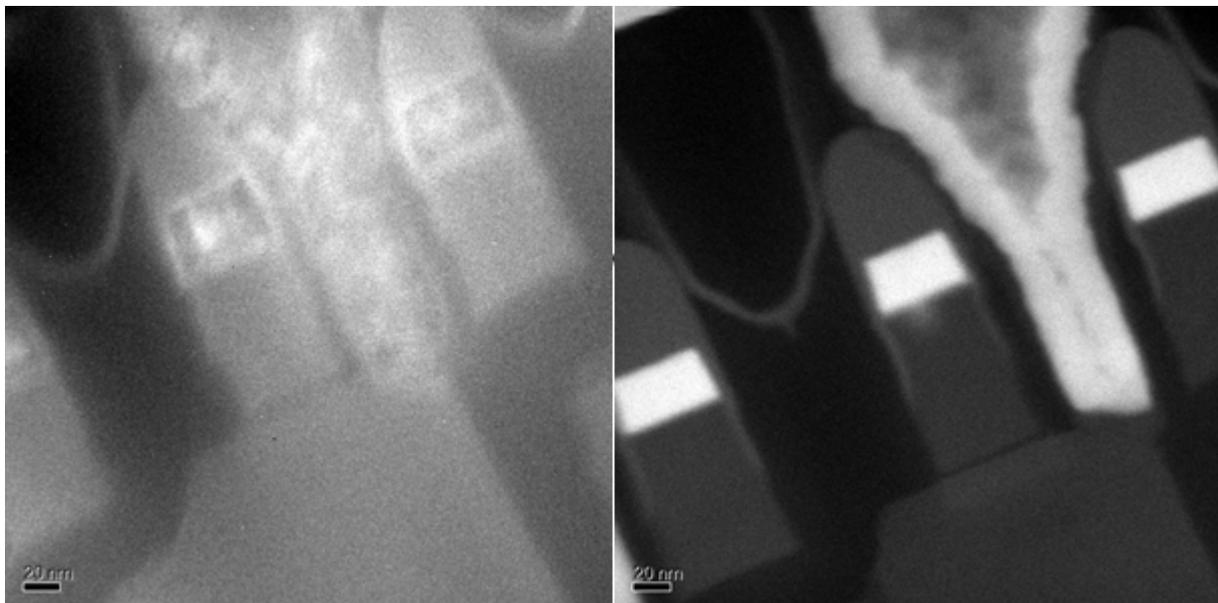


Abb. 5.31:

Vergleich energiegefilterter Aufnahmen im TEM-mode (links) und im STEM-mode (rechts): Die Bilder wurden in beiden Fällen mit einem Energieversatz von 416eV und einer Fensterbreite von 20eV akquiriert, was für die Lage der Stickstoffkante optimiert ist.

Wesentlicher Nachteil der vorgeschlagenen Technik ist, dass die Anwendung gegenwärtig auf Systeme mit In-Column Filter und dahinter angeordnetem Detektor beschränkt ist. So konfigurierte Systeme sind derzeit nur in geringer Stückzahl am Markt präsent. Ein nulldimensionaler Elektronendetektor hinter einem Post-Column Filter, ggf. rückziehbar, könnte prinzipiell das Gleiche leisten. Bei einem Gerät, welches für den vorwiegenden STEM-Einsatz konfiguriert ist, wäre dann auch die kostenintensive CCD-Kamera nicht erforderlich.

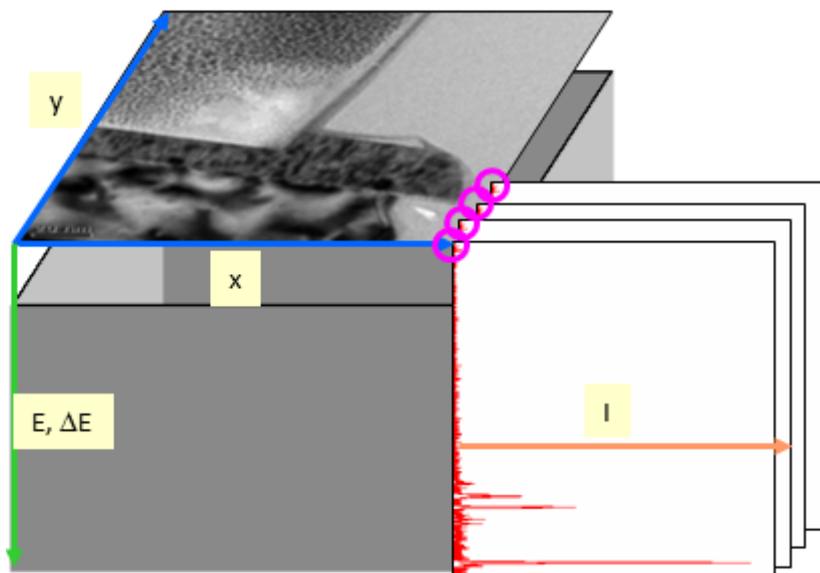
Die Anwendung der vorgeschlagenen energiegefilterten STEM-Akquisition setzt allerdings eine Probenqualität voraus, die intensives Arbeiten mit dem sehr intensitätsstarken STEM-Strahl ohne Kontamination erlaubt.

5.5. Kombination von Abbildung und Elementanalytik („Spectrum Imaging“)

Für die Charakterisierung der chemischen Zusammensetzung im Mikro- und Nanobereich macht sich in vielen Fällen eine Kombination der bildgebenden und elementanalytischen Methoden erforderlich. Mit der Verfügbarkeit leistungsfähiger Rechentechnik werden dabei auch größere Datensätze gut beherrschbar. Das führte zur Entwicklung der Technik des „Spectrum Imaging“ [HUN91], die im Folgenden zunächst für den Einsatz am EDX-System (vgl. Abschnitt 5.1) dargelegt wird, aber auch für EEL-Spektroskopie zur Verfügung steht. Beim Einsatz dieser Technik im industriellen Umfeld wurden einige Verbesserungen, im Wesentlichen zur Effizienzsteigerung, entwickelt, die hier an Beispielen vorgestellt werden.

Während bei älteren EDX-Systemen die entsprechenden Elemente und deren Energiefenster vor Beginn der Messung definiert werden mussten, hat sich mit dem Fortschritt der Rechentechnik und der preiswerten Verfügbarkeit von Speichermedien das Prinzip des Spectrum Imaging durchgesetzt. Das bedeutet, dass von jedem analysiertem Pixel das komplette Spektrum abgespeichert wird, üblicherweise in 1024 oder 2048 Kanälen. Der so erzeugte Datensatz kann, für den Fall einer Flächenanalyse, anschaulich im 3-dimensionalen Raum als Datenwürfel verstanden werden (Abb. 5.32). Elementverteilungsbilder, Linienanalysen, Einzelspektren und Aufsummierungen über bestimmte Bereiche entsprechen dann unterschiedlichen Schnitten in diesem Datenwürfel [BON04]. Dieses Vorgehen hat den Vorteil, dass ein einmal akquirierter Datensatz jederzeit nach vorher nicht erwarteten Elementen untersucht werden kann. Ebenso kann die Definition der Energiefenster jederzeit anhand von Erkenntnissen, die sich möglicherweise erst während der Messung ergeben, korrigiert und ergänzt werden. Für die Weitergabe solcherart erzielter Ergebnisse ist eine Datenreduktion auf anschauliche Darstellungen notwendig.

Abb. 5.32:
Prinzip des Spectrum Imaging [nach SIG05]:
Beim Scannen über den ausgewählten Probenbereich in x- und y- Richtung wird von jedem Pixel ein Spektrum, in diesem Falle mit dem EDX-Detektor, akquiriert. Die Intensitätswerte I sind dann in einem Feld mit den Koordinaten x , y und E (bzw ΔE) abgespeichert.



Sollen Konzentrationsgradienten über Schichten oder Reaktionszonen mit hoher Auflösung hinsichtlich von Ort und/oder Konzentration ermittelt werden, so gerät die erforderliche Messzeit pro Punkt schnell in Konflikt mit der Gefahr der Probenschädigung [SAD10]. Eine Lösung dafür ergibt sich, wenn die Linienanalyse über parallele Objektdetails verlaufen soll,

wie zum Beispiel bei Schichtstapeln [POT11]. In diesem Falle sollte die Scanrichtung exakt parallel zu einer definierten Linie, die parallel zu den Schichtgrenzen verläuft, ausgerichtet werden und dann statt einer Linie ein breiter Bereich zur Analyse definiert werden. Die einzelnen Messpunkte sollten dann in hinreichendem Abstand definiert werden, so dass eine gegenseitige Beeinflussung, d.h. die Analyse einer bereits beschädigten Stelle nicht erfolgt, und die Messzeit pro Punkt kann sehr kurz gewählt werden, im Allgemeinen deutlich unter einer Sekunde. Damit ergibt sich für die einzelnen Messpunkte zunächst eine ungenügende Zählstatistik. Anschließend erfolgt eine Aufsummierung parallel zu den charakteristischen Details der Linie. Im Ergebnis wird auch ohne Probenschädigung, was durch ein anschließendes Kontrollbild leicht nachgewiesen wird, ein statistisch wesentlich besseres Liniensprofil erzielt. (Abb. 5.33)

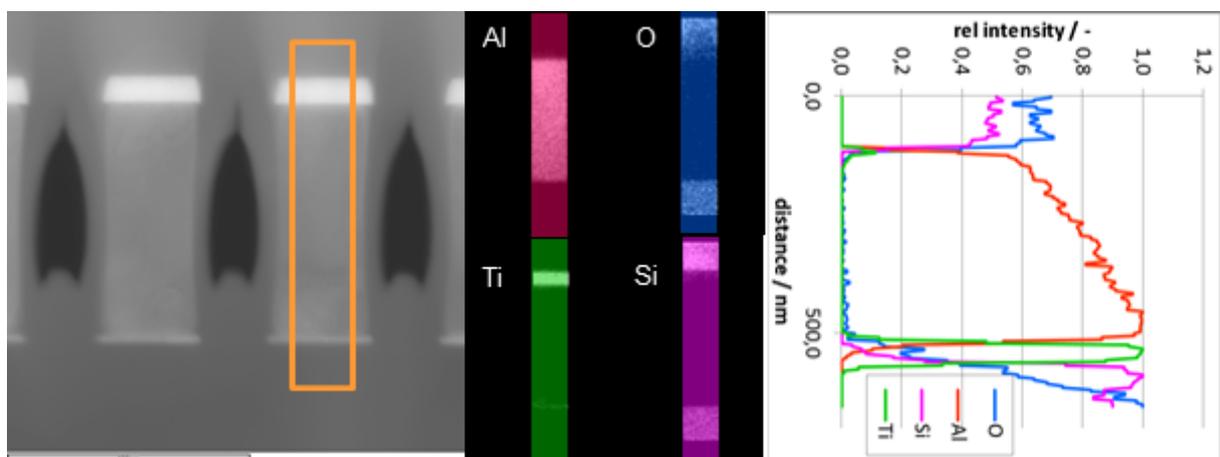


Abb. 5.33:

Prinzip des Lineplots über ebene Schichtsysteme mit Mittelung parallel der Schichtebene: Links STEM-HAADF Bild zur Definition des zu analysierenden Objekts; Mitte beispielhaftes Elementverteilungsbild; Rechts Auftragung der aufsummierten Intensität als Funktion der Höhe im Schichtstapel im Vergleich zu einem einfachen Lineplot.

Bei der Aufklärung der Elementverteilungen an komplizierteren Geometrien empfiehlt sich die Akquisition von Elementverteilungsbildern. Da die erforderliche Gesamtmesszeit bei Erhöhung der Pixelauflösung und/oder der Dimensionen des analysierten Bereiches quadratisch ansteigt und für die Messzeiten pro Pixel intensitätsbedingte Mindestanforderungen gelten, muss häufig ein Kompromiss zwischen der Größe der analysierten Bereiche und erzielter Ortsauflösung gefunden werden.

Für Elementkombinationen, die wegen der beschriebenen Linienüberlagerungen im EDX-Spektrum nicht sauber getrennt werden können, ergibt sich unter günstigen Umständen die Möglichkeit, durch mathematische Bildoperationen Verteilungsbilder zu erhalten. So ist zum Beispiel bei gemeinsamem Vorliegen von Objekten aus W-, WSi₂ und Si primär kein Elementverteilungsbild von Silizium akquirierbar, da im Energiefenster der Si-K-Kante immer die Intensität der Wolfram M-Linie mitgezählt wird. Da aber zusätzlich auf der Basis der Wolfram L-Linie ein Elementverteilungsbild für Wolfram erstellt werden kann, ergibt sich die Möglichkeit, durch Subtraktion der Bilder Si+W und W ein Si-Verteilungsbild zu erstellen, dessen Intensitätsverhältnisse die Konzentrationen von Silizium im Substrat, in polykristallinem Si, in SiO₂, Si₃N₄ und im WSi₂ relativ zueinander richtig wiedergeben (Abb. 5.34).

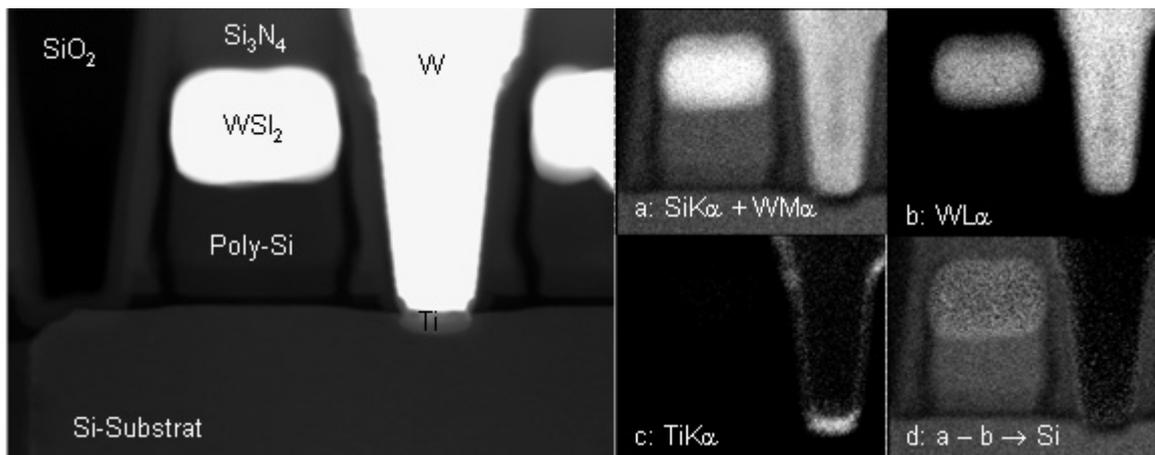


Abb. 5.34:

Elementverteilungsbilder vom Auswahltransistor und Bitlinekontakt einer Speicherzelle eines DRAM in 110nm-Technologie: Links STEM-Dunkelfeldbild mit Kennzeichnung der Materialien. Die Bilder a) bis c) sind als Elementverteilungen eines bestimmten Energiefensters aufgenommen, Bild d) entstand durch Differenzbildung. Die Grauwertverhältnisse im Differenzbild zeigen die richtigen Intensitäten zur Materialidentifizierung.

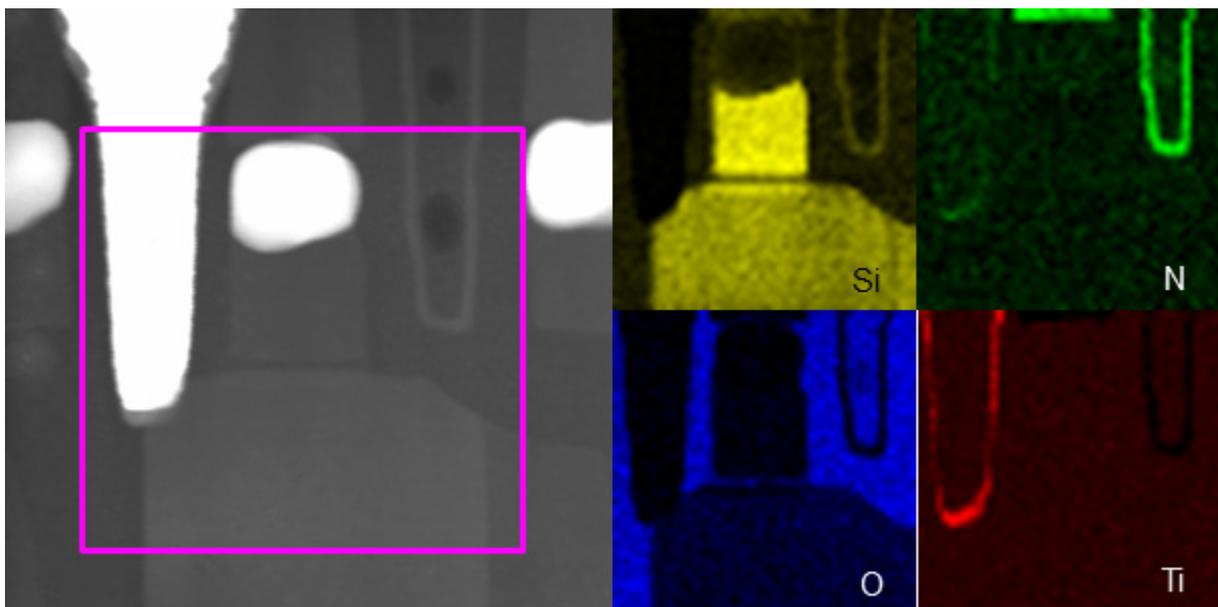


Abb. 5.35

Elementverteilungsbilder eines Transistorbereiches, aufgenommen mittels Spectrum Imaging unter Nutzung des EEL-Spektrometers [HIL06]

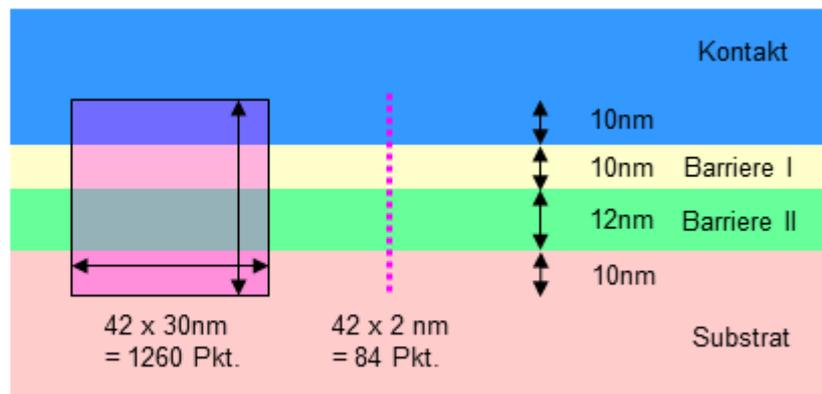
Die Anwendung von Analysemethoden auf der Basis der Elektronenenergieverlustspektroskopie kann, ebenso wie die EDX mit der STEM-Technik, zum Spectrum Imaging kombiniert werden und für Analysenserien entlang einer Linie oder über eine Fläche (Abb. 5.35) genutzt werden. Die Untergrundkorrektur wird von modernen Systemen nach der Festlegung eines Bereiches zum Anfitten der gewählten Funktion an ein Spektrum aus der Serie (bzw. dem Datenwürfel) für alle Spektren gemeinsam für das jeweilige Element durchgeführt. Es

muss sorgfältig überprüft werden, ob diese Korrektur auch für den gesamten Bereich richtig ist, da die sich die vorliegenden Elementkombinationen und damit die für zur Festlegung der Untergrundfunktion geeigneten Bereiche örtlich sehr stark unterscheiden können.

Bei der Anwendung komplexer analytischer Untersuchungsmethoden, wie dem Spectrum Imaging, muss im industriellen Umfeld darauf geachtet werden, dass die Laborkapazitäten dem Ziel der Untersuchung entsprechend eingesetzt werden. So führen beim Abrastern einer Fläche („Mapping“) höhere Forderungen an die Ortsauflösung um den Faktor x zu einem Anstieg des Zeitbedarfs der Untersuchung um den Faktor x^2 , was zu erheblich höheren Anforderungen an die Probe hinsichtlich Drift und der Stabilität gegenüber Probenschädigung und/oder Kontamination führt. In vielen Fällen, insbesondere bei der Beurteilung von Schichten und Schichtstapeln ist es aber möglich und sinnvoll, die Fragestellung auf eine Dimension zu reduzieren. So müssen zur elementanalytischen Untersuchung eines Diffusionssperrsystems von 10 + 12nm plus einem sinnvollen Überlapp zur darunter und darüber liegenden Phase bei einem Mapping mit einer Ortsauflösung von 1nm und einer Breite von 30nm 1260 Punkte analysiert werden (Abb. 5.36). Bei einer simultanen Akquisition von EDX- und EELS-Signal (siehe unten) sollten zur Erzielung einer akzeptablen Zählstatistik 20s pro Messpunkt kalkuliert werden, was zu einer reinen Messzeit von 420 Minuten (ohne Totzeit und Rechenzeit zur Signalverarbeitung) führt. Eine Linienanalyse mit einer Ortsauflösung von 0,5nm erfordert jedoch lediglich 84 Messpunkte und damit 28 Minuten reine Messzeit und liefert in Messrichtung eine doppelte Informationsdichte. Bei der Akquisition von Elementmappings werden daher sinnvolle Kompromisse zwischen akzeptabler Analysenzeit und notwendiger Ortsauflösung gemacht, was dazu führt, dass Elementverteilungen auf der Basis des Spektrum Imaging meist ein gröberes Raster aufweisen als bei Aufnahme nach dem Prinzip der energiegefilterten Aufnahme, wie ein Vergleich der Bilder 3.40 und 3.43 zeigt.

Abb. 5.36:

Vergleich des Bedarfes an Analysenzeit zwischen Mapping und Linienanalyse: Wenn lediglich die Schichtfolge von Interesse ist, bietet sich die Linienmessung mit 84 Messpunkten an.

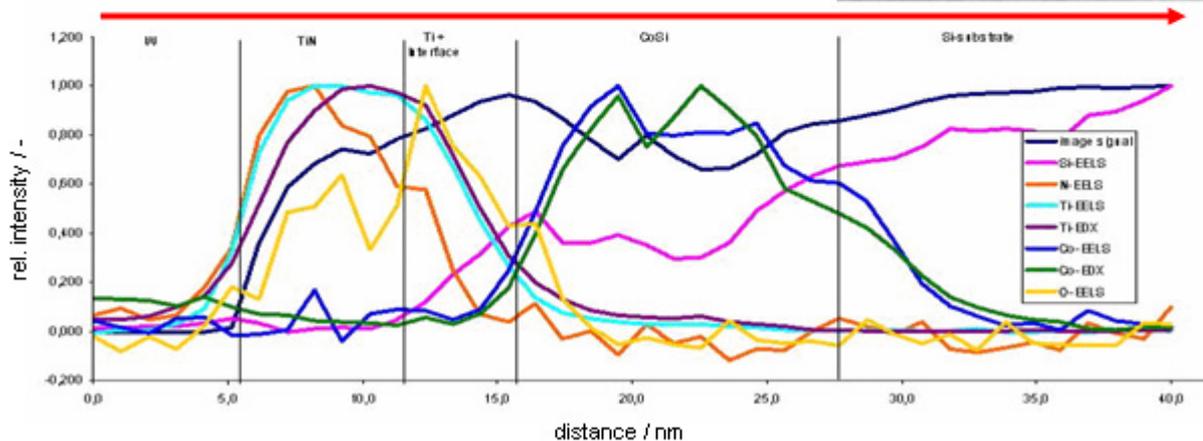
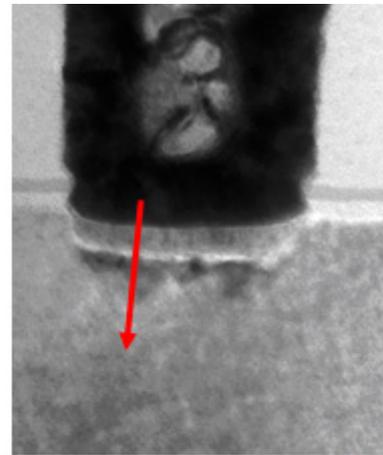


Eine interessante Option ist die simultane Akquisition von Spectrum Images mit dem EDX-Detektor und dem EEL-Spektrometer. Dabei entstehen bei einem Messvorgang zwei Datenwürfel (oder Datenebenen, wenn das Problem wie oben erläutert auf eine Dimension reduziert werden kann) aus dem identischen Probenbereich, die bei komplexen Fragestellungen eine erhöhte Aussagekraft haben (Abb. 5.37). Voraussetzung ist eine Probendicke, die für beide Verfahren gute Ergebnisse liefert. Dabei handelt es sich in der Regel um einen Kompromis zwischen den Forderungen der EELS, die wegen der Vermeidung von Mehrfachanregung besonders bei hinreichend dünnen Probenstellen gute Ergebnisse liefert und der EDX, wo zur Erzielung zählstatistisch sinnvoller Intensitäten etwas größere Probendicken bevor-

zugt werden. Bei den für die EDX-Analyse üblichen Zählzeiten von mehreren Sekunden würde die CCD-Kamera, die das EEL-Spektrum akquiriert, sehr schnell in Sättigung geraten. Das wird vermieden, indem diese während der Belichtung eines Pixels mehrfach ausgelesen wird und die Daten kumulativ verarbeitet werden.

Abb. 5.37:

Simultane Darstellung von EELS und EDX-Signal eines analytischen Lineplots über ein Diffusionsbarriersystem (rechts abgebildet), bestehend aus CoSi_2 und TiN mit einer Zwischenschicht. Die Analyse (unten) erfolgte entlang des rot eingezeichneten Pfeiles.



Im Falle der simultanen Aufzeichnung von EELS- und EDX-Signal ergänzen sich die Informationen. Eine besondere Hilfe zur Beurteilung der erzielten Messgenauigkeit ist die Präsenz von Elementen, die bei sauberen Messbedingungen sowohl für EELS- als auch bei EDX-Analysen einen eindeutigen Signalverlauf liefern. Bei der Analyse von Schichtsystemen zur Diffusionsbarriere ist in vielen Halbleiterstrukturen der Verlauf der Ti-Konzentration ein geeigneter Bezug, da sowohl die Ti-L-Kante im EEL-Spektrum als auch der Ti-K-Peak im EDX-Spektrum gut zu separieren sind.

Bei der Darstellung der Ergebnisse bereitet es speziell bei den EELS-Daten häufig Schwierigkeiten, zu einer Quantifizierung zu gelangen, da eine Reihe von Einflussfaktoren nicht bekannt sind oder sich in den beteiligten Phasen stark unterscheiden. Eine Aufzeichnung der Intensität entlang der Messstrecke macht den Vergleich bei mehreren Elementen mit unterschiedlichen Streuquerschnitten schwierig, da sowohl die untergrundkorrigierten Intensitäten als auch die Intensitäten des EDX-Signals stark unterschiedlich sind (Ab. 5.38).

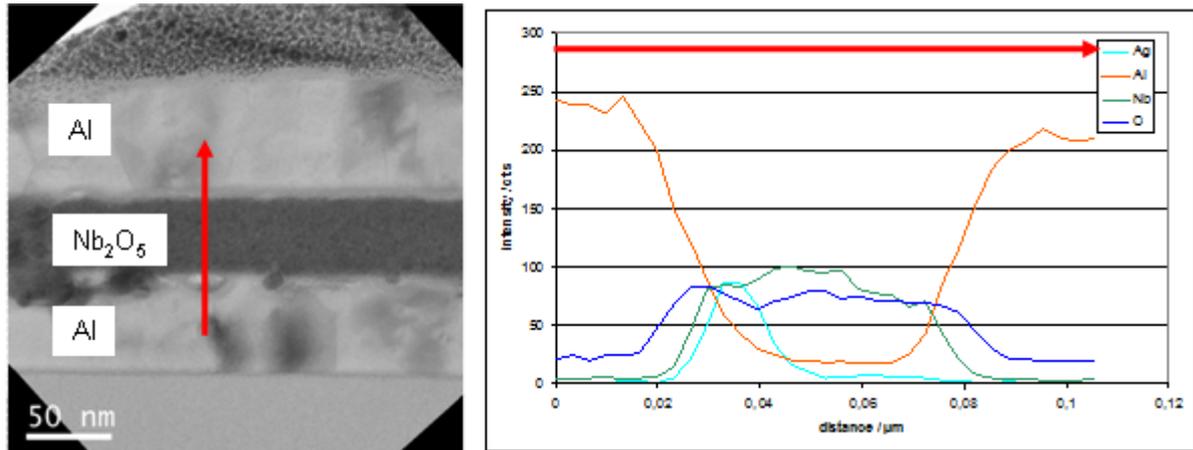
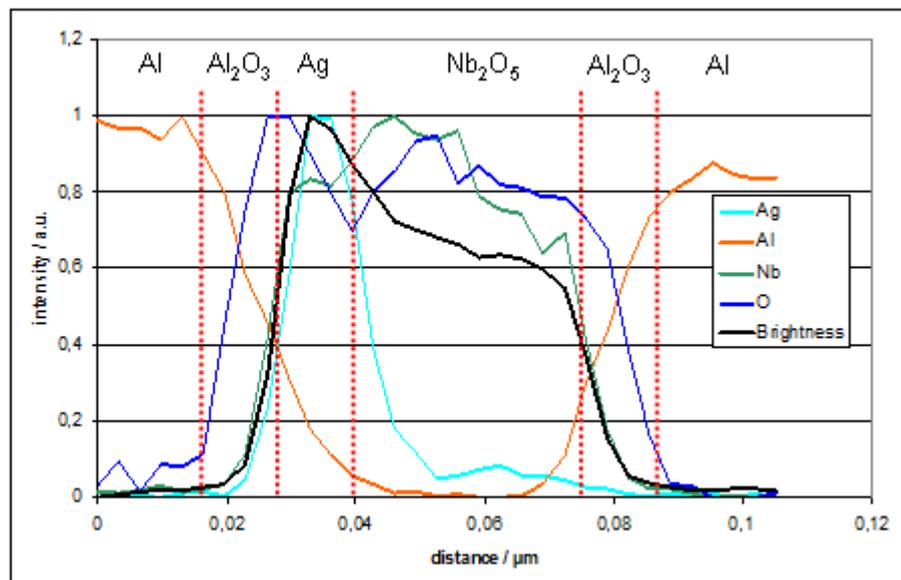


Abb. 5.38:

Analytischer Lineplot über eine Nb₂O₅ zwischen Al-Elektroden: Aufgrund der Streuquerschnitte der verschiedenen Elemente ergeben sich stark divergierende Zählraten. (Rohdaten aus Abb. 5.6)

Abb. 5.39:

Normierung der Intensitäten aus Abb. 5.38 entlang der Messlinie: Durch die nun vergleichbaren relativen Intensitäten sind die Komponenten des Schichtsystems besser identifizierbar und mit dem ebenfalls normiertem Bildsignal korrelierbar.



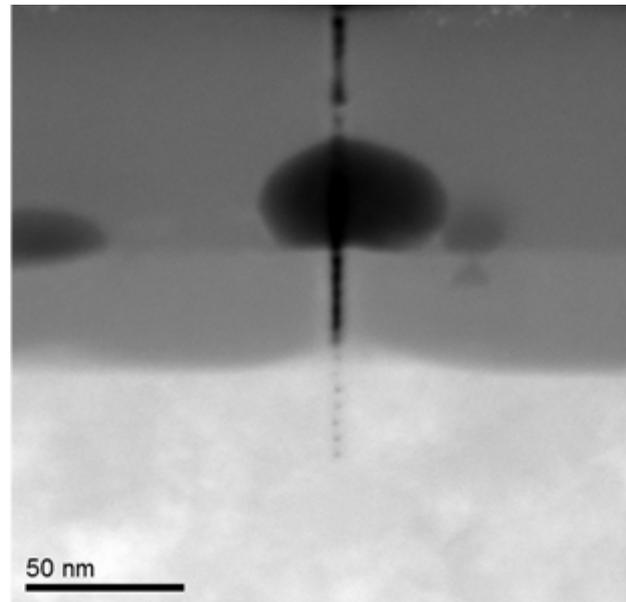
In vielen Fällen ist allerdings der relative Konzentrationsverlauf entlang von Reaktionsfronten o.ä. für die Beurteilung des Prozesses oder die Aufklärung von Fehlermechanismen entscheidend. Eine anschauliche Darstellung kann dann erzielt werden, wenn die Normierung für jedes Element, bzw. aufgezeichnete Signal entlang der Messstrecke erfolgt (Abb. 5.39). Bei dieser Vorgehensweise ist es wesentlich, dass auf jegliche Interpretationsversuche, die sich auf Intensitätsvergleiche zwischen den Signalen beziehen, verzichtet wird. Relative Konzentrationsänderungen entlang der Messlinie sind hingegen sehr gut nachvollziehbar. Meist gelingt es zutreffend, einzelne Schichten zu identifizieren, dem parallel aufgezeichneten Bildsignal zuzuordnen und innerhalb der Schichtgrenzen durch die Bildung eines Mittelwertes zu besserer statistischer Sicherheit zu gelangen.

Für routinemäßige elementanalytische Untersuchungen wird sich in der betrieblichen Praxis häufig erst nach einer abbildenden Voruntersuchung entschieden, so dass an der betreffenden Probe zunächst keine besonderen Maßnahmen zur Vermeidung von Probenschädi-

gung ergriffen wurden. Es muss daher häufig mit der Kontamination intensiv beleuchteter Probenstellen, wie es bei der Akquisition von Spectrum Images mit längeren d-well-Zeiten typisch ist, durch aufgespaltene Kohlenwasserstoffe gerechnet werden. Diese Kontaminationen führen zum einen zu einer deutlichen Erhöhung der lokalen Foliendicke (vgl. Abb. 3.9), was eine Strahlaufweitung und damit einen Verlust der Ortsauflösung zur Folge hat. Zum anderen werden durch die schnell anwachsende Kohlenstoffschicht die relevanten element-spezifischen Signale schnell überdeckt. Andererseits kann auch bei Proben, die keine Neigung zur Kontamination zeigen, eine Schädigung durch das Auftreten von Löchern in sensitiven Materialien entstehen [EGE06], (Abb. 5.40). Damit ist die effektive Zählzeit, d.h. die Zeit, in der tatsächlich Material angeregt wird, deutlich geringer als die Verweilzeit des Strahles. Bei Verbindungen und Mischphasen kann zudem durch unterschiedliche Wechselwirkungen des Elektronenstrahles eine Verfälschung des Ergebnisses eintreten. Diese Randbedingungen durch Kontamination und Probenschädigung sind insbesondere deshalb so beeinträchtigend, da sie die Fortschritte der Gerätetechnik, speziell die Verfügbarkeit der C_s-Korrektur des Kondensorsystem [PEN12], die zu sehr hoher Strahlintensität mit hervorragender Ortsauflösung führt, wirkungslos machen.

Abb. 5.40:

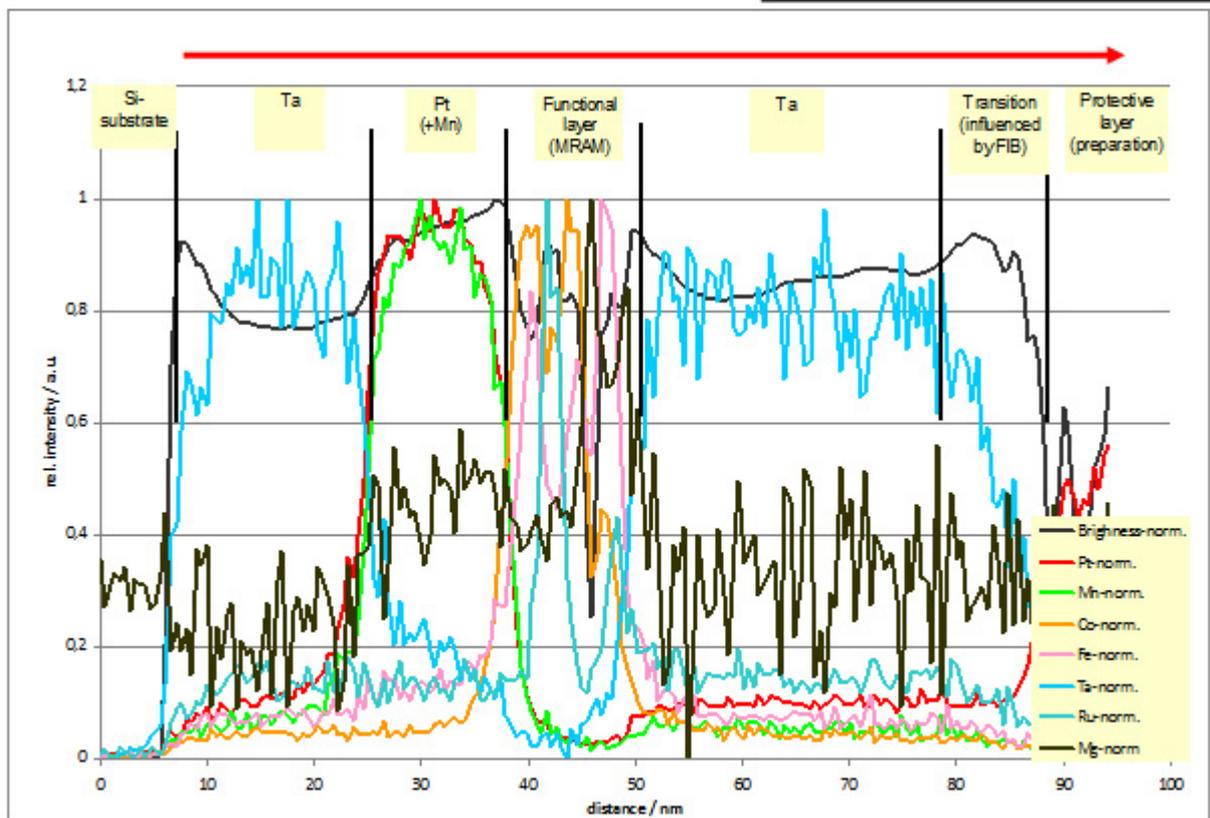
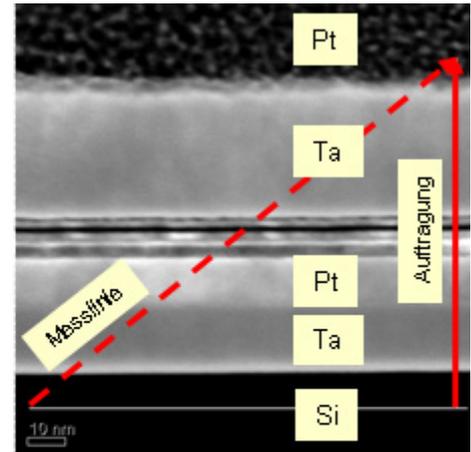
Materialzerstörung, die bei einer Linienanalyse durch ein Schichtsystem hinterlassen wurde: Im unteren Material (TiN) hinterließ der Elektronenstrahl (ca. 30s Messzeit pro Punkt) eine Serie von Löchern, im mittleren Bereich (Si₃N₄) wurden die Löcher so groß, dass sie sich gegenseitig überlappten und im darüberliegenden organischen Material erfolgte eine komplette Materialzerstörung.



Für eine saubere Messung müssen die genannten Einflüsse daher gering gehalten werden. Insbesondere sollte vermieden werden, dass beim Beginn der Akquisition an einem neuen Messpunkt dieser bereits durch Kontaminationsvorgänge bei der Analyse vorhergehender Messpunkte verfälscht ist. Eine einfache Möglichkeit dazu ist, die Messpunkte in hinreichend großem Abstand zu platzieren. Um dennoch die erforderliche Ortsauflösung in der gesuchten Richtung zu erzielen, wird die Messlinie schräg zur untersuchten Struktur gelegt und bei der Auftragung der Ergebnisse als Ortskoordinate nur die senkrecht zur Struktur gelegene Richtung genutzt (Abb. 5.41).

Abb. 5.41:

Analytischer Lineplot über eine funktionelle Schicht für die Entwicklung eines magnetoresistiven nicht-flüchtigen Speichers [SCU07], die zwischen Metall-elektroden abgeschieden wurde. Um einen hinreichenden Abstand zwischen den Messpunkten zu gewährleisten, wurde die Messung entlang der unterbrochenen Linie durchgeführt. Die Auftragung mit den Koordinaten der durchgezogenen Linie führt zu richtigen Schichtdicken.

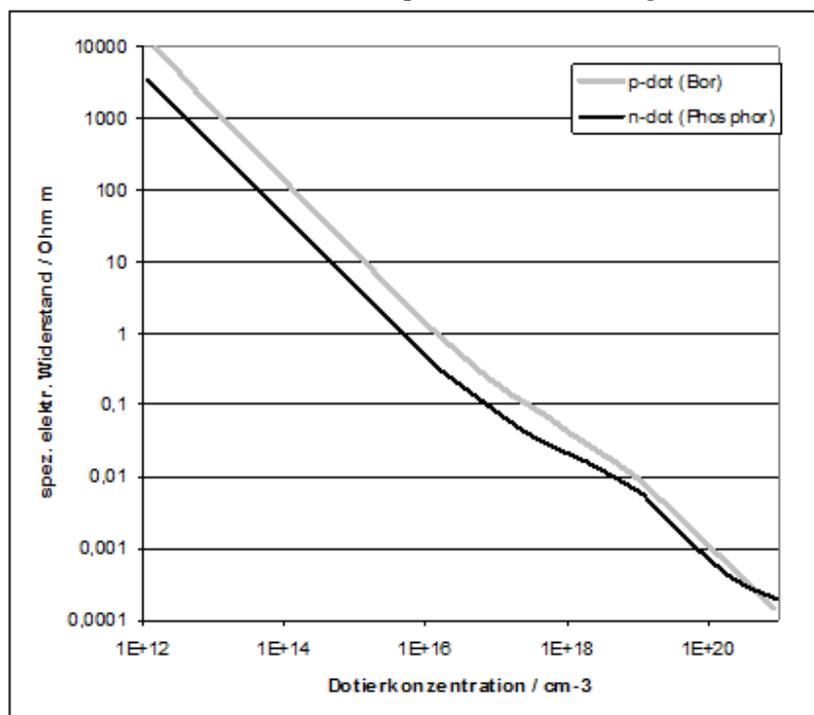


6. Elektronenholographie

6.1 Prinzipielle Fragestellung

Ein herausragendes Charakteristikum der Halbleiter ist deren Fähigkeit, ihre elektrischen Eigenschaften durch eingebaute Fremdatome (Dotierstoffe) in weiten Grenzen zu variieren [FAS05, TIF07, SCA93]. Der primäre Effekt einer solchen Dotierung ist die Veränderung der elektrischen Leitfähigkeit des betrachteten Materials über mehrere Größenordnungen als Funktion der Konzentration des Dotierelementes (Abb. 6.1). Zeichnet man die Energieniveaus der Dotieratome in das Bändermodell mit (Abb. 6.2), so erklärt sich die unter dem Begriff „Störstellenleitung“ bekannte, deutlich geringere Energieschwelle für die Aktivierung der Elektronen bzw. Löcher. Bei der Auswahl der in Frage kommenden Dotierelemente entscheiden neben einem geeigneten Energieniveau Eigenschaften wie Löslichkeit und Diffusionsverhalten, aber auch technologisch bedingte Argumente [EIS97]. Bei Siliziumhalbleiterbausteinen im großindustriellen Umfang sind besonders die Elemente Bor, Arsen und Phosphor von Bedeutung.

Abb. 6.1
Spezifischer elektrischer Widerstand von Bor-dotiertem und Phosphor-dotiertem Silizium in Abhängigkeit von der Dotierstoffkonzentration (nach [SCA93])



Von besonderer Bedeutung ist die Möglichkeit durch lokal wohldefinierte Bereiche unterschiedlicher Dotierung die physikalischen Effekte an den Übergangsstellen technisch zu nutzen. Die Dimensionen der so entstehenden elektrischen Bauelemente sind prinzipiell durch die Möglichkeiten zur Strukturierung (Lithographie) und nachfolgender Prozesse gegeben [HIL08, EIS97]. Von entscheidender Bedeutung für die exakte elektrische Funktion ist die Einstellung der Dotierstoffkonzentration als Funktion des Ortes, d.h. die genaue Lage des p-n-Überganges, mit höchstmöglicher Genauigkeit. So reduziert sich beispielsweise die Einsatzspannung eines MOS-Transistors U_T ($< 1\mu\text{m}$) sehr dramatisch als Funktion des Abstandes zwischen Source- und Drainbereich („Kanallänge“) (Abb. 6.3 [HOF96]). Zur Erzeugung strukturierter Dotierungen mit einer Ortsauflösung, die sich an den jeweils aktuellen Strukturbreiten orientiert, stehen prozess-

technisch diffusionsbasierte Verfahren und Ionenimplantation zur Verfügung. Die Dimensionen und Konzentrationsgradienten sind dabei von sehr vielen Prozessparametern abhängig. Die Kontrolle des Prozessergebnisses ist nur begrenzt möglich.

Abb. 6.2
Energetische Lage ausgewählter Elemente in Bändermodell des Silizium (nach [EIS97])

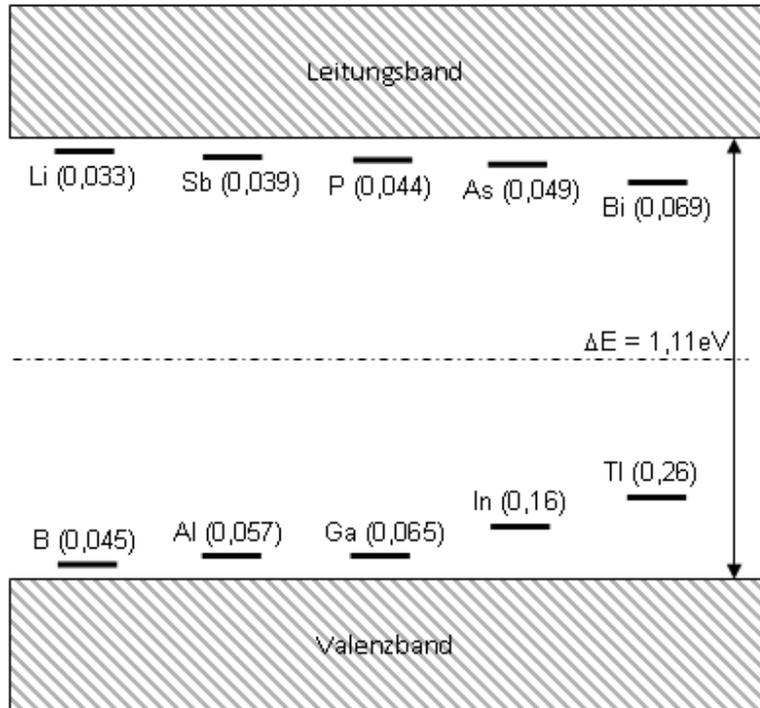
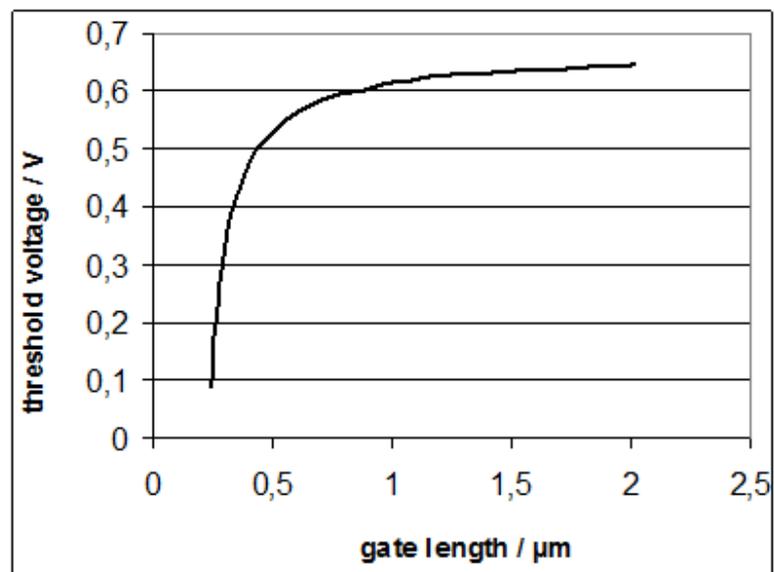


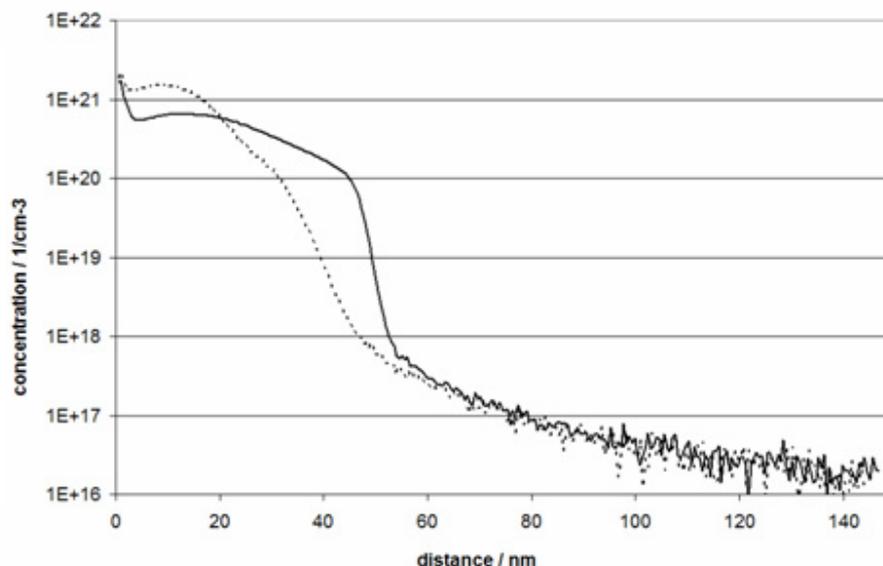
Abb. 6.3
Einsatzspannung eines MOS-Transistors als Funktion von der Gatelänge bei kleinen Gatelängen (Kurzkanaleffekt), nach [HOF96]



Elementanalytische Verfahren mit der geforderten Ortsauflösung, wie die energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) im TEM oder die Elektronenenergieverlustspektroskopie (EELS) haben eine Nachweisempfindlichkeit im einstelligen Prozentbereich, was etwa der Löslichkeitsgrenze der genannten Dotierelemente im Silizium entspricht. Das Spektrum der genutzten Dotierstoffkonzentrationen liegt zwischen 10^{15} cm^{-3} (Atome pro Kubiccentimeter) und 10^{20} cm^{-3} , was 10^{-5} bis 10^0 Prozent entspricht, so dass nur in Ausnahmefällen eine direkte Elementanalyse gelingen kann. Analytische Verfahren mit höherer Empfindlichkeit, wie Sekundärionenmassen-

spektroskopie (SIMS, Abb. 6.4) oder Röntgenfluoreszenzspektroskopie in Totalreflexion (TXRF) erfordern deutlich größere homogene Flächen (einige 10µm bis mm [MAR03, EAG13]). Sie werden auf speziellen Teststrukturen zur Prozeßentwicklung und auch zur Prozesskontrolle eingesetzt, können aber über Ausdehnungen in lateraler Richtung keine Aussage in Größenordnungen, die für eine moderne Halbleiterprozessierung relevant sind, treffen.

Abb. 6.4
Tiefenprofil der As-Konzentration nach Ionenimplantation (zwei Profile mit unterschiedlichen Prozessparametern), gemessen mit dynamischer Sekundärionenmassenspektrometrie



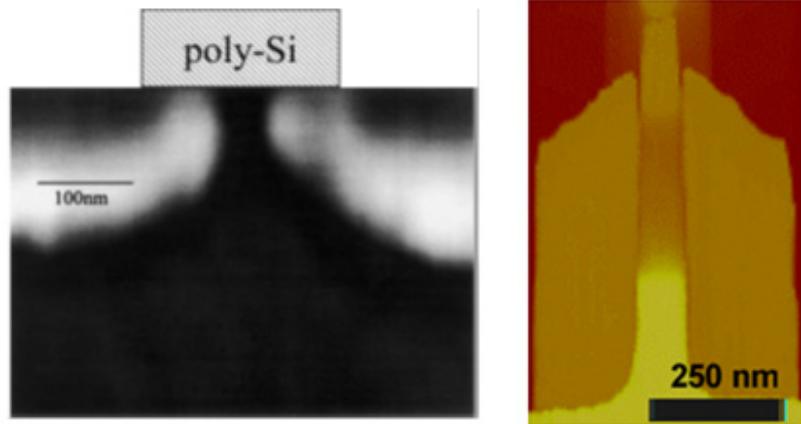
Zur Vorhersage der sich einstellenden Dotierprofile bei der Abstimmung der unterschiedlichen Einzelprozesse werden komplexe Modelle genutzt, bei denen empirische Daten eine wichtige Rolle spielen [COL90, CAO06, PLU00]. Andererseits sind sehr sensitive Messungen an simultan prozessierten Teststrukturen in Kombination mit elektrotechnischen Simulationsrechnungen in der Lage aus dem Verhalten unter unterschiedlicher elektrischer Beanspruchung in Kombination mit hochentwickelten Simulationen auf die physikalischen Ergebnisse der Prozessierung zu schließen, so dass relativ genaue Vorstellungen über die reale Verteilung des Dotierstoffes vorhanden sind [BAN83, LI12]. Insbesondere bei der Etablierung neuer Prozesse und/oder Produkte ist aber dennoch eine direkte und unabhängige Methode zur Bestimmung der Dotierstoffverteilung notwendig.

Bekanntes Ansätze sind dabei Experimente, die Unterschiede des chemischen Potentials in Abhängigkeit von der Dotierung des Siliziums nutzen, indem ein geeignetes Ätzmittel eine Topographie, deren Dimensionen der Ausdehnung des jeweiligen Dotiergebietes entsprechen, auf einem Schliff oder einer rückpräparierten Probe erzeugt. Die Abbildung erfolgt dann im Rasterelektronenmikroskop [KIL10]. Bei fehleranalytischen Fragestellungen können damit fehlende Dotierungen, z.B. durch Maskierung über Partikel, gut erkannt werden. Begrenzt ist diese Methode durch eingeschränkte Möglichkeiten der Quantifizierung. Bereits geringe Unterschiede in der Aktivität der verwendeten Ätzlösung oder durch das chemische Potential der Umgebung führen zu Unterschieden im entstehenden Oberflächenprofil, die meist nicht klar nachvollziehbar sind im Sinne der Aufstellung von Eichkurven.

Jüngere Arbeiten berichten über die Visualisierung von Dotiergebieten mit Rastersondenverfahren, wobei kapazitive Wechselwirkungen zwischen Sonde und Probe (Scanning Capacitance Microscopy – SCM [WIL99, BEN09]) und Messungen des elektrischen Widerstandes (Scanning

Spreading Resistance Microscopy - SSRM [ALV03, EYB05]) bereits gute Ergebnisse hinsichtlich der Ortsauflösung liefern (Abb. 6.5).

Abb. 6.5
Visualisierung der Dotierstoffverteilung an MOS-Transistoren mit Hilfe von Rastersondenmethoden:
rechts SSRM [SCW05]
und Mitte SCM [WIL99]



Bei Suche nach Möglichkeiten zur Abbildung von Dotiergebieten ist es nützlich, die physikalischen Effekte bei der Dotierung eines Halbleiterwerkstoffes und besonders bei Übergängen der Dotierverhältnisse detailliert zu betrachten.

Abbildung 6.6a zeigt schematisch die Konzentrationen der Dotierstoffe an der Berührungstelle zwischen einem n- und einem p-dotiertem Halbleiter mit den Dotierstoffkonzentrationen N_A und N_D . Es sei angenommen, dass die Konzentrationen der jeweiligen Dotanden unterschiedlich groß sind und in idealisierter Form am Punkt x_0 , der als metallurgischer p-n-Übergang bezeichnet wird, jeweils auf 0 abfallen. In hinreichend großer Entfernung vom Punkt x_0 , ergeben sich die Ladungsträgerkonzentrationen für Elektronen n_n und Defektelektronen n_p (Löcher) zu

$$n_p = \frac{n_i^2}{N_A} \quad n_n = \frac{n_i^2}{N_D} \quad (6.1)$$

aus den Dotierstoffkonzentrationen der Akzeptoren N_A und Donatoren N_D . Am Punkt x_0 entstehen wegen des abrupten Unterschiedes der Ladungsträgerkonzentrationen Diffusionsströme der Defektelektronen $j_{D,p}$ und Elektronen $j_{D,e}$

$$j_{D,p} = -qD_p \frac{\partial n_p}{\partial x} \quad j_{D,n} = qD_n \frac{\partial n_n}{\partial x} \quad (6.2)$$

D_p ist hier die Diffusionskonstante der Defektelektronen und D_n die der Elektronen und x eine Ortskoordinate. Diese Verschiebung der Ladungsträger führt dazu, dass sich zwischen n- und p-dotierten Gebieten ein elektrisches Feld mit der Feldstärke E_F aufbaut, das seinerseits zu Driftströmen $j_{d,p}$ der Defektelektronen und $j_{d,n}$ der Elektronen führt, die unter anderem von den Beweglichkeiten der Defektelektronen μ_p und der Elektronen μ_n abhängig ist:

$$j_{d,p} = qn_p\mu_p E_F \quad j_{d,n} = qn_n\mu_n E_F \quad (6.3)$$

Im Gleichgewicht, d.h. ohne Anliegen einer äußeren Spannung ist die Gesamtstromstärke $j = 0$ und liefert damit den Ansatz zur Berechnung der sich einstellenden Größen am p-n-Übergang

$$D_p \frac{\partial n_p}{\partial x} = n_p \mu_p E_F \quad D_n \frac{\partial n_n}{\partial x} = n_n \mu_n E_F \quad (6.4)$$

Der Verlauf der Ladungsträgerdichten n_p und n_n ist in Abb. 6.6b schematisch dargestellt. Wesentlich ist, dass der Ort des intrinsischen Halbleiters x_i im allgemeinen Fall, d.h. für $N_p \neq N_a$ nicht mit dem metallurgischem p-n-Übergang x_0 identisch ist. Am p-n-Übergang stellt sich eine Raumladungszone mit annähernd rechteckigen Verlauf der Raumladungsdichte $\rho(x)$ ein (Abb. 6.6c). Die Integration der Raumladungsdichte über dem Ort

$$E_F(x) = \frac{1}{\epsilon_0 \epsilon_r} \int \rho(x) dx \quad (6.5)$$

führt zur elektrischen Feldstärke $E_F(x)$ (Abb. 6.6d). Integriert man nun diese im eindimensionalen Fall entlang der Betrachtungslinie erhält man das elektrische Potential $U(x)$

$$U(x) = -\int E_F dx \quad (6.6)$$

Man erkennt an einem p-n-Übergang eine Potentialdifferenz (Abb. 6.6e), die sich als Spannung zwischen n- und p-dotiertem Gebiet äußert. Die Höhe dieser Spannung U_D und die Ausdehnung des Gebietes, in dem das Potential vom konstanten Level abweicht (Weite der Raumladungszone w_{RLZ}) wird von der Dotierstoffkonzentration auf beiden Seiten bestimmt. Für einen abrupten p-n-Übergang findet man in Abhängigkeit von Temperatur T und Boltzmannkonstante k [MUL97a]:

$$U_D = \frac{kT}{q} \ln \left(\frac{N_A N_D}{n_i^2} \right) \quad (6.7)$$

und

$$w_{RLZ} = \sqrt{\frac{2\epsilon_0 \epsilon_r}{q} (U_D - U) \left(\frac{1}{N_A} + \frac{1}{N_D} \right)} \quad (6.8)$$

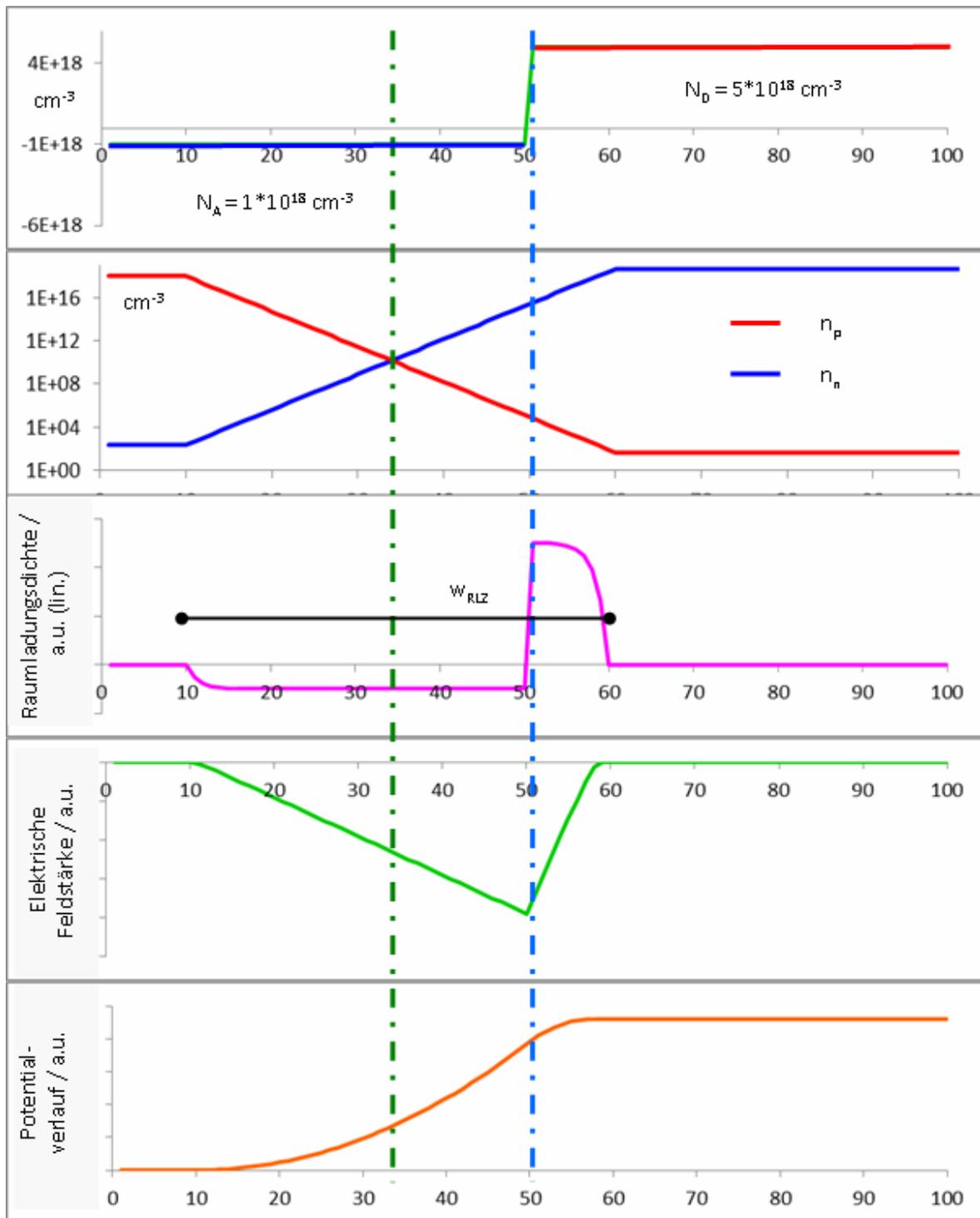


Abb. 6.6

Verlauf der elektrischen Kenngrößen an einem p-n-Übergang: von oben nach unten: (a) Dotierstoffkonzentration; (b) Ladungsträgerkonzentration, (c) Raumladungsdichte; (d) elektrische Feldstärke; (e) elektrisches Potential Der metallurgische p-n-Übergang x_0 ist als blaue Linie und der Ort des intrinsischen Halbleiters durch eine grüne Linie markiert.

P-n-Übergänge werden technologisch in der Mehrzahl aller Fälle realisiert, indem einem Gebiet mit einer schwachen bis mäßigen Grunddotierung ein zusätzlicher Bereich mit entgegengesetzter deutlich höherer Dotierung aufgezwungen wird, wobei der Unterschied zwischen den Dotierstoffkonzentrationen eine oder mehrere Größenordnungen beträgt. Für diesen Fall, der als einseitig abrupter p-n-Übergang bezeichnet wird, wird eine der Größen N_A oder N_D gegenüber der anderen vernachlässigbar klein und (4.8) vereinfacht sich (im Falle einer deutlich höheren p-Dotierung) zu

$$w_{RLZ} = \sqrt{\frac{2\varepsilon_0\varepsilon_r (U_D - U)}{q N_D}} \quad (6.9)$$

Im realen Fall liegt als Ergebnis von Implantations- oder Diffusionsprozessen in der Regel kein wirklich abrupter Übergang vor. Eine Möglichkeit, den Verlauf des Potentials für einen Übergang zwischen zwei Zuständen unterschiedlicher Dotierung zu finden, besteht darin, die Übergangsfunktion als diskrete Einzelschichten zu modellieren. Für die Berechnung des Potentialverlaufes stehen entsprechende Simulationswerkzeuge zur Verfügung [SNI02], die im eindimensionalen Fall relativ einfach zu guten Resultaten führen. Als Ausgangsinformation bietet es sich an, die Dotierstoffkonzentrationen aus SIMS-Messungen an identisch prozessierten homogenen Bereichen (siehe oben) zu verwenden. Ergebnis einer solchen Modellierung ist das elektrische Potential als Funktion des Ortes auf einer mesoskopischen Skala. Das heißt, dass über alle Diskontinuitäten, die sich aus dem periodischen Gitterpotential des Kristalls ergeben, gemittelt wird. Es können weiterhin nur Effekte berücksichtigt werden, die auf einer Längenskala oberhalb der Debyelänge L_D (z.B. für den n-leitenden Halbleiter [MIS08])

$$L_D = \sqrt{\frac{kT\varepsilon_r}{q^2 N_D}} \quad (6.10)$$

agieren.

Nutzbringend ist es an dieser Stelle, den Verlauf der elektrischen Größen unter den Randbedingungen eines real ausgebildeten Dotierprofiles zu simulieren. Da im Ergebnis eines realen Prozesses die Dotierstoffkonzentrationen nie in der idealisierten Form wie in Abb. 4.6.a vorliegen, soll damit der Fehler, der mit der bisher dargelegten Vorgehensweise in den Verlauf des elektrischen Potentials einfließt, abgeschätzt werden.

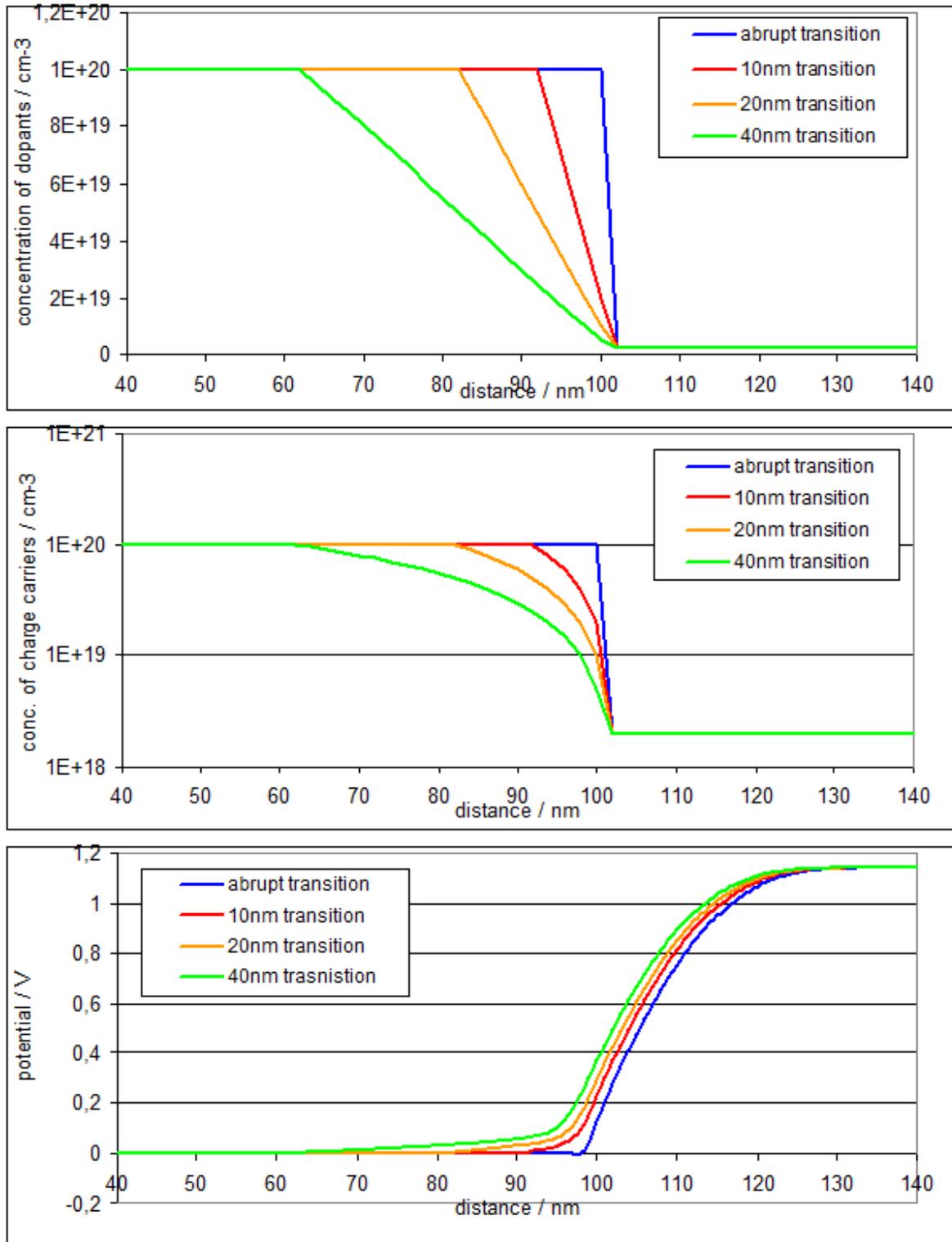


Abb. 6.7

Modellierung des Potentialverlaufes an einem p-n-Übergang unter Berücksichtigung eines Übergangs zwischen hochdotiertem n-Bereich und schwächer dotiertem p-Bereich

Abbildung 6.7 zeigt die Modellierung des elektrischen Potential für einen abrupten p-n-Übergang an der Stelle $x_i = 100\text{nm}$ (blau). Die prinzipiell weitere Ausdehnung der Raumladungszone in Richtung des niedriger dotierten Gebietes ist gut erkennbar. Zusätzlich wurde die Modellierung für einen linearen Abfall der n-Dotierung vor dem metallurgischen p-n-Übergang mit einer Ausdehnung von 10nm (rot), 20nm (orange) und 40nm (grün) durchgeführt (obere Darstellung). Bei Benutzung einer logarithmischen Achse für die Dotierstoffkonzentration (hier als N_D-N_A dargestellt) sei auf die prinzipielle Ähnlichkeit mit gemessenen Konzentrationsverläufen in Abb. 4.4 hingewiesen. In der unteren Darstellung erkennt man, dass bei Annahme eines Übergangsbereiches die resultierenden Darstellungen des Potentialverlaufes im Wesentlichen nur um einen kleinen Betrag horizontal verschoben sind. Da bei modernen Prozessführungen die Tendenz immer mehr zu hohen Dotierungen mit möglichst scharfen Übergängen geht, wie es unter Anwendung von Ionenimplantationsprozessen und anschließender „Rapid Thermal Anneal“-Behandlung erreichbar ist, sind 40nm Übergangsbereich sehr großzügig geschätzt. Die dabei entstehende Verschiebung des Potentialverlaufes von nur wenigen nm liegt im Bereich der Nachweisgrenze für die weiter unten beschriebenen Verfahren. Man kann also von der Gültigkeit der Ergebnisse auch unter Berücksichtigung von nicht idealen (kastenförmigen) Übergangsverhalten ausgehen.

In festkörperphysikalischen Betrachtungen bildet der Einfluss von elektrischen Potentialen auf die Wellenfunktion von Elektronen häufig den Ausgang, wie z.B. bei der Wechselwirkung zwischen Elektronenstrahl und Probe im TEM. Man kann daher erwarten, dass die Ortsinformation über ein elektrisches Potential, wie es oben beschrieben wurde, in einer transmittierten Elektronenwelle vorhanden ist. Wie im Abschnitt 4.1 (Abb. 4.9 und Erläuterungen) bereits beschrieben wurde, ist bei der herkömmlichen Abbildung im TEM nur die Amplitudeninformation unmittelbar zugänglich und die Phaseninformation wirkt sich lediglich über den Crosstalk auf der Basis der Aberrationen $\chi(q)$ auf das aufgezeichnete Bild aus. Um die Phaseninformation in einer Raumfrequenz, die der Ausdehnung der Dotiergebiete entspricht, sichtbar zu machen, müssen holographische Methoden angewandt werden. Der praktische Nachweis an realen Strukturen aus der Halbleiterindustrie gehört zu den wichtigsten Anwendungen der Elektronenholographie [RAU99].

6.2 Physikalisches Prinzip der Elektronenholographie

Bei der Betrachtung der Wechselwirkung von Elektronen (z.B. den beschleunigten Elektronen des TEM) in einem Potentialbereich (z.B. dem Probenmaterial im TEM) wird von den allgemeinen festkörperphysikalischen Grundtatsachen ausgegangen, wie sie im Schrifttum (z.B. [MES01, DEM10, KOP09, PAT01]) ausführlich dargelegt sind. Ausgangspunkt ist die zeitfreie Schrödingergleichung

$$\left(-\frac{\hbar^2}{2m_{0,e}} \nabla^2 - V(\vec{r}) \right) \psi(\vec{r}) = E\psi(\vec{r}) \quad (6.11)$$

E steht für die Energie, $m_{0,e}$ für die Ruhemasse des Elektrons, ∇ für den Laplace-Operator und h für das Plancksche Wirkungsquantum. $V(\mathbf{r})$ ist dabei das Potential im Festkörper, für welches in kristallinen Medien aufgrund deren Periodizität gilt:

$$V(\vec{r}) = V(\vec{r} + \vec{R}) \quad (6.12)$$

mit R als Translationsvektor. $\psi(\mathbf{r})$ ist dabei eine Wellenfunktion der Form

$$\psi(\vec{r}, t_i) = \psi_0 e^{i(\vec{k}\vec{r} - \omega t_i)} \quad (6.13)$$

Diese ist von der Zeit t_i , dem Ortsvektor \mathbf{r} und der Kreisfrequenz ω abhängig. Das Produkt mit der konjugiert komplexen Funktion $\psi^*(\mathbf{r})$ und die zeitliche Mittelung führt dabei zur ortsabhängigen Intensität $I(\mathbf{r})$

$$I(\vec{r}) = \psi(\vec{r}) \cdot \psi^*(\vec{r}) \quad (6.14)$$

Zur Beschreibung der Kontrasterscheinungen in kristallinen Materialien werden die entsprechenden Randbedingungen über (6.12) formuliert. Lösungen sind die Wellenfunktionen ψ , die in der Lage sind, die Amplitude (und damit die Intensität) in Abhängigkeit von den Strukturparametern des Kristalls und des Streuwinkels zu ermitteln (z.B. in [REI08, LEH13]). Ein Beispiel dafür sind die Howie-Wheelanschen-Gleichungen,

$$\frac{d\psi_g(z)}{dz} = \frac{\pi i}{\xi_g} \psi_D(z) e^{-2\pi i s z} + \frac{\pi i}{\xi_0} \psi_g(z) \quad (6.15a)$$

$$\frac{d\psi_D(z)}{dz} = \frac{\pi i}{\xi_0} \psi_D(z) + \frac{\pi i}{\xi_g} \psi_g(z) e^{2\pi i s z} \quad (6.15b)$$

mit deren Hilfe eine Reihe von Beugungskontrasterscheinungen im Zweistrahlfall erklärt werden können. ψ_D ist dabei die Wellenfunktion des direkten Strahles und ψ_g des gebeugten Strahles, jeweils als Funktion der Ortskoordinate z (Strahlrichtung) und der Extinktionslänge ξ , sowie des Abweichungsparameters s . Die Periodizität des Kristallpotentials wird von eingelagerten Dotierstoffatomen nicht in nachweisbarer Form beeinflusst, da die geringen Konzentrationen (siehe oben) nicht zu Änderungen der Gitterparameter führen. Es kann also über die herkömmlichen Kontrastmechanismen kein Nachweis von Dotierstoffen erfolgen.

Der Einfluss des Kristallpotentials auf die Phasenschiebung erfolgt über das mittlere innere Potential (MIP) V_0 als räumliches Integral über das Coulombfeld des Atoms V_{Atom} und das betrachtete Kristallvolumen V_{Cryst} [SAN85]:

$$V_0 = \frac{1}{V_{\text{Cryst}}} \int_{V_{\text{Cryst}}} V_{\text{Atom}}(x, y, z) dx dy dz \quad (6.16)$$

Ein wesentlicher Einflussparameter ist die Elektronendichte des Materials, die sich aus der Dichte und der Ordnungszahl ergibt [SHI02]. Detaillierte Werte wurden sowohl als Messergebnisse veröffentlicht (z.B. [WAN97, LI99, KRU06]) als auch mittels ab-initio Rechnungen, die die genaue räumliche Verteilung der Elektronenorbitale im Festkörper in Abhängigkeit von den Bindungsverhältnissen analysieren [ANI66, SCO05], sowie als vergleichende Arbeiten [PEN10, WAN03, CHU07]. Eine Näherung, die den aktuellen Bindungszustand vernachlässigt, basiert auf den Atomstrefaktoren für Vorwärtsstreuung $f_{0,i}$, dem Volumen der Elementarzelle V_{EZ} , der Ruhemasse des Elektrons m_0 und der Dielektrizitätskonstante ε [GAJ94]:

$$V_0 = \frac{\hbar^2}{2\pi m_0 \varepsilon V_{EZ}} \sum_i f_i(0) \quad (6.17)$$

Für Silizium findet man ein V_0 von ca. 12V. Es ist naheliegend, dass im Falle deutlicher Verschiebungen der Elektronendichten, wie zum Beispiel an einem p-n-Übergang im Halbleiter (siehe oben) das Potential als Funktion des Ortes $V(x,y,z)$ nachweisbar beeinflusst wird und sich daher vom Wert des homogenen Materials V_0 unterscheidet [RAU99]. Die entstehende Beeinflussung der Phase φ wird im Sinne einer Phasenschiebung der Welle unter dem Einfluß der Potentialverteilung $V(x,y,z)$ entlang des Weges durch die TEM-Probe von Eintrittspunkt 0 bis zur Probendicke t über

$$\varphi(x, y) = \sigma_w \int_0^t V(x, y, z) dz \quad (6.18)$$

formuliert [LIC08b]. Die Wechselwirkungskonstante σ_w ergibt sich aus der optischen Weglänge, die über

$$\sigma_w = \frac{2\pi q}{hc} \cdot \frac{W_{e,0} + W_e}{\sqrt{2W_e W_{e,0} + W_e^2}} \quad (6.19)$$

aus der Ruheenergie der Elektronen $W_{e,0}$ und kinetischen Energie der Elektronen W_e und damit aus der Beschleunigungsspannung resultiert [REI01]. Im Falle einer ebenen Welle und eines konstanten MIP entlang ihres Weges durch die Probe mit der Dicke t erhält man

$$\varphi(x, y) = \sigma_w V(x, y) \cdot t \quad (6.20)$$

und liefert die projizierte Phasenschiebung, die, als Funktionswert eines Bildes dargestellt, das MIP als Funktion des Ortes veranschaulicht.

Die Phase einer Elektronenwelle kann nicht direkt visualisiert werden, da die registrierte Intensität nur vom Quadrat der Amplitude abhängig ist (siehe 6.14). Ein Weg zur Erfassung von Phasendifferenzen ist die Interferenz der Objektwelle ψ_{Obj} , die die Information über die zu untersuchende Probe enthält, mit einer zweiten kohärenten Welle, der sogenannten Referenzwelle ψ_E .

Die resultierende Amplitude ergibt sich dann aus der Summe von ψ_{Obj} und ψ_{E} und für die Intensität findet man nach (6.14):

$$\begin{aligned}
 I(x, y) &= (\psi_{\text{Obj}} + \psi_{\text{E}}) \cdot (\psi_{\text{Obj}}^* + \psi_{\text{E}}^*) \\
 &= 1 + \psi_{0, \text{Obj}}^2(x, y) + 2\mu \psi_{0, \text{Obj}}(x, y) \cdot \cos(2\pi 2k_x x + \varphi_{\text{Obj}}(x, y))
 \end{aligned}
 \tag{6.21}$$

Hier ist μ eine Größe, die durch die Wahrscheinlichkeit der Wechselwirkung zwischen den Wellen bestimmt wird und von der Kohärenz der verwendeten Welle abhängt. Bei der praktischen Umsetzung stellt μ den Kontrast der Interferenzstreifen dar. Ein hinreichend guter Kontrast ist wesentlich für das Gelingen des Experimentes. Das Produkt $k_x x$ wird von der Geometrie bei der technischen Umsetzung bestimmt (siehe Abschnitt 4.3). Wesentlich ist, dass die Phase $\varphi_{\text{Obj}}(x, y)$ über den Kosinusterm direkt die Intensität $I(x, y)$ beeinflusst und damit einer Beobachtung zugänglich wird.

Prinzipiell existieren mehrere, als Phasenkontrastverfahren bezeichnete, Ansätze, zu einer Interferenz mit einer Welle unterschiedlicher Phasenschiebung zu gelangen [VOE99, TON94, LIC08b, LIC07, LEH95, MCC05, MCC07, MID01, MID09, DUN07, DUN06, DUN04, LIC13a,]:

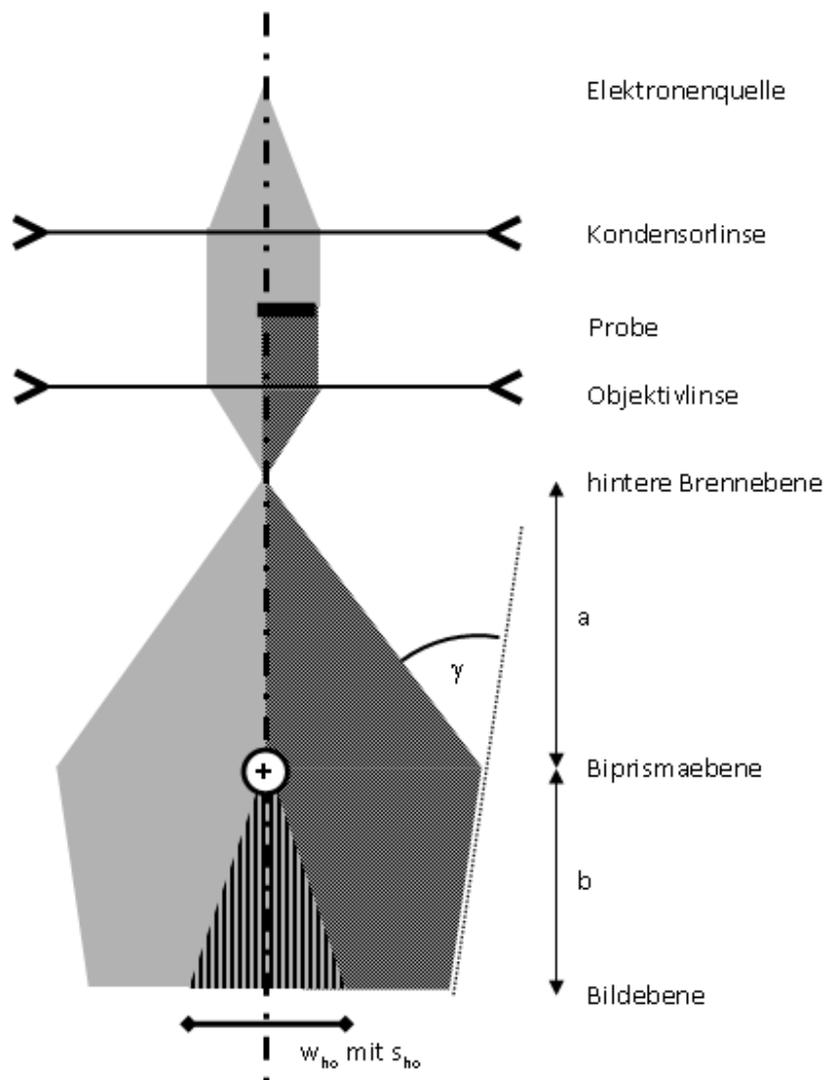
- Bei der Inline-Holography wird ein gezielt eingesetzter Defokus Δf zur Sichtbarmachung von Phasendifferenzen genutzt [KOC08]. Es interferieren dabei $\psi_{\text{Obj}}(x, y)$ mit $\psi_{\text{Obj}}(x + \Delta x, y + \Delta y)$, d.h. eine Objektwelle mit der Objektwelle eines benachbarten Bereiches, dessen Abstand $(\Delta x, \Delta y)$ von Δf beeinflusst wird. Dieser Ansatz ist analog dem Phasenkontrast bei der hochauflösenden TEM-Abbildung. Da dies nur in einem begrenztem Bereich der Raumfrequenz gelingt, ist diese Methode bei unterschiedlichen Phasenschiebungen in mesoskopischen Dimensionen nur bedingt anwendbar und stößt besonders in realen Bausteinen mit einer Reihe von anderen Kontrastercheinungen, die wohlunterschieden werden müssen, an ihre Grenzen
- Zur Kontrastverstärkung bei schwachen Phasenobjekten, wie beispielweise biologischen Objekten, werden in jüngerer Zeit mit wachsendem Erfolg Phasenmasken unterschiedlicher technischer Ausführung eingesetzt, bei denen Elektronen, die unterschiedliche Wege im TEM zurücklegen, mit definierten zusätzlichen Phasenschiebungen beaufschlagt werden, was zu unterschiedlichen resultierenden Amplituden in der Bildebene führt [DAN01, DRI11, MAJ07, SCU10].
- Interferenz der Objektwelle mit einer benachbarten Vakuumwelle durch den Einsatz eines Möllenstedtschen Biprismas [MOE56] in der Off-axis Holographie und anschließender Rekonstruktion der Welle [GAB49]. Dieser Ansatz bildet die Grundlage für die folgenden Betrachtungen über die technischen Randbedingungen und einen möglichen industrienahen Einsatz.

6.3 Technische Umsetzung in der Off-axis Holographie

Die Detektion der Phaseninformation einer Elektronenwelle durch den Einsatz eines Möllenstedtschen Biprismas erlaubt die Rekonstruktion der komplexen Wellenfunktion aus einem aufgezeichnetem Hologramm und macht damit a priori die umfassendsten Informationen über die Wechselwirkungen zwischen Elektron und Probenmaterial zugänglich. Das Grundprinzip beruht darauf, dass bei Interferenz zweier Wellen unterschiedlicher Phase die Differenz derselben Auswirkungen auf die resultierende Amplitude und damit auf die registrierte Intensität hat.

Die technische Anordnung ist in Abb. 6.8 dargestellt. Die zu untersuchende Probe wird in der ebenen Wellenfront so positioniert, dass die sogenannte Objektwelle ψ_{obj} die Probe transmittiert. Die Referenzwelle ψ_E läuft an der Probe vorbei. In der Nähe der ersten Zwischenbildebene [LIC96] wird nun das Möllenstedtsche Biprisma eingefügt, dessen elektrisches Feld die beiden Teilwellen aufeinander zu kippt, das heißt, die Richtungen der Wellenvektoren um den Winkel γ ändert.

Abb. 6.8
Prinzipskizze der Versuchsanordnung bei der Off-axis Elektronenholographie (nach [SIC08])



Dieser Winkel ist wegen

$$\gamma = \gamma_0 U_{\text{Bip}} \quad (6.22)$$

proportional zur Spannung am Biprisma U_{Bip} , wobei sich der Referenzwert γ_0 aus der Beschleunigungsspannung und der Geometrie des Biprismas ergibt [LIC96].

Das aufzuzeichnende Hologramm entsteht nun im Überlagerungsbereich der beiden Teilwellen und enthält ein Interferenzmuster, welches mit (6.21) beschrieben wird.

Der Abstand der Interferenzstreifen s_{ho} ergibt sich aus den Abständen a und b sowie aus dem Winkel γ , der von der Spannung am Biprisma U_{Bi} bestimmt wird, zu

$$s_{ho} = \frac{\lambda(a + b)}{2\gamma a} \quad (6.23)$$

Die Ausdehnung des Hologramms w_{ho} ist ebenfalls von diesen Größen nach

$$w_{ho} = 2\gamma b - 2r_f \frac{a + b}{a} \quad (6.24)$$

abhängig, wobei r_f der Radius des Fadens vom Möllenstedtschen Biprisma ist. Damit wird deutlich, welche essentielle Rolle der Wahl der Spannung U_{Bip} zukommt: Einerseits muss sie hinreichend groß gewählt werden, um ein ausgedehntes homogenes Hologramm zu erzielen. Andererseits muss die Raumfrequenz der Interferenzmuster mindestens um den Faktor 5 kleiner sein als die Abtastfrequenz, die aus dem Pixelabstand der aufzeichnenden CCD-Kamera resultiert, um eine saubere Datenverarbeitung (siehe unten) zu ermöglichen.

Aus der beschriebenen Versuchsanordnung ergeben sich eine Reihe von Forderungen hinsichtlich des benutzten Mikroskops und der zu untersuchenden Probe, die von den Voraussetzungen bei üblichen Abbildungstechniken abweichen:

- a) Die Notwendigkeit, über weite Bildbereiche Interferenzerscheinungen aufzuzeichnen, erfordert eine hohe Kohärenz der Elektronenquelle. Es sind daher ausschließlich Feldemissionsgeräte einsetzbar. Die Parameter für den Betrieb der Elektronenquelle müssen ebenfalls in Richtung einer hohen Kohärenz des erzeugten Strahles optimiert werden, was unter Umständen mit Abstrichen bei der emittierten Intensität verbunden ist. Ein Maß für den Erfolg dieser Optimierungen ist der Kontrast des Interferenzmusters in einem Leerhologramm.
- b) Für den Einbau des Möllenstedtschen Biprisma in den Strahlengang eines TEM ist aus Sicht einer optimalen Strahlführung eine Ebene zwischen der hinteren Brennebene (Fourierebene) und der dazugehörigen Bildebene besonders geeignet [LIC96]. Aus Gründen der technischen Realisierung bietet sich die 1. Zwischenbildebene an, wo sich an Standardgeräten wegen der Bereichsblende (Selected Area Aperture) für definierte Beugungsexperimente bereits ein Zugang zur Säule befindet. Bei dem Biprisma selbst handelt es sich um einen leitfähigen Faden, der mit hoher Genauigkeit gefertigt werden muss und die Möglichkeit der externen Zuführung einer regelbaren Gleichspannung beinhalten muss. Die Richtung des Biprismas muss mit der Orientierung der Probe so korreliert werden, dass das Biprisma unter Berücksichtigung der Bildrotation parallel zu der Kante der Probe verläuft, die der Trennung von Objektwelle und Referenzwelle entspricht.
- c) Da bei der holographischen Abbildung der Einfluß elektrischer und magnetischer Felder abgebildet wird, müssen jegliche störenden apparativen elektromagnetischen Einflüsse eliminiert werden. In der Praxis wird das durch die Akquisition eines sogenannten Leerhologramms, d.h. einer Aufnahme unter identischen Versuchsbedingungen ohne Probe,

und der anschließenden Subtraktion der ermittelten Unregelmäßigkeiten vom Ergebnis des tatsächlichen Experimentes realisiert [LEN01].

- d) Aus Punkt c ergibt sich die Notwendigkeit einer sehr hohen Stabilität der Versuchsanordnung, da sich während der gesamten Zeit der Aufnahme des Leerhologramms und des eigentlichen Hologramms die Umgebungsbedingungen weder hinsichtlich elektrischer und magnetischer Felder, aber auch der mechanischen Komponenten des gesamten Systems nicht ändern dürfen. Diese Forderung verschärft sich noch, da wegen Punkt a und einigen praktischen Randbedingungen (elliptische Beleuchtung [LEN08]) meist mit recht geringen Intensitäten und damit langen Belichtungszeiten gearbeitet werden muss. Weiterhin sind die Anforderungen hinsichtlich der Eliminierung dynamischer elektromagnetischer Felder weit höher anzusiedeln als bei standardmäßigen TEM-Labors. Es ist daher häufig unumgänglich, mit Speziallabors [LIC01, OKE04] zusammenzuarbeiten.
- e) Für den gesamten Versuchsaufbau ist es entscheidend, dass eine Referenzwelle in einem Abstand zur Objektwelle die Probe passieren kann, der so gering ist, dass mit der Faden-spannung am Möllenstedtschen Biprisma ein hinreichend großer Bereich der Interferenz erzielbar ist. Im Gesichtsfeld der holographischen Abbildung muss daher neben den abzubildenden Objektdetails auch ein freier Weg für die notwendige Vakuumwelle vorhanden sein. Die interessierenden Objekte müssen sich also in relativ kurzer Entfernung vom Probenrand befinden, was bei der Präparation zu beachten ist.
- f) Die Größe der Transistorstrukturen erfordert auch bei fortgeschrittenen Technologien ein Gesichtsfeld von einigen hundert nm, um die gesamte Struktur einschließlich der Vakuumwelle zu erfassen. Diese Forderung ist beim üblichen Strahlengang eines TEM nur schwer zu realisieren. Es bietet sich daher an, anstelle der Objektivlinse eine Lorentzlinse, die ursprünglich für die Abbildung magnetischer Strukturen entwickelt wurde, bei der holographischen Untersuchung von Objekten auf mittlerer Skala zu benutzen. Damit einher geht allerdings ein gewisser Verlust an erzielbarer Ortsauflösung.
- g) Die Differenz in der Phasenschiebung $\Delta\varphi$ als entscheidende Größe für die Detektion des MIP ergibt sich aus Gleichung (6.18) für zwei unterschiedlich dotierte Gebiete zu

$$\Delta\varphi = \sigma \{V_0 t + V_{\Delta pn} (t - 2t_0)\} \quad (6.25)$$

und ist damit proportional der Probendicke t . Da die Unterschiede im mittleren inneren Potenzial $V_{\Delta pn}$ von Silizium zwischen n- und p-dotierten Gebieten nur bei unter 10% des gesamten Wertes V_0 liegen, ist es in der Regel notwendig, Proben größerer Dicke zur Verstärkung dieses Effektes zu nutzen [LIC08a]. Diese Notwendigkeit verstärkt sich noch durch das Vorliegen einer inaktiven Schicht mit der Dicke t_0 auf beiden Seiten der Folie [LEN05a, TWI08]. Eine Probendicke von 300nm bis 400nm erweist sich als besonders geeignet [MCC94, LEN01].

- h) Aus der Tatsache, dass die erzielte Phasenschiebung sowohl zur Foliendicke t als auch zur Differenz des MIP ΔV_{pn} direkt proportional ist (6.25) [WAN01], ergeben sich besonders hohe Anforderungen an die Homogenität der Foliendicke, da sich bereits Schwankungen der Foliendicke von 1% in der Phasendifferenz genauso auswirken wie Unterschiede in ΔV_{pn} von 10 %. Es müssen daher bei der finalen Präparation im FIB-Gerät

(siehe unten) besondere Maßnahmen ergriffen werden, um die geforderte Homogenität der Foliendicke zu erzielen.

6.4. Besonderheiten der Probenpräparation für elektronenholographische Untersuchungen

Da es sich bei den abzubildenden Strukturen meist um speziell ausgewählte Transistoren oder andere Übergangsgebiete handelt, ist eine Zielpräparation mit FIB bzw. FIB/SEM-Kombination in der Regel unumgänglich. Die besonderen Anforderungen an eine holographiefähige Probe erfordern einige Abänderungen der üblichen Präparationsroute, im Folgenden im Vergleich zur klassischen H-Bar-Methode betrachtet [LEN01]. Insbesondere der sogenannte Curtaining-Effekt, der zu Schwankungen der Foliendicke bei Vorliegen unterschiedlicher Materialien oberhalb des Substrates führt, muss vermieden werden.

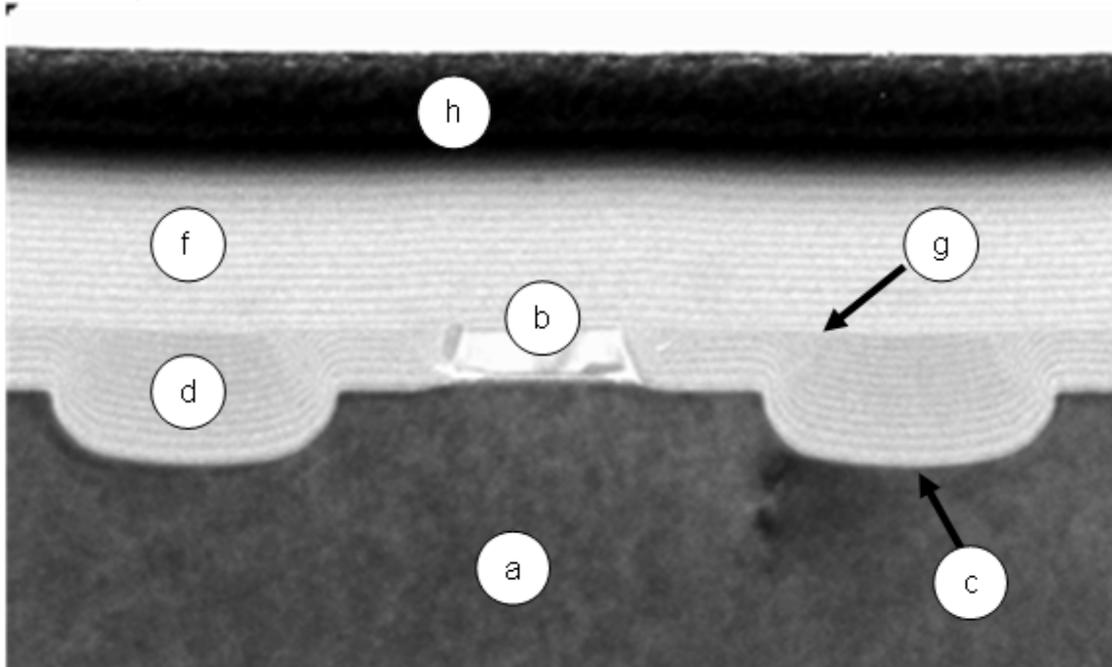


Abb. 6.9

Querschnitt, TEM-Hellfeld einer Probe für die Elektronenholographie. Die Probe wurde bis zur Ebene der Transistoren (b) zurückgeschliffen und anschließend werden andere Materialien chemisch entfernt, was zu Ätzgruben an der Stelle der Source- und Drain-Gebiete (c) im Substrat (a) führt. Das Relief wird mit amorphem Silizium besputtert (d), welches ein zweites Mal poliert wird, um eine ebene Grenze zu erzielen (g). Eine weitere Schicht amorphes Silizium (f) sorgt für Schutz bei der Abscheidung des Platinbalkens (h). Die Streifen im amorph abgeschiedenen Silizium (d und f) sind das Ergebnis einer inhomogenen Abscheidung wegen der Rotation der Probe bei diesem Vorgang.

Da die zu untersuchenden Feldeffekttransistoren aus Kombinationen sehr unterschiedlicher Materialien aufgebaut sind (siehe u.a. Abb. 2.3 und 2.6), macht es sich erforderlich, nach hinreichender Kennzeichnung des Präparationszieles, z.B. mit Lasermarkern, die entsprechenden

Schichten in einer Kombination aus mechanischen und chemischen Verfahren zu entfernen [MUE02]. Speziell bei den chemischen Schritten entsteht dabei häufig ein starkes Relief in der Nähe des Präparationszieles, welches bereits bei den ersten Präparationsschritten im FIB-Gerät, der Abscheidung einer lokalen Schutzschicht mittels IBID, Anlass zu neuen Unregelmäßigkeiten liefert. Es empfiehlt sich daher, nach dem Freilegen der Strukturen mit einem lokalen Sputterverfahren eine homogene Schicht aus einem vergleichbaren Material des Substrates, z.B. amorphes Silizium oder SiO_2 , abzuscheiden und dann mechanisch einzuebnen. Am Ende der mechanisch-chemischen Vorbereitung (Abb. 6.9) sollte das Substrat nur soweit unterhalb der Probenkante liegen, dass eine Amorphisierung während der IBID-Abscheidung verhindert wird (ca. 70 bis 100nm) und sich zwischen Substrat und Probenkante nur nahezu homogenes Material befinden. Übriggebliebene Teile der Strukturen helfen bei der geometrischen Zuordnung der abzubildenden Strukturelemente. Alternative Konzepte realisieren die Präparation von der Rückseite [SCW03, YOO08] oder durch Broad Ion Milling [FOR06a].

Die Abscheidung der lokalen Schutzschicht im FIB-Gerät erfordert bei einer Probe für die Elektronenholographie besonders viel Erfahrung und genaueste Abstimmung der Parameter. Da diese Schicht bei der späteren Abbildung den Abstand zwischen Objektwelle und Vakuumwelle unmittelbar beeinflusst, sollte sie nicht dicker als unbedingt notwendig sein, d.h. 100nm nicht überschreiten. Andererseits ist einzukalkulieren, dass Kontrollscans während des weiteren Präparationsvorganges diese Schicht partiell konsumieren, so dass am Anfang auch nicht zu wenig abgeschieden werden darf und die Zahl der Kontrollscans, insbesondere bei größeren Ionenstromstärken, wohlüberlegt sein muss. Eine besonders gute Justage der Ionensäule ist bei solchen Präparationen von Vorteil, da dann der Wechsel der Ionenstromblende ohne zusätzliche Kontrollen erfolgen kann. Die weitere Vorgehensweise entspricht im Wesentlichen der üblichen Zielpräparation einer TEM-Probe (siehe Abschnitt 3.1). Die finale Foliendicke bleibt im Unterschied zu Standardpräparationen bei 300nm bis 400nm (siehe oben).

Eine Alternative ist die Nutzung des Lift-Out-Verfahrens an einer entsprechend vorbereiteten Probe [MUE05a]. Insbesondere wenn mehrere Proben, d.h. unterschiedliche Transistoren aus unmittelbarer Nachbarschaft untersucht werden sollen, stößt die H-Bar-Methode schnell an ihre Grenzen. Ein seitliches Wegschneiden von zuviel entnommenem Probenmaterial kann zu größeren Freiheiten bei der Positionierung des Vakuumstrahles führen (Abb. 6.10). Eine Kombination mit den Techniken einer Probenahme in der Produktionslinie (vgl. Abschnitt 3.4) würde einerseits die Möglichkeit eröffnen, die Verteilung der Dotierstoffe an kritischen Strukturdetails sichtbar zu machen, noch bevor der Wafer einem elektrischen Test unterzogen wird und könnte andererseits den Einfluß unterschiedlicher technologischer Schritte, z.B. Wärmebehandlungen, auf die tatsächliche Dotierstoffverteilung klären.

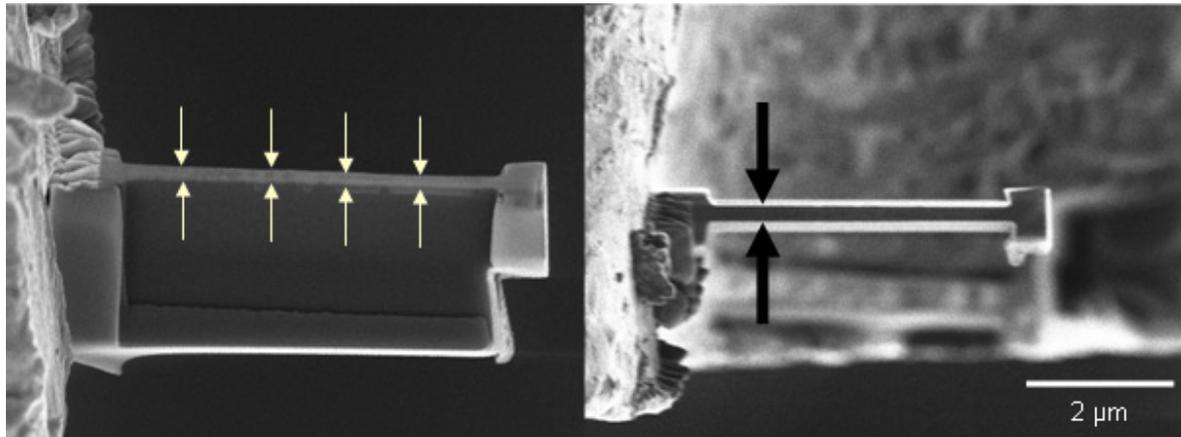


Abb. 6.10

Probe für die Elektronenholographie, die mittels Lift-Out Verfahren präpariert wurde in perspektivischer Ansicht (links). Der gleichmäßige und dünne Abstand zwischen Siliziumoberkante und Vakuum ist gut erkennbar (Pfeilpaare). In der Draufsicht (rechts) ist die größere Folienstärke erkennbar (Pfeilpaar, vgl zu Maßbalken).

Insbesondere bei Strukturbreiten der Zieltransistoren von 150nm und darunter wird die Beherrschung der chemischen und mechanischen Vorpräparation schwieriger, da sich die Anhaltspunkte zur Erkennbarkeit des Präparationsfortschrittes ebenfalls verkleinern und die Erkennung der entscheidenden Strukturdetails lichtoptisch kaum noch gelingt. Weiterhin erhöhen sich die Aspektverhältnisse (laterale Ausdehnung im Verhältnis zur Höhe) vieler Strukturdetails. Ein Relief kann dadurch schwerer vermieden bzw. schlechter wieder eingeebnet werden. Alternative Präparationsansätze gewährleisten die Homogenität des Materialabtrags im FIB-Gerät dadurch, dass der Ionenstrahl von der Seite angreift. Er wird daher auf seinem Weg zu dem abzubildenden Dotiergebieten immer nur Siliziumsubstrat streifen und findet keinen Anlass, Curtaining-Effekte zu erzeugen. Entsprechende Strategien sind sowohl für eine Zielpräparation mit Zielschliffhalter unter Nutzung von Schleif- und Poliertechniken (Abb. 6.11) als auch für eine modifizierte Lift-Out-Technik (Abb.6.12) ausgearbeitet [MUE09]. Dem etwas höheren Aufwand steht eine deutlich verbesserte Zuverlässigkeit der Präparation gegenüber. Insbesondere Unsicherheiten über die Dicke der Schutzschicht und ggf. noch vorhandene strukturelle Schichten oberhalb des Substrates entfallen, da das Heranschneiden nunmehr seitlich unter Beobachtung mit dem Elektronenstrahl und damit wohlkontrolliert geschieht (Abb. 6.13).

Abb. 6.11

Probe für die Elektronenholographie, deren Geometrie so gestaltet wurde, dass der Ionenstrahl seitlich auf das Silizium trifft, welches somit frei von Curtaining-Effekten bleibt. Die Präparation erfolgte durch seitliches Heranpolieren unter Nutzung eines Zielschliffhalters [MUE09]. Auf die durchstrahlbare Probe wird durch den Pfeil verwiesen.

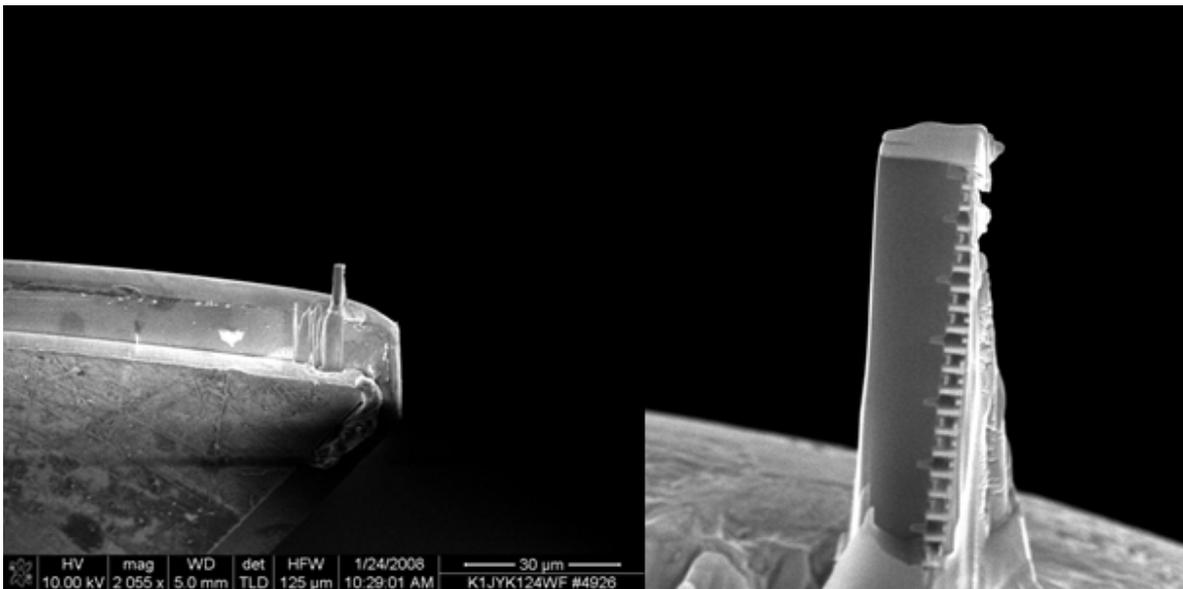
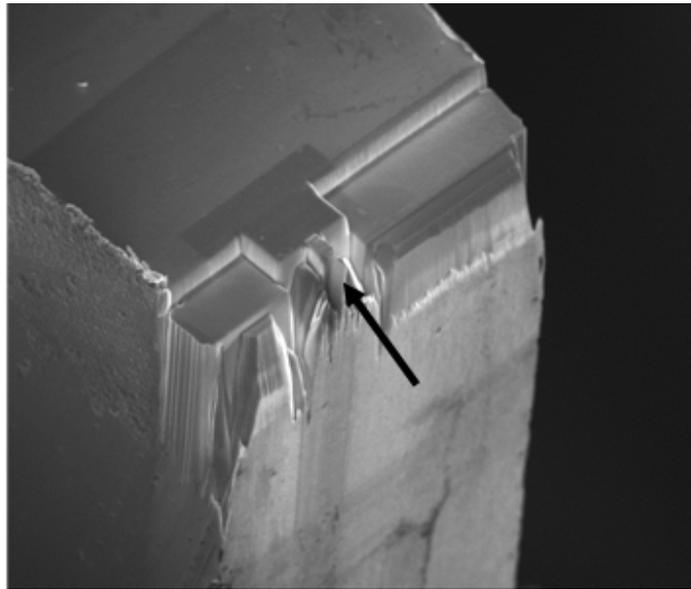


Abb. 6.12

Probe für die Elektronenholographie, die mittels Lift-Out Verfahren präpariert und deren Geometrie so gestaltet wurde, dass der Ionenstrahl seitlich auf das Silizium trifft. Die Detailvergrößerung (rechts) zeigt die gute Erkennbarkeit der Details bei der finalen Dünnung. [MUE09]

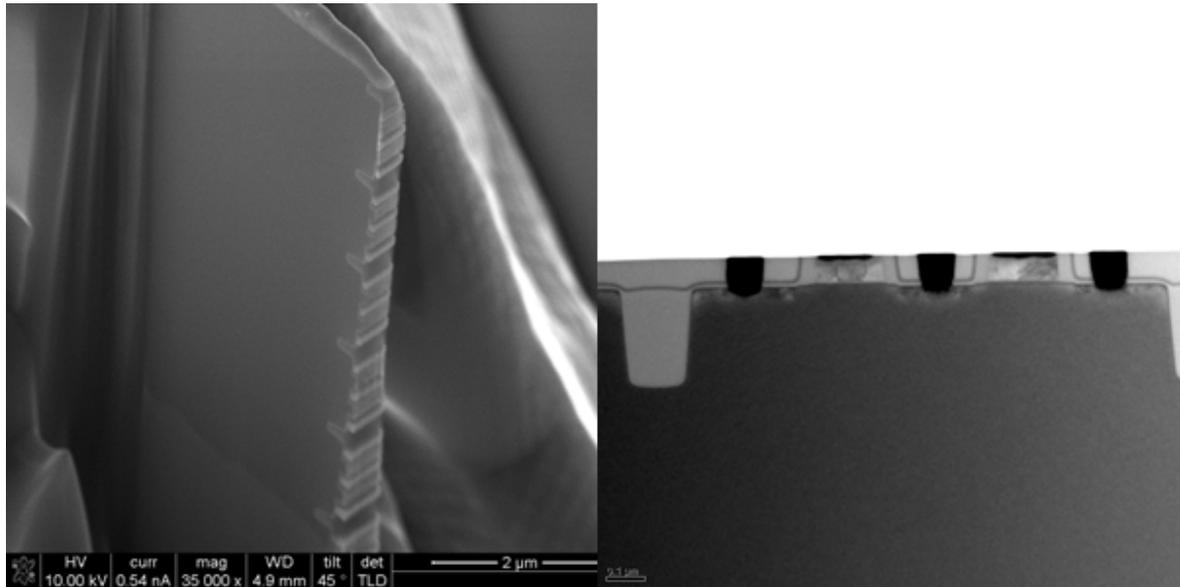


Abb. 6.13

Detailvergrößerung einer Probe, deren finale Präparation unter seitlichem Ioneneinfall stattfand (links). Da der Abtrag der verbleibenden Strukturdetails mit dem Elektronenstrahl beobachtet werden kann, ist es möglich, nur eine sehr geringe Deckschicht über dem Silizium zu belassen (rechts)

6.5 Hologrammaufnahme und numerische Auswertung

Beim Einsetzen der fertigen Probe in den Probenhalter ist darauf zu achten, dass unter Berücksichtigung der Bildrotationseffekte der einzelnen Linsen die Probenkante, d.h. die Grenze zwischen Objekt- und Vakuumwelle in der Ebene des Möllenstedtschen Biprismas parallel zu diesem verläuft. Die Beleuchtung wird mit Hilfe der Kondensorstigmatoren elliptisch eingestellt. Nach der Wahl der entsprechenden Fadenspannung (siehe oben) wird nun das Hologramm aufgezeichnet (Abb. 6.14a). Die Bildinformation wird, wie oben dargelegt, von einem intensiven Streifenmuster überlagert. Zur Separierung der entsprechenden Informationen nutzt man die Möglichkeiten der elektronischen Bildoperation. Die Fouriertransformierte $FT[I(x,y)]$ des Hologramms mit der Intensitätsverteilung $I(x,y)$ wird durch numerische Bildverarbeitung erzeugt [RAU91] (Abb. 6.14b) und mittels

$$\begin{aligned}
 FT[I(x,y)] &= [1 + \psi_{0,Obj}^2(x,y) + I_{inelast}(x,y)] \\
 &+ \mu \cdot FT[\psi_{0,Obj}(x,y)e^{i\varphi(x,y)}] \otimes \delta(\bar{q} + \bar{q}_c) \\
 &+ \mu \cdot FT[\psi_{0,Obj}(x,y)e^{i\varphi(x,y)}] \otimes \delta(\bar{q} - \bar{q}_c)
 \end{aligned} \tag{6.26}$$

[LIC08b, MID01] beschrieben, wobei der Term

$$[1 + \psi_{0,Obj}^2(x,y) + I_{inelast}(x,y)]$$

das Zentralband beschreibt und die Terme

$$\mu \cdot \text{FT}[\psi_{0,\text{obj}}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) e^{i\varphi(\mathbf{x}, \mathbf{y})}] \otimes \delta(\bar{\mathbf{q}} \pm \bar{\mathbf{q}}_c)$$

die beiden Seitenbänder, welche die Objektwelle einschließlich der Phaseninformation enthalten. Hier beschreibt $\psi_{0,\text{obj}}$ die Amplitude, $\varphi(\mathbf{x}, \mathbf{y})$ die Phase und $I_{\text{inelast}}(\mathbf{x}, \mathbf{y})$ den Untergrund des Bildes, der aus inkohärenter (inelastischer) Streuung herrührt. Es ist leicht einsichtig, dass der Abstand der Seitenbänder in der Fouriertransformierten des Hologramms \mathbf{q}_c vom Zentralband über die Faltung mit $(\mathbf{q} \pm \mathbf{q}_c)$ abhängig vom Streifenabstand und damit von der Spannung am Biprisma ist. Die Separierung geschieht nun durch einen entsprechenden Filter, der ein Seitenband ausschneidet. Der Radius dieses Filters entspricht der maximalen Raumfrequenz, die durch die Methode übertragen werden kann. Er kann umso größer gewählt werden, je weiter Zentral- und Seitenbänder voneinander entfernt sind. Dieser Effekt wird allerdings durch die Raumfrequenz, die bei gegebener experimenteller Anordnung vom benutzten TEM übertragen werden kann, begrenzt. Die Pixelauflösung der verwendeten CCD-Kamera bestimmt bei einer gewöhnlichen TEM-Abbildung die aufnahmebedingte Grenzfrequenz (unabhängig von den anderen Einflüssen), was durch die physischen Grenzen der Fouriertransformierten dargestellt wird. Da auf dieser Dimension nun neben dem Zentralband auch die Seitenbänder Platz finden müssen, wird klar, dass die übertragbare Raumfrequenz bei elektronenholographischer Abbildung im Vergleich zu üblichen TEM-Aufnahmen kleiner wird.

Das ausgeschnittene Seitenband wird nun mittels inverser Fouriertransformation $\text{IFT}(\mathbf{x}, \mathbf{y})$ wieder in den realen Raum überführt.

$$\text{IFT}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) = \text{IFT}[\mu \cdot \text{FT}[\psi_{0,\text{obj}}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) e^{i\varphi(\mathbf{x}, \mathbf{y})}] \otimes \delta(\bar{\mathbf{q}} + \bar{\mathbf{q}}_c)] = \Re(\mathbf{x}, \mathbf{y}) + i\Im(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \quad (6.27)$$

Die so entstehende Darstellung beinhaltet die Informationen der komplexen Welle, bestehend aus dem Realteil $\Re(\mathbf{x}, \mathbf{y})$ und dem Imaginärteil $\Im(\mathbf{x}, \mathbf{y})$. Der Funktionswert an jedem Pixel ist eine komplexe Zahl. Bildlich wird diese Zahl in einen entsprechenden Grauwert übertragen, was zu einer gewissen Ähnlichkeit mit einem herkömmlichen Hellfeldbild führt (Abb. 6.14c). Mit

$$\Psi_{0,\text{obj}}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) = |\psi_{\text{obj}}(\mathbf{x}, \mathbf{y})| = \sqrt{\Re^2(\mathbf{x}, \mathbf{y}) + \Im^2(\mathbf{x}, \mathbf{y})} \quad (6.28)$$

kann nun daraus eine zweidimensionale Abbildung der Amplitude (Abb. 6.14d) und mit

$$\varphi(\mathbf{x}, \mathbf{y}) = \frac{1}{\tan\left(\frac{\Im(\mathbf{x}, \mathbf{y})}{\Re(\mathbf{x}, \mathbf{y})}\right)} = \arctan\left(\frac{\Im(\mathbf{x}, \mathbf{y})}{\Re(\mathbf{x}, \mathbf{y})}\right) \quad (6.29)$$

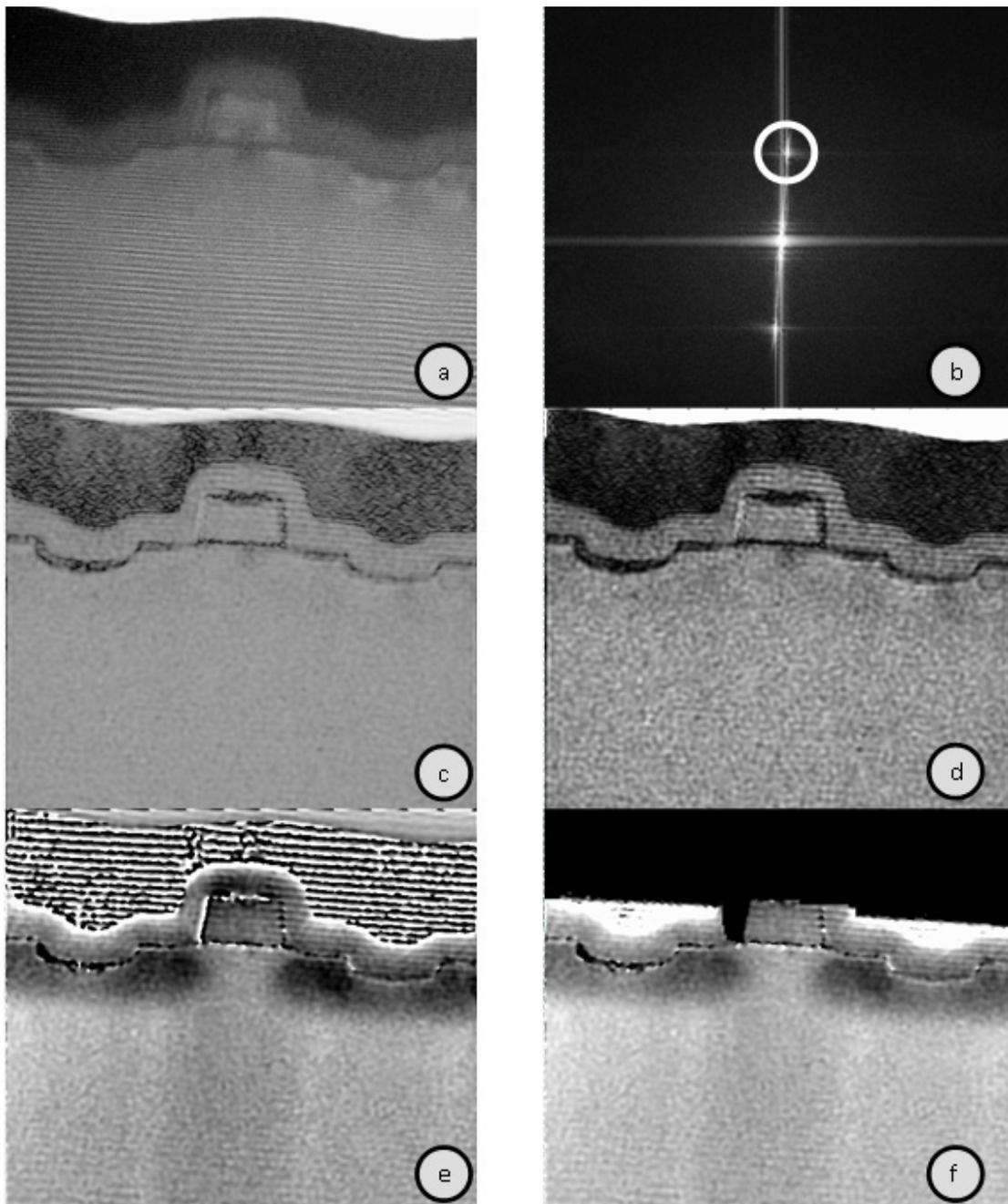


Abb. 6.14

Hologramm eines p-MOS-Transistors (a), Fouriertransformierte davon (b), der Kreis um das obere Seitenband veranschaulicht den Bereich, der zur weiteren Auswertung genutzt wird, Abbildung der komplexen Welle (c), Abbildung der Amplitude (d) und der Phase (e), (f) veranschaulicht den Effekt der Bildoperation „Unwrap Phase“. Die Dotiergebiete sind nur im Phasenkontrast, aber nicht im Amplitudenkontrast sichtbar. Die p-dotierten Bereiche sind wegen der Ausdiffusion von Defektelektronen (Löchern) negativ geladen. Damit bewirken sie eine negative Phasenschiebung relativ zu ihrer Umgebung und erscheinen dunkler.

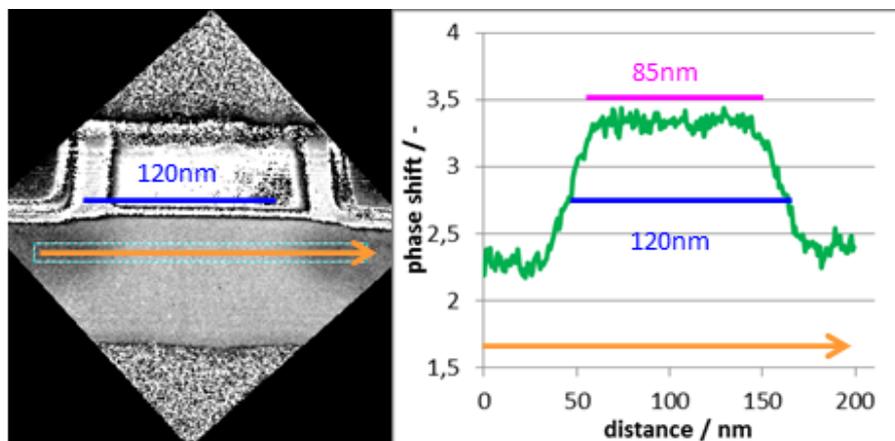
eine entsprechende Darstellung der relativen Phasenschiebung (Abb. 6.14e) aus dem komplexen Bild extrahiert werden. Für die Phasendarstellung beträgt der Wertebereich 0 bis 2π , was bei

relativen Phasenschiebungen größer als 2π , zum Beispiel beim Vorliegen anderer Materialien mit deutlich anderer Wechselwirkungskonstante, innerhalb eines Bildes zu Phasensprüngen, dem sogenannten „phase wrapping“ führt. Zusätzliche Bildverarbeitungstechniken (Funktion „Unwrap“) erweitern den Wertebereich zu einer durchgehenden Darstellung der Phasenschiebung (Abb. 6.14f).

Weiterhin kann durch das Aufaddieren eines Phasenkeils in beliebiger Richtung eine Phasenkipfung, wie sie beispielweise bei einem kontinuierlichen Gradienten in der Foliendicke entstehen würde, korrigiert werden. Die simultane Verfügbarkeit von Phasen- und Amplitudenbild erlaubt es, Details, die üblicherweise nur im Hellfeld sauber erkennbar sind, geometrisch richtig zu den Dimensionen der Dotiergebiete zuzuordnen.

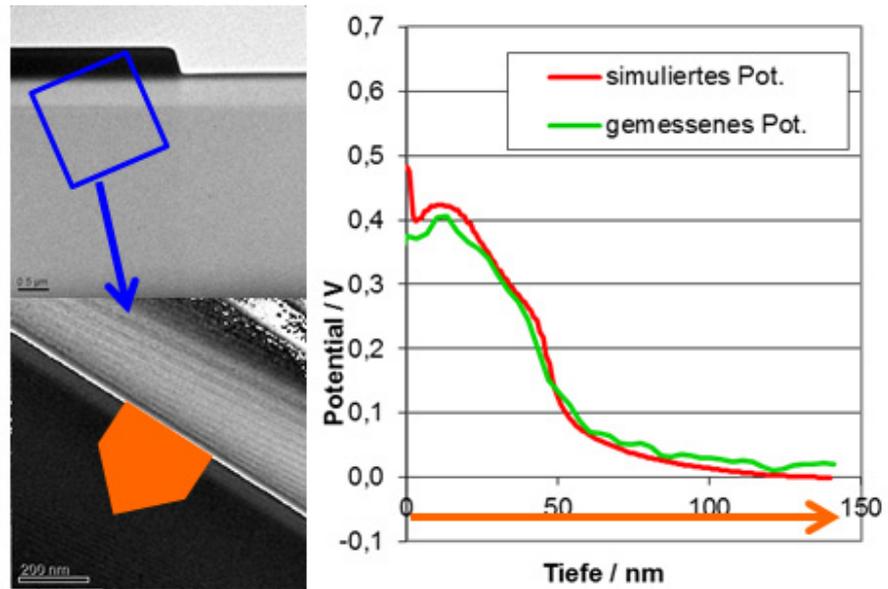
Abb. 6.14f zeigt das Ergebnis einer solchen Prozedur für einen p-Kanal Feldeffekttransistor. Die Dotiergebiete für den Source- und Drainbereich sind als wolkenförmige Gebilde im Substrat erkennbar. Speziell bei Feldeffekttransistoren, deren genaue Untersuchung hinsichtlich der Ausdehnung der Source- und Draingebiete und damit ihrer Kanallänge einen Schwerpunkt elektronenholographischer Untersuchungen bildet, sind hochdotierte p- (p-Kanal-Transistor) bzw. n-dotierte (n-Kanal-Transistor) Source- und Draingebiete in moderat dotiertem Substratmaterial („Wannendotierung“) typisch. Die oben beschriebenen Operationen sind in dem Softwarepaket „Holloworks“, welches als PlugIn zu Digital Micrograph™ [GAT11] angeboten und weiterentwickelt wird, implementiert [VOE95, VOE97b]. Eine Alternative auf dem Freewaremarkt ist das Paket „HolograFREE“ [NIS06] des „National Institute of Standards and Technology“, welches ebenfalls als PlugIn zu Digital Micrograph™ arbeitet.

Abb. 6.15
Extraktion des Abstandes zwischen Source- und Draingebiet eines p-FET Transistors und Vergleich mit der durch die Lithographie bestimmten Geometrie [SIC08a]



Für quantitative Untersuchungen ist es hilfreich, den Verlauf der Phasenschiebung als ortabhängige Funktion entlang ausgewählter Pfade darzustellen [HAN07]; (Abb. 6.15 [SIC08a]). Bei Anwendung dieser Darstellung in z-Richtung des Wafers an homogen dotierten Bereichen kann ein Vergleich zu integralen Methoden der Analyse von Dotierstoffen (SIMS, SPR) erfolgen (Abb. 6.16, vgl. auch [COO10b]). Weiterhin bieten sich solche Strukturen an, um die optimale Dicke für Holographieproben zu ermitteln und den Einfluss der Randbereiche („Inactive Layer“) auf die holographische Abbildung und deren Interpretation zu ermitteln [LEN05a, LI03, TWI04b, TWI05].

Abb. 6.16
 Homogen dotierte Schicht im Hellfeldbild (oben links) mit der Markierung (blau) des Bereiches, vom dem ein Phasenbild (unten links) angefertigt wurde. Aus diesem wurde der Phasenverlauf entlang des orangefarbenen Pfeiles extrahiert und mit einer Simulation (vgl. Abb. 6.7) auf der Basis von SIMS-Messwerten verglichen (rechts) [SIC08b]

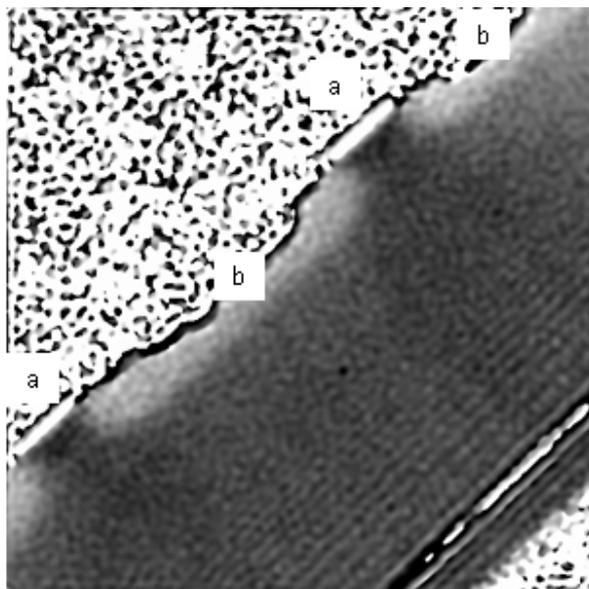


4.6 Anwendungen der Elektronenholographie an Halbleiterstrukturen

Wie bereits oben dargelegt, ist für einen sicheren Nachweis von Differenzen in der Phasenschiebung am p-n-Übergang, eine Foliendicke von mehreren hundert nm erforderlich. Funktionelle Strukturen in Halbleiterbauelementen weisen häufig keine homogenen Bereiche über diese Ausdehnungen auf. So ist bei den Auswahltransistoren im Zellenfeld eines DRAM nicht durch die Gatelänge, sondern auch die Gatebreite auf das Minimum, welches die jeweilige Technologie erlaubt, reduziert. Die elektronenholographische Untersuchung konzentriert sich daher auf Strukturen in den Peripheriebereichen, die für die Ansteuerung der Speicherzellen verantwortlich sind und bei denen Transistoren mit ausgedehnteren Dimensionen benutzt werden, sowie auf spezielle Teststrukturen. Gatebreiten von mehreren μm erlauben es hier, homogene TEM-Proben mit größerer Dicke zu präparieren.

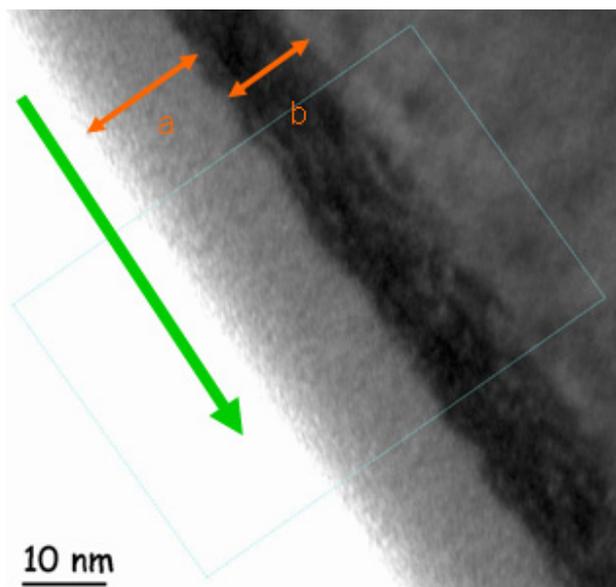
Entsprechende Analysen wurden in großer Anzahl sowohl für p-Kanal (Abb. 6.14, 6.15) als auch für n-Kanal (Abb. 6.19) Feldeffekttransistoren durchgeführt [LEN05c, LEN08, MUE02, GRI02]. Wegen der Umkehrung des Potentialverlaufes am n-p-Übergang (vgl. Abb. 6.6) sind die Kontraste in der 2-dimensionalen Darstellung ebenfalls umgekehrt, d.h. die n-dotierten Gebiete erscheinen als helle Gebilde im Phasenkontrastbild. Zur Erzielung einer guten Erkennbarkeit der Dotiergebiete ist es notwendig, die Orientierung des Substrates so zu wählen, dass dynamische Effekte durch starke Anregung (vgl. Gleichung 6.15) vermieden werden [BRA02, FOR06b]. Abweichend von den Forderungen nach einer exakt projizierenden Geometrie bei abbildenden Fragestellungen (vgl. Abschn. 3) muss daher von der Orientierung des Elektronenstrahles in exakter Polrichtung abgewichen werden. Bei dickeren Proben und kleinen Strukturen können sich daraus Probleme mit der Abbildungstreue ergeben.

Abb. 4.19
Phasenbild von n-Kanalfeldeffekttransistoren [LEN08] mit den Resten von Gatekontakten (a) und Source-/Draingebieten (b)



Beim Vergleich der Ergebnisse fällt auf, dass bei sonst gleichen Versuchsbedingungen hoch n-dotierte Gebiete deutlich niedrigere Differenzen der Phase am Übergang zum moderat p-dotiertem Substrat liefern als im umgekehrten Fall. Detailliertere Untersuchungen [LEN05a, COO08], auch unter Nutzung 3-dimensionaler Methoden [LEN07, WOL10], finden die Begründung im Einfluß der Ga-Implantation während der FIB-Präparation. Die mit hoher Energie auftreffenden Ga-Ionen werden zu einem gewissen Anteil auch in lateraler Richtung in die Probe hinein gestreut. Das führt dazu, dass an einer Schnittkante neben einer amorphisierten Schicht, die bei den üblichen 30kV Beschleunigungsspannung des FIB-Gerätes, eine Dicke von ca. 20nm hat, ein weiterer Bereich deutliche Beeinträchtigungen aufweist. Diese sind einerseits struktureller Natur durch das verstärkte Auftreten von Gitterbaufehlern im ursprünglichen perfekten Si-Substrat (Abb. 6.20 [LEN06]).

Abb. 6.20
Randbereich einer TEM-Probe, die im Querschnitt nochmals angeschnitten wurde (vgl. [LEN07]: Zu sehen ist homogenes Si-Substrat, die Kante wurde mit einem FIB-Strahl in Richtung des grünen Pfeils erzeugt. In lateraler Richtung (d.h. senkrecht zur Richtung des grünen Pfeiles) erkennt man zunächst den amorphisierten Bereich (a) mit einer Dicke von ca. 20 nm. Dahinter befindet sich ein weiterer, ca. 15 nm dicker Bereich (b), der durch starke Fehlordnungen gekennzeichnet ist [LEN06].



Andererseits liegt eine chemischer Fehlordnung durch den Einbau von Gallium-Atomen auch jenseits der amorphisierten Zone vor (Abb. 6.21, [MUE07a]). Der bereits erwähnte Randbereich

(inaktive Schicht mit der Dicke t_0 , Gleichung 6.25), der nicht in der gleichen Weise wie das innere Material zur Phasenschiebung der Elektronenwelle beiträgt, geht also deutlich über die Dicke der amorphisierten Zone hinaus. Das wurde experimentell an speziellen Teststrukturen nachgewiesen, in dem die Phasendifferenz an identischen Transistoren gemessen wurde (Abb. 6.22, [LEN05b]). Die TEM-Lamellen zur Holographie an diesen Transistoren wurden nun in unterschiedlicher Foliendicke t , die per Rasterelektronenmikroskopie vermessen wurde, hergestellt. In der Auftragung der Phasendifferenz über die Foliendicke liefert der Schnittpunkt einer Regressionsgerade mit der x-Achse einen Wert von ca. 80nm für $2t_0$ (Inaktive Schicht), der mit der den Erwartungen aus der ToFSIMS-Messung gut korreliert.

Gallium als Akzeptor erscheint nun in der Lage, in eben dieser Zone eine p-Dotierung, z.B. des Source-/Draingebietes, zu verstärken und eine n-Dotierung teilweise zu kompensieren. Da sich die gesamte Phasenschiebung als Integral über die Foliendicke ergibt, führt ein geringerer Beitrag der modifizierten Zone zu insgesamt geringeren Werten.

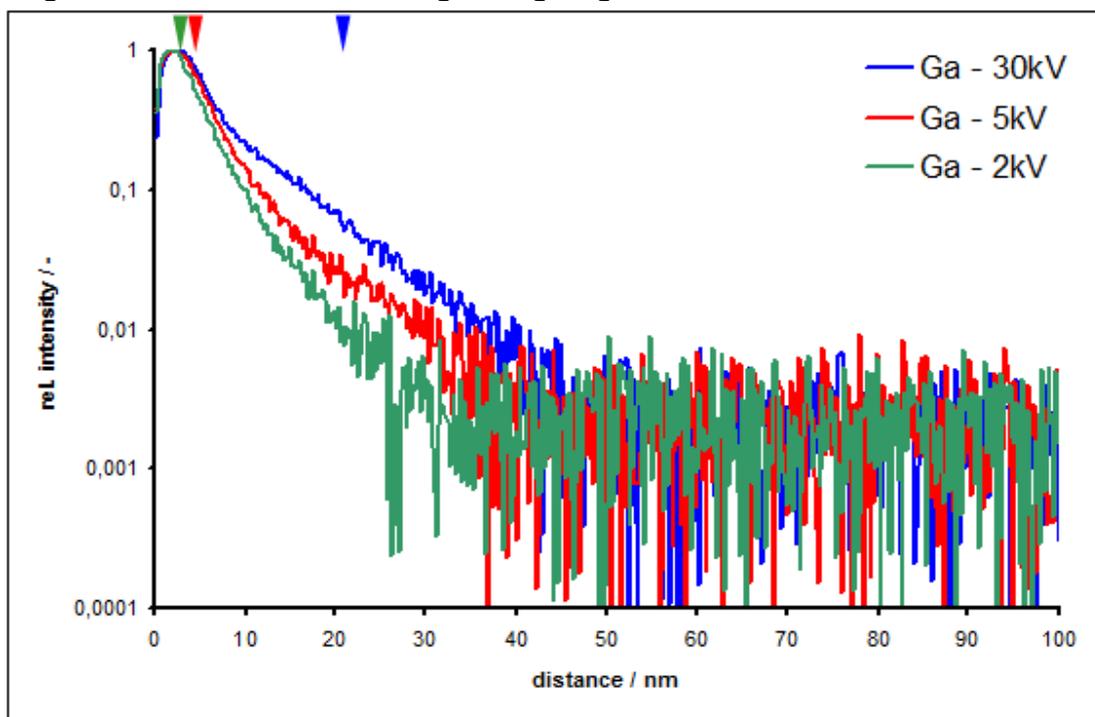
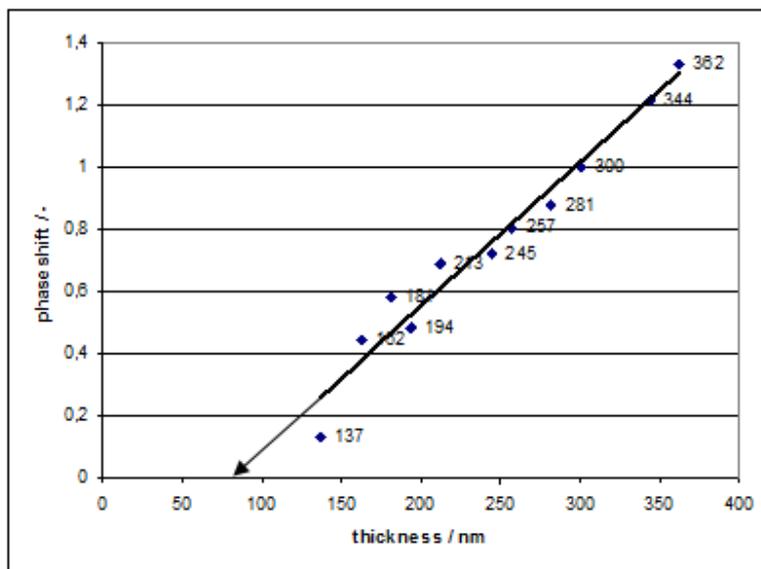


Abb. 6.21

Eindringtiefe von Gallium in lateraler Richtung (vgl. Abb. 6.20) bei der Präparation mittels FIB-Technik in Abhängigkeit von der Beschleunigungsspannung: Die im Querschnitt, wie z.B. an Abb. 6.20, vermessenen Dicken der amorphisierten Schichten sind durch die Dreiecke in der jeweiligen Farbe des Graphs für verschiedene Beschleunigungsspannungen zusätzlich markiert. Die Messung erfolgte mittels Time-of-Flight Sekundärionenmassenspektroskopie (ToFSIMS) an speziellen Strukturen, die mit den identischen Geräteparametern des FIB-Gerätes bearbeitet wurden [MUE07].

Abb. 6.22

Gemessene Phasenschiebungen an identisch dotierten Gebieten mit unterschiedlicher Probendicken: Die Extrapolation zu der Probendicke, bei der keine Phasenschiebung mehr zu erwarten ist, führt zu einem deutlich größeren Wert ($\approx 80\text{nm}$) als es der zweifachen Dicke der amorphisierten Schicht ($2 \times 20\text{nm} \approx 40\text{nm}$) entspricht, kommt aber dem Wert, der die Eindringtiefe des Ga berücksichtigt, nahe [LEN05b].



Speziell bei Logikschaltkreisen kommen auch Feldeffekttransistoren mit komplexerem Aufbau zur Anwendung. So ist es häufig üblich, die Weite der Verarmungszone am Übergang zum metallischen Kontakt durch besonders hohe Dotierungen so niedrig zu halten, dass diese durchtunnelt werden kann und das elektrische Verhalten ähnlich einem Ohmschen Kontakt wird [THU05]. In diesem Fall liegt neben dem p-n-Übergang noch ein Übergang zwischen unterschiedlichen Levels der Dotierkonzentration vor, was ebenfalls abgebildet werden kann (Abb. 6.23 [VOG03]). Allerdings wird es in diesem Fall schwierig, alle Strukturdetails mit dem zur Verfügung stehendem Gesichtsfeld abzudecken.

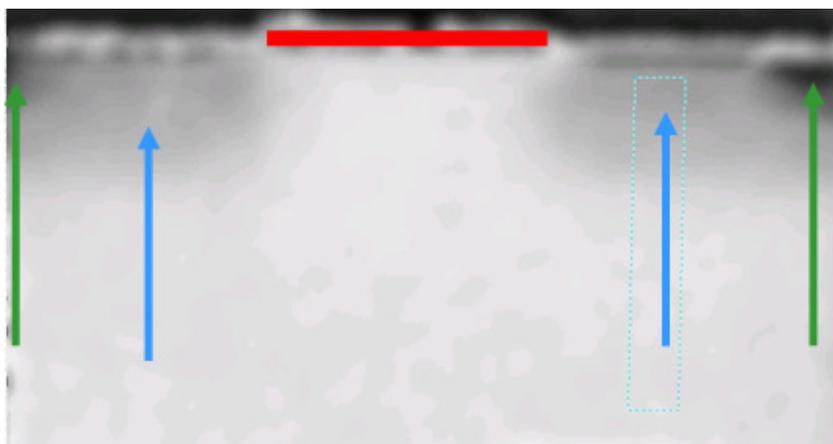


Abb. 6.23

Phasenbild eines p-Kanal MOS-Transistors mit ausgedehnten Seitenbereichen: Der Bereich, in dem sich das Gate vor der Rückpräparation befand, ist rot markiert, die Source-/Draingebiete sind mit blauen Pfeilen gekennzeichnet. An den Enden der grünen Pfeile befinden sich besonders hohe Konzentrationen der Dotierstoffe zur Erzielung eines Ohmschen Kontaktes [VOG03].

In anderen Fällen wird der Bereich unter dem Kontakt anders dotiert als der Source- bzw. Drainbereich des Transistors (Abb. 6.24 [LEN05a]). Die gleichzeitige Darstellung von hoch n- und p-dotierten Bereichen bei schwach dotiertem Substrat zeigt die Anwendbarkeit der off-axis Elektronenholographie auch für den Fall komplexer Dotierstoffverteilungen. Bei extrahierten Darstellungen der Ortsabhängigkeit der relativen Phasenschiebung werden die unterschiedlichen Abbildungsbedingungen für p- und n-dotierte Gebiete besonders gut sichtbar.

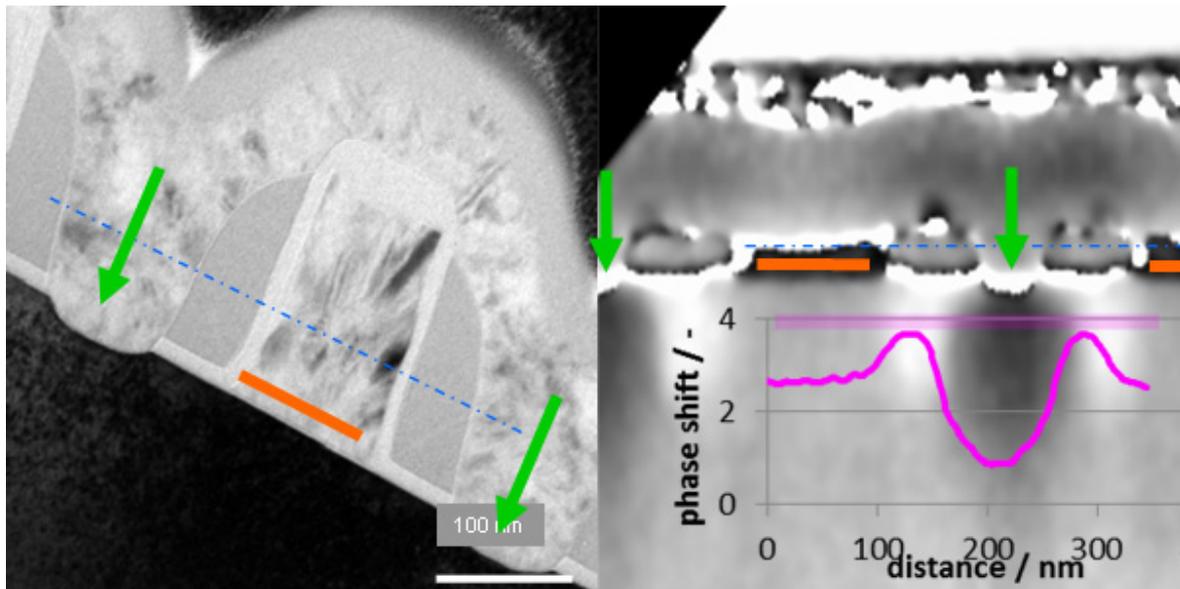


Abb. 6.24

Hellfeldabbildung (links) und Phasenbild eines n-Kanal MOS Transistors, unter dessen Kontaktierung sich eine p-Dotierung (dunkler Bereich im Phasenbild) befindet. Die blaue Linie zeigt, bis zu welchem Level bei der Präparation zurückgeschliffen wurde. Das Gate ist orange markiert und die Orte der Kontakte sind durch grüne Pfeile gekennzeichnet. Im Phasenbild ist der Verlauf der Phasenschiebung geplottet. [LEN05a]

Eine besonders komplexe Situation findet sich bei bipolaren Transistoren, die für einige Anwendungen gemeinsam mit Feldeffekttransistoren auf einem Chip integriert werden. Der prinzipielle Aufbau als npn-Transistor wird durch eine vertikale Schichtfolge unterschiedlich dotierter Bereiche realisiert, wobei die Kontaktierung von der Seite her geschieht (Abb. 6.25). Bei den sogenannten Heterojunction Bipolartransistoren (HBT) wird dann noch durch eine Legierung des Siliziums mit Germanium im Bereich der Basis in zwei lokal unterschiedlichen Konzentrationen die Schaltgeschwindigkeit optimiert [TIL05].

Bei der Interpretation der Phasenschiebung als Funktion des Ortes (Abb. 6.26) muss zusätzlich zu den Einflüssen der unterschiedlichen Dotierungen der Einfluss des Germaniums berücksichtigt werden. Elementares Germanium hat ein mittleres inneres Potential von 14,3 Volt. Es ist also größer als der Wert des Silizium mit ca. 12 V. Unterstellt man einen idealen Mischkristall [HOR06], so kann das mittlere innere Potential in erster Näherung durch lineare Interpolation zwischen den Werten für reines Si und reines Ge abgeschätzt werden. Detailliertere Betrachtungen [FOR05] lassen die lineare Näherung für den Konzentrationsbereich bis 20 at% als anwendbar gelten. Die gefundenen Differenzen von 0,2V für den Bereich mit 5 at% Ge und 0,6V für den

Bereich mit 20 at% Ge werden nun mit dem simulierten Verlauf auf der Basis der Dotierbereiche überlagert (Abb. 6.26).

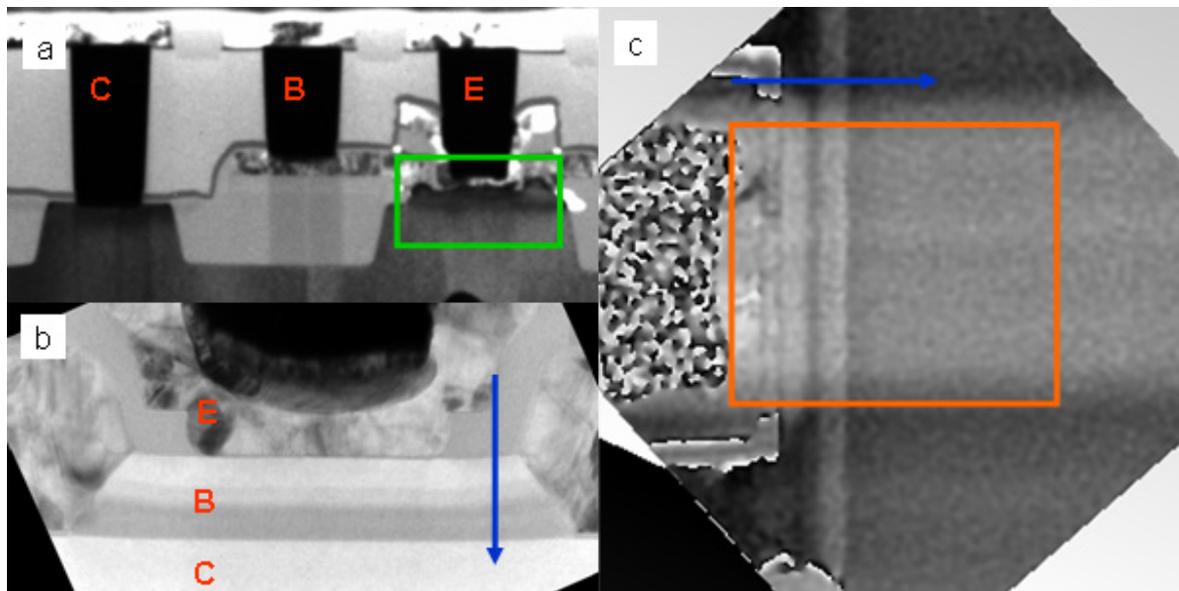
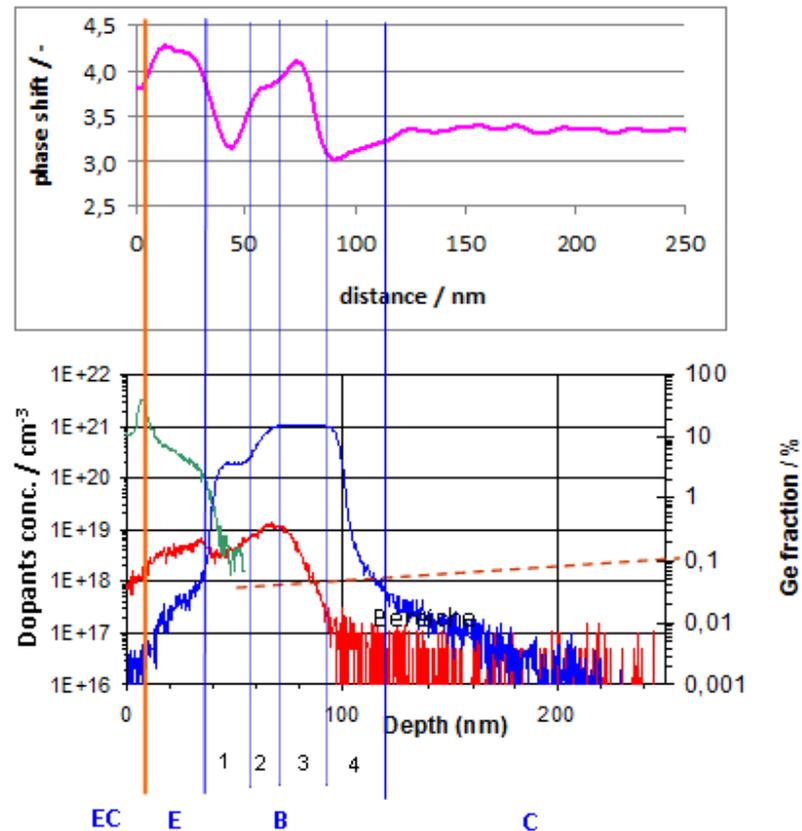


Abb. 6.25

Übersichtsbild im Hellfeld (a) und Ausschnittvergrößerung (b) eines Bipolartransistors: Die Kontaktierungen (im Übersichtsbild) und Bereiche im Halbleiter (Detailvergrößerung) von Emitter (E), Basis (B) und Collector (C) sind markiert. Das dazugehörige Phasenbild (c) ist um 90° gedreht (Richtung des blauen Pfeiles). Der orange markierte Bereich wurde zum Liniensprofil der Phase (Abb. 6.26) benutzt (Integration in vertikaler Richtung, Plot horizontal).

Im Bereich des Emitters mit steil abfallender As-Konzentration sinkt die Phasenschiebung φ in Richtung des n-p-Überganges ab. Im ersten Bereich der Basis wird der nun niedrige φ -Wert teilweise durch den Einfluss der 5 at% Ge kompensiert. Der für den p-Bereich eigentlich erwartete niedrige Wert für φ wird im 2. Bereich der Basis durch den Einfluss von ca. 20 at% Ge überkompensiert. Im 3. Bereich der Basis nähert man sich wegen der abfallenden B-Konzentration dem Übergang zum p-n-Übergang, was im Bereich der hohen Ge-Konzentration zur maximalen Phasenschiebung führt, die dann mit der Grenze des Ge-angereicherten Bereiches steil abfällt. Im 4. Bereich der Basis fehlt der Einfluß des Germaniums völlig und der Verlauf der Phasenschiebung nähert sich dem eines üblichen p-n-Überganges an, was sich im Kollektorbereich fortsetzt, dessen niedrige Dotierung allerdings den jetzt schwächeren Effekt begründet.

Abb. 4.26:
 Intensitätsprofil des Phasenbildes (Abb. 6.25c, Bereich des orangenen Rechtecks in horizontaler Richtung) eines Bipolartransistors über die unterschiedlichen Dotiergebiete (oben) und Vergleich mit SIMS-Daten an identisch prozessierten Teststrukturen (unten). Die Bereiche Emitterkontakt (EC), Emitter (E), Basis (B – vier Einzelbereiche) und Kollektor (C) sind unten markiert. Die Germaniumkonzentration ist blau gezeichnet (rechte Skale), die Arsenkonzentration grün und die Borkonzentration rot (beide linke Skale).



4.7 Elektronenholographische Untersuchungen ohne Einsatz einer Lorentzlinse

Die Nutzung einer Lorentzlinse bei der Elektronenholographie im mittleren Auflösungsbe-
 reich geht einher mit einem deutlichen Performanceverlust im Vergleich zur Objektivlinse. Es
 wurden daher Versuche unternommen, das Gesichtsfeld so zu optimieren, dass auch eine Abbil-
 dung mit der Objektivlinse möglich wird [WAN04]. Da die abzubildenden Objektdetails mit
 dem technologischen Fortschritt immer kleiner werden, verbessern sich die Chancen für eine
 Umsetzung. Die Nachrüstung eines TEM, welches im industriellen Umfeld installiert ist, mit
 einem Biprisma wäre mit überschaubarem Aufwand möglich, während Ausrüstung und Routine-
 betrieb mit Lorentzlinse eher schwierig zu handhaben ist. Eine Umsetzung der Elektronenholo-
 graphie an Halbleitern unter Nutzung der Objektivlinse würde daher den praktischen Einsatz
 deutlich erleichtern. Eine wesentliche Voraussetzung, die reproduzierbare Präparation von Pro-
 ben, bei denen die Vakuumwelle in sehr kurzer Distanz zur Objektwelle die Probe passieren
 kann, ist mit den bereits diskutierten Präparationsverfahren geschaffen (vgl. Abb. 6.11 bis 6.14).

Abb. 6.27:
Zusammenhang zwischen Hologrammbreite w_{hol} und Streifenabstand s_{hol} bei unterschiedlichen Spannungen am Biprisma [SIC08].

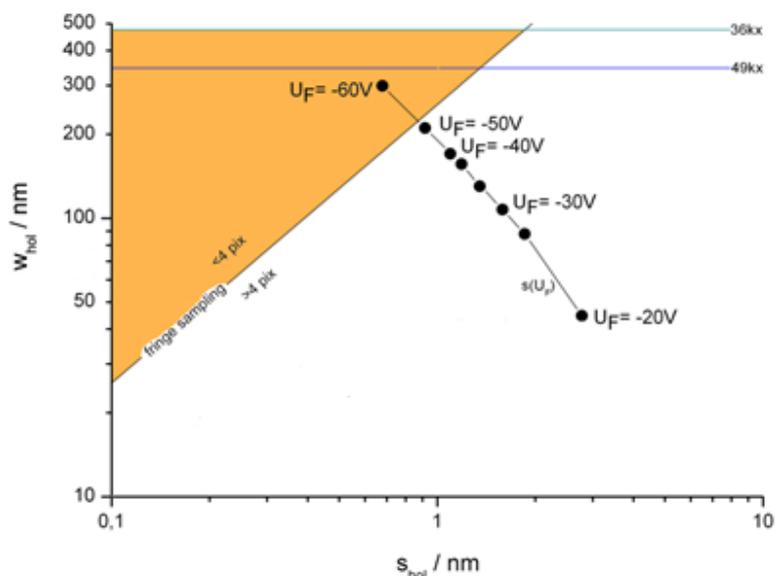
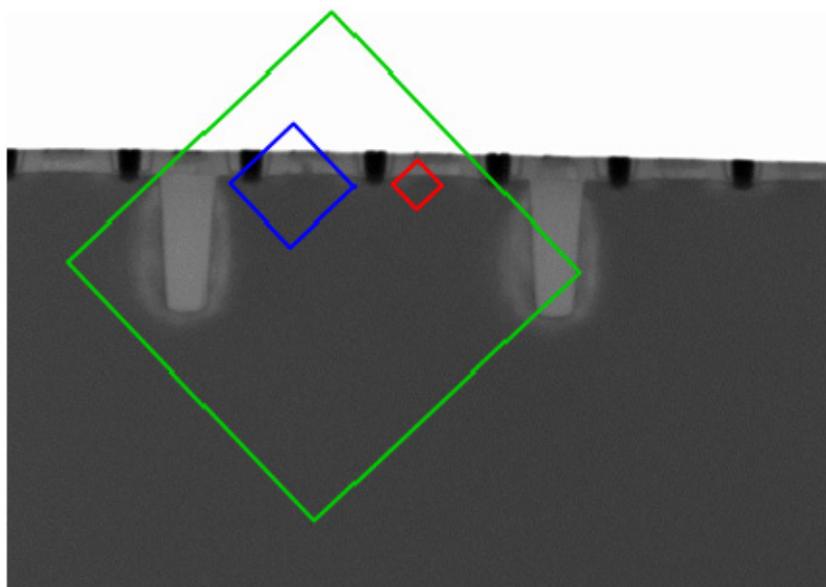


Abb. 6.27 stellt den Zusammenhang zwischen Hologrammgröße w_{ho} und Streifenabstand s_{ho} für verschiedene Spannungen am Biprisma dar (vgl. 6.23, 6.24) [SIC08a]. Die farbige Markierung beschreibt den nicht nutzbaren Bereich, in dem der Streifenabstand zu klein ist, d.h. die Breite der Interferenzstreifen wird von weniger als 4 Pixeln abgetastet. Eine Verdopplung der Pixelauflösung der verwendeten CCD-Kamera auf 2048 Pixel verschiebt diesen Bereich nach oben, beinhaltet aber auch eine Reduzierung der Impulse pro Pixel und damit ein schlechteres Signal/Rausch-Verhältnis. Wegen der logarithmischen Darstellung darf aber dieser Effekt der Kameraauflösung nicht überschätzt werden. Abb. 6.28 stellt das Gesichtsfeld in Beziehung zu relevanten Objektdetails bei der Abbildung von MOS-Transistoren [SIC08c].

Abb. 6.28:
Halbleiterstrukturen (parallele MOS-Transistoren) bei optimaler Präparation für eine elektronenholographische Untersuchung in Beziehung zum Gesichtsfeld bei der Elektronenholographie: grün Abbildung mit Lorentzlinse, rot mit Objektivlinse, blau Abbildung mit Objektivlinse unter Nutzung eines alternativen Strahlengangs mit negativer Spannung am Biprisma.

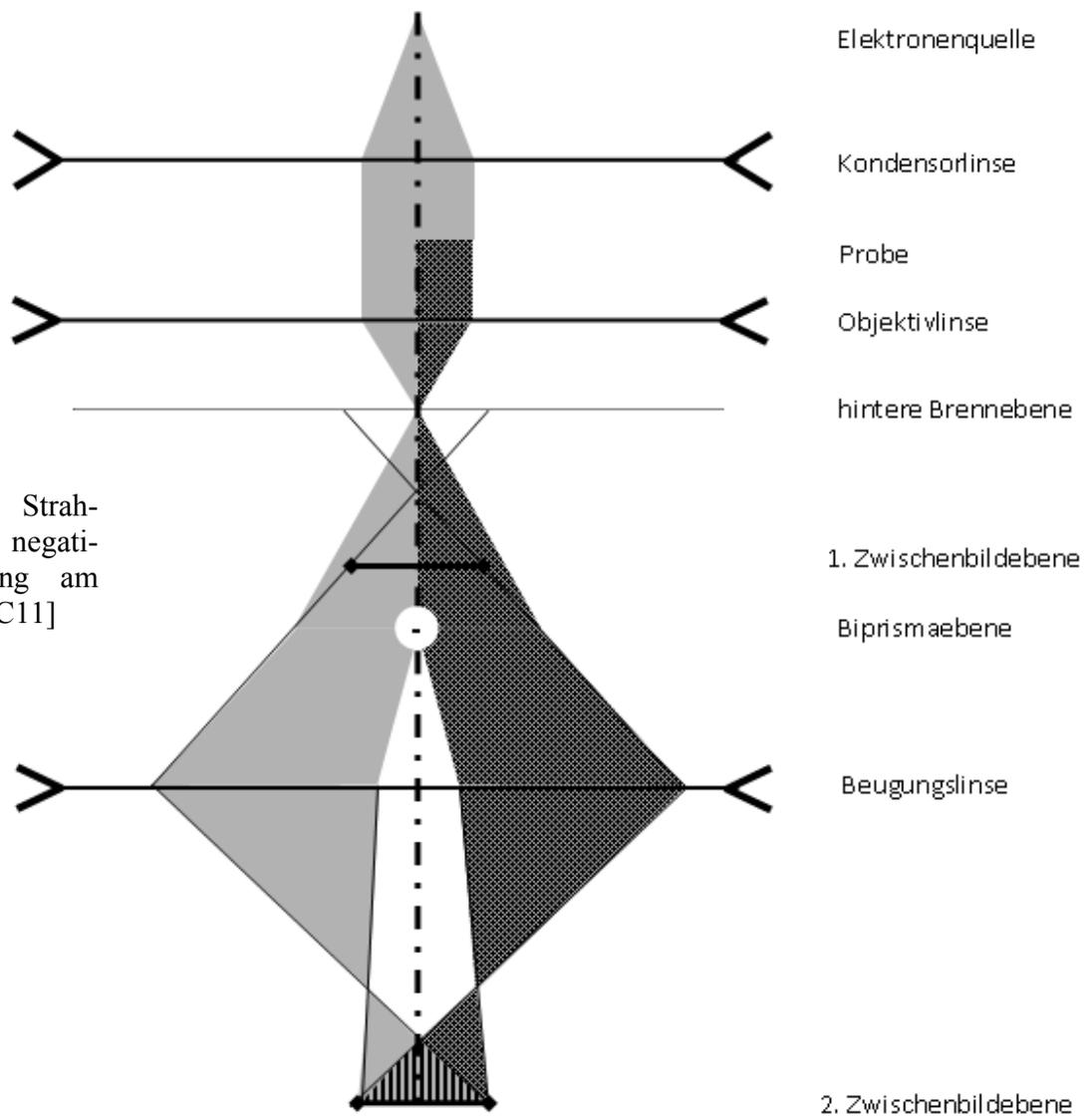


Ein alternativer Ansatz für die Elektronenholographie im Bereich zwischen mittlerer und hoher Auflösung erlaubt den Einsatz der Objektivlinse auch bei kleineren Abbildungsmaßstäben.

Hier wird das Möllenstedtsche Biprisma mit einer negativen Spannung beaufschlagt. Das Hologramm wird nun als virtuelles Bild in der Bildebene oberhalb des Biprismas erzeugt. Durch die entsprechende Fokussierung der Beugungslinse auf diese Ebene wird das Hologramm dann auf die Kameraebene transferiert (Abb. 6.29 [SIC11]). Bei dieser Anordnung weist das Hologramm ein Gesichtsfeld in der Größe von ca. 200 nm auf (Abb. 6.28), was unter Ausnutzung aller präparativen Möglichkeiten für die Abbildung von Transistorstrukturen neuerer Technologien ausreichend ist.

Das Ergebnis dieses Ansatzes wird in Abb. 6.30 für einen p-Kanal Feldeffekttransistor gezeigt [SIC08a]. Man erkennt, dass das Gesichtsfeld den Transistor vollständig erfasst, der Gradient des Potentials im Bereich des n-p-Übergangs an den Source- und Draingebieten gut dargestellt und einer analytischen Darstellung zugänglich ist. Im Vergleich zur Abbildung an der gleichen Probe unter Nutzung der Lorentzlinse fällt die bessere Ortsauflösung auf. Das Gesichtsfeld ist etwas kleiner, genügt aber zur Abbildung des Transistors.

Abb. 6.29:
Alternativer Strahlengang mit negativer Spannung am Biprisma [SIC11]



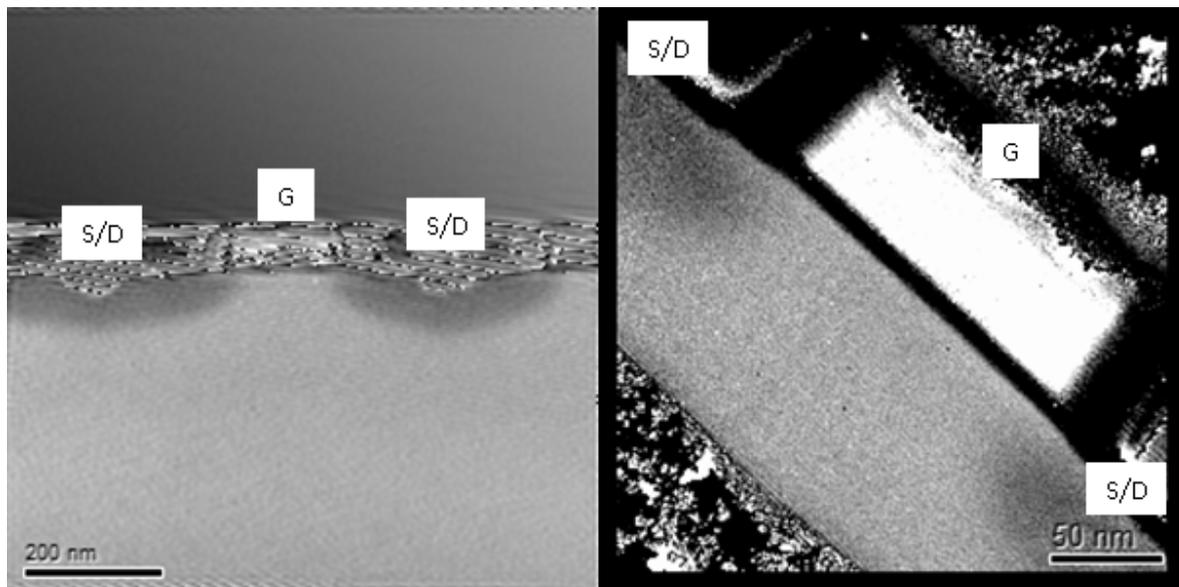


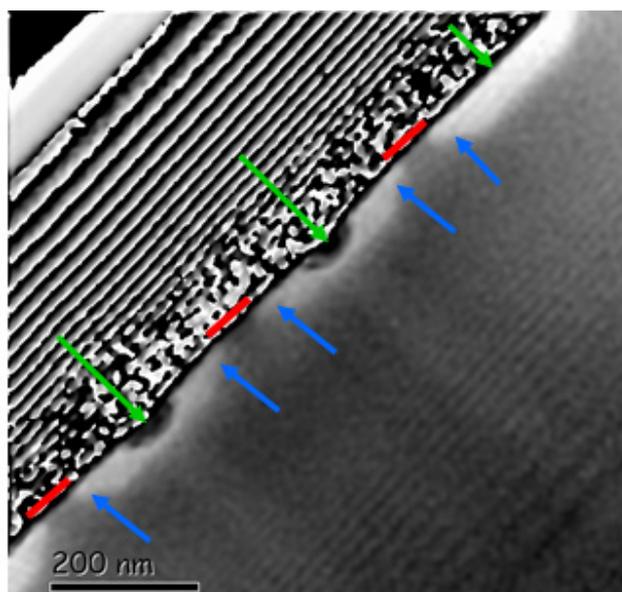
Abb. 6.30:

Elektronenholographische Abbildung eines p-Kanal-Transistors mit dem herkömmlichen Strahlengang (Lorentzlinse, links) und dem vorgestelltem verbessertem Strahlengang [SIC08a] (rechts). Gatekontakt (G) und Source-/Draingebiete (S/D) sind jeweils markiert.

Bei aktuellen Herstellungstechnologien werden die Source- und Draingebiete der Feldeffekttransistoren oft mit mehreren Implantationen sehr zielgerichtet mit komplexer Geometrie designed (Abb. 6.31). Für die richtige Visualisierung des Prozessergebnisses bei solchen Geometrien und/oder immer kleineren Strukturgrößen bietet der vorgestellte Strahlengang verbesserte Voraussetzungen.

Abb. 6.31:

n-Kanal Feldeffekttransistoren mit mehrfacher Dotierung der Source- und Draingebiete zur Erzielung eines speziell geformten Überganges am Gate (blaue Pfeile). Die grünen Pfeile charakterisieren den Ort der Kontakte und die roten Markierungen die Gates



6.8. Möglichkeiten der Inline-Holographie

Wie weiter oben dargelegt erfordert die Anwendung der Off-Axis-Holographie einen instrumentellen Aufwand, der die typische Ausrüstung eines üblichen TEM-Labors im industriellen Umfang deutlich übersteigt. Es sei an dieser Stelle auch erwähnt, dass Personal mit der notwendigen speziellen Qualifikation nur bedingt verfügbar ist. Daher ist die Zusammenarbeit mit Speziallabors die bessere Wahl. Es liegt also nahe zu prüfen, inwiefern alternative Methoden der Phasenrekonstruktion für die genannten Fragestellungen anwendbar sind. Insbesondere die Inline-Holographie erscheint geeignet, mit verhältnismäßig einfachem instrumentellen Aufwand zu einer Information über die Phasenschiebung zu gelangen. Notwendig ist eine Aufnahmeserie mit einer Variation des Defocus Δf und eine geeignete Software, die aus den entstehenden Kontrasten den Einfluss der Phasenschiebung extrahiert.

Abb. 6.32
Kontrasterscheinung an einem Amplituden- und Phasenobjekt (oben) im Vergleich zu einem reinem Phasenobjekt (unten). Der Verlauf der Amplitude ist durchgehend und der der Phase unterbrochen dargestellt. (nach [KOC13])

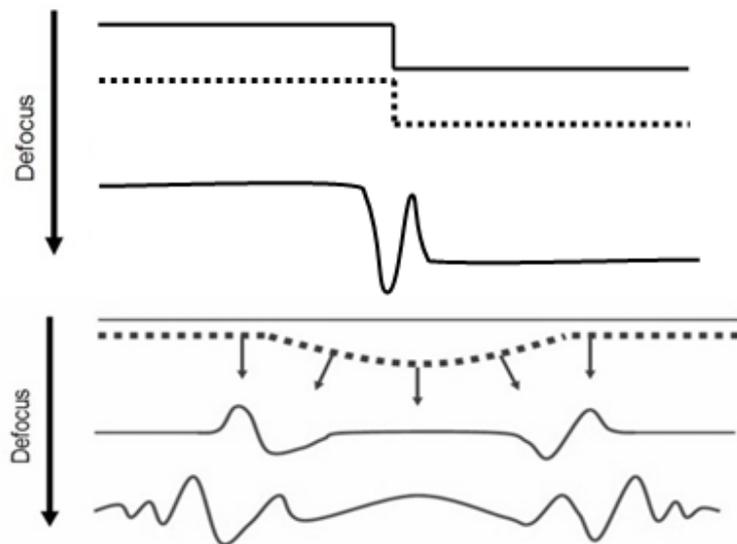


Abb. 6.32 zeigt den Unterschied zwischen einem Amplituden- und Phasenobjekt und einem reinem Phasenobjekt. Während in ersterem Fall an den Phasengrenzen (im materialwissenschaftlichen Sinne) ein Kontrast bereits bei $\Delta f = 0$ gegeben ist, dessen Erscheinung sich bei $\Delta f \neq 0$ verändert (vgl. auch Abb. 3.17), ist in zweiterem Fall erst bei $\Delta f \neq 0$ ein Kontrast zu erwarten. Die Auswertung der entstehenden Kontraste ist auf direktem Weg nicht möglich, vielmehr muss die aufgezeichnete Bildserie mit einer Simulation verglichen und auf iterativem Wege angepasst werden.

Die Intensität eines Bildes kann mit

$$I(x, y) = |\psi_{\Delta f}(x, y)|^2 \otimes \text{FT}^{-1} \left[e^{-i\pi\alpha\Delta f q} \right] \quad (6.30)$$

simuliert werden, wobei sich die Wellenfunktion $\psi_{\Delta f}(x, y)$ bei einem Defocus Δf aus

$$\psi_{\Delta f}(x, y) = \text{FT}^{-1} \left[\psi_0(\vec{q}) e^{-i\chi(\vec{q}, \Delta f)} \right] \quad (6.31)$$

ergibt [KOC08]. Die wesentlichen apparativen Einflüsse sind der Beleuchtungswinkels α und die Phasenplatte $\chi(\mathbf{q})$, vgl. (4.12). Für die Durchführung eines derartigen iterativen Abgleichs ist

ein exaktes Alignment der Bilder erforderlich, was sowohl für die Bilder der Defokusserie als auch für simulierten Bilder gilt. Zur Durchführung der Rekonstruktion stehen Softwarepakete zur Verfügung (z.B. FHWR-tools [KOC13]). Der numerische Aufwand ist dabei nicht zu unterschätzen und führt zu längeren Rechenzeiten. Entscheidend für den Erfolg des Verfahrens ist es, in der primär aufgenommenen Defokusserie bei praktisch realisierbaren Defoki einen nachweisbaren Effekt in der Intensität zu erzielen, der sich signifikant vom Rauschen abhebt. Das ist zum einen von der Größe des Objektes und damit von der Raumfrequenz abhängig und zum anderen vom Gradienten der Phasenschiebung über dem Ort abhängig. Veröffentlichte Anwendungen für die beschriebene Methode [KOC10, LAT10] erzielen gute Ergebnisse mit Objekten im Größenbereich von p-n-Übergängen, die allerdings keine reinen Phasenobjekte sind und bei denen aus der Kombination der abgebildeten Materialien bereits ein hoher Gradient der Phasenschiebung an den Grenzflächen zu erwarten ist. Bei p-n-Übergängen ist der Gradient der Phasenschiebung geringer, da sich (wie in Abb. 6.6 gezeigt) immer ein Übergangsbereich bildet. Bei veröffentlichten experimentellen Ergebnissen an eindimensionalen p-n-Übergängen [TWI06] sind daher auch Werte für den Defokus im mm-Bereich angewandt worden.

Eigene Experimente konzentrierten sich darauf, an MOS-Transistorstrukturen, die mit Off-axis Holographie bereits wohl charakterisiert wurden (Abb. 6.15), an den Orten des p-n-Überganges durch eine Variation des Defokus einen nachweisbaren Kontrast zu erzeugen. In Abb. 6.33 ist erkennbar, dass bei $\Delta f \approx 100\mu\text{m}$ ein Kontrastverlauf, wie er für den Einfluß unterschiedlicher Phasenschiebung typisch ist, erkennbar ist. Es fällt aber auf, dass so hohe Werte für den Defokus die Abbildungsqualität sehr erheblich beeinträchtigen. Sowohl Abbildungsmaßstab als auch Bildrotation unterscheiden sich deutlich von der Normalabbildung. Das Kontrastverhalten an den Phasengrenzen, die zur exakten Abgleichung der Bildserien untereinander notwendig sind, wird stark verändert. Eine Konvergenz der oben beschriebenen Iterationsmethode ist daher nicht zu erwarten. Weiterhin verändert sich bei dem genutzten Gerät (Jeol 2200FS) die Ausleuchtung des Bereiches erheblich, so dass ein entsprechender Abgleich im gesamten Strahlengang notwendig wäre. Für die Erstellung einer kompletten Defokusserie müßten zusätzliche Bilder bei noch größeren Defoki akquiriert werden, was nicht mit brauchbarer Qualität gelang.

Die Ergebnisse von [TWI06] wurden unter Nutzung einer Lorentzlinse erzielt, die deutlich größere Werte des Defokus erlaubt. Da aber gerade die Ausrüstung eines hochfrequent genutzten TEMs im industriellen Umfeld mit Lorentzlinse vermieden werden soll, muss eingeschätzt werden, dass die Inline-Holographie unter den beschriebenen Randbedingungen keine Alternative darstellt.

Aktuelle Entwicklungen in der Halbleiterindustrie sind durch die Nutzung von Dotiergebieten mit kleinen Abmessungen und sehr hoher Dotierkonzentration und daher einem großen Gradienten in der Dotierkonzentration gekennzeichnet. Es bleibt abzuwarten, inwiefern sich dabei die Voraussetzungen für die Anwendung dieser alternativen Technik verbessern. Auch die Arbeiten zur Nutzung völlig anderer Konstruktionsprinzipien von elektronischen Komponenten, wie z.B. die Nutzung von Si-nanowires [CUI01, CUI03] könnten zu Strukturen führen, bei denen die Inline-Holographie erfolgreich angewandt werden kann.

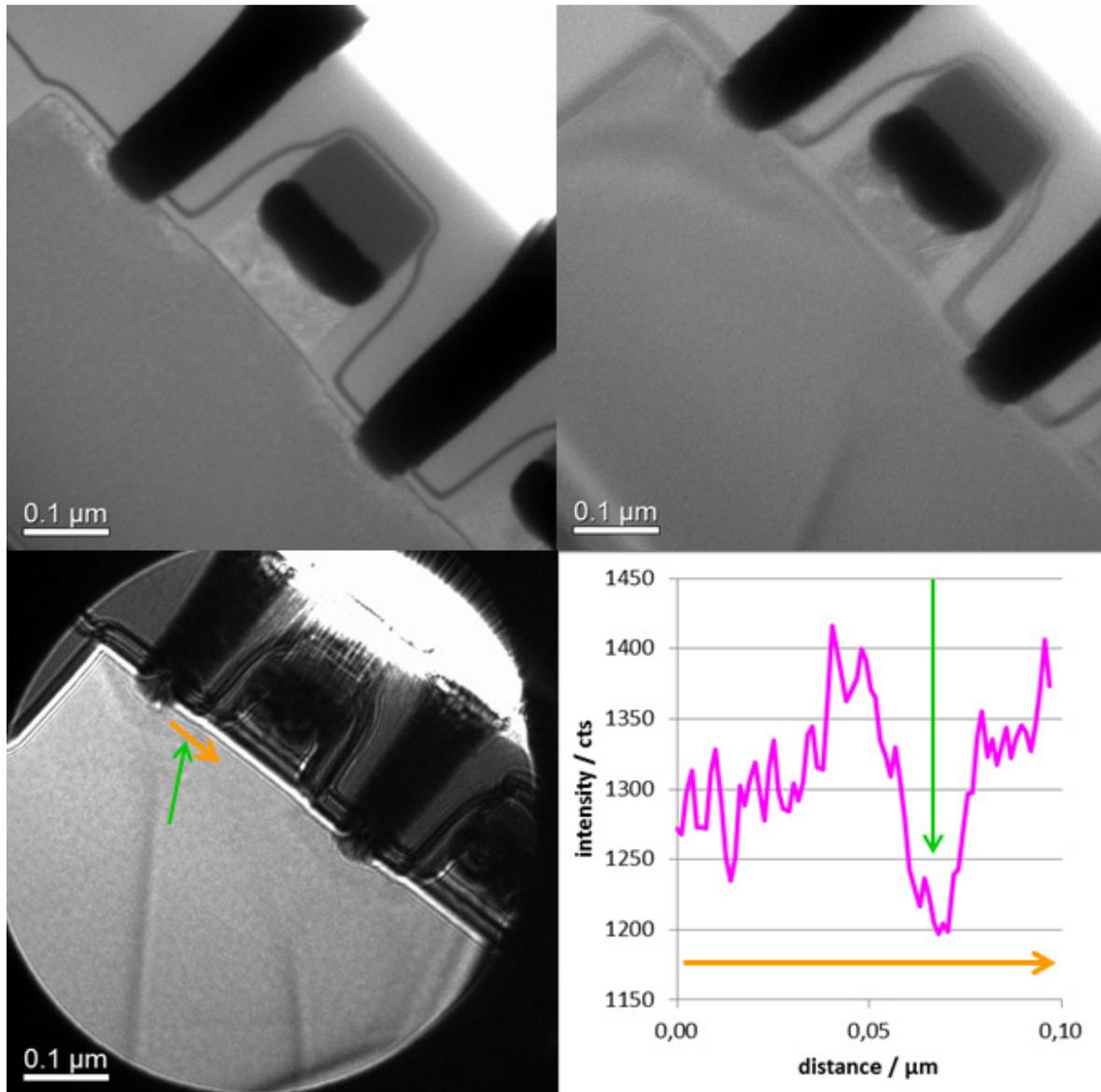


Abb. 6.33

Voruntersuchung für die Anwendung der Inline-Holographie an einer Transistorstruktur: Der ausgewählte Transistor (oben links) wurde zunächst aus dem [110] Pol heraus gekippt, um dynamische Effekte zu reduzieren (oben rechts). Ein Defokus von $100\mu\text{m}$ (unten links) führt dazu, dass im Bereich der p-n-Übergänge der Source- und Draingebiete (grüner Pfeil) ein schwacher Kontrast erscheint, der sich in der linearen Darstellung der Bildintensität entlang des orangenen Pfeiles (unten rechts) deutlich vom Rauschen abhebt. Die Foliendicke wurde auf der Basis der Erfahrungen aus der Off-Axis-Holographie mit ca. 300 nm so gewählt, dass ein merklicher Effekt in der Phasendifferenz am p-n-Übergang erwartet werden kann.

7. Elektronentomographie

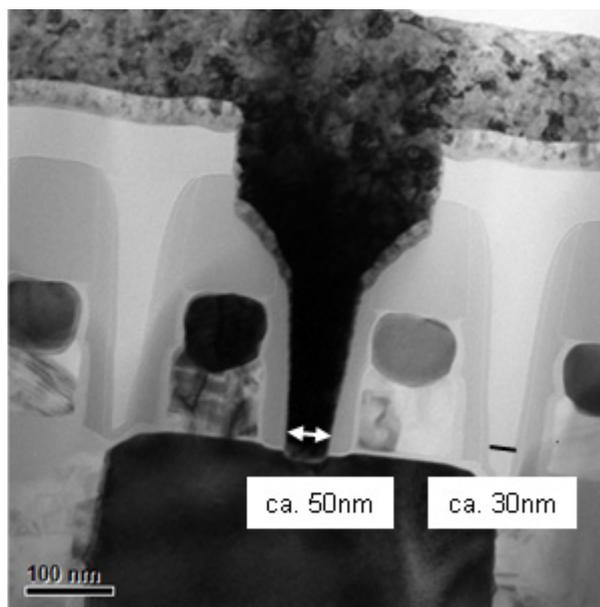
7.1 Prinzipielle Fragestellung

Eine allgemeine Randbedingung bei transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen ist die Projektion eines dreidimensionalen Objektes (Probe) in eine zweidimensionale Bildebene. Dieser Aspekt kann das Verständnis der untersuchten Objekte unter anderem dann beeinträchtigen, wenn deren Dimensionen und Struktur in der Größenordnung der Foliendicke oder darunter liegen.

Für routinemäßige Präparationen sind Foliendicken zwischen 70 nm und 120 nm typisch. Beim Vergleich mit der Entwicklung der Strukturbreiten (Abschnitte 1 bis 4) wird deutlich, dass bereits seit einigen Jahren Features, deren Größe sich an den technologisch realisierbaren Strukturgrößen orientiert, kleiner als die Foliendicke sind. In der Praxis ergaben sich allerdings auch schon bei Strukturbreiten um 110nm, wie sie um 2003 Stand der Technik waren, Objekte, die deutlich kleiner sind als die Foliendicken, die zu einer deutlichen Kontrastierung angestrebt werden (Abb. 7.1). Das liegt daran, dass es sich bei der nominellen Strukturbreite um den lithographisch erzielbaren „Half-pitch“ handelt, also den Mittelwert der Maße vom funktionellen Objekt (z.B. Kontakt) und dem Abstand zum nächsten Nachbarn. Mit technologischen Kunstgriffen, wie beispielweise selbstjustierende Ätzungen, gelingt es, besonders platzsparende Lösungen und damit Maße deutlich unterhalb der nominellen Strukturbreite zu realisieren.

Abb. 7.1

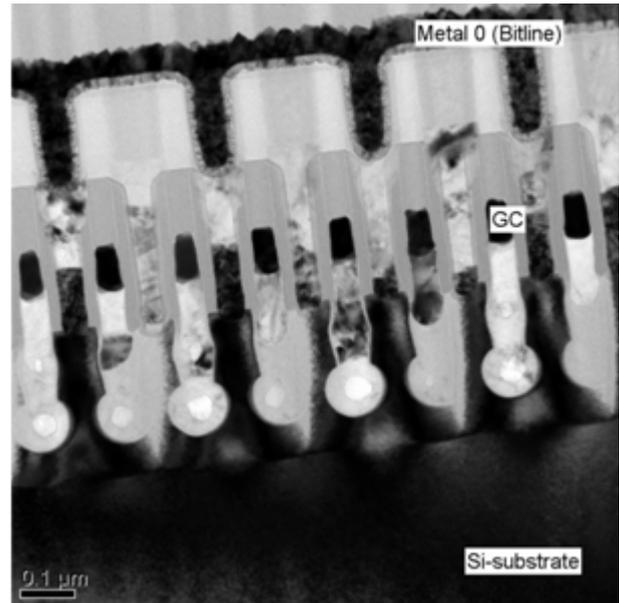
Bitline-Kontakt im Zellenfeld eines DRAM in 110nm-Technologie: Die Breite des Kontaktes ist mit 50nm deutlich kleiner als das Strukturmaß und die Lücke zwischen zwei passiven Wortleitungen (rechts markiert) liegt mit ca. 30nm noch niedriger. Eine geforderte Abbildung in der Richtung senkrecht dazu (entspreche der Projektion in horizontaler Richtung des hier gezeigten Bildes) wäre also in jedem Fall mit Überlagerungen benachbarter Objekte behaftet.



Mit der Einführung von Strukturbreiten um 70nm (ca. 2007) und Designlösungen, bei denen zur Verringerung des Flächenbedarfs einer DRAM-Zelle Elemente realisiert wurden, die nicht mehr parallel zu den kristallographischen Hauptorientierungen ([110] bzw. [100]) liegen, ergaben sich weitere Fragestellungen, zu deren Klärung eine dreidimensionale Darstellung erstrebenswert ist. Ein Beispiel sind die Formen der MOS-Transistoren im DRAM-Zellenfeld, die zur Erhöhung der Gatelänge in einem Bogen gestaltet werden [TRA07] (Abb. 7.2). Die Bestimmung von geometrischen Parametern, die die elektrischen Eigenschaften bestimmen, gestaltet sich zunehmend schwieriger, wenn lediglich die herkömmlichen Betrachtungsrichtungen zur Verfügung stehen.

Abb. 6.2

Auswahltransistoren in einem DRAM-Zellenfeld, die als sogenannte Recess Channel Array Transistoren (RCAT-Devices) ausgebildet sind. Es gelingt auch bei sorgfältigster Präparation nicht, einen kompletten Transistor überlagerungsfrei in einer TEM-Querschnittsprobe zu positionieren.



Auch bei Technologien mit eher konservativen Strukturbreiten kann der Einsatz tomographischer Methoden sinnvoll sein. So kann es zur Auffindung physikalischer Fehlerursachen notwendig sein, die Foliendicke deutlich größer als üblich zu belassen, um den gesamten in Frage kommenden Bereich abzudecken und dabei in Kauf zu nehmen, dass im ersten Ansatz nur eine bedingt brauchbare Abbildung gelingt. Für die detailliertere Klärung steht neben einer Nachpräparation mittels Slice- and-View Technik im FIB, die eher bei hinreichend kontraststarken und größeren Objekten Anwendung findet, eine tomographische Analyse zur Verfügung.

7.2 Theoretischer Ansatz zur Lösung

Bereits am Anfang des letzten Jahrhunderts wurden Überlegungen angestellt, die Eigenschaften dreidimensionaler Objekte mit den Mitteln zweidimensionaler Aufzeichnungen zu beschreiben, wofür durch Radon im Jahre 1917 die mathematische Grundlage mittels der nach ihm benannten Radontransformation gelegt wurde [RAD17]. Das Prinzip besteht dabei darin, die dreidimensionale Verteilung einer bestimmten Objekteigenschaft durch eine Serie zweidimensionaler Projektionen unter jeweils unterschiedlichen Projektionsrichtungen zu erfassen. Die Objekteigenschaft wird in der Abbildung dabei durch den Grauwert repräsentiert. Im naheliegenden Fall der abbildenden TEM steht dieser Grauwert für den lokale Streuquerschnitt und bei Spezialanwendungen können sich dahinter auch andere physikalische Sachverhalte, wie z.B. die Phasenschiebung [WOL10] oder die Anregung einer bestimmten Röntgenlinie [YAG08] verbergen. Dabei erfolgt bei der Projektion eine Koordinatentransformation vom Ortsraum (x,y,z) in den Radonraum (ϕ,l_1,l_2) (Abb. 7.3). Die zu untersuchende Objekteigenschaft $Q(x,y,z)$ wird durch das Integral I entlang einer Linie am Ort (l_1,l_2) im Schnitt unter dem Winkel ϕ erfasst [WEY01, KAK08], wobei im vorliegenden Fall zur Vereinfachung angenommen wird, dass die Drehachse für ϕ parallel zu y liegt:

$$P(\phi,l_1,l_2) = \int_{-\infty-\infty}^{+\infty+\infty} \int O(x,y,z) \cdot (x \cdot \sin \phi + y \cos \phi) dx dy \quad (7.1)$$

Um die Objekteigenschaften vollständig abbilden zu können, ist es notwendig, eine Serie von Projektionen $P(\phi,l,k)$ aufzuzeichnen. In einem zweiten Schritt, der Rückprojektion, werden diese Daten dem ursprünglichen Ort wieder zugeordnet. Dabei wird über alle diskreten Projektionswinkel aufsummiert (Abb. 7.4):

$$O'(x, y, z) = \sum_{\phi} P(\phi, l_1, l_2)$$

mit $z = l_2$

(7.2).

und $l_1 = x \cdot \sin \phi + y \cdot \cos \phi$

Es ist leicht nachvollziehbar, dass die rechentechnische Umsetzung dieses Ansatzes und damit seine Verbreitung von der Verfügbarkeit leistungsfähiger Rechen- und Speichertechnik abhängt und daher die mathematischen Grundlagen von Radon [RAD17] erst in den 70er Jahren zu einer praktischen Umsetzung gelangten. So werden bei der üblichen Auflösung von 1024 x 1024 Pixeln der CCD-Kamera und Winkelschritten von 2° zwischen -70° bis +70° ca. 0,5 Gbyte aufgezeichnet, die zu einem Gebilde von durchschnittlich 125 Mbyte verarbeitet werden müssen, welches zum Zwecke einer anschaulichen Darstellung nach Möglichkeit in Echtzeit als Bewegtbild („Kurzfilm“) dargestellt werden sollte.

Abb. 7.3

Projektion eines Objektes O_1 aus dem Ortsraum $O(x, y, z)$ (blaue Koordinaten) unter dem Winkel ϕ_i in eine Projektionsebene (grün) im Radonraum $P(\phi, l_1, l_2)$ (grüne Koordinaten). Für jede Projektionsrichtung ϕ_i wird dort das Objekt durch $P_i(l, k)$ beschrieben.

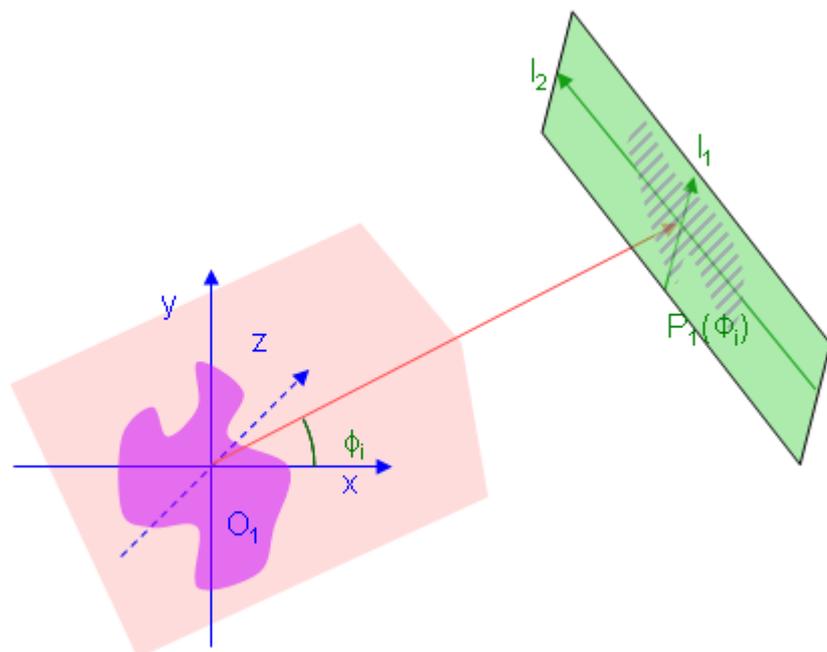


Abb. 7.4

Prinzip der Rückprojektion aus einer Serie von Projektionen in den Ortsraum (nach [MID07])

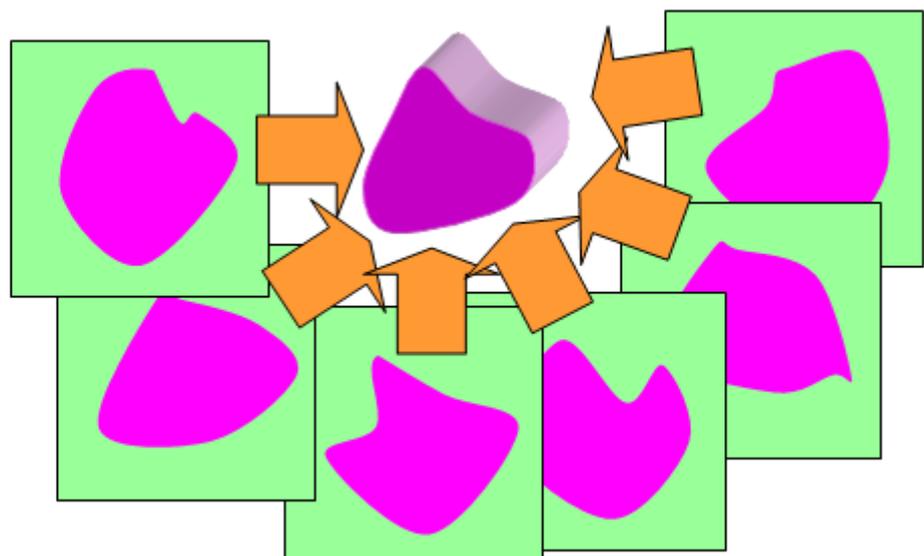
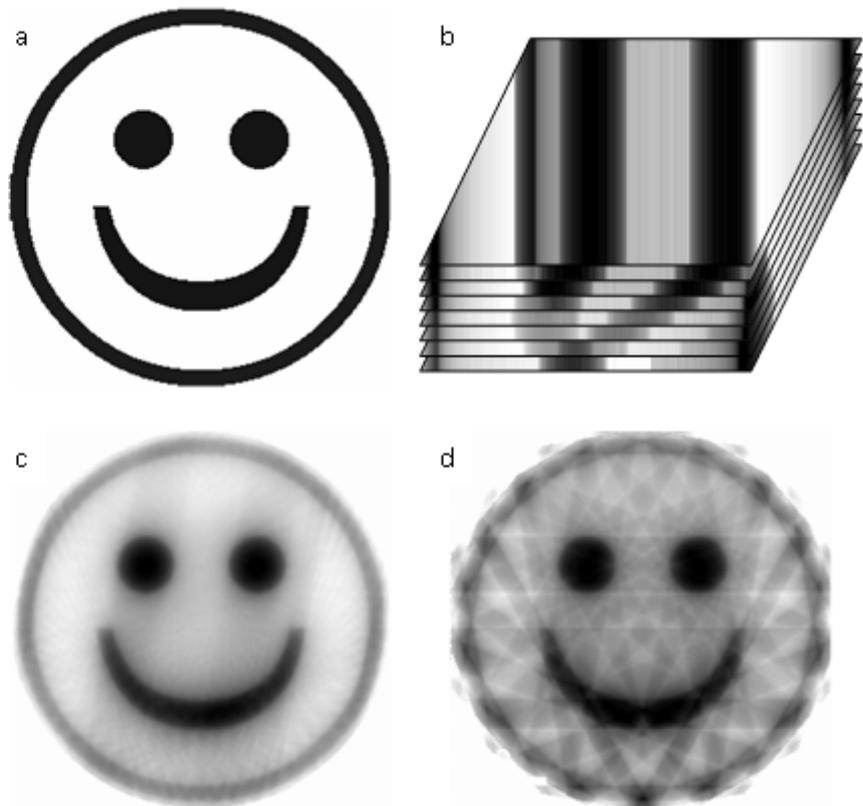


Abb. 7.5

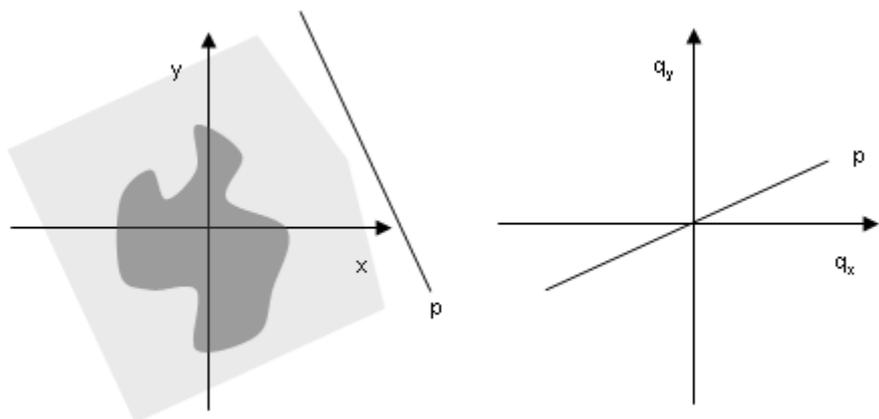
Prinzip der Rekonstruktion eines Piktogrammes (a) aus einer Serie von Projektionen (b) in unterschiedliche Richtungen, die durch Überlagerung wieder die ursprüngliche Bildinformation aufweisen (c). Eine geringere Anzahl an Projektionen (d) führt zu erheblichen Verlusten in der Bildinformation.



Einige Details dieser Technik können sehr anschaulich an einem zweidimensionalen Modell mit demzufolge eindimensionalen Projektionen erläutert werden, die mit den Mitteln der digitalen Bildverarbeitung bewerkstelligt werden kann. So ergeben sich bei Projektionen des Piktogramms aus Abb. 7.5a in unterschiedlichen Richtungen jeweils Grauwertprofile (Abb. 7.5b). Werden diese in Projektionsrichtung erweitert und entsprechend ihrer ursprünglichen Projektionsrichtung aufaddiert, erhält man eine Darstellung, die dem Original sehr nahe kommt (Abb. 7.5c). Das verwendete Modell ist in der Lage, einige grundlegende Zusammenhänge dieser Abbildungs- und Rekonstruktionsmethode anschaulich darzustellen. So ist es beispielsweise leicht einsichtig, dass eine kleinere Anzahl an projizierten Bildern zu einer Verschlechterung der Qualität der Rekonstruktion führt, wie Abb. 7.5d veranschaulicht.

Abb. 7.6

Projektion im Ortsraum (links), deren Informationsgehalt sich als Schnitt im Fourierraum darstellt (rechts)



Die theoretische Erklärung liefert die Betrachtung dieser Technik im reziproken Raum. So stellt eine beliebige Projektion im Ortsraum im reziproken Raum einen geraden Schnitt unter dem Winkel ϕ durch dessen Ursprung dar (Abb. 7.6). Die Vielzahl der Projektionen ergibt nun eine Vielzahl an Geraden, die den reziproken Raum abtasten. Die Abdeckung des reziproken Raumes mit Geraden ist also ein Gradmesser für die übertragenen Raumfrequenzen und damit für die Vollständigkeit der rekonstruierten Objektinformation (Abb. 7.7). Man erkennt, dass in der Nähe des Koordinatenursprunges des reziproken Raumes, d.h. im Bereich der niederen Raumfrequenzen eine hohe Datendichte vorliegt, die hin zu höheren Raumfrequenzen schnell abnimmt. Diese als Zentralschnitttheorem bekannte Tatsache bedeutet für die Praxis, dass größere Objekte des zu rekonstruierenden Bildes in guter Qualität wiedergegeben werden, während kleinere Details unscharf werden und schlechter erkennbar sind. Ein Test am oben vorgestellten Modell zeigt, dass die Augen des verwendeten Piktogramms bereits bei der Verwendung von nur zwei Rückprojektionen erkannt werden können, während ansonsten kaum eine Ähnlichkeit mit dem Ausgangsobjekt besteht (Abb. 7.8).

Abb. 7.7

Informationsdichte im Fourierraum bei Vorliegen einer Vielzahl von Projektionen: Zusätzliche Projektionen (unterbrochene Linien) erhöhen die Informationsdichte. Für den Bereich kleiner Raumfrequenzen (innerer getönter Ring) ist die Dichte der Informationen deutlich größer als für hohe Raumfrequenzen (äußerer getönter Ring)

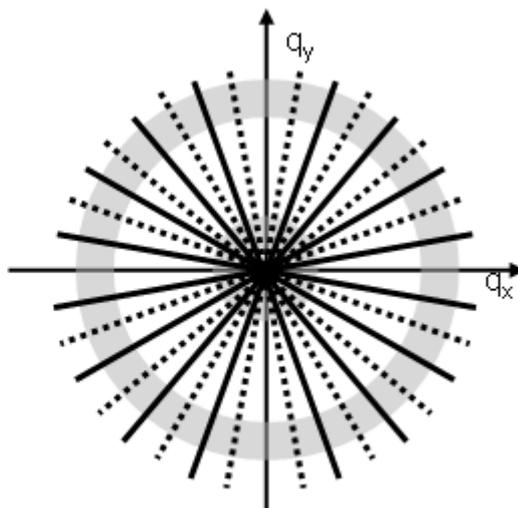
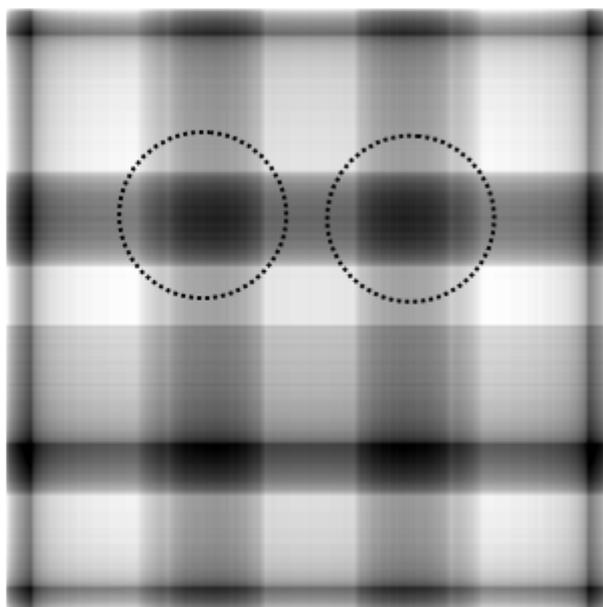


Abb. 7.8

Rückprojektion aus 2 (senkrecht zueinander stehenden) Richtungen des Piktogramms aus Abb. 6.5. Die Augen des Piktogramms aus der Ausgangsabbildung (kreisförmige Markierung) sind bereits dabei erkennbar.



Die so aufgezeigten Mängel können durch verschiedene mathematische Techniken verringert werden. So wird dem relativen Mangel an Daten im Bereich der höheren Raumfrequenzen durch die sogenannte gewichtete Rückprojektion (weighted Backprojection - WBP)

entgegengewirkt. Dabei werden durch einen Filter im Fourierraum die höheren Raumfrequenzen relativ zu den niedrigen verstärkt. Das führt nach der inversen Fouriertransformation einerseits zu einer Kontrastwächung für besonders große Objekte, andererseits aber zu einer besseren Erkennbarkeit kleinerer Details.

Alternative Ansätze vergleichen die Qualität der erzielten Rücktransformation auf iterativem Weg mit den Ausgangsdaten. Dabei werden von der erstellten Rückprojektion virtuelle Projektionen unter den gleichen Winkeln wie beim originalen Projektionsvorgang erstellt und diese mit den primären Projektionen verglichen. Man erhält dabei für jede Projektion einen Datensatz, der den Fehler als Funktion des Ortes zwischen der ursprünglichen Projektion und der virtuellen Projektion des rekonstruierten Gebildes darstellt. Die Rückprojektion dieser Fehlerfunktion und Addition in das Ergebnis der ersten Rückprojektion verbessert die Qualität der ursprünglichen Rückprojektion. Mehrfache, d.h. iterative Wiederholung dieser Vorgehensweise führt im Idealfall zu weiteren Verbesserungen der Rekonstruktionsqualität. Je nachdem, ob die Fehlerkorrektur für jeden Projektionswinkel separat oder für die Gesamtheit der Projektionswinkel erfolgt, werden die Verfahren Algebraic Reconstruction Technique (ART) oder Simultaneous Iterative Reconstruction Technique (SIRT) [ZUE12] genannt. Für die Veranschaulichung der Ergebnisse (Abb. 7.9) sei auf publizierte Beispiele verwiesen [MID07a].

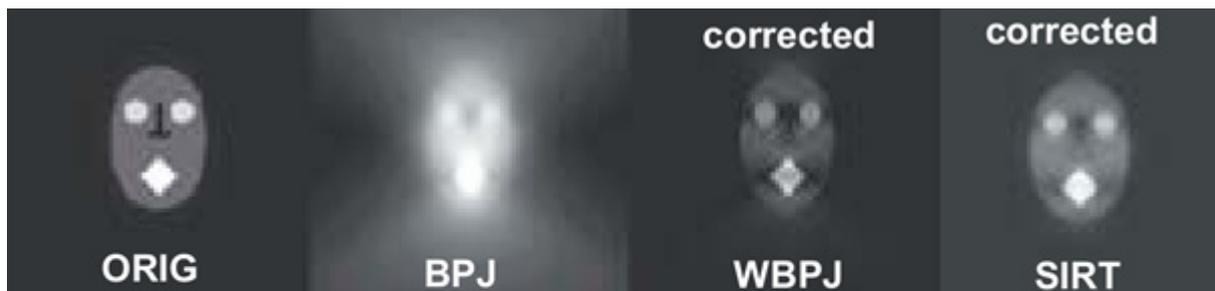


Abb. 6.9
Vergleich der Rückprojektion am zweidimensionalen Modell mit verschiedenen Korrekturverfahren [MID07b].

Einige Aspekte der Anwendung im Transmissionselektronenmikroskop können bereits am zweidimensionalen Modell gezeigt werden. So zeigt sich, dass bei Verwendung eines Grauwertbildes, welches den tatsächlichen Verhältnissen der bildgebenden Verfahren in der Reduktion auf 2 Dimensionen näher kommt, eine qualitativ gute Rekonstruktion deutlich mehr Projektionen erfordert, als das für das Piktogramm der Fall ist (vgl. Abb. 7.5 und 7.9).

Wenn die Projektionen nicht den gesamten Winkelbereich umfassen, entspricht dies im Fourierraum dem Fehlen der kompletten Bildinformation in einem Winkelbereich (Abb. 6.10a). Diese, als „Missing Wedge“ bezeichnete, Situation ist für die meisten kommerziell eingesetzten Tomographiesysteme durch den technisch begrenzten Kippwinkel gegeben (im Gegensatz zu den Anwendungen in der Medizin oder bei der Röntgentomographie). Bei der Rekonstruktion des Piktogrammes zeigt sich dies durch eine Verschmierung der Bildinformation in der Richtung des fehlenden Bereiches, die sich mit größerem fehlenden Winkel verstärkt (Abb. 6.10b). Bereits an diesem abstraktem Modell wird damit deutlich, dass eine hohe Qualität einer transmissionselektronenmikroskopischen tomographischen Untersuchung von der Realisierung eines möglichst großen Winkelbereiches bei der Aufnahme der Kippserie abhängt.

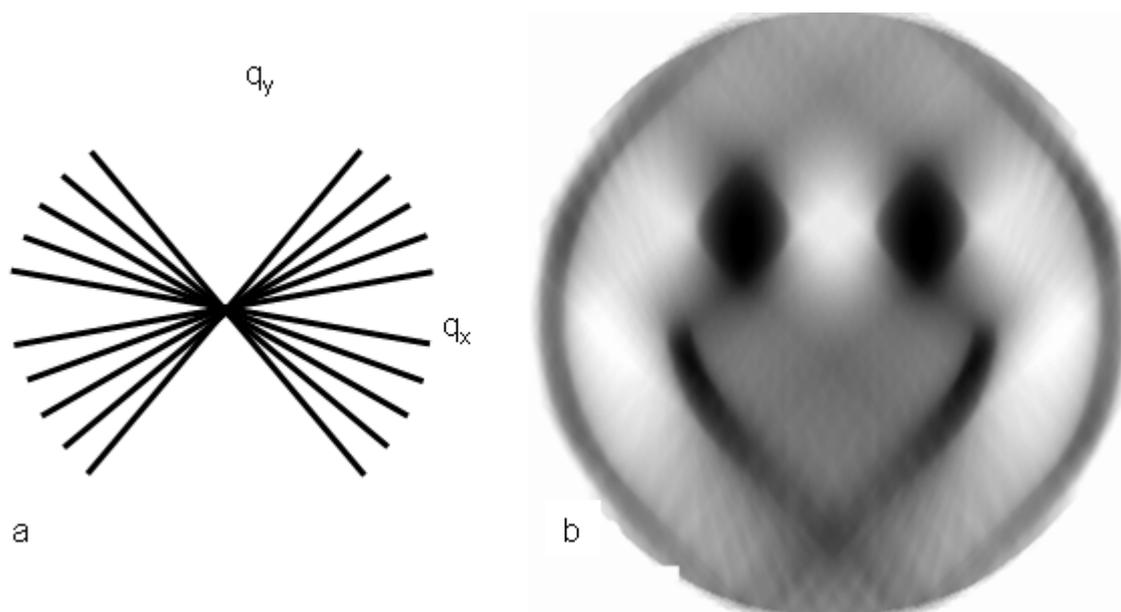


Abb. 7.10

Rückprojektion bei eingeschränktem Winkelbereich (Missing Wedge): Links (a): Darstellung des fehlenden Informationsbereiches im Fourierraum und rechts (b): Verschmierung der Objektinformation am Piktogramm aus Abb. 7.5.

Bei der Transmissionselektronenmikroskopie kristalliner Objekte ist eine wesentliche Voraussetzung für das Gelingen der Rekonstruktion nicht a-priori erfüllt. So wurde bisher davon ausgegangen, dass das Signal der abzubildenden Objekteigenschaft, z.B. der Streuabsorptionskontrast, entlang des Integrationsweges monoton wächst. Für amorphe Proben ist der Zusammenhang zwischen der Länge des lokalen Pfades der Elektronen und der Dichte der durchstrahlten Materialien aufgrund des Schwächungsgesetzes (Gleichung 4.4) gegeben. Die Beugungsphänomene kristalliner Proben führen hingegen bekanntermaßen zu erheblich anderen Ergebnissen. So ergibt sich eine Richtungs- und Dickenabhängigkeit der Intensität, die die Effekte des Streuabsorptionskontrastes deutlich übersteigt. Projektionen unter unterschiedlichen Kippwinkeln führen daher zu lokalen Intensitätsschwankungen, die nicht in monoton ansteigender Beziehung zur gesuchten Objektfunktion, z.B. der Dicke eines Objektes in Projektionsrichtung, stehen. Beispielsweise sind bei Strahlrichtungen relativ zur Kristallitorientierung, die in der Nähe der Bragg'schen Bedingung liegen, dickenabhängige Intensitätsschwankungen zu verzeichnen, deren Periodizität von der effektiven Extinktionslänge nach Gleichung (6.15) sehr empfindlich von kleinen Änderungen der Einstrahlrichtung abhängt. Aufgrund dieser Zusammenhänge ist die Abbildung im Beugungskontrast für elektronentomographische Untersuchungen kristalliner Stoffe nur wenig geeignet. Auf andere Ansätze wird im nächsten Abschnitt eingegangen.

7.3 Praktische Umsetzung

Weitverbreitete Beispiele für die praktische Nutzung tomographischer Abbildungsmethoden finden sich in der Medizin, bei der Röntgenaufnahmen oder Magnetresonanzmessungen aus unterschiedlichen Winkeln zum Objekt zu einem 3-dimensionalen Modell desselben rekonstruiert werden. Bei diesen Techniken bleibt das Untersuchungsobjekt, d.h. der Patient oder die interessierenden Organe, fixiert und Strahlungsquelle und Detektor bewegen sich auf einem Kreis um ihn herum. Damit sind keine Einschränkungen bezüglich des Missing Wedge

zu berücksichtigen. Die wohldefinierten geometrischen Verhältnisse sorgen weiterhin dafür, dass die oben beschriebenen mathematischen Prozeduren auf die aufgezeichneten Projektionen direkt angewandt werden können. Es verwundert daher nicht, dass diese Rekonstruktionen auch mit aus heutiger Sicht bescheidenen rechentechnischen Mitteln durchführbar sind.

Bei der Elektronentomographie sind die technischen Voraussetzungen komplexer. Die unterschiedlichen Projektionsrichtungen werden durch die Kippung der Probe realisiert [MID03]. Es ist eine Reihe von Systemen auf dem Markt, bei der durch eine spezielle Ausführung der begrenzte Platz in der Objektivlinsenöffnung so genutzt wird, dass die erforderlichen hohen Kippwinkel von möglichst über $\pm 70^\circ$ zur Verringerung des „Missing Wedge“ Effektes erzielt werden können [CER06] (Abb. 7.11). Zusätzlich wurden von einzelnen Herstellern bereits Speziallösungen vorgestellt, die eine vollständige Rotation der Probe (360°) ermöglichen oder durch Drehung um 90° den Bereich des „Missing Wedge“ zu einem „Missing Cone“ reduzieren.

Abb. 7.11
Spitze eines Probenhalters für die Elektronentomographie vom Hersteller „Fischione Instruments“



Für den Erfolg einer elektronentomographischen Untersuchung ist eine geeignete Probenpräparation entscheidend [RIT04]. Die angestrebten hohen Kippwinkel erfordern eine Probengeometrie, die den Strahl nicht behindert. Insbesondere bei Zielpräparationen ist dann in der Regel die Lift-Out-Technik (siehe Abschnitt 3.1) die einzige Möglichkeit. Um Abschattungseffekte durch das sehr viel dickere Grid ($20 \dots 50 \mu\text{m}$) zu vermeiden, empfiehlt es sich, eine Anordnung zu wählen, bei der sich die Probe in Verlängerung der Kippachse befindet (Abb. 7.12) [MUE07b].

Ein weiterer Aspekt ist die Zunahme der effektiven Probendicke bei hohen Kippwinkeln. Durch die Möglichkeiten der elektronischen Bildverarbeitung kann die Schwächung des Signales in gewissen Grenzen ausgeglichen werden. Die Verschlechterung des Signal-Rausch-Verhältnisses führt allerdings zur Schwierigkeiten bei der Erkennung und Kontrastverstärkung von Details und beeinträchtigt damit die Rekonstruktion. In Fällen, in denen die Lage des zu charakterisierenden Objektes wohldefiniert ist, kann durch eine rotationssymmetrische Präparation die effektive Probendicke konstant gehalten werden [UTE05] (Abb. 7.13). Bei sich wiederholenden Strukturelementen, wie zum Beispiel in einem Zellenfeld, können auch mehrere Objekte aus einem Probenbereich präpariert werden.

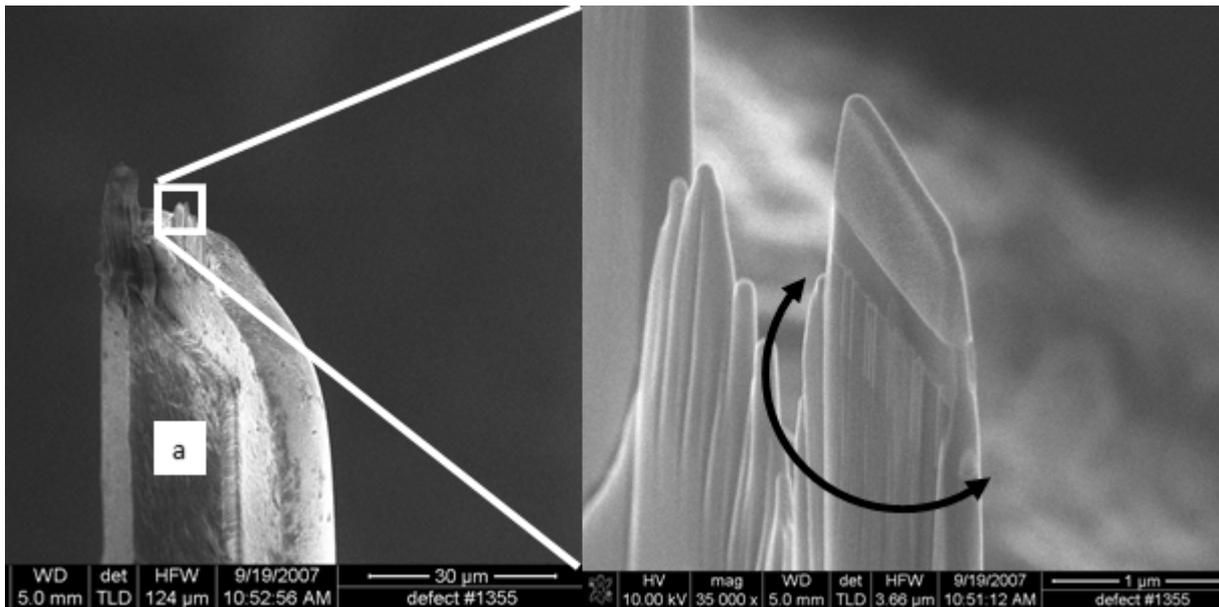


Abb. 7.12

Probe für die Elektronentomographie, die in Verlängerung eines Fingers (a) eines Omni-probe™-Probenträgers und damit in Richtung der Kippachse angebracht wurde.

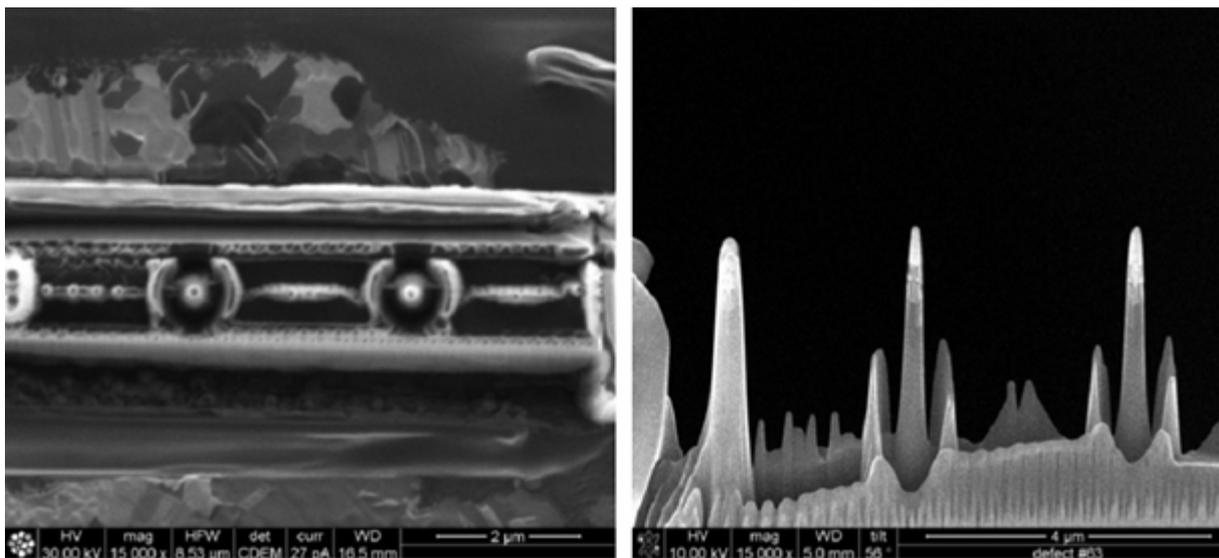


Abb. 7.13

Rotationssymmetrische Proben, die auch bei größeren Kippwinkeln der Elektronentomographie eine konstante Probendicke aufweisen [KRI08].

Die in Abschnitt 7.2 diskutierten Probleme bei der Behandlung kristalliner Objekte werden am häufigsten durch die Nutzung des STEM-Mode mit hinreichend kleiner Kameralänge überwunden, was zu verstärktem Ordnungszahlkontrast führt [MID06]. Während bei der Orientierung des Substrateinkristalles eine unbeabsichtigte Bragglage durch geeignete Wahl der Rotationsachse leicht vermieden werden kann, ist bei polykristallinen Bestandteilen eine Lage einzelner Körner in der Nähe eines intensitätsstarken Braggreflexes unter bestimmten Kippwinkeln nicht immer vermeidbar. In diesem Fall wird der Ordnungszahlkontrast durch abgelenkte Strahlen auch in größeren Winkeln, z.B. durch höhere Beugungsordnungen überlagert. Die entstehenden starken Helligkeitsschwankungen erschweren die Rekonstruktion insbesondere dann, wenn die betreffenden Kristallite einen großen Anteil des untersuchten Volumens

einnehmen und damit die Grauwertjustierung deutlich stören. Es werden daher mit kleineren Abbildungsmaßstäben (relativ zu den vorliegenden Korngrößen) meist bessere Ergebnisse erzielt.

Bei der Anwendung der STEM-Technik mit kleinen Kameralängen werden nur weit gestreute Elektronen vom Detektor akquiriert. Das führt dazu, dass die gesamte registrierte Intensität deutlich absinkt, was ein ungünstigeres Signal-Rausch-Verhältnis und damit häufig schwächere Kontraste bedingt. Ein Ausgleich kann teilweise über eine Erhöhung der Belichtungszeit erfolgen. Da die Intensität bei größeren Streuwinkeln sehr deutlich nachläßt, sind dieser Maßnahme praktische Grenzen gesetzt.

Eine Alternative bietet der Einsatz von Kontrastmechanismen, die auf der Nutzung der unterschiedlichen inelastischen Streueigenschaften beruhen [JIN11]. So wurde über den Einsatz von Elementverteilungsbildern auf der Basis der 3-Fenstermethode an Halbleiterstrukturen als Ausgangsdaten für eine tomographische Rekonstruktion berichtet [ENG07, GER06]. Für spezielle Fragestellungen, effektive Probendicken t/λ zwischen 0,2 und ca. 1,5 und Elementen mit spezifischen Elektronenenergieverlusten in Bereich bis 1000 eV, die keine Überlagerungen mit anderen beteiligten Elementen zeigen, liefert diese Methode gute Ergebnisse. Die genannten Einschränkungen und ein deutlich erhöhter Zeitaufwand bei der Akquisition der Kippserie, der vor allem aus der geringeren Intensität bei höheren Energieverlusten und den damit notwendigen langen Belichtungszeiten zur Erzielung eines hinreichenden Signal-Untergrundverhältnisses für die sichere Berechnung des jeweiligen Mappings resultiert, verhindern eine universelle Anwendung.

Günstige Voraussetzungen bei speziellen Materialkombinationen bietet der Low-Loss-Bereich. Zur Aufnahme von Plasmonenbildern genügt meist eine Belichtungszeit von wenigen Sekunden. Da sich eine Reihe von Fragestellungen in der Halbleiterindustrie auf die Verteilung von elementarem Silizium und Siliziumoxid konzentriert (vgl. Abschnitt 4 und 5), bietet sich die Nutzung von Plasmonenbildern bzw. die Bilddarstellung nach Verhältnisbildung insbesondere zur Beurteilung von komplizierten Geometrien als Ergebnis von Prozesskombinationen an der oberen Substratkante (Abb. 5.20) an. Ein beispielhaftes Ergebnis wird in 7.4. vorgestellt.

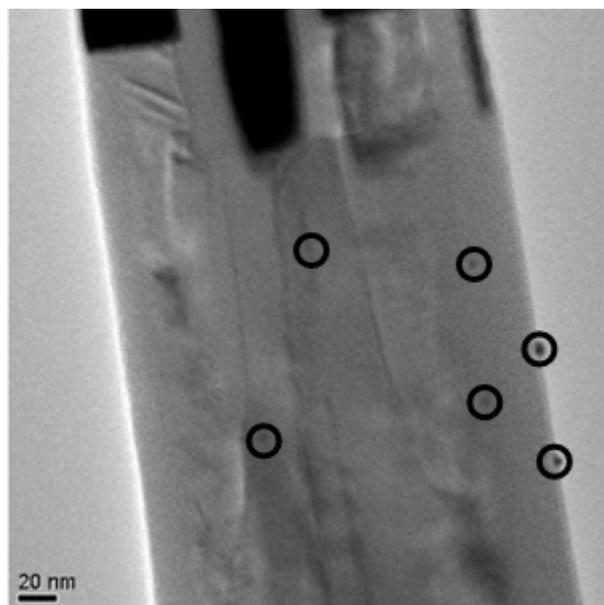
Für die Durchführung einer elektronentomographischen Analyse sind eine Reihe von Softwaresystemen auf dem Markt, die meist im Paket mit den Probenhaltern angeboten werden. Im allgemeinen bestehen diese Systeme aus einem Programm zur Aufnahme der Kippserie, einer Komponente zur Rekonstruktion der Kippserie zu einem virtuellen dreidimensionalen Gebilde und einer Komponente zur Darstellung des Ergebnisses.

Eine Besonderheit der tomographischen Untersuchung im TEM besteht im Vergleich zur Tomographie in anderen technischen Bereichen in den kleinen Dimensionen. Damit bewegt sich der Gerätehersteller im Grenzbereich der erzielbaren Genauigkeit bei mechanisch bewegten Systemen, im speziellen Fall des Goniometers. In der Praxis führt das dazu, dass die Bilder einer Serie nicht a-priori das Ergebnis einer idealen Rotation um eine definierte Achse sind und einer Alignmentprozedur unterzogen werden müssen. Der erste Schritt dieser Alignmentprozedur findet bereits während der Aufnahme statt, indem durch Vergleich von Bild zu Bild ein Abweichungsvektor für die dargestellten Objekte ermittelt wird und eine Korrektur durch die Verschiebung des Gesichtsfeldes mittels Deflektoren (Image Shift) und / oder mechanische Korrektur stattfindet. Die abgespeicherte Bildserie wird dann mit den Mitteln der elektronischen Bildverarbeitung, die eine pixelgenaue Verarbeitung erlauben, nachkorrigiert [JON13]. Da die Veränderungen zwischen jeweils benachbarten Bildern meist gering sind, können Ungenauigkeiten bei der Aufnahme mit mathematischen Methoden (Kreuzkorre-

lation) ausgeglichen und die ermittelten Versatzwerte bei der Gerätesteuerung berücksichtigt werden. In einem weiteren Bearbeitungsschritt werden Abweichungen bei der Rotation ermittelt und damit die tatsächliche Kippachse festgelegt. Für den Erfolg der elektronischen Nachbearbeitung sind hinreichende Kontraste entscheidend. In vielen Fällen sind diese durch Objekte mit unterschiedlichen Kontrasteigenschaften gegeben. Fehlen diese, so können bei der Präparation zusätzliche Partikel, sogenannte Fiducial Marker [HOR77], aufgebracht werden (Abb. 7.14).

Abb. 7.14

Tomographieprobe mit fiducial markers (rot markiert) zum besseren Alignment der Bilder einer Kippserie untereinander

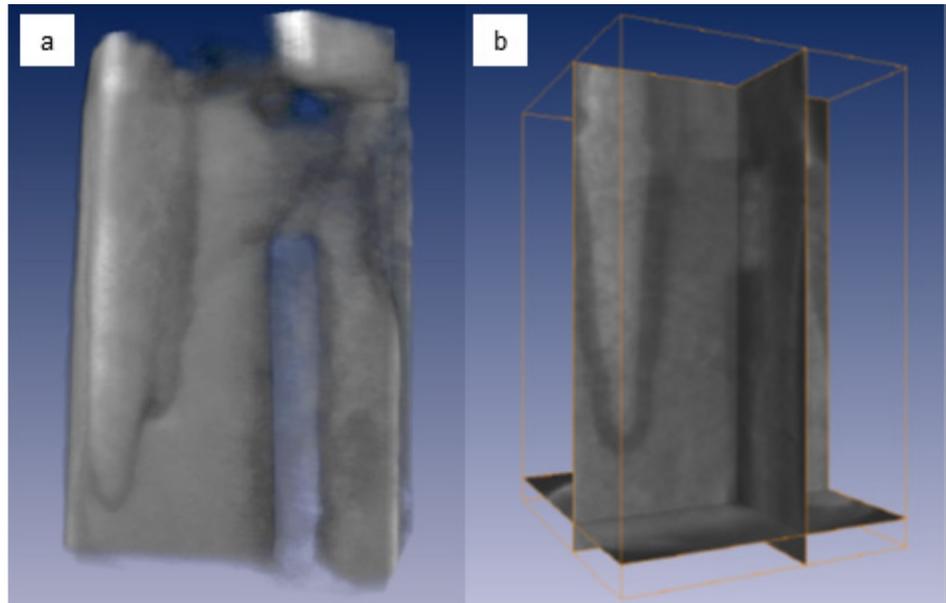


Obwohl es prinzipiell auch möglich ist, eine Kippserie aus einzelnen, separat akquirierten, Bildern zusammenzufügen, hat sich die automatische Aufzeichnung der kompletten Kippserie durchgesetzt. Die Systeme sind in hohem Maße auf den spezifischen Gerätetyp abgestimmt und nutzen die vorhandene Bildakquisitionsoftware. Daher werden für den TEM- und STEM-Betrieb oft verschiedene Programme genutzt. Die Ausrichtung der Bilder untereinander wird dann bereits während der Aufnahme durch korrigierende Eingriffe in das System verbessert. Damit kann die aufwändige Erstellung der Tomographieserie weitgehend automatisch ablaufen und bedarf nur im Falle größerer Geräteabweichungen einer Korrektur durch den Bediener.

Nach der Nachbehandlung der Kippserie erfolgt die eigentliche Rekonstruktion, die besonders bei iterativen Verfahren erhebliche Rechenzeit in Anspruch nehmen kann. Das Ergebnis dieser Prozedur ist ein dreidimensionales Modell, für welches ebenfalls standardisierte Dateiformate (*.mrc) existieren und die daher gut ausgetauscht werden können. Für die Darstellung in üblichen Formaten (Bericht, Präsentation) müssen aus diesen Formaten die essentiellen Informationen extrahiert werden. Dafür stehen Spezialprogramme zur Verfügung, die es erlauben, aus dem virtuellen Modell die notwendigen Informationen aufzubereiten, sowohl als kommerzielle Produkte [VSG131], als auch als Freeware [MES07, IMA13, IMO13, KRE96]. So können Bereiche mit Funktionswerten zwischen bestimmten Grenzen, die in der Darstellung dann als Grauwertbereiche erscheinen, als unterschiedliche Phasen erkannt und entsprechend definiert werden (Abb. 7.15a). Das Modell selbst kann in alle Richtungen rotiert werden, wodurch die Lage der einzelnen Objekte anschaulich gemacht werden kann. Wesentlich im Vergleich zu den Rohdaten ist dabei die freie Wahl der virtuellen Rotationsachse. Für eine quantitative Behandlung der Ergebnisse ist insbesondere die Möglichkeit, virtuelle Schnitte durch das erstellte Modell zu legen und damit ein Bild zu extrahieren, von Interesse. In diesen

Schnitten (Abb. 7.15b) können dann Maße, z.B. Abstände, in der gleichen Art und Weise wie in herkömmlichem Bildmaterial ermittelt werden.

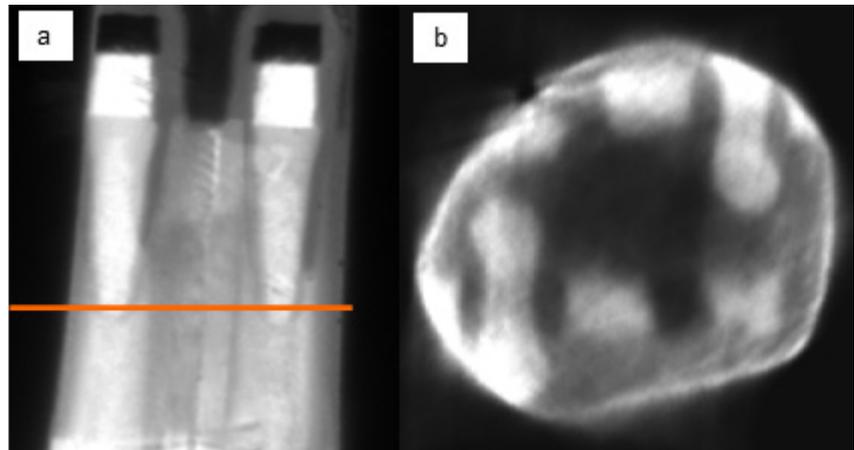
Abb. 7.15
Darstellung eines dreidimensional gestalteten Transistors (U-Shape-Device) durch Grauwertdefinition (Si-Phase, a - links) und durch virtuelle Schnitte (b - rechts) [GOE08]



Ein virtueller Schnitt in einer Richtung, die senkrecht zu den aufgenommenen Projektionen liegt, d.h. in einer Richtung, die der bisherigen Untersuchung nicht zugänglich war, weist dann nach, dass die Rekonstruktion richtige Ergebnisse liefert (Abb. 7.16).

Für die Präsentation von 3D-Ergebnissen unter Nutzung entsprechender Projektionstechnik können aus dem Modell bewegte Bildsequenzen erstellt werden, die zum Beispiel als Rotation des gerenderten Körpers oder als sich bewegender Schnitt durch das untersuchte Volumen die Ergebnisse von geometrisch komplexen Strukturen anschaulich wiedergeben.

Abb. 7.16
Virtueller Schnitt durch das Modell eines U-Shape-Devices (vgl. Abb. 7.15) in einer Ebene parallel zur Waferoberfläche (orange markiert), die senkrecht zu den Ebenen liegt, die beim Kippen zur Projektion gelangen. [KRI08]



7.4 Beispielhafte Ergebnisse

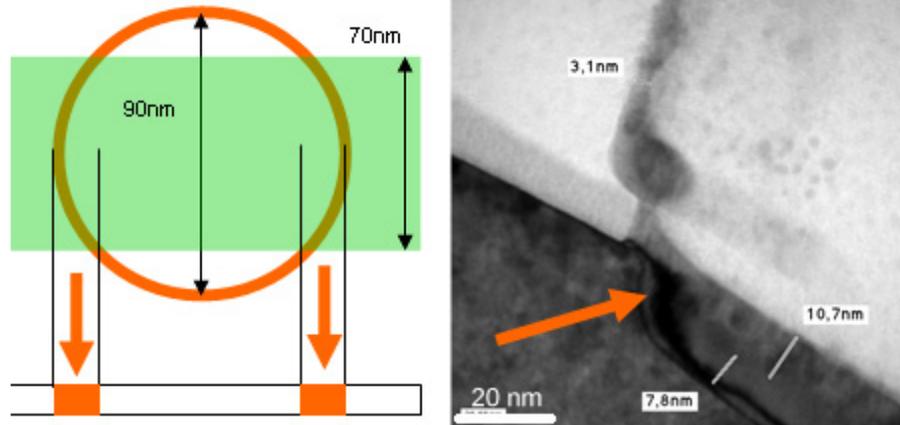
7.4.1 Charakterisierung von Diffusionsbarrieren

Aus technologischen Gründen werden unter Kontakten Diffusionsbarriereschichten abgeschieden. Die zuverlässige Herstellung dieser Schichten gehört zu den größten Herausforderungen in der Halbleitertechnologie. Die Diffusionsbarriere muss einerseits vollständig und dicht sein. Mit der Verkleinerung der Dimensionen (vgl. Abschn. 1) besteht andererseits die Forderung, diese Schichten möglichst dünn zu halten. Da es für viele Abscheideverfahren,

insbesondere für die sehr effizienten PVD-Verfahren, häufig anspruchsvoll ist, bei höheren Aspektverhältnissen die Konformität dieser Schichten zu gewährleisten, muss eine Kontrolle der erzeugten Schichtdicken ermöglicht werden. Für eine solche Kontrolle sind bei Schichtdicken unterhalb von 10nm TEM-basierte Methoden gefordert. Wie aus der geometrischen Situation an einem Kontakt leicht ersichtlich ist (Abb. 7.17), kann eine einzelne Blickrichtung immer nur teilweise Auskunft über die Schichtdicken an komplizierten Geometrien geben.

Abb. 7.17

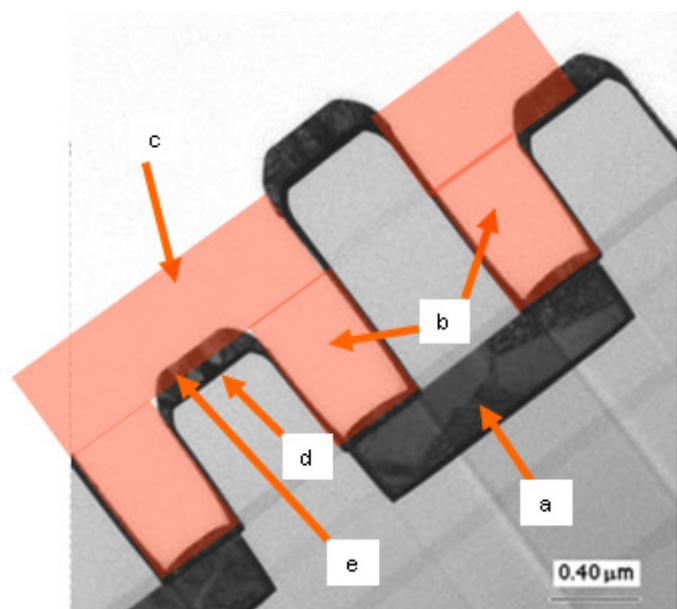
Geometrische Situation bei der Abbildung einer Diffusionsbarriere an einem Kontaktloch, dessen Durchmesser zu klein für eine saubere Abbildung ist.



Für moderne, kupferbasierte Metallisierungstechnologien kommen Barriersysteme auf der Basis von Tantal zum Einsatz [WEN01, ZSC03] (Abb. 7.18). Durch den hohen Streuquerschnitt des Tantals im TEM weisen diese Schichten oft einen sehr deutlichen Kontrast auf, der in einer einzelnen Aufnahme möglicherweise eventuelle Fehlstellen unkenntlich macht. Die komplette 3-dimensionale Analyse der Schichtausbildung ist daher wünschenswert und gehört zu den ersten erfolgreichen Anwendungen der Elektronentomographie in der Halbleiterindustrie [KUE02, STE03]. Grundlage für die Akquisition der Daten ist der Ordnungszahlkontrast unter Nutzung des HAADF-Detektors. Durch geeignetes Setzen der Kontrastgrenzen wird die Ta-/Ta₂N-Schichtkombination als eigener Körper in der sogenannten Vortex-Darstellung definiert (Abb. 7.19).

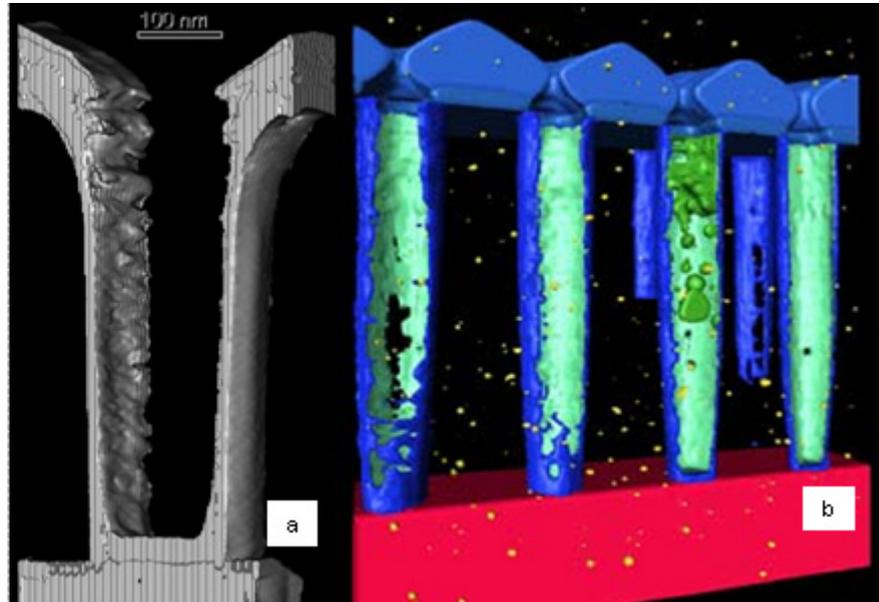
Abb. 7.18

Teilprozessiertes Metallisierungssystem in Dual-Damascene-Technologie [LAU13]: Die untere Metalllage (a) ist bereits komplett prozessiert, während von den Vias zur nächsthöheren Metalllage (b) und dieser selbst (c) nur die Barrierschicht (d) und der Kupferseedlayer (e) abgeschieden ist. [ZSC03]



Neben dieser perspektivischen Darstellung dieser Schicht kann unter Nutzung virtueller Schnittebenen die geschlossene Ausbildung der Barrierschicht überprüft werden. Die Aussagekraft dieser Untersuchung ist stark von der Realisierung möglichst hoher Kippwinkel abhängig [KUE06].

Abb. 7.19
Perspektivische Darstellung von Barrierschicht und Seedlayer (a) [STE01] und Vortex-Darstellung der verschiedenen Phasen einer Kontaktreihe (b) [KUE06]



7.4.2 Geometrie des Substrates nach komplexer Prozessierung

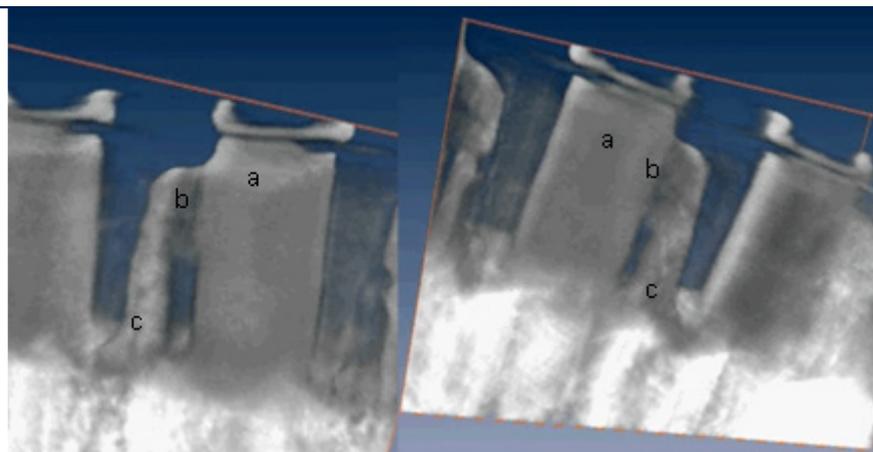
Im Zellenfeld eines DRAMs, speziell in Trenchbauweise, wirken eine Reihe unterschiedlicher Strukturierungsprozesse auf das Siliziumsubstrat. Neben dem Kondensator muss dessen Verbindung zum Auswahltransistor, dieser selbst und der Anschlußkontakt zur Bitleitung am verbleibenden Substrat realisiert werden. Für dieses ergibt sich daher eine sehr komplizierte Geometrie. Neben der kontinuierlichen Verringerung der Strukturbreiten (vgl. Abschn. 1) in Zellenfeldern sind permanente Bestrebungen zur Erhöhung der Packungsdichte durch geschickte Anordnung der funktionellen Komponenten im Gange [WEB07]. An den Anschlußstellen entstehen Formen, die durch eine Abbildung in einer Projektionsrichtung nicht korrekt charakterisiert werden können und für die daher eine vollständige 3-dimensionale Abbildung wünschenswert ist.

Für die Abbildung von Strukturdetails unterhalb der Transistorebene ist der Ordnungszahlkontrast des HAADF-Detektors im STEM-Mode nur bedingt geeignet. Das Streuvermögen vom elementaren Silizium und auch von den Siliziumverbindungen (SiO_2 , Si_3N_4) in einem Winkelbereich, in dem Kontraste auf der Basis von Beugungsphänomenen so gering sind, dass der Ordnungszahlkontrast dominiert, ist relativ klein, so dass Rohbilder, die mit kurzer Kameralänge akquiriert worden, ein ungünstiges Signal/Rausch-Verhältnis aufweisen.

Das weitgehende Fehlen von starken Kontrasten durch andere Materialien bietet gute Voraussetzungen, um die Kontrastentstehung auf der Basis von Plasmonenbildern (Abschn. 5.3.1) zu nutzen (Abb. 5.18). Die Akquisition energiegefilterter Abbildungen in einem Energiefenster von ca. 5 eV bei der typischen Plasmonenanregung für Si (17eV) oder SiO_2 (24eV) ist für Routineanwendungen komfortabel. Im Bereich der Plasmonenverluste ist die Intensität so groß, dass auch mit kurzen Belichtungszeiten ein gut kontrastiertes Bilder erzeugt wird. Damit bleibt die Akquisitionszeit für komplette Kippserien in vertretbarem Umfang. Dabei

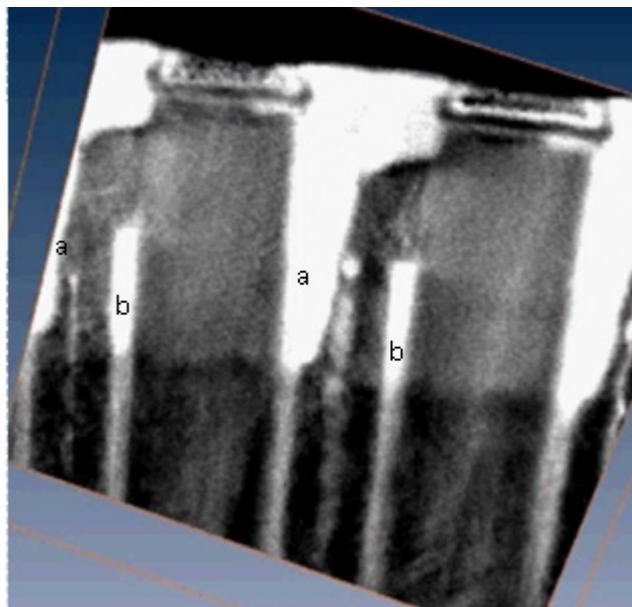
sind auch Abbildungen bei etwas größeren Foliendicken ($> 100\text{nm}$) geeignet, die die entsprechende Struktur komplett beinhalten.

Abb. 7.20:
Perspektivische Darstellung des aktiven Gebietes (a), der Verbindung zum Kondensator (b) und des Kondensators (c) aus zwei Richtungen eines Datensatzes, der unter Nutzung des Si-Plamonenpeaks akquiriert wurde



Die Aufnahme von zwei Kippserien in den Energiefenstern der Plasmonenanregung von Si und SiO_2 führt zu zwei virtuellen Modellen [MUE07b]. Während die Darstellung im Vortex-Mode besonders für die Daten, die mit der Plasmonenanregungsenergie von Si akquiriert wurden, zu einer sehr anschaulichen Darstellung einer komplexen Geometrie führt (Abb. 7.20), ergänzen sich beide Modelle bei der Gewinnung von Messwerten. Insbesondere oxidische Komponenten in konkaven oder isolierten Gebieten können mit virtuellen Schnitten in beliebigen Ebenen gut charakterisiert werden (Abb. 7.21).

Abb. 7.21:
Virtueller Schnitt in einem 3-dimensionalen Modell der gleichen Struktur aus Abb. 7.20, aber unter Nutzung des SiO_2 -Plasmonenpeaks akquiriert. Die Füllung von Poren im polykristallinen Silizium des Kondensators mit Siliziumoxid ist gut erkennbar (a) und ein dickeres Siliziumoxid im oberen Bereich des Kondensators, das sogenannte Collaroxid (b) kann in jeder gewünschten Ebene dargestellt werden.

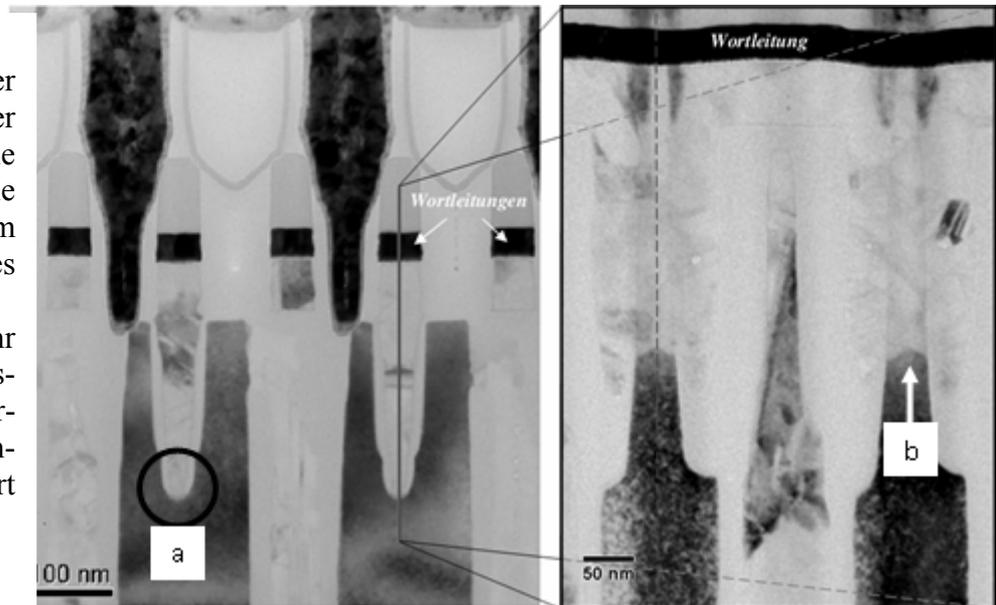


7.4.3 Beschreibung und Messungen an 3-dimensional aufgebauten Transistoren

Bei den Analysenanforderungen im Zusammenhang mit der Vorbereitung der Einführung der 58nm-Technologie bei der DRAM-Produktion [TRA07] zeichneten sich Schwierigkeiten bei der TEM-basierten Kontrolle der Gateoxiddicke, was einer der wichtigsten Parameter für die korrekte Funktion des Auswahltransistors ist, ab. Zur Erzielung einer zuverlässigen Sperrfunktion des Transistors ist eine Erhöhung der Gatelänge notwendig (vgl. auch Abb. 7.2 an

einem Transistor eines alternativen Herstellers), die zu der Form des U-Shape-Devices führt. Da die Aufwachsrate thermischer Oxide je nach Prozessführung auch von der kristallographischen Orientierung des Si-Substrates abhängig ist, welche hier im Gegensatz zu ebenen Transistoren nicht mehr konstant ist, muss hier mit Schwankungen gerechnet werden, die durch TEM-Analysen zu überprüfen sind. Abb. 7.22 [KRI08] zeigt, dass im unteren Bereich des Gates die Bestimmung der Oxiddicke am Hellfeldbild mit Unsicherheiten behaftet ist.

Abb. 7.22:
U-Shape förmiger Transistor bei der 58-nm Technologie von Qimonda: Die Gateoxiddicke im unteren Bereich des Auswahltransistors (a) ist nicht mehr zuverlässig kontrastiert. Auch die alternative Schnittrichtung (rechts) liefert keine Messwerte.



Die Durchführung einer tomographischen Analyse ist insofern eine interessante Herausforderung, da sich die zu messenden Abstände im einstelligen nm-Bereich bewegen, was einer relativ hohen Raumfrequenz im reziproken Raum entspricht und daher der oben beschriebene Effekt einer nur lückenhaften Abtastung des reziproken Raumes (vgl. Abb. 7.7) zum Tragen kommt. Die beteiligten Materialien in dieser Prozessebene sind wie in Abschnitt 7.4.2 ausschließlich elementares kristallines Silizium und Siliziumoxid, weshalb sich die Nutzung der energiegefilterten Abbildung im Plasmonenbereich anbietet. Bei der Darstellung des Transistors durch virtuelle Schnitte oder durch einen Vortex-Körper sei darauf hingewiesen, dass es keine Möglichkeit gibt, anhand des Kontrastes zwischen dem Si-Einkristall und dem polykristallinen Silizium des Gates zu unterscheiden.

Bei der Auswertung mehrerer Proben zeigte sich, dass bei Anwendung der zylinderförmigen Probengeometrie (vgl. Abb. 7.13) eine gute Wiedergabe des Prozessergebnisses möglich ist (Abb. 7.23). Bei der Darstellung der Ergebnisse zeigte sich, dass die oxidischen Komponenten auch mit Hilfe einer Invertierung der Grauwerte aus der Kippserie, die mit dem Energiefenster des Si-Plasmonenpeaks (17eV) akquiriert wurde, gut darstellbar ist (Abb. 7.24). Die unterschiedliche Form des polykristallinen Teils der Wortleitung zwischen Abb. 7.23 und 7.24 ist auf unterschiedliche technologische Fortschritte bei der Produktentwicklung zurückzuführen. Für die praktische Arbeit mit dieser Methode hat das die Konsequenz, dass nicht zwingend 2 komplette Kippserien aufgenommen und verarbeitet werden müssen, um die Strukturen anschaulich zu charakterisieren.

Abb. 7.23:
 Virtueller Schnitt durch ein 3D-Modell (EF-TEM 17eV Energieverlust) eines U-Shape Transistors senkrecht zur Richtung der Wortleitung (links) und parallel zur Wortleitung (rechts) in der Ebene der gelben Linie. Die orange bzw. blaue Linie markiert die Ebene eines oberflächenparallelen Schnittes (vgl. Abb. 7.16)

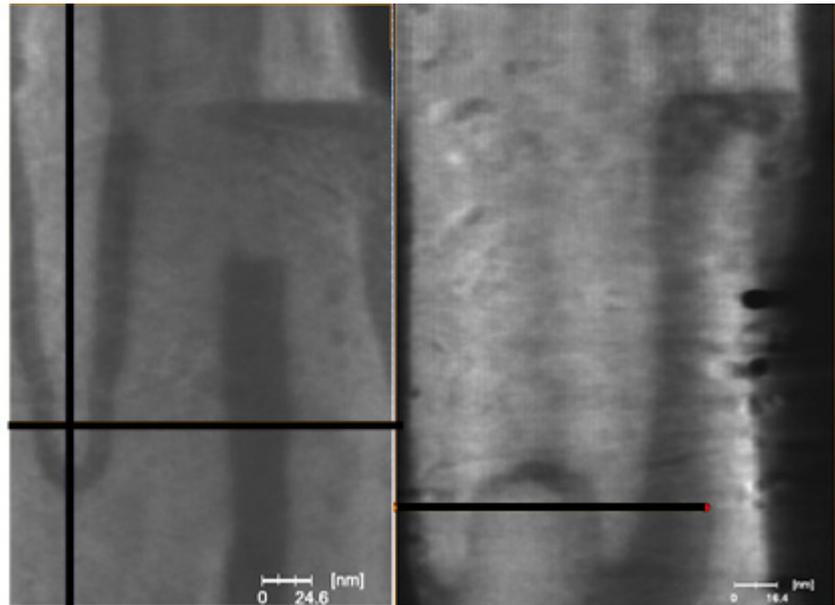
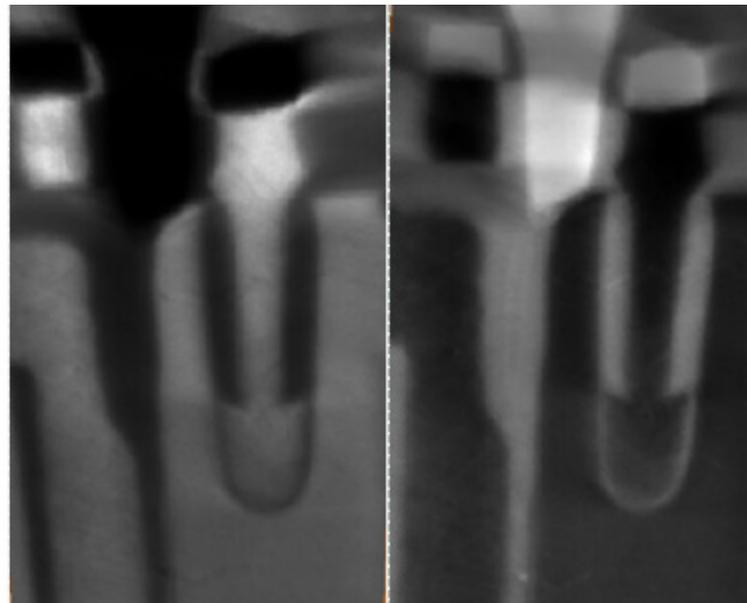
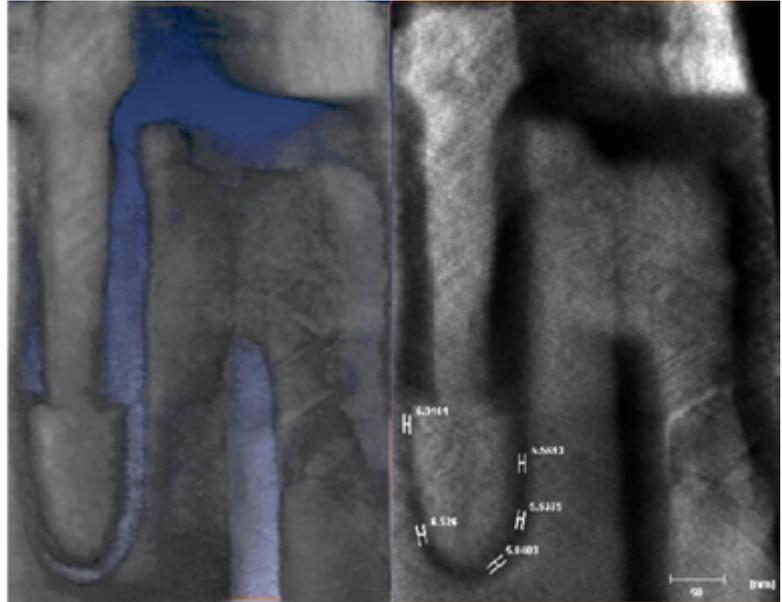


Abb. 7.24:
 Virtueller Schnitt durch ein 3D-Modell (EFTEM 17eV Energieverlust) eines U-Shape Transistors senkrecht zur Richtung der Wortleitung (links) und invertierte Grauwerte an einem adäquaten Schnitt zur Hervorhebung der oxidischen Details (rechts) [GOE08]



Die Ermittlung von Messwerten auf der Basis der EFTEM-Kippserien konnte noch nicht befriedigen. Die gute Kontrastierung der oxidischen Objekte in der Umgebung des elementaren Siliziums führte zu einer örtlichen Überzeichnung, so dass die Messwerte der Gateoxiddicke deutlich zu groß gerieten [GOE08]. An den identischen Strukturen wurden daher auch Kippserien unter Nutzung des STEM-modes und des HAADF-Detektors akquiriert. Trotz des erwarteten geringen Unterschiedes im Streuvermögen gelang eine Rekonstruktion des Auswahltransistors, wobei der Kontrast z.B. an virtuellen Schnitten weniger deutlich ausfiel. Messwerte der Gateoxiddicke, die mittels Grauwertprofil an einem virtuellen Schnitt im 3D-Modell ermittelt wurden, zeigen eine gute Korrelation zu den Erwartungen, die durch elektrische Messungen gegeben waren (Abb. 7.25).

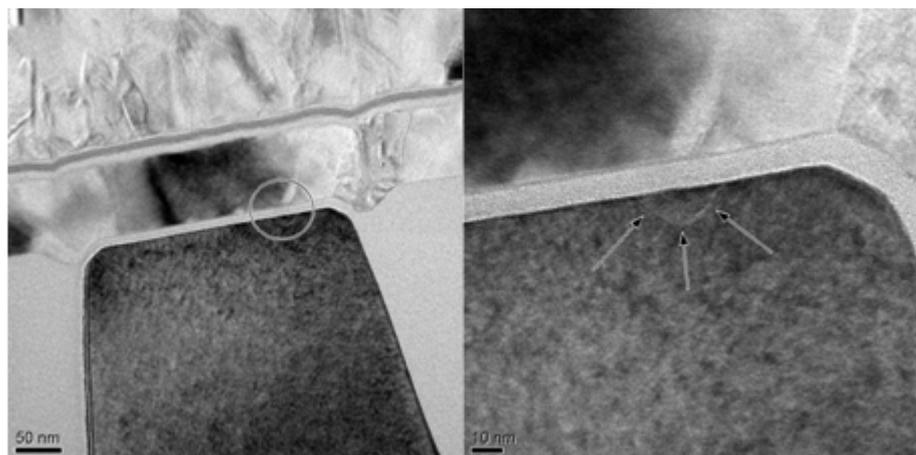
Abb. 7.25:
Vortex-Modell eines U-Shape Transistors auf der Basis einer HAADF-STEM Kippserie (links) und extrahierter virtueller Schnitt in der Transistor-ebene (rechts) mit Messungen der Gateoxiddicke [GOE08].



7.4.4 Fehleranalyse an Transistoren größerer Dimension

In verschiedenen logischen Schaltkreisen ist es notwendig, Informationen unter Nutzung nichtflüchtiger Speicherprinzipien abzulegen. Da diese Speicherbereiche in einer Umgebung integriert sind, die nicht nach den technologischen Prinzipien der höchsten aktuell erreichbaren Integrationsdichte produziert wurde, nehmen diese Speicherzellen unter Umständen recht große Dimensionen ein. Im vorliegenden Fall sind es ca. 150nm in Länge und Breite. Im Falle des Ausfalls einer solchen Flashspeicherzelle [HOF96] muss die TEM-Probe hinreichend groß, d.h. mit einer Foliendicke, die die gesamte Speicherzelle beinhaltet, präpariert werden. In diesem Fall ist die Erkennbarkeit von eventuell fehlerhaften Details durch die Kontrastüberlagerung mit dem ungestörten Bereich stark eingeschränkt (Abb. 7.26).

Abb. 7.26:
Flash-Speicherzelle im Überblick (links) und Detailaufnahme eines Tunneloxidfehlers im TEM-Hellfeld (rechts), der nur einen Bruchteil der Foliendicke umfasst und daher schwer erkennbar ist.

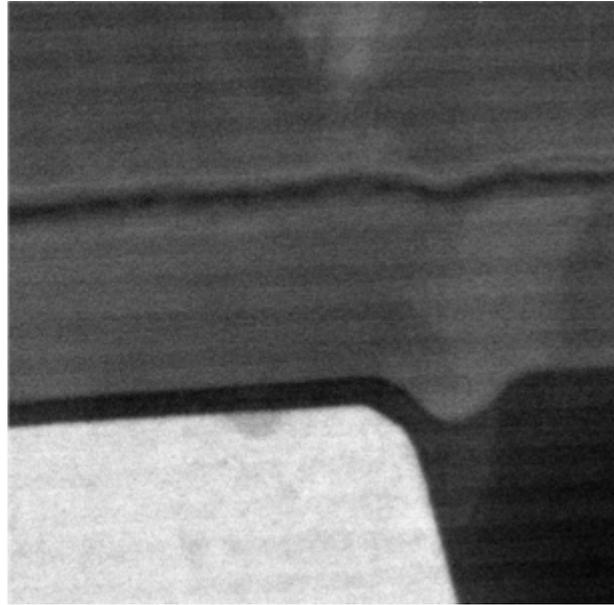


Die Nutzung der Energiefilterung im Plasmonenbereich verbessert die Darstellung (Abb. 7.27), führt aber nicht zu einer besseren Lokalisierbarkeit der fehlerhaften Stelle. Proben, die derartige Fehler enthalten, sind in der Regel Unikate, die möglichst präzise Beschreibung des Ausfallmechanismus ist von höchstem Interesse für die Weiterentwicklung der Technologie. Eine Nachpräparation mit Hilfe der Slice-and-View-technik im Focus Ion Beam Gerät zur

exakten Lokalisierung ist kaum realisierbar, da der Kontrast dort zu schwach ist, um eine nur ca. 15 bis 20nm große Unregelmäßigkeit im Tunneloxid zu erkennen und die Bearbeitung zu stoppen.

Abb. 7.27:

Energiegefilterte Aufnahme unter Nutzung des Si-Plasmonenverlustpeaks (17 eV) an dem Tunneloxidfehler aus Abb. 6.26. Die Vertiefung in der Substratoberkante, die mit Oxid gefüllt wurde, ist besser zu erkennen. Über die genaue Lage im Transistor kann aber wegen der Foliendicke von mehr als 150nm keine Aussage getroffen werden.



Mit Hilfe einer tomographischen Untersuchung, hier auf der Basis einer mittels HAADF-STEM akquirierten Kippserie, ist es gelungen, den Fehler im 3-dimensionalen Modell (Abb. 7.28) darzustellen und die Lage mittels virtuellen Schnitten genau zu spezifizieren (Abb. 7.29 [MUE08c]).

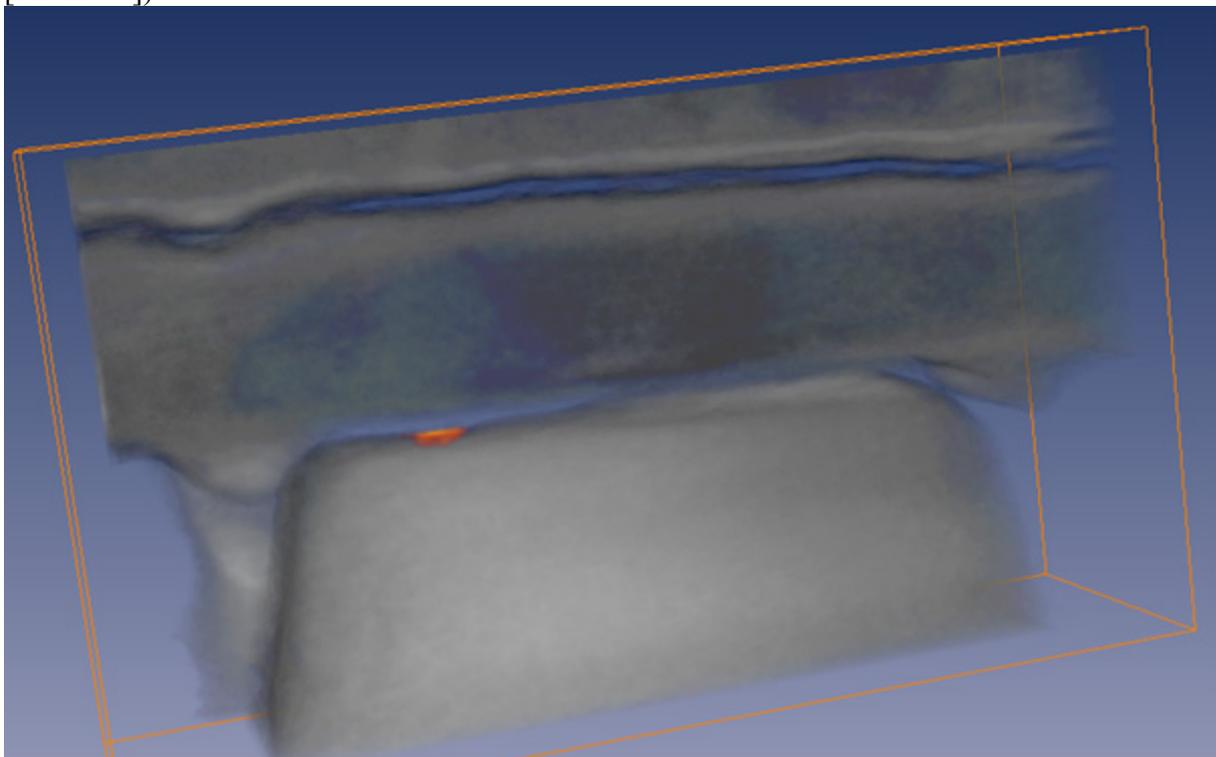
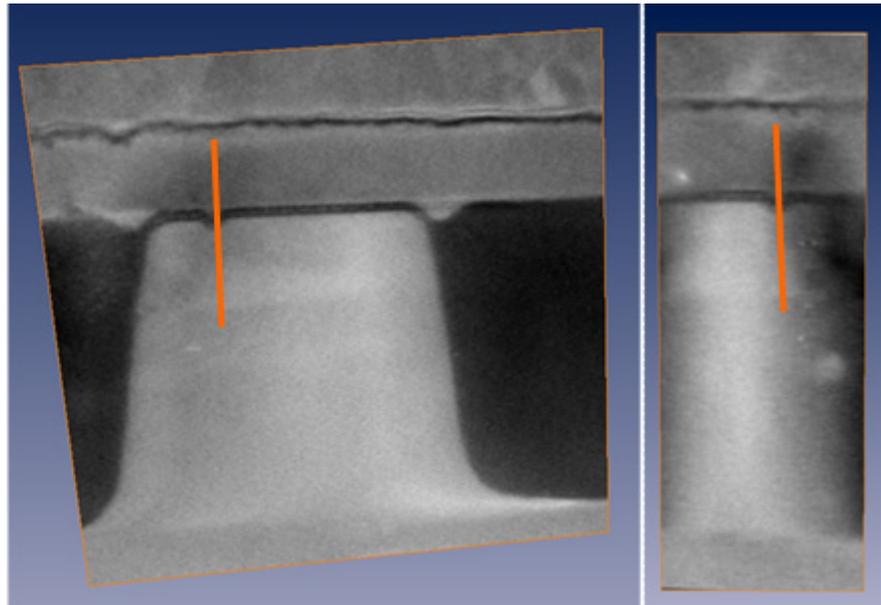


Abb. 7.28:

Vortex-Modell der Flash-Speicherzelle von Bild 7.26 mit dem Fehler im Tunneloxid (rot markiert)

Abb. 6.29:
Saubere Darstellung und Spezifizierung der Lage des Tunneloxidfehler aus Bild 6.26 anhand von virtuellen Schnitten in zwei orthogonalen Richtungen im 3D-Modell. Die orange Gerade markiert jeweils die Lage des virtuellen Schnittes im komplementären Bild.



8. Zusammenfassung und Ausblick

Im Folgenden wird versucht, für die wesentlichen Arbeitsgebiete der Abschnitte 3 bis 7 Grundtendenzen der zukünftigen Entwicklung abzustecken. Bedingt durch die vielfältigen Möglichkeiten der Charakterisierung von Werkstoffen und Strukturen, die die Untersuchung einer Probe im TEM bietet, haben sich die Anwendungsfelder im Einsatz in der Halbleiterindustrie sehr stark verbreitert. Ausgangspunkt war die Abbildung von Strukturen im Hellfeld, die mit anderen Techniken kaum zugänglich waren. Simultan zu der technologischen Entwicklung in der Halbleiterindustrie, aber auch davon inspiriert, wurden von den Geräteherstellern in den letzten Jahren die Voraussetzungen für detailliertere Untersuchungen erheblich verbessert. Das betrifft sowohl die Präparationstechnik, insbesondere FIB und Zweistrahlgeräte als auch das TEM selbst, wodurch sich auch die Arbeitsweise in einem entsprechenden TEM-Labor deutlich verändert hat.

Eine Reihe von typischen Fragestellungen, die Anlass für die Einführung der produktionsnahen TEM-Analyse in der Mitte der 90er Jahre waren, können mittlerweile in SEMs neuerer Bauart bewältigt werden, wie zum Beispiel Schichtdickenmessungen im Bereich von 10nm bis 15nm. Gleichzeitig erhöht sich die Anzahl von Datenanforderungen im Bereich um 5nm und darunter deutlich. Der geschickten Auswahl und Kombination der Abbildungsmethoden (Beugungskontrast, HRTEM, HAADF) kommt eine wichtige Bedeutung zu.

Der Anteil von komplexen Charakterisierungen insbesondere unter Nutzung der Elementanalytik wächst dabei kontinuierlich. So wird immer häufiger die schnelle Verfügbarkeit auch aufwändigerer Methoden wie EDX-Analyse und EELS zur Ergänzung der Aussagen gefordert und angeboten. Die notwendige nutzerfreundliche Bedienung dieser Subsysteme muss aber unbedingt mit solider Expertise seitens des Bearbeitungspersonals unteretzt werden, da gerade in diesem Bereich die Gefahr von falschen Schlussfolgerungen und damit von technologischen Reaktionen, die nicht zum Ziel führen, sehr groß ist.

8.1 Präparative Aspekte

Sowohl die Zeit, die im TEM-Labor bis zur Bereitstellung eines einzelnen Ergebnisses benötigt wird, auch bei besonders priorisierten Fragestellungen, als auch die Kapazität eines TEM-Labores hängt in sehr hohem Maßstab von einer geeigneten Präparationsstrategie und der installierten Präparationstechnik ab. Mit der Verkleinerung der Strukturen und der Diversifizierung der Produkte wird die zielgenaue Präparation immer anspruchsvoller, was die Anforderungen an die Technik, aber auch an die Qualifikation des Personals immer mehr erhöht. So wäre eine TEM-Präparation mit durchschnittlichem Schwierigkeitsgrad an einem aktuellem Produkt mit der ersten Generation von Single-Beam FIB-Geräten (1995) kaum noch realisierbar.

Die überproportionale Steigerung der quantitativen Forderungen an ein TEM-Labor im industriellen Umfeld (vgl. Abb. 2.1) führt zu einer Reihe von Überlegungen, wie die Effizienz der Bearbeitung gesteigert werden kann. Entsprechende Ansätze werden von den Anbietern der Gerätetechnik aber auch von den Nutzern verfolgt, wobei Kooperationsprojekte häufig erhebliche Synergieeffekte zeigen. Geeignete organisatorische Plattformen sind dabei internationale Einrichtungen, die auch in der technologischen Entwicklung aktiv sind (IMEC, CEA-LETI, Fraunhofer Gesellschaft). Bei der Präparation werden zunehmend automatisierbare

Lösungen genutzt, die ihre Stärke allerdings erst bei einer hohen Präzision des Gerätes ausspielen können.

Der Notwendigkeit zur detaillierten Überprüfung des Prozessergebnisses auch mit den Mitteln der TEM steht im Gegensatz zu den Kosten, die die verstärkte Entnahme von teilprozessierte Wafern aus dem Produktionsprozess verursacht. Diesem Effekt wurde bereits bei der Einführung von 300mm Wafern durch die sehr kritische Überprüfung von Analysenanforderungen bei der Produktionsplanung Rechnung getragen. Für die bevorstehende Einführung von 450mm Wafern wird dieser Aspekt noch erheblich wichtiger werden, da der materielle Wert eines einzelnen Wafers nochmals deutlich (Faktor 2,5) erhöht ist. Eine mögliche Konsequenz ist die Verlagerung der Präparation in die Produktionslinie und die weitere Verwendung des Wafers [MUE08a]. Eine Problematik ist dabei der Einfluss des Galliums bei den heute eingesetzten FIB-Geräten, welches auch bei optimiertem, d.h. minimiertem, Einsatz auf dem Wafer nachgewiesen wird [GAE07, MUE08b]. Eine Minimalforderung, die logistisch bewerkstelligt werden muss, ist die Einschränkung der FIB-Arbeit auf bestimmte Wafer, für die dann Beschränkungen bei der Auslieferung der Endprodukte gelten. Elektrische Prüfprogramme am Ende der Produktion müssen klären, wie weit die Auswirkungen des Ga-Eintrags mess- und tolerierbar sind. Weiterhin muss der Einfluss einer möglichen Crosskontamination geklärt werden und ggf. müssen Strategien zu deren Vermeidung entworfen werden. Generell muss, gemeinsam mit den Geräteanbietern, überprüft werden, inwiefern eine FIB-Technik mit anderen Materialien als Gallium erforderlich und technisch umsetzbar ist.

Bei weiterer Verkleinerung der Strukturbreiten kommen für die tragenden Bauelemente wie die MOS-Transistoren neue konstruktive Prinzipien zum Einsatz („FinFET“, „Nanowires“ [LIN08]) für deren Charakterisierung nahezu ausschließlich TEM-Analysen notwendig sind. Die Konsequenz daraus wäre eine weitere deutliche Erhöhung der geforderten Anzahl von Analysen, die sich bevorzugt mit Abbildung und Messung von Parametern befassen und für deren Bewältigung die oben ausgeführten Randbedingungen gelten. Die wesentlichen geometrischen Parameter, die zur Erfüllung der elektrischen Funktion notwendig sind, können dann auch nicht mehr in einer Schnittebene abgebildet werden, so dass tomographische Techniken an Bedeutung zunehmen.

Weitere Anforderungen an die Präparation ergeben sich aus dem Anwendungsspektrum elektronischer Bauelemente. Zum einen führt die vom Endkunden geforderte erhöhte Packungsdichte zu Bestrebungen, mehrere Chips im Backendprozess zu einem Baustein zusammenzuführen, der im Falle von analytischen Anforderungen schwierig handzuhaben ist. Andererseits führen steigende Anforderungen an die Zuverlässigkeit zu häufigeren Fehleranalysen am kompletten Baustein. In diesen Fällen ist die Herausarbeitung eines Probenvolumens, welches mit den üblichen Strategien zur TEM-Probe weiterverarbeitet werden kann (Abschnitt 3.1), oft nur schwer lösbar. Für eine Fehleranalyse ist es daher notwendig, deutlich größere Volumina an umgebenden Materialien zu entfernen. Hier ist die Nutzung alternativer Techniken zum Materialabtrag, z. B. durch Ionenstrahlen höherer Intensität [GIA11, JIR12] oder Anwendung von Laserstrahlen [STE11, SAL13], und deren Kombination mit den bisher verfügbaren Techniken.

8.2 Neue Herausforderungen an die Abbildungstechnik

Mit der Verfügbarkeit von C_s -Korrektoren für den Kondensorstrahlengang ist die STEM-Technik hinsichtlich der Ortsauflösung mit der klassischen TEM vergleichbar geworden [BRY11]. Da bei dieser Technik neben der Bildintensität unter verschiedenen, wählbaren Ak-

quisitionsbedingungen auch weitere Signale (Röntgenstrahlung, Elektronenenergie) mit der gleichen Ortsauflösung zur Verfügung stehen, scheint das Potential hierbei größer zu sein (siehe auch 5.5). Dies manifestiert sich unter anderem auch darin, dass von Seiten der Hersteller bereits Geräte für den ausschließlichen Einsatz im STEM-Betrieb am Markt platziert worden (Hitachi [INA11], Jeol [MAT11], Nion [DEL11]).

Die Automatisierung im präparativen Bereich ist bereits vorangeschritten und auch für die SEM-Analytik werden zunehmend Schritte, unter anderem bei der Bildauswertung, automatisiert, was einerseits die Effizienz steigert und andererseits zu einer Reduzierung subjektiver Einflüsse führt. Für TEM-Bilder mit polykristallinen Objekten ist eine solche Auswertung wegen des bekannten Orientierungskontrastes nur schwer vorstellbar. Im STEM-Modus mit hinreichend kleiner Kameralänge ist allerdings der Ordnungszahlkontrast hinreichend dominant, so dass eine automatische Auswertung für wohldefinierte Parametersätze denkbar ist. Neuere Entwicklungen [SAN13] eröffnen auch Möglichkeiten, die Bildoptimierung im Bereich hoher Auflösungen weniger abhängig von subjektiven Faktoren zu machen.

Wie in Abschnitt 4.1 dargelegt, hängt die Genauigkeit einer Messung am TEM-Bild unter anderem von der exakten Orientierung der Probe ab, die im Routinebetrieb vom Bediener im Beugungsmodus bei konvergenter Strahlführung eingestellt wird. Da im STEM-Betrieb bereits mit konvergentem Strahl gearbeitet wird und die CCD-Kamera zur Akquisition eines Beugungsbildes zur Verfügung steht, kann man sich prinzipiell auch eine automatische Einstellung der korrekten Orientierung vorstellen, bzw. deren Korrektur im Falle lokaler Folienverbiegungen [JAN13]. Sind in den vorhergehenden Präparationsschritten bereits (teilweise) automatische Lösungen involviert, kann eine Übergabe der Koordinaten zu einer zügigen Identifizierung der Probenstelle führen. Die prinzipielle Ähnlichkeit von SEM-Bildern mit STEM-Dunkelfeldbildern weist Wege zur Feinjustierung der Probenstelle und die orientierungsbedingt notwendige Korrektur (beta-tilt, z-Position) sollte mathematisch beherrschbar sein.

Die Entwicklung leistungsfähiger analytischer Lösungen in der Siliziumhalbleiterindustrie hat eine große Bedeutung für andere Bereiche. So hat die Integrationsdichte auch bei der Anwendung von Verbindungshalbleitern und von organischen Halbleitern ein Niveau erreicht, welches für spezielle Fragestellungen zunehmend TEM-Analysen erfordert. Allerdings erfordern diese Materialien in vielen Fällen andere Arbeitsmethoden. Das betrifft sowohl die Präparation, da die derzeitige Ga-basierte FIB-Technik in vielen Fällen ungeeignet ist, als auch die Abbildungstechnik, wo unter anderen die Möglichkeiten deutlich geringerer Beschleunigungsspannungen mit vergleichbarer Ortsauflösung, wie sie bereits in die aktuellen Angebote der Hersteller Eingang finden, genutzt werden sollten. Für die Kontrastierung der wesentlichen Details wird voraussichtlich die Energiefilterung eine wachsende Rolle spielen. Der Einsatz von In-column-Filtern scheint dabei wegen der einfachen Aktivierung über besonderes Potential zu verfügen.

Bei der Einschätzung zukünftiger Entwicklungen für den Einsatz der TEM in der Halbleitertechnik dürfen die hohen Kosten für die Systeme nicht außer acht gelassen werden, insbesondere da die Analysemaschinen für den Halbleiterproduzenten keine direkte Wertschöpfung generieren. Die volle Nutzung des analytischen Potentials für zukünftige Halbleiterprodukte wird daher den größten Wettbewerbern vorbehalten sein. Diese Aussage wirkt parallel zu dem fortlaufendem Konzentrationsprozess in der Halbleiterindustrie, der sich im Trend zu den Geschäftsmodell der Foundry äußert. Kleinere Hersteller konzentrieren sich auf eine Kooperation mit Forschungseinrichtungen oder anderen Betreibern von TEM-Labors.

Weitere Fortschritte in qualitativer (exaktere Abbildung und Analyse der nachgefragten Details) und quantitativer (Beschleunigung der Analyse und Erhöhung der Kapazität) Hin-

sicht erfordern in den meisten Fällen Verbesserungen der eingesetzten Geräte. Eine enge Zusammenarbeit mit den Anbietern ist daher unerlässlich und wird von diesen meist auch ausdrücklich gewünscht, da die Nachfrage für den Anbieter der entscheidende Impuls zur zielgerichteten Weiterentwicklung ist. Der Nutzer hat dabei die Möglichkeit, seine Erwartungen an zukünftige Geräte rechtzeitig zu adressieren.

8.3 Elementanalytische Arbeitstechniken

Ein allgemeiner Trend in der siliziumbasierten Halbleiterindustrie ist die Verbreiterung des Spektrums der eingesetzten Materialien. Damit erhöhen sich auch die analytischen Anforderungen an die Elementanalyse in qualitativer und quantitativer Hinsicht. Aus Abschnitt 5 geht hervor, dass mit den aktuell verfügbaren Techniken im TEM gute Voraussetzungen bestehen, die lokale chemische Zusammensetzung und chemische Bindungszustände aufzuklären. Das gilt sowohl für abbildende Techniken (Elementmapping) als auch für die Spektroskopie.

Der bereits erwähnte Trend zu deutlichen Verbesserungen in der STEM-Technik (Abschn. 4.3) verbessert die Voraussetzungen zur Anwendung komplexer Techniken, da bereits in der Vergangenheit die Lokalisierung der Objekte der Elementanalyse sehr oft im STEM-Mode betrieben wurde. Die Variabilität des Einsatzes legt den Schluß nahe, dass der STEM-Mode zukünftig die Mehrzahl der Anwendungsfälle bestreiten wird. Seine Erweiterung um Techniken, die bisher dem TEM-Mode vorbehalten waren (z.B. in Abschn. 5.4), bestärkt diesen Ansatz. Die gezielte Arbeit mit der Strahlgeometrie (Kontrastblende und Kippung) zwischen Probe und Detektor erlaubt auch eine Übernahme von Beugungskontrastmechanismen (Zwei-strahlfall, Weak-Beam) in den STEM-Bereich [GRI13a, GRI13b, PHI11].

Die bisher gegebene Restriktion der energiegefilterten Abbildung im STEM-Mode auf Geräte mit In-column Filter kann durch die Ergänzung eines Post-column Filters mit einem (wahlweise aktivierbaren) Detektor überwunden und damit einem breiteren Nutzerkreis zugänglich gemacht werden.

Die Verbreiterung der eingesetzten Materialvielfalt wird in wesentlichem Maße vom Einsatz neuer Dielektrika getrieben. Das gilt sowohl für high-k Dielektrika [HEG07, KAR10, DUD11], die als ultradünne Schichten und Schichtsysteme eingesetzt werden, als auch für low-k Materialien als Isolatoren zwischen den Elementen der Metallisierung.[ZSC06,] Weitere Impulse kommen von der Nutzung neuer physikalischer Prinzipien bei der Informationsspeicherung für nichtflüchtige Speicher (z.B. MRAM).

Die Nutzung organischer Komponenten, sowohl in Verbindung mit low-k Materialien als auch bei kompletten Komponenten auf organischer Basis konfrontiert den Analytiker in viel stärkerem Maße mit der Frage der Stabilität des Probenmaterials unter dem Einfluss des Elektronenstrahles, bzw. während des Präparationsprozesses. Es müssen daher auch spektroskopische Techniken unter Randbedingungen wie verringerte Beschleunigungsspannungen und/oder kleinere Bestrahlungsdosen betrieben werden. Techniken, die auf der Basis unterschiedlicher Plasmonenanregung, arbeiten, sind hierbei begünstigt, da die Intensität im Bereich der Plasmonenanregung in der Regel recht hoch ist. Ein Beispiel ist die gute Identifizierbarkeit von π -gebundenen Komponenten in organischen Systemen [GAL05] im Spektrum und in der energiegefilterten Abbildung.

Der Optimierung von ultra-low-k Materialien über die Zusammensetzung sind Grenzen gesetzt, die durch mechanische und technologische Eigenschaften bedingt sind. Eine weitere Möglichkeit ist die gezielte Beeinflussung von Parametern wie Porengröße, -abstände und Ordnungseinstellungen. Da sich diese Parameter im einstelligen Nanometerbereich bewegen,

ist deren Kontrolle ebenfalls Gegenstand von TEM-Untersuchungen. Der allgemein geringe Streuquerschnitt dieser Materialien legt auch hier die Nutzung energiegefilterter Abbildung und deren anschließender Auswertung unter Nutzung von Fouriermethoden nahe [KUE12].

8.4 Elektronenholographie

Die Elektronenholographie als Methode zur Visualisierung von Dotiergebieten wurde in den letzten Jahren zu einer ausgereiften Methode entwickelt [LIC13b]. Spezielle Randbedingungen, wie zum Beispiel die Forderung nach einer deutlich größeren Probendicke, die die Anwendung an Bauteilen, die in modernster Technologie gefertigt sind, beschränken, sind durch die physikalischen Prinzipien bedingt und lassen nur wenig Spielraum für die weitere Entwicklung. Für eine breitere Anwendung, auch in fertigungsnahen Bereichen, ist eine Vereinfachung der Durchführung des Experimentes entscheidend. Das betrifft sowohl die Robustheit der eingesetzten Maschine in einer Umgebung, die die optimalen Forderungen nur teilweise erfüllt, als auch die Transformation des Spezialwissens an den Analytiker in der Firma mit einem eher breit angelegten Ausbildungsstand. Die Zusammenführung der holographischen Spezialkenntnisse mit dem Expertenwissen aus Prozessierung und Produkttechnik, gepaart mit der Möglichkeit, die entsprechenden Analysen vor Ort und damit zügig durchführen zu können, sollte die Breite der Anwendung deutlich verbessern.

Andererseits kann der Einsatz holographischer Methoden zur Abbildung der elektrischen Felder an Halbleiterstrukturen zu besserem elektrotechnischen Verständnis derzeitiger und auch zukünftiger Transistorstrukturen führen. Arbeiten zur Anwendung elektrischer Aktionen unter direkter Beobachtung [TWI02, TWI04a, HAN08] sollten bei der Entwicklung zukünftiger Anwendungen als methodische Option in Betracht gezogen werden.

Deutlich bessere Voraussetzungen für die Anwendung der Elektronenholographie bieten TEMs neuerer Bauart mit einem C_s -Korrektor im Abbildungsstrahlengang [LIN10]. Der C_s -Korrektor kann prinzipiell in der gleichen Art und Weise wie eine Lorentzlinse, d.h. unter Abschaltung der Objektivlinse, betrieben werden und stellt damit ein verbessertes Gesichtsfeld zur Verfügung. Wesentlich ist dabei, dass dieser Wechsel der Betriebsmodi ohne das aufwändige Alignment einer Lorentzlinse bewerkstelligt werden kann und damit schnell verfügbar ist.

Der bereits in Abschnitt 8.1 formulierte Wunsch nach Methoden der Zielpräparation, die nicht auf der Basis von Galliumionen arbeiten, würde auch die Anwendungsmöglichkeiten der Elektronenholographie erweitern. Die diskutierte inaktive Schicht auf beiden Seiten der Lamelle ist in hohem Maße auf die Einwirkung der beschleunigten Ga-Ionen zurückzuführen, so dass deren Vermeidung die Gesamtdicke der Probe, die zur Erzielung hinreichend großer Unterschiede in der Phasenschiebung notwendig ist, herabsetzen könnte.

Ein schwieriger Aspekt ist der verstärkte Einsatz eines breiteren Materialspektrums an den funktionellen Teilen (z.B. Metallgates) und die Nutzung komplexer Geometrien mit starker Strukturierung der Substratoberkante im Zuge der Strukturverkleinerung. Eine Präparation ohne Curtaining-Effekt wird dadurch immer anspruchsvoller und erfordert häufig die Erstellung einer dedizierten Präparationsstrategie. Ein Ansatz dafür wäre die Präparation von der Rückseite des Substrates her [SCL09], deren Aufwand sich aber auch deutlich von den durchschnittlichen Präparationstechniken abhebt.

Eine Alternative zur Visualisierung des Erfolges von Dotierprozessen ist die Anwendung des STEM-Modes mit sehr hoher Ortsauflösung. An Halbleiterproben mit einer Dicke im Bereich bis 20nm ist es bereits gelungen, das unterschiedliche Streuvermögen von Dotanden zu

nutzen, um die Dotieratome zu lokalisieren [MIT11]. Diese Technik ist bisher bei schweren Dotieratomen (Sb, As) erfolgreich. Es bleibt weiteren methodischen Forschungen vorbehalten, zu klären, inwiefern die Auswertung eines energiegefilterten STEM-Signales hier zu weiteren Fortschritten führen kann. Fraglich ist dabei auch, wie die geforderte hohe Ortsauflösung eines HRSTEM-Bildes mit einem Gesichtsfeld kombiniert werden kann, welches hinreichend groß für eine relevante Aussage über die Ausdehnung des Dotiergebietes ist.

8.5 Elektronentomographie

Es wurde nachgewiesen, dass unter Nutzung geeigneter Signalquellen eine 3-dimensionale Rekonstruktion von Halbleiterstrukturen gelingt und auch Messungen ansonsten nur schwer zugänglicher Details möglich sind. Dabei werden auch Objekte mit Abmessungen im eindimensionalen Nanometerbereich charakterisiert, was auch durch eine Reihe von Literaturbeispielen belegt wird [BEN07]. Der Aufwand für eine tomographische Analyse bleibt allerdings erheblich höher, als für eine herkömmliche TEM-Analyse. Insbesondere vor dem Hintergrund, dass die technologisch bedingten Ansprüche an Bearbeitungszeit und Laborkapazität deutlich steigen, ist klar, dass die Tomographie als Untersuchungsmethode nur bei ausgewählten Fragestellungen zum Einsatz kommen kann. Auch Fortschritte bei Akquisition der Kippserien hinsichtlich zügigerem Alignment und Automatisierung der Aufnahme können diese Diskrepanz kaum überwinden. Für die routinemäßige Kontrolle technologisch erzeugter Dimensionen werden daher geeignete Teststrukturen oder geschickt definierte Transmissionsrichtungen, die die notwendigen Rückschlüsse erlauben, eine höhere Bedeutung behalten. Die Verfügbarkeit von Probenhaltern, die hohe Kippwinkel zulassen, erlaubt allerdings die Möglichkeit, Details von besonderem Interesse unter verschiedenen Blickrichtungen zu untersuchen und auch ohne Rekonstruktion Klarheit über die geometrischen Gegebenheiten zu erlangen [ENG04]. Neue Transistorgeometrien können besonders in frühen Entwicklungsphasen von tomographischen Techniken deutlich profitieren [RIC07].

Bei klassischen Fehleranalysen an geometrisch komplizierten Objekten oder Objekten, bei denen die Lage des Fehlers unklar ist, können tomographische Untersuchungen von großem Wert sein. Die zu untersuchenden Strukturen sind häufig Unikate, die bereits mit hohem Aufwand an elektrischen Test und/oder Präparationsgeschick identifiziert wurden, so dass die Akquisition einer Kippserie und die tomographische Rekonstruktion auf jeden Fall gerechtfertigt sind [DEM11].

Bei der Einschätzung der tomographischen Technik drängen sich Parallelen zur Technik der Stereoaufnahmen auf [HEI70]. Auch hier wird versucht durch unterschiedliche Blickrichtungen die 3-dimensionalen Gegebenheiten zu erfassen. Dabei gelingt es dem Zusammenspiel zwischen Auge und Gehirn bereits aus zwei Bildern eine räumliche Wahrnehmung zu realisieren. Allerdings ist dieser räumliche Eindruck nicht mit Messwerten hinterlegt, was die Voraussetzung für ein belastbares Modell wäre. Es bleibt zukünftigen Rechner- und Softwaresystemen überlassen, entsprechende Rekonstruktionen auch aus kleineren Datensätzen unter Nutzung alternativer Algorithmen zu erzielen. Erfolge in dieser Richtung wurden unter der Voraussetzung klarer Schwarzweißkontraste bei der Rekonstruktion von Versetzungsnetzwerken unter Weak-Beam-Bedingungen erzielt [MCC03].

Für einige Fragestellungen ist die Ermittlung 3-dimensionaler Elementverteilungen von besonderem Interesse, für die die Rekonstruktion einer Kippserie aus Elementverteilungsbildern notwendig wäre. Verbesserungen in der Primärstrahlintensität, kombiniert mit neuen Detektoren, eröffnen die Möglichkeit, auch EDX-Elementverteilungsbilder mit guter Ortsauf-

lösung in einer Zeit aufzunehmen, die auch eine komplette Kippserie erlaubt [GEN12, LEP13].

Eine TEM-Tomographie mit elementspezifischen Informationen würde unmittelbar an die Atom Probe Tomographie anschließen und zu einer gegenseitigen Ergänzung der Aussagen führen, könnte allerdings auch auf größere Dimensionen erweitert werden. Die obere Grenze der untersuchten Dimensionen ist durch Geräte im Höchstspannungsbereich [TAK06] mit größeren durchstrahlbaren Dicken gegeben und kann dann von 3D-Analysen, die mittels Slice-and-View Technik im FIB-Gerät durchgeführt werden, ergänzt werden.

Eine wichtige Voraussetzung für die Anwendung tomographischer Techniken ist, dass das auszuwertende Signal mit steigender Objektdicke monoton wächst. Dies ist auch bei der Phasenschiebung der Elektronenwelle bei der Transmission der Probe, bzw. eines Teils davon, der sich durch ein anderes MIP auszeichnet, der Fall. Daher können elektronenholographische und –tomographische Techniken kombiniert werden, was auch bereits erfolgreich an Teststrukturen der Halbleiterindustrie praktiziert wurde [WOL10, WOL10b, TWI07a, TWI07b]

8.6 Weitere Techniken

In den letzten Jahren sind in der Halbleiterindustrie neue Fragestellungen aufgetaucht, die die Entwicklung weiterer spezieller Techniken, auch auf der Basis des TEM, erfordern.

Als ein besonders aktuelles Beispiel stellt die Ermittlung von inneren Spannungen mit hoher Ortsauflösung die Analytik vor große Herausforderungen. Innere Spannungen werden für moderne Transistoren gezielt zur Steigerung der Performance eingesetzt [MAH06, SUN10]. Sie werden durch Gitterverzerrungen über darüber liegende Schichten oder epitaktisch aufgewachsenes Material mit veränderter Zusammensetzung eingebracht und wirken auf Distanzen im zwei bis dreistelligen Nanometerbereich [CHU09].

Eine weitere Quelle von Spannungen, die über deutlich größere Reichweiten wirkt, entsteht bei modernen Methoden der Backendtechnologie, speziell beim 3-dimensionalen Aufbau der Komponenten aus mehreren einzelnen Chips. Für die Verbindung untenliegender Kontakte nach außerhalb kommen hierbei Kontakte, die den gesamten Chip durchdringen, sogenannte Through Silicon Vias (TSV) zum Einsatz. Da die Backendtechnologie nicht ohne thermische Schritte auskommt, können die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Kupfer und Silizium zu inneren Spannungen führen. Diese überlagern sich bei Transistoren, die im Einflußbereich der TSVs liegen und stören empfindlich den dort eingestellten Spannungszustand und damit die Transistorfunktion.

Für die Ermittlung solcher Spannungszustände im TEM sind prinzipiell unterschiedliche Ansätze vorhanden. Neben der direkten Abbildung der Gitterverzerrung im HRTEM [ANG05] sind holographische Methoden (Darkfieldholographie [HUE08, COO09, COO10a, BEC11], Inlineholographie [KOC10b]), die über die geometrische Phasenanalyse auf lokale Verzerrungsfelder schließen, von Interesse. Auch Beugungsanalysen mit hoher lokaler Auflösung (CBED [VAN93, TOD00, STU01], NBD [VAR07, UES11, HAE12]) sind in der Lage, den vorliegenden Spannungszustand zu ermitteln, da Beugungsmuster verzerrungsbedingte Änderungen der Netzebenenabstände mit hoher Genauigkeit wiedergeben [MUE13b]. Allerdings haben die genannten Vorgehensweisen spezifische Grenzen, die einem allgemeinen und routinemäßigen Einsatz entgegenstehen und weitere methodische Entwicklung erfordern.

Das letzte Beispiel soll verdeutlichen, dass von den modernen Entwicklungen der Halbleiterindustrie auch in Zukunft Impulse für die weitere Entwicklung der Methodik der Transmissionselektronenmikroskopie und für neue Anwendungsgebiete zu erwarten sind.

9. Literaturverzeichnis

- ABA06 Abad, M.M., Nieto, F.; Quantitative EDX Analysis in TEM. Practical Development, Limitations and Standards; Science, Technologie and Education of Microscopy; Formatex; 2006; 687-694.
- ADA10 Adam, R.; Instrumentelle Einflussgrößen und Auswertung von Energieverlustspektren zur Untersuchung der kantennahen Feinstruktur bei der Energieverlustspektroskopie; Studienarbeit; Inst. f. Werkstoffwissenschaft; TU Bergakademie Freiberg; 2010
- AHM10 bin Ahmatau, H., Kipli, K.; An Extension of Input Sample Acceptance for SELA MC600 Micro-Cleaving Tool; Proceedings ICSE 2010 Melaka; 183 - 186
- ALE04 Alessandrino, M.S., Provitera, S., Grimaldi, M.G., Bongiorno, C., Pannitteri, S., and La Via, F.; C49-C54 phase transition in nanometric titanium disilicide grains; Journ. of Appl. Physics 95 (2004); 1977-1985
- ALV03 Alvarez, D., Hartwich, J., Fouchier, M., Eyben, P., Vandervorst, W; Sub-5-nm-spatial resolution in scanning spreading;resistance microscopy using full-diamond tips; Applied Physics Letter 82 (2003); 1724 - 1726
- ANG05 Ang, K.-W., Chui, K.-J., Bliznetsov, V., Tung, C.-H., Du, A., Balasubramanian, N., Samudra, G., Li, M.F., and Yeo, Y.-C.; Lattice strain analysis of transistor structures with silicon–germanium and silicon–carbon source/drain stressors; Appl. Physics Lett. 86 (2005); 093102-1-093102-3.
- ANI66 Anishchenko, R.I.; Calculation of the Mean Inner Potentail of a Crystal in the Statistical Theory; phys. stat. sol. 18 (1966); 923-928.
- ARE08 Arenal, R., de la Pena, F., Stephan, O., Walls, M., Tence, M., Loiseau, A., Colliex, C.; Extending the analysis of EELS spectrum-imaging data, from elemental to bond mapping in complex nanostructures; Ultramicroscopy 109 (2008); 32-38
- AYA10a Ayache, J., Beaunier, L., Boumendil, J., Ehret, G., Laub, D.; Sample Preparation - Handbook for Transmission Electron Microscopy, Methodology; Springer New York Dordrecht Heidelberg London; 2010
- AYA10b Ayache, J., Beaunier, L., Boumendil, J., Ehret, G., Laub, D.; Sample Preparation - Handbook for Transmission Electron Microscopy, Techniques; Springer New York Dordrecht Heidelberg London; 2010
- BAN83 Bank, R.E., Rose, D.J., Fichtner, W.; Numerical Methods for Semiconductor Device Simulation; IEEE Transactions on Electron Devices 30 (1983), 1031 - 1041
- BAR99 Barna, A., Pecz, B., Menyhard, M.; TEM sample preparation by ion milling/amorphization; micron 30 (1999); 267-276.
- BEC11 Beche, A., Rouviere, J.L., Barnes, J.P., and Cooper, D. "Dark field electron holography for strain measurement." Ultramicroscopy 111 (2011): 227-238.
- BEN07 Bender, H., Richard, O., Kalio, A., and Sourty, E.; 3D-analysis of semiconductor structures by electron tomography; Microelectronic Engineering 84 (2007); 2707-2713.
- BEN09 Benstetter G., Biberger, R., Liu, D.; A review of advanced scanning probe microscope analysis of functional films and semiconductor devices; Thin Solid Films 517 (2009); 5100-5105.

- BER10 Bernas, H.; *Material Science with Ion Beams*; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 2010
- BER11 Bergmann, C.P., Andrade, M.J.; *Nanostructured Materials for Engineering Applications*; Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011.
- BEY85 Beyers, R., Sinclair, R.; Metastable phase formation in titanium-silicon thin films; *Journal of Applied Physics* 57 (1985); 5240-5245.
- BIC06 Bicaïs-Lépinay, N., André, F., Brevers, S., Guyader P., C. Trouiller, Kwakman, L.F.Tz., Pokrant, S., Verkleij D., Schampers, R., Ithier, L., Sicurani, E., Wyon, C.; In-line TEM sample preparation and wafer return strategy for rapid yield learning; *SPIE Proceedings* 615217 doi:10.1117/12.656410; 2006
- BLO05 Bloess, H., Mantz, U., Henry, C., Lehmann, R., Hahn, D.; DB FIB For In-Line Process Control; *AIP Conference Proceedings* 788 (2005); 543 - 546
- BOI99 Boit, C.; Can failure analysis keep pace with IC technology development?; *Proceedings of the 1999 7th International Symposium on the Physical and Failure Analysis of Integrated Circuits*; IPFA 1999 Conference Proceedings; Singapore
- BON04 Bonnet, N.; Some trends in microscope image processing; *Micron* 35 (2004); 635 - 653
- BOR09 Borchardt-Ott.; *Kristallographie*; Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 2009.
- BRA02 Brand, K., Lehmann, M., Lenk, A., Lichte, H., Engelmann, H.-J., Muehle, U.; Dopant Profiling in Semiconductor Devices Using Electron Holography - Influence of Specimen Orientation; *imc 15 Durban*; 2002
- BRU77 Brümmer, O.; *Mikroanalyse mit Elektronen- und Ionensonden*; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig; 1977.
- BRU80 Brümmer, O., Heydenreich, J., Krebs, K.H., and Schneider, H.G.; *Festkörperanalyse mit Elektronen, Ionen und Röntgenstrahlen*; Deutscher Verlag der Wissenschaften Berlin; 1980.
- BRY01 Brydson, R.; *Electron Energy Loss Spectroscopy*; BIOS Scientific Publishers Ltd. Oxford; 2001.
- BRY11 Brydson, R.; *Aberration-Corrected Analytical Transmission Electron Microscopy*; RMS; A John Wiley & Sons, Ltd., Publication; 2011.
- BUX09 Buxbaum, A., Schampers, R., Bolt, J.J.; Backside TEM Sample Preparation With The Multi-Loader Flip-Stage; *Microscopy and Microanalysis* 15 (2009); 334-335
- CAO06 Cao, S.V., Liu, Y., Griffin, P.; Process Lab: Concentration-Dependent Diffusion; <http://nanohub.org/resources/prolabccd>. (DOI: 10254/nanohub-r1881.1); 2006
- CAP02 Capelle, K.; A Bird's-Eye View of Density-Functional Theory; arXiv:cond-mat/0211443v5 [cond-mat.mtrl-sci]; 2002
- CEM13 <http://pc-web.cemes.fr/eelsdb/>; 1999 - 2013
- CER06 Cerchiara, R.R., Fischione, P.E., Gronsky, J.J., Robins, A.C., and Tichenor, K.L.; *Advanced Techniques in Sample Preparation and TEM Analysis of Microelectronic Materials*; *Proceedings ISTFA*; 2006.
- CER89 Cerva, H., Oppolzer, H.; *Electron microscopy for thin film investigations*; *Vakuum-Technik* 38; 1989; 143-151
- CER90 Cerva, H., Oppolzer, H.; High-Resolution Electron Microscopy of Process-Induced Defects in Silicon; *Materials Research Symposium* 1990; 67-78.

- CER93 Cerva, H., Huber, V., Eckers, W., Mitwalsky, A.; Specific preparation procedures for failure analysis of (sub)micron areas in silicon devices; *Ultramicroscopy* 52 (1993); 127 - 140
- CHU07 Chung, S., Smith, D.J., McCartney, M.R.; Determination of the Inelastic Mean-Free-Path and Mean Inner Potential for AlAs and GaAs Using Off-Axis Electron Holography and Convergent Beam Electron Diffraction; *Microscopy and Microanalysis* 13 (2007); 329-335.
- CHU09 Chu, M., Sun, Y., Aghoram, U., Thompson, S.E.; Strain: A Solution for Higher Carrier Mobility in Nanoscale MOSFETs; *Annual Review of Materials Research*; Vol. 39 (2009); 203-229
- CLI75 Cliff, G., Lorimer, G.W.; The quantitative analysis of thin specimen; *Journ. of Microscopy* 103 (1975); 203 - 207
- COL04 Bock de Collantes, A.; Optimierung der Präparationsmethoden mit der fokussierten Ionenstrahltechnik zur Herstellung von Proben für die Transmissionselektronenmikroskopie; Diplomarbeit FH Köln, Fachbereich Photoingenieurwesen und Medientechnik; 2004
- COL90 Cole, D.C., Buturla, E.M., Furkay, S.S., Varahramyan, K., Slinkman, J., Mandelman, J.A., Foty, D.P., Bula, O., Strong, A.W., Park, J.W., Linton jr., T.D., Johnson, J.B., Fischetti, M.V., Laux, S.E., Cottrell, P.E., Lustig, H.G., Pileggi, F., Katcoff, D.; The use of Simulation in Semiconductor Technology Development; *Solid-State Electronics* 33 (1990); 591 - 623
- COL96 Colgan, E.G., Gambino, J.P., Hong, Q.Z.; Formation and Stability of Silicides on Polycrystalline Silicon; *Materials Science and Engineering R16* (1996); 43-96.
- COO08 Cooper, D., Truche, R., Rouviere, J.-L.; Reduction of electrical damage in specimens prepared using focused ion beam milling for dopant profiling using off-axis electron holography; *Ultramicroscopy* 108 (2008); 488-493.
- COO09 Cooper, D., Barnes, J.-P., Hartmann, J.-M., Beche, A., Rouviere, J.-L.; Dark field electron holography for quantitative strain measurements with nanometer-scale spatial resolution; *Appl. Physics Lett.* 95 (2009); 053501
- COO10a Cooper, D., Beche, A., Hartmann, J.M., Carron, V., Rouviere, J.-L.; Strain mapping for the semiconductor industry by dark-field electron holography and nano-beam electron diffraction with nm resolution; *Semicond. Sci. Technol.* 25 (2010): 095012
- COO10b Cooper, D., Aillot, C., Barnes, J.-P., Hartmann, J.-M., Salles, P., Benassayag, G., and Dunin-Borkowski, R.E.; Dopant profiling of focused ion beam milled semiconductors using off-axis electron holography; reducing artifacts, extending detection limits and reducing the effects of gallium implantation; *Ultramicroscopy* 110 (2010); 383-389.
- CUI01 Cui, Y., Lieber, C.M.; Functional Nanoscale Electronic Devices Assembled Using Silicon Nanowire Building Blocks; *Science* 291 (2001); 851 - 853
- CUI03 Cui, Y., Zhong, Z., Wang, D., Wang, W. U., Lieber, C. M.; High Performance Silicon Nanowire Field Effect Transistors; *Nano Letters*, 3, 149-152 (2003).
- DAN01 Danev, R., Nagayama, K.; Transmission electron microscopy with Zernike phase plate; *Ultramicroscopy* 88 (2001); 243-252.

- DEG07 De Graef, M., McHenry, M.E.; Structure of Materials; Cambridge University Press; 2007
- DEL11 Dellby, N., Bacon, N.J., Hrnčirik, P., Murfitt, M.F., Skone, G.S., Szilagy, Z.S., Krivanek, O.L.; Dedicated STEM for 200 to 40 keV operation; Eur. Phys. J. Appl. Phys. 54 (2011); 33505p1-33505p11
- DEM10 Demtröder, W.; Experimentalphysik 3: Atome, Moleküle und Festkörper; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 2010.
- DEM11 Demarest, J.J., Zhai, H.-Y.; Highly Automated Transmission Electron Microscopy Tomography for Defect Understanding; ISTFA 37 (2011); 137-140.
- DIE03 Diebold, A.C., Foran, B., Kisielowski, C., Muller, D.A., Pennycook, S.J., Principe, E., Stemmer, S.; Thin Dielectric Film Thickness Determination by Advanced Electron Microscopy; Microscopy and Microanalysis 9 (2003); 493-508.
- DOR08 van Dorp, W.F., Hagen, C.W.; A critical literature review of focused electron beam induced deposition; Applied Physics Reviews 104 (2008); 081301
- DRI11 Dries, M., Schultheiss, K., Gamm, B., Rosenauer, A., Schröder, R.R., Gerthsen, D.; Object-wave reconstruction by carbon film-based Zernike- and Hilbert-phase plate microscopy: A theoretical study not restricted to weak-phase objects; Ultramicroscopy 111 (2011); 159-168.
- DUB85 Dubner, A.B.; Mechanism of Ion Beam Induced Deposition; Dissertation Massachusetts Institute of Technology; 1985
- DUD11 Dudek, P.; Atomic scale engineering of HfO₂-based dielectrics for future DRAM applications; Dissertation; Fakultät für Mathematik, Naturwissenschaften und Informatik: Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus; 2011
- DUN04 Dunin-Borkowski, R.E., McCartney, M.R., Smith, D.J.; Electron Holography of Nanostructured Materials; Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology; American Scientific Publishers; 2004; 41-100.
- DUN06 Dunin-Borkowski, R.E., Kasma, T., McCartney, M.R., Smith, D.J.; Electron Holography; Science of Microscopy Springer; 2006; 1141-1195.
- DUN07 Dunin-Borkowski, R.E., Kasama, T., Harrison, R.J.; Electron Holography of Nanostructured Materials; Nanocharacterisation; Royal Society of Chemistry; 2007; 138-183.
- EAG13 <http://www.eaglabs.com/mc/>; Last Call: 30.01.2013
- EDI75 Edington, J.W.; Practical Electron Microscopy in Materials Science - 2. Electron Diffraction in the Electron Microscope; Philips Technical Library; 1975
- EGE05 Egerton, R.F.; Physical Principles of Electron Microscopy; Springer Science+Business Media, Inc.;2005
- EGE06 Egerton, R.F., Wang, F., Crozier, P. A.; Beam Induced Damage to thin Specimens in an Intense Electron Probe; Microscopy and Microanalysis 12 (2006); 65-71.
- EGE11 Egerton, R.F.; Electron energy-loss spectroscopy in the electron microscope;: Springer Science+Business Media New York, Dordrecht, Heidelberg, London; 2011
- EIS97 Eisele, Ignaz.; Basiswissen der Siliziumhalbleiter-Technologie; Universität der Bundeswehr München; 1997

- ENG02 Engelmann, H.J., Volkmann, B., Blum, W., Zschech, E.; TEM-Zielpräparation in einer Stunde – Utopie oder realistisches Ziel; Prakt. Metallographie (2002); 117-125.
- ENG03 Engelmann, H.-J.; Vor- und Nachteile der TEM-Probenpräparation mittels FIB; Prakt. Metallographie 40 (2003); 164 - 173
- ENG07 H.J. Engelmann, D. Utesch, E. Zschech; Electron Tomography for Microprocessor Structures Characterization, ANTOME Workshop on Tomography in Materials Science; HMI Berlin; 2007
- ENG12 Engelmann, H.-J.; persönliche Mitteilungen; 2012
- ENG13 Engelmann, H.J.; Much Ado about Nothing: Physical/Chemical Analysis of least Structures, lowest Concentrations & invisible Defects"; Dresden Micrpelectronics Academy; 2013
- EYB05 Eyben, P., Janssens, T., Vandervorst, W.; Scanning spreading resistance microscopy (SSRM) 2d carrier profiling for ultra-shallow junction characterization in deep-submicron technologies; Mat. Science and Engineering B124-125 (2005); 45 - 53
- FAL05 Falke, M., Falke, U., Bleloch, A., Teichert, S., Beddies, G., Hinneberg, H.-J.; Real structure of the CoSi₂/Si001 interface studied by dedicated aberration corrected scanning transmission electron microscopy; Applied Physics Letters 86 (2005); 203103-1-203103-3.
- FAS05 Fasching, G.; Werkstoffe für die Elektrotechnik, Mikrophysik, Struktur, Eigenschaften; Springer Wien New York; 2005
- FEI08 <http://investor.fei.com/releasedetail.cfm?releaseid=322227>, Last Call 2008
- FEI12 FEI TEMLink TEM Lamella Extraction Station;
http://www.fei.com/uploadedfiles/documents/content/2008_05_templink_ds.pdf;
Last Call: 15.11.2012
- FIS99 Isabell, T.C., Fischione, P.E., O'Keefe, C., Guruz, M. U., Dravid, V.P.; Plasma Cleaning and its Application for Electron Microscopy; Microscopy and Microanalysis 5 (1999); 126-135
- FOR05 Formanek, P.; TEM-Holographie an Bauelementstrukturen der Mikroelektronik; Dissertation Brandenburgische Technische Universität Cottbus, Fakultät für Mathematik, Naturwissenschaften und Informatik; 2005.
- FOR06a Formanek, P., Bugiel, E.; Specimen preparation for electron holography of semiconductor devices; Ultramicroscopy 106 (2006); 365-375.
- FOR06b Formanek, P., Bugiel, E.; On specimen tilt for electron holography of semiconductor devices; Ultramicroscopy 106 (2006); 292-300.
- FOR97 Forbes, R.G.; Understanding how the liquid-metal ion source works; Vacuum 48 (1997); 85 - 97
- FUL08 Fultz, B., Howe, J.; Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 2008.
- GAB49 D. Gabor; Microscopy by reconstructed wave-fronts; Proc. Roy. Soc. A 197; p. 454-487; 1949

- GAE07 Gaertner, R.; Gallium Kontamination in der Lift-Out-Präparation für Transmissions-elektronenmikroskopie unter Linienbedingungen in der Halbleiterfertigung; Diplomarbeit; Westsächsische Hochschule Zwickau, Fachbereich Physikalische Technik/Informatik; 2007.
- GAI12 Gail, L., Gommel, U., Hortig, H.-P.; Reinraumtechnik; Springer Heidelberg Dordrecht London New York; 2012
- GAJ94 Gajdardziska-Josifovska, M., McCartney, M.R.; Elimination of thickness dependence from medium resolution electron holograms; *Ultramicroscopy* 53 (1994); 291-296.
- GAL05 Galvan, D., Pei, Y.T., De Housson, J.Th.M., Cavaleiro, A.; Determination of the sp^3 C content of a-C films through EELS analysis in the TEM; *Surface & Coatings Technology* 200 (2005); 739-743.
- GAM98 Gambino, J., Colgan, E.G.; Silicides and ohmic contacts; *Materials Chemistry and Physics* 52 (1998); 99-146.
- GAT09 EELS-Analysis Help Manual; Gatan Software Team; Gatan Inc.; Pleasanton, CA; USA; 1995 - 2009
- GAT11 Digital Micrograph Microscopy Suite; Software package and user guide; 1995-2011
- GAT13 Digital Micrograph EELS-Atlas included in: DigitalMicrograph®; 2013
- GAT13 <http://www.gatan.com/resources/scripting/demo/index.php>; 2013
- GAT98 Gatan Inc.; Precision Ion Polishing User's Guide; Pleasanton, CA; 1998
- GEN12 Genc, A., Cheng, H., Winterstein, J., Pullan, L., Freitag, B.; 3DChemicalMapping using Tomography with an Enhanced XEDS System; *Microscopy and Analysis* 26 (2012); 23-25.
- GER06 Gerlich, L.; Anwendung der energiegefilterten Elektronentomographie zur Charakterisierung von Halbleiterstrukturen; Diplomarbeit Hochschule für Technik und Wirtschaft Dresden, Fachbereich Maschinenbau/Verfahrenstechnik; 2006.
- GIA02 Giannuzzi, L.A., Kempshall, B.W., Anderson, S.D., Prenitzer, B.I., Moore, T.M.; FIB Lift-Out for Defect Analysis; *Microelectronic Failure Analysis: Desk Reference* ASM International; 2002; 29-35
- GIA05 Giannuzzi, L.A., Stevie, F.A.; Introduction to Focused Ion Beams - Instrumentations, Theorie, Techniques and Practice; Springer Science + Business Media, Inc. 2005
- GIA11 Giannuzzia, L.A., Smith, N.; Specimen Preparation with Plasma FIB Xe+ Ions; *Microscopy and Microanalysis / Volume 17 / Supplement S2 / July 2011*; 646-647
- GIA99 Giannuzzi, L.A., Stevie, F.A.; A review of focused ion beam milling techniques for TEM specimen preparation; *Micron* 30 (1999); 197 - 204
- GOE05 Goebel, H.; Einführung in die Halbleiterschaltungstechnik; Springer Berlin Heidelberg New York; 2005
- GOE08 Götze, F.; Tomographische Untersuchungsmethoden zur strukturellen Charakterisierung von Bauelementen in der Halbleiterindustrie; TBelegarbeit; TU Dresden Fakultät Maschinenwesen, Inst. f. Werkstoffwissenschaft; 2008

- GRI02 Gribelyuk, M.A., McCartney, M.R., Jing, Li., Murthy, C.S., Ronsheim, P., Doris, B., McMurray, J.S., Hegde, S., Smith, D.J.; Mapping of Electrostatic Potential in Deep Submicron CMOS Devices by Electron Holography; *Physical Review Letters* 89 (2002); 025502-1-025502-4
- GRI13a Grillo, V., Rotunno, E.; STEM_CELL: A software tool for electron microscopy: Part I — simulations; *Ultramicroscopy* 125 (2013); 97-111.
- GRI13b Grillo, V., Rossi, F.; STEM_CELL: A software tool for electron microscopy. Part 2 analysis of crystalline materials; *Ultramicroscopy* 125 (2013); 112-129.
- GRU10 Grundmann, M.; *The Physics of Semiconductors*; Springer Berlin Heidelberg; 2010
- GU09 Gu, L., Sigle, W., Koch, C.T., Nelayah, J., Srot, V., and van Aken, P.A.; Mapping of valence energy losses via energy-filtered annular dark-field scanning transmission electron microscopy; *Ultramicroscopy* 109 (2009); 1164-1170.
- GUB95 Gubbens, A.J., Kraus, B., Krivanek, O.L., Mooney, P.E.; An imaging filter for high voltage electron microscopy; *Ultramicroscopy* 59 (1995); 255 - 265
- HAE12 Haehnel, A., Reiche, M., Moutanabbir, O., Blumtritt, H., Geisler, H., Hoentschel, J., Engelmann, H.-J.; Improving Accuracy and Precision of Strain Analysis by Energy-Filtered Nanobeam Electron Diffraction; *Microscopy and Microanalysis* 2012; 229-240
- HAI00 Haider, M., Uhlemann, S., Zach, J.; Upper limits for the residual aberrations of a high-resolution aberration-corrected STEM; *Ultramicroscopy* 81 (2000); 163 - 175
- HAI89 Haider, M.; Filtered Dark-Field and Pure Z-Contrast: Two Novel Imaging Modes in a Scanning Transmission Electron Microscope; *Ultramicroscopy* 28 (1989); 240 - 247
- HAI98 Haider, M., Rose, H., Uhlemann, S., Schwan, E., Kabius, B., Urban, K.; Aspherical-aberration corrected 200kV transmission electron microscope; *Ultramicroscopy* 75 (1998) 53
- HAN07 Han, M.-G., Fejes, P., Xie, Q., Bagschi, S., Taylor, B., Conner, J., McCartney, M. R.; Quantitative Analysis of 2-D Electrostatic Potential Distributions in 90-nm Si pMOSFETs Using Off-Axis Electron Holography; *IEEE Transactions on Electron Devices* 54.12; (2007); 3336-3341.
- HAN08 Han, M.-G., Snith, D. J., McCartney, M. R.; In situ electron holographic analysis of biased Si n+-p junctions; *Applied Physics Letters* 92 (2008); 143502-1-143502-3.
- HAW07 Hawkes, P.W., Spence, J.C.H.; *Science of Microscopy*; Springer Science+Business Media, LLC, 2007.
- HEG07 Hegde, R.I., Triyoso, D.H., Samavedam, S.B., White, B.E.; Hafnium zirconate gate dielectric for advanced gate stack applications; *Journ. Appl. Physics* (2007): 074113-1-074113-7.
- HEI07 Heineck, L., Graf, W., Popp, M., Savignac, D., Moll, H.-P., Tews, R., Temmler, D., Kar, G., Schmid, J., Rouhania, M., Uhlig, I., Goldbach, M., Landgraf, E., Dreeskornfeld, L., Drubba, M., Lukas, S., Weinmann, D., Roesner, W., Mueller, W.; A novel cell arrangement enabling Trench DRAM scaling to 40nm and beyond; *IEDM*; 2007

- HEI70 von Heimendahl, M.; Einführung in die Elektronenmikroskopie; Vieweg-Verlag Braunschweig; 1970
- HIL06 Hillmann, L.; unveröffentlicht; 2006
- HIL08 Hilleringmann, U.; Silizium-Halbleitertechnologie; Vieweg + Teubner; 2008
- HIL09 Hillmann, L., Prang, R., Muehle, U., Oesterreicher, I.; TEM-Präparation in drei Raumrichtungen zur Defektanalyse; Praktische Metallographie 46 (2009); 292-302.
- HOF96 Hoffmann, K.; VLSI-Entwurf, Modelle und Schaltungen; R. Oldenbourg Verlag München Wien; 1996
- HOF97 Hofer, F., Grogger, W., Kothleitner, G., Warbichler, P.; Quantitative analysis of EFTEM elemental distribution images; Ultramicroscopy 67 (1997); 83-103.
- HOR06 Hornbogen, E., Warlimont, H.; Metalle; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 2006
- HOR09 Hornbogen, E., Skrotzki, B.; Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe; Springer Dordrecht Heidelberg London New York; 2009
- HOR77 Horisberger, M., Rosset, J.; Colloidal gold, a useful marker for transmission and scanning electron microscopy; Journ. of Histochemistry and Cytochemistry 25 (1977); 295 - 305
- HRE79 Hren, J.J.; Specimen contamination in analytical electron microscopy: Sources and solutions; Ultramicroscopy 3 (1979); 375 - 380
- HUE08 Hue, F., Hytch, M., Houdellier, F., Snoeck, E., Claverie, A.; Strain mapping in MOSFETS by high-resolution electron microscopy and electron holography; Materials Science and Engineering B154 (2008); 221-224.
- HUN91 Hunt, J.A., Williams, D.B.; Electron energy-loss spectrum-imaging; Ultramicroscopy 38 (1991); 47-73.
- HUN95 Hunger, H.-J.; Werkstoffanalytische Verfahren; Dt. Verlag f. Grundstoffindustrie; 1995
- IAK08 Iakoubovskij, K., Mitsuishi, K., Nakayama, Y., Furuya, K.; Mean free path of inelastic electron scattering in elemental solids and oxides using transmission electron microscopy: Atomic number dependent oscillatory behavior; Physical Review B77 (2008); 104102-1-104102-7
- IBA09 Ibach, H., Lueth, H.; Festkörperphysik; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 2009.
- IMA13 <http://rsbweb.nih.gov/ij/plugins/3d-viewer/index.html>; 10.11.2013
- IMO13 <http://bio3d.colorado.edu/imod/paper/>; 10.11.2013
- INA11 Inada, H., Konno, M., Tamura, K., Suzuki, Y., Nakamura, K., Zhu, Y.; Atomic Resolution Secondary Electron Imaging in Aberration Corrected STEM; Microscopy and Analysis (2011); S5-S8.
- ISA99 Isabell, T.C., Fischione, P.E., O'Keefe, C., Guruz, M. U., Dravid, V.P.; Plasma Cleaning and its Application for Electron Microscopy; Microscopy and Microanalysis 5 (1999); 126-135.
- ISO05 DIN EN ISO 9001:2008; Qualitätsmanagementsysteme - Anforderungen; 2005
- ITR12 <http://www.itrs.net/Links/2011ITRS/2011Chapters/2011Interconnect.pdf>; 6.11.2012

- JAN13 Jansen, J., Otten, M.T., Zandbergen, H.W.; Towards automatic alignment of a crystalline sample in an electron microscope along a zone axis; *Ultramicroscopy* 125 (2013); 59-65.
- JAN05 Jansen, S., Leinert, S., Breuer, D., Muehle, U.; Präparation einer TEM-Probe aus einem metallographischen Schliff; Arbeitskreistreffen "Präparative Aspekte der TEM"; Oberkochen 2005
- JAN07 Jansen, S.; unveröffentlicht; 2007
- JAN08 Jansen, S., Prang, R., Muehle, U., Lehmann, R., Verheijen, M.; Analysis of process sequences in DRAM technology development by Inline FIB and Liftout techniques; FIB Workshop 2008 Luzern
- JIN11 Jin-Phillipp, N.Y., Koch, C.T., van Aken, P.A.; Toward quantitative core-loss EFTEM tomography; *Ultramicroscopy* 111 (2011); 1255-1261.
- JIR12 J. Jirusea, T. Hrnčira, F. Lopoura, M. Zadrazil, A. Delobea, O. Salorda; Combined plasma FIB-SEM; *Microscopy and Microanalysis / Volume 18 / Supplement S2 / July 2012*, 652-653
- JON13 Jones, S.D., Haerting, M.; A new correlation based alignment technique for use in electron tomography; *Ultramicroscopy* 135 (2013); 56-63.
- KAK08 Kak, A.C., Slaney, M.; *Principles of Computerized Tomographic Imaging*; IEEE Press New York, 2008.
- KAL08 Kalra, P.; *Advanced Source/Drain Technologies for Nanoscale CMOS*; University of Berkeley, 2008.
- KAR10 Karavaev, K.; In-situ Atomic Layer Deposition growth of Hf-oxide; Dissertation; Fakultät für Mathematik, Naturwissenschaften und Informatik: Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus, 2010.
- KIL10 Kil, Y.-H., Jeong, M.-I., Shim, K.-H., Hong, H.-B., Yun, H.-J., Kang, S.-M., Ahn, K.-S., Choi, C.-J.; Two-Dimensional Dopant Profiling in p+/n Junctions Using Scanning Electron Microscope Coupled with Selective Electrochemical Etching; *Electronic Materials Letters* 6 (2010); 55-58.
- KIR07 Kirkland, I.A., Hutchinson, J.L.; *Nanocharacterisation*; The Royal Society of Chemistry; 2007
- KLE02 Kleber, W., Bautsch, H.-J.; Bohm, J., Klimm, D.; *Einführung in die Kristallographie*; Oldenbourg-Verlag; 2002
- KOC08 Koch, C.T.; A flux-preserving inline electron holography reconstruction algorithm for illumination of partial spatial coherence; *Ultramicroscopy* 108, 141-150 (2008)
- KOC10 Koch, C.T., Lubk, A.; Off-axis and inline electron holography: A quantitative comparison; *Ultramicroscopy* 110 (2010); 460 - 471
- KOC10b Koch, C.T., Burak Özdöl, V., van Aken, P.; An efficient, simple, and precise way to map strain with nanometer resolution in semiconductor devices; *Appl. Phys. Lett.* 96 (2010); 091901
- KOC13 Koch, C.T.; Christoph Kochs Homepage; http://elim.physik.uni-ulm.de/?page_id=715; 10/2013
- KOP09 Kopitzki, K., Herzog, P.; *Einführung in die Festkörperphysik*; Vieweg + Teubner GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden, 2009.

- KRE96 Kremer, J.R., Mastronarde, D.N., and McIntosh, J.R. "Computer Visualization of Three Dimensional Data Using IMOD." *Journal of Structural Biology* 116 (1996): 71-76.
- KRI08 Kriegel, M.; *Elektronentomographische Untersuchungen zur strukturellen Charakterisierung von Bauelementen in der Halbleiterindustrie*; Studienarbeit, Inst. f. Werkstoffwissenschaft; TU Bergakademie Freiberg, 2008.
- KRI83 Krivanek, O.I., Ahn, C.C.; *EELS Atlas*; Warrendale: Gatan Inc., 1983.
- KRI87 Krivanek, O.L., Ahn, C.C., Keeney, R.B.; *Parallel Detection Electron Spectrometer using Quadrupole Lenses*; *Ultramicroscopy* 22 (1987); 103 - 106
- KRI89 Krivanek, O.L.; *Improved Parallel-Detection Electron-Energy-Loss Spectrometer*; *Ultramicroscopy* 28 (1989); 118 - 121
- KRI92 Krivanek, O.L., Gubbens, A.J., Dellby, N.; *Design and first applications of a post-column imaging filter*; *Microscopy, Microanalysis, Microstructure* 3 (1992); 187-199.
- KRI93 Krivanek, O.L., Mooney, P.E.; *Applications of slow-scan CCD cameras in transmission electron microscopy*; *Ultramicroscopy* 49 (1993); 95-108.
- KRI99 Krivanek, O.L., Dellby, N., Lupini, A.R.; *Towards sub-Å electron beams*; *Ultramicroscopy* 78 (1999); 1 - 11
- KRU06 Kruse, P., Schowalter, M., Lamoen, D., Rosenauer, A., Gerthsen, D.; *Determination of the mean inner potential in III–V semiconductors, Si and Ge by density functional theory and electron holography*; *Ultramicroscopy* 106 (2006): 105-113.
- KRU99 Krueger, R.; *Dual-column (FIB–SEM) wafer applications*; *Micron* 30 (1999); 221-226
- KUE02 Kuebel, C.; *3-D Electron Microscopy for Nano-Technology and the IC Industry*; *Microscopy and Microanalysis*. 07/2002; 8:1104 - 1105.
- KUE06 Kübel, C., Kübel, J., Kujawa, S.; Luo, J.-S., Lo, H.-M., Russel, J.D.; *Application of Electron Tomography for Semiconductor Device Analysis*; Melville, New York 01/2006; Publisher: American Institute of Physics
- KUE12 Kuebel, C., Levchenko, T., Corrigan, J.F.; *3D Imaging of Defects in Crystalline Superlattices of CdS Clusters by Electron Tomography*; *European Microscopy Conference 2012 Manchester*
- LAT10 Latychewskaja, T., Formanek, P., Koch, C.T., Lubk, A.; *Off-axis and inline electron holography: Experimental comparison*; *Ultramicroscopy* 110 (2010); 472 - 482
- LAU13 Laube, P.; *Halbleitertechnologie von A bis Z*; <http://www.halbleiter.org/>; 10.11.2013
- LEH00 Lehrer, C., Frey, L., Petersen, S., Mizutami, M., Takai, M., Ryssel, H.; *Defects and Gallium - Contamination during Focused Ion Beam Micro Machining*; *IEEE* 2000; 695-698.
- LEH13 Lehmann, M., Lichte, H.; *Praktikumsanleitung Versuch Transmissionselektronenmikroskopie*; Institut für Strukturphysik TU Dresden; http://tu-dresden.de/die_tu_dresden/fakultaeten/fakultaet_mathematik_und_naturwissenschaften/fachrichtung_physik/isp/tbg/lehre/TEM.pdf; Aufruf 2013

- LEH95 Lehmann, M., Lichte, H.; Holographic Reconstruction Models; Electron Holography Ed. Tonomura, A.; Allard, L.F.; Pozzi, G.; Joy, D.C.; Ono, Y.A. Elsevier Science B.V., 1995. 69-79.
- LEI12 Leica EM RES101;
http://www.leica-microsystems.com/fileadmin/downloads/Leica%20EM%-20RES101/Brochures/Leica_%20EM%20RES101_brochure_en.pdf; 9.11.2012
- LEN01 Lenk, A.; Optimierung der Focussed Ion Beam (FIB)-Lamellenpräparation für die elektronenholographische Abbildung der Dotiergebiete von MOSFET-Transistoren; Diplomarbeit; Technische Universität Dresden, Fakultät Mathematik und Naturwissenschaften; 2001.
- LEN05a Lenk, A., Muehle, U., Lichte, H.; Why does a p-doped area show a higher contrast than a n-doped area of same dopant concentration?; Microscopy of Semiconducting Materials XIV 2005 Oxford/UK; Springer Proceedings in Physics Volume 107 (2005), 213-216
- LEN05b Lenk, A., Muehle, U., Lichte, H.; Impact of Focussed Ion Beam Preparation on the Measurement of Electrically Active Dopants in Silicon Semiconductors using Electron Holography; Dreiländertagung der Elektronenmikroskopie Davos 2005
- LEN05c Lenk, A., Lichte, H., Muehle, U.; 2D-mapping of dopant distribution in deep sub micron CMOS devices by electron holography using adapted FIB-preparation; Journal of Electron Microscopy 54.4 (2005); 351-359.
- LEN06 Lenk, A., Muehle, U., Hillmann, L.; Damages in the Lateral Surface of FIB-prepared Semiconductors - compared by Bright Field TEM and Electron Holography; imc 16; Sapporo 2006
- LEN07 Lenk, A., Wolf, D., Mühle, U.; Influence of FIB-Preparation on the Potential Structure of Complementarily Doped Semiconductors Investigated by Electron-Holographic Methods; Vortrag zur Microscopy Conference 2007; 2.-7.9.2007 Saarbruecken
- LEN08 Lenk, A.; Quantitative Messung von Dotiergebieten in FIB-präparierten Silizium-Halbleiterbauelementen mittels Elektronenholographie; Dissertation TU Dresden, Fak. Mathematik und Naturwiss.; 2008.
- LEP13 Lepinay, K., Lorut, F., Pantel, R., Epicier, T.; Chemical 3D tomography of 28 nm high K metal gate transistor: STEM XEDS experimental method and results; Micron 47 (2013); 43-49.
- LI03 Li, J., McCartney, M.R., Smith, D.J.; Semiconductor dopant profiling by off-axis electron holography; Ultramicroscopy 94 (2003); 149-161.
- LI12 Li, S., Fu, Yue; 3D TCAD Simulation for Semiconductor Processes, Devices and Optoelectronics; Springer New York Dordrecht Heidelberg London; 2012
- LI99 Li, J., McCartney, M.R., Dunin-Borkowski, R.E., Smith, D.J.; Determination of mean inner potential of germanium using off-axis electron holography; Acta Crystallographica A55 (1999); 652-658.
- LIC00 Lichte, H., Freitag, B.; Inelastic electron holography; Ultramicroscopy 81 (2000): 177-186.

- LIC01 Lichte, H., Schulze, D., Lehmann, M., Just, H., Erabi, T., Fuerst, P., Goebel, J., Hasenpusch, A., Dietz, P. ; The Triebenberglaboratory - designed for highest resolution electron microscopy and holography; *Microscopy & Microanalysis* 7 (2001); 894-895.
- LIC07 Lichte, H., Formanek, P., Lenk, A., Linck, M., Matzeck, C., Lehmann, M., Simon, P.; *Electron Holography: Applications to Materials Questions; Annual Rev. Mater. Res.* 37 (2007); 539-588.
- LIC08a Lichte, H.; Performance limits of electron holography; *Ultramicroscopy* 108 (2008); 256-262.
- LIC08b Lichte, H., Lehmann, M.; *Electron holography - basics and applications; Reports on Progress in Physics* 71 (2008); 1-46.
- LIC13a Lichte, H.; *Electron Holography: phases matter; Microscopy* 62 (2013); S17-S28.
- LIC13b Lichte, H., Börrnert, F., Lenk, A., Lubk, A., Röder, F., Sickmann, J., Sturm, S., Vogel, K., Wolf, D.; *Electron holography for fields in solids: Problems and progress; Ultramicroscopy* 134 (2013); 126-134.
- LIC91 Lichte, H.; Optimum focus for taking electron holograms; *Ultramicroscopy* 38 (1991); 13-22.
- LIC96 Lichte, H.; *Electron holography: optimum position of the biprism in the electron microscope; Ultramicroscopy* 64 (1996); 79-86.
- LII12 Li, J.; *Advanced Techniques in TEM Specimen Preparation, The Transmission Electron Microscope; Dr. Khan Maaz (Ed.), ISBN: 978-953-51-0450-6; 2012; <http://www.intechopen.com/books/the-transmission-electron-microscope/advanced-techniques-in-temspecimen-preparation>*
- LIN08 Lindner, J.K.N., Bahloul-Hourlier, D., Kraus, D., Weinl, M., Melin, T., Stritzker, B.; *TEM characterization of Si nanowires grown by CVD on Si pre-structured by nanosphere lithography; Materials Science in Semiconductor Processing* 11 (2008); 169-174.
- LIN10 Linck, M., Sickmann, J., Hartel, P., Mueller, H.; *New Possibilities for Off-axis Electron Holography by Hardware Aberration Correctors; Microscopy & Microanalysis* 16 (2010); 94-95.
- LIP96 Lipp, S., Frey, L., Lehrer, C., Demm, E., Pauthner, S., Ryssel, H.; *A Comparison of Focused Ion Beam Electron Beam Induced Deposition Processes; Microelectronics Reliability* 36 (1996); 1779 - 1782
- LIP97 Lipp, S.; *Untersuchungen von Ätz- und Abscheideprozessen im fokussierten Ionenstrahl; Dissertation Universität Erlangen-Nürnberg, Technische Fakultät; 1997*
- LON99 Longo, D.M., Howe, J.M., Johnson, W.C.; *Experimental method for determining Cliff-Lorimer factors in transmission electron microscopy (TEM) utilizing stepped wedge-shaped specimens prepared by focused ion beam (FIB) thinning; Ultramicroscopy* 80 (1999); 85 - 97
- LOW99 Lowther, J.E., Dewhurst, J.K., Leger, J.M., Haines, J.; *Relative stability of ZrO₂ and HfO₂ structural phases; Physical review B* 60 (1999): 14485-14488.
- LOZ07 Lozano-Perez, S., Titchmarsh, J.M.; *EFTEM assistant: A tool to understand the limitations of EFTEM; Ultramicroscopy* 107 (2007); 313-321.

- MA95 Ma, Z., Allen, L.H., Allman, D.D.J.; Microstructural aspects and mechanism of the C49 to C54 polymorphic transformation in titanium disilicide; *Journ. of Applied Physics* 77 (1995); 4384-4388.
- MAC05 Machlin, E.S.; *Materials Science in Microelectronics*; Elsevier Ltd, 2005.
- MAE93 Maex, K.; Silicides for integrated circuits: TiSi₂ and CoSi₂; *Mat. Science and Engineering R11* (1993); 53-153.
- MAH06 Mahato, S.S., Maiti, T.K., Arora, R., Saha, A.R., Sarkar, S.K., Maiti, C.K.; *Strain Engineering for Future CMOS Technologies*; CODEC-06 (2006)
- MAI92 Mair, G.L.R.; Liquid metal ion sources and their application; *Int. Journ. of Mass Spectrometry and Ion Processes* 114 (1992); 1 - 21
- MAJ07 Majorovits, E., Barton, B., Schultheiss, K., Perez-Willard, F., Gerthsen, D., Schröder, R.R.; Optimizing phase contrast in transmission electron microscopy with an electrostatic (Boersch) phase plate; *Ultramicroscopy* 107 (2007); 213-226.
- MAR03 Martin, J.W.; *Pergamon Materials Series: The Local Chemical Analysis of Materials*; Elsevier Ltd.; 2003.
- MAS07 Massa, W.; *Kristallstrukturbestimmung*; B.G.Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden; 2007.
- MAT11 Matsushita, M., Kawai, S., Iwama, T., Tanaka, K., Kuba, T., Endo, N., Isabell, T.C.; Development of a High Throughput Microscope for Nanoscale Analysis; *Microscopy and Analysis* (2011); S11-S14.
- MAY06 May, G.S., Spanos, C.J.; *Fundamentals of Semiconductor Manufacturing and Process Control*; Wiley-Interscience; 2006
- MCC94 McCartney, M.R., Gajdardziska-Josifovska, M.; Absolute measurement of normalized thickness t/λ from off-axis electron holography; *Ultramicroscopy* 53 (1994); 283-289.
- MCC03 McCabe, R., Misra, A., Mitchell, T.E., Alexander, K.B.; A Single-Tilt TEM Stereomicroscopy Technique for Crystalline Materials; *Microscopy and Microanalysis* 9 (2003); 29-35.
- MCC05 McCartney, M.R., Dunin-Borkowski, R.E., and Smith, D.J. "Off-Axis Electron Holography." *Handbook of Microscopy for Nanotechnology* Kluwer Academic Publishers and Tsinghua University press, 2005. 629-652.
- MCC07 McCartney, M., Smith, D.J.; Electron Holography: Phase Imaging with Nanometer Resolution; *Annu. Rev. Mater. Res* 37 (2007); 729-767.
- MEN10 Mendis, B.G., MacKenzie, M., Craven, A.J.; A new analytical method for characterising the bonding environment at rough interfaces in high-k gate stacks using electron energy loss spectroscopy; *Ultramicroscopy* 110 (2010); 105-117.
- MES07 Messaoudil, C., Boudier, T., Sanchez Sorzano, C.O., Marco, S.; TomoJ: tomography software for three-dimensional reconstruction in transmission electron microscopy; *BMC Bioinformatics* 8 (2007); 288
- MES10 Meschede, D.; *Gerthsen Physik*; Springer Heidelberg Dordrecht London New York; 2010.
- MID01 Midgley, P.A.; An introduction to off-axis holography; *Micron* 32 (2001); 167-184.

- MID03 Midgley, P.A., Weyland, M.; 3D electron microscopy in the physical sciences: the development of Z-contrast and EFTEM tomography; *Ultramicroscopy* 96 (2003); 413-431
- MID06 Midgley, P.A., Weyland, M., Yates, T.J., Arslan, I., Dunin-Borkowski, R.E., Thomas, J.M.; Nanoscale scanning transmission electron tomography.; *Journ. of Microscopy* 223 (2006); 185-190.
- MID07a Midgley, P.; Introduction to Electron Tomography in Materials Science; Antome Workshop Berlin; 2007.
- MID07b Midgley, P.A., Ward, E.P.W., Hungria, A.B., Thomas, J.M.; Nanotomography in the chemical, biological and materials sciences; *Chemical Society reviews* 36 (2007); 1477-1494.
- MID09 Midgley, P.A., Dunin-Borkowski, R.E.; Electron tomography and holography in materials science; *Nature materials* 8 (2009); 271-280.
- MIK13 Mikolajick, T., Heinzig, A., Trommer, J., Pregl, S., Grube, M., Cuniberti, G., Weber, W.M.; Silicon nanowires - a versatile platform; *Phys. Status Solidi* (2013); 793-799
- MIS08 Mishra, U.K., Singh, J.; *Semiconductor Device Physics and Design*; Springer Dordrecht; 2008
- MIT05 Mitchell, D.R.G., Schaffer, B.; Scripting-customised microscopy tools for Digital Micrograph™; *Ultramicroscopy* 103 (2005); 319-332.
- MIT08 Mitchell, D.R.; DiffTools: Electron Diffraction Software Tools for DigitalMicrograph™; *Microscopy Research and Technique* 71 (2008); 588-593
- MIT11 Mittal, A., Mkhoyan, A.; Limits in detecting an individual dopant atom embedded in a crystal." *Ultramicroscopy* 111 (2011); 1101-1110
- MOE56 G. Möllenstedt, H. Düker; Beobachtungen und Messungen an Biprismainterferenzen mit Elektronenwellen, *Zeitschrift für Physik*, Band 145, (1956); 377-397
- MOL07 Moll, H.-P., Hartwich, J., Scholz, A., Temmler, D., Graham, A.P., Slesazeck, S., Wedler, G., Heineck, L., Mono, T., Zimmermann, U., Schupke, K., Park, I., Tran, T., Müller, W.; Self-Alignment Techniques to enable 40nm Trench Capacitor DRAM Technologies with 3-D Array Transistor and Single-Sided Strap; *VLSI Symposium on Technology and Circuits*; 2007
- MOO03 Moore, G.E.; No Exponential is Forever: But "Forever" Can be Delayed!, *IEEE ISSCC Tech. Digest*; 20- 23; 2003
- MOO65 Moore, G.E.; Cramming more components onto integrated circuits; *Electronics* 38 (1965); 114-117
- MUE02 Muehle, U., Lenk, A., Lehmann, M., Lichte, H.; Visualisation of Electrically Active Areas Using Electron Holography; *ISTFA Phoenix*; 2002
- MUE05a Mühle, U.; Lenk, A.; Weiland, R.; Lichte, H.; Characterisation of Dopants Distribution using Electron Holography and FIB-based Lift-off-Preparation; *European Symposium on Reliability of Electron Devices Arcachon/Frankreich* 10.10.2005; *Microelectronics Reliability* 45 (2005); 1558-1561
- MUE05b Mühle, U.; Lenk, A.; Tilke, A.T.; Wagner, C.; Dahl, C.; Lichte, H.; Electron Holography for Visualisation of Different Doped Areas in Silicon-Germanium Heterojunction Bipolar Transistors; *Microscopy of Semiconducting Materials XIV*; Oxford/UK; *Springer Proceedings in Physics Volume 107* (2005), 441-444

- MUE06 Muehle, U., Jansen, S., Leinert, S., Breuer, D.; Präparation einer TEM-Probe aus einem metallographischen Schliff ; Praktische Metallographie 43 (2006); 306 - 315
- MUE07a Muehle, U., Steinhoff, J., Hillmann, L.; Influence of FIB-acceleration Voltage on Lateral Damage of Silicon based TEM-samples; mc 2007 Saarbrücken
- MUE07b Muehle, U., Wolf, D.; 3D Observations using Energy Filtered TEM; ANTOME Workshop on Tomography in Materials Science using TEM and FIB , HMI Berlin, 2007
- MUE08a Muehle, U., Jansen, S., Schuetten, R., Prang, R., Schampers, R., Lehmann, R.; High volume TEM-sample preparation using a wafer saving in-line preparation tool; emc Aachen 2008
- MUE08b Muehle, U., Gaertner, R., Steinhoff, J., Zahn, W.; Characterisation of Ga-distribution on a Silicon Wafer after Inline FIB-preparation using Inline ToFSIMS; emc 2008 Aachen
- MUE08c Muehle, U., Krause, M., Goetze, F., Wolf, D., Gaebler, U.; Detailed investigation of a tunnel oxide defect in a flash memory cell using TEM-tomography; emc Aachen 2008
- MUE09 Muehle, U., Sickmann, J., Hillmann, L.; Focused Ion Beam (FIB)-basierte Zielpräparation an Transistoren der 70 nm-Generation zur Elektronenholographie; Praktische Metallographie 46 (2009); 509-520.
- MUE10 Muehle, U.; Jansen, S.; Hillmann, L.; Engelmann, H.-J.; Rafaja, D.; FIB-based target preparations of complex material systems for advanced TEM investigations; Microscopy: Science, Technology, Applications and Education No. 4; 2010; 1704-1716
- MUE13a Muehle, U., Gluch, J., Zschech, E.; Verfahren zur Erstellung von Elementverteilungsbildern mit einem Transmissionselektronenmikroskop; Deutsche Patentanmeldung Akt.-z. 10 2013 011 674.0; 11.07.2013
- MUE13b Muehle, U., Gall, M., Standke, Y., Sukharev, V., Zschech, E.; Estimation of Medium-Range Strain in 3D Stacked Silicon-Based Integrated Circuits Using Energy-Filtered CBED; Microscopy Conference 2013; Regensburg
- MUE98 Muehle, U., Wiesner, A., Schray, S.; Detailed investigation of SEM-results by TEM at one sample using FIB-technique; Microelectronics Reliability 38 (1998); 895-899.
- MUL97a Mueller, R.; Grundlagen der Halbleiterelektronik Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York; 1997
- MUL97b Mueller, I.; Berechnung von Elementverteilungsbildern und ihrer Fehlergrenzen durch Auswertung elektronenspektroskopischer Bilderserien; Diplomarbeit; Physikalisches Institut der Westfälischen Wilhelms-Universität Münster; 1997
- NI11 Ni, N., Lozano-Perez, S., Sykes, J., and Grovenor, C. "Quantitative EELS analysis of zirconium alloy metal/oxide interfaces." Ultramicroscopy 111 (2011): 123-130.
- NIS06 http://www.nist.gov/mml/msed/thin_film_nanostructure/electron_holography.cfm ; 2006
- OHR98 Ohring, M.; Reliability and Failure of Electronic Materials and Devices; Elsevier Inc.; 1998

- OKE04 O'Keefe, M.A., Turner, J.H., Musante, J.A., Hetherington, C.J.D., Cullis, A.G., Carragher, B., Jenkins, R., Milgrim, J., Milligan, R.A., Potter, C.S., Allard, L.F., Blom, D.A., Degenhardt, L., Sides, W.H.; Laboratory Design for High-Performance Electron Microscopy; *Microscopy Today*; 2004; 8 - 14; www.lbl.gov/today/2004/May/F21-Fri/MAOkeefe_lab_design.pdf
- OKU09 Okunishi, E.; Visualization of light elements at ultrahigh resolution by STEM annular bright field microscopy; *Microsc. Microanal.* 15, 164–165 (2009).
- OLE02 Oleshko, V.P., Murayama, M., Howe, J.M.; Use of Plasmon Spectroscopy to Evaluate the Mechanical Properties of Materials at the Nanoscale; *Microscopy and Microanalysis* 8 (2002); 350-364.
- PAR09 Park, J., Heo, S., Chung, J.-G, Kim, H., Lee, H., and Park, G.-S; Bandgap measurements of thin dielectric films using monochromated STEM-EELS; *Ultramicroscopy* 109 (2009); 1183-1188.
- PAT01 Patterson, J.D., Bailey, B.C.; *Solid-State Physics - Introduction to the Theorie*; Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- PAU86 Paufler, P.; *Physikalische Kristallographie*; Akademie-Verlag Berlin, 1986.
- PEN04 Peng, L.-M., Chen, Q., Liang, X.L., Gao, S., Wang, J.Y., Kleindiek, S., Tai, S.W.; Performing probe experiments in the SEM; *Micron*, 35, (2004); 495-502
- PEN10 Pennington, R.S., Mortensen, J.J., Kasama, T., Boothroyd, C.B., Dunin-Borkowski, R.E.; Theoretical and experimental factors affecting measurements of semiconductor mean inner potentials; *Journal of Physics: Conference Series* 209 (2010): 0120230
- PEN11 Pennycook, S.J., Nellist, P.D.; *Scanning Transmission Electron Microscopy*; Springer New York Dordrecht Heidelberg London; 2011
- PEN12 Pennycook, S.J.; Seeing the atoms more clearly: STEM imaging from the Crewe era to today; *Ultramicroscopy* 113 (2012); 77 - 82
- PHI11 Phillips, P.J., Brandes, M.C., Mills, M.J., De Graef, M.; Diffraction contrast STEM of dislocations: Imaging and simulations; *Ultramicroscopy* 111 (2011): 1483-1487.
- PLU00 Plummer, J. D., Deal, M. D., Griffin, P. B.; *Silicon VLSI Technology, Fundamentals, Practice and Modeling*; Prentice Hall, 2000
- POT06 Potapov, P.L., Lichte, H., Verbeeck, J., van Dyck, D.; Experiments on inelastic electron holography; *Ultramicroscopy* 106 (2006); 1012-1018.
- POT11 Potapov, P., Engelmann, H.-J.; Elemental mapping of multilayered structures: A method to reconstruct 2D chemical maps from a set of 1D line scans; *Ultramicroscopy* 111 (2011); 1681-1687.
- QUI06 Quian, Z., Siegelin, F., Tippelt, B., Mueller, S.; Localization and physical analysis of a complex SRAM failure in 90nm Technology; *Microelectronics Reliability* 46 (2006); 1558-1562.
- RAD17 Radon, J.; Über die Bestimmung von Funktionen durch ihre Integralwerte längs gewisser Mannigfaltigkeiten; *Ber. Verh. K. Sachs. Ges. Wiss. Leipzig, Math.-Phys. Kl.* 69 (1917) 262-277

- RAU91 Rau, W.D., Lichte, H., Völkl, E., Weierstall, U.; Real-Time Reconstruction of Electron-Off-Axis Holograms Recorded with a High Pixel CCD Camera; *Journal of Computer-Assisted Microscopy* 3 (1991); 51-63.
- RAU99 Rau, W.D., Schwander, P., Baumann, F.H., Höppner, W., Ourmazd, A.; Two-Dimensional Mapping of the Electrostatic Potential in Transistors by Electron Holography; *Physical Review Letters* 82.12 (1999); 2614-2617.
- REI08 Reimer, L., Kohl, H.; *Transmission Electron Microscopy*; Springer Science+Business Media, LLC; 2008
- REP09 Repetto, L., Buzio, R., Denurchis, C., Firpo, G., Piano, E., and Valbusa, U. "Fast three-dimensional nanoscale metrology in dual-beam FIB-SEM instrumentation." *Ultramicroscopy* 109 (2009): 1338-1342.
- RIC07 Richard, O., Kalio A., Bender H., Sourty E.; *Proceeding of 15th Conference on Microscopy of Semiconductor Materials, Cambridge, Springer Proceedings in Physics*; 2007.
- RIT04 Ritz, Y., Stegmann, H., Engelmann, H.-J., Zschech, E.; Zielpräparation von Proben für 3D-TEM mittels Mikromanipulator; *Praktische Metallographie* 41 (2004); 180-189.
- ROS11 Rosenkranz, R.; Failure localization with active and passive voltage contrast in FIB and SEM; *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*; DOI 10.1007/s10854-011-0459-x; 2011; 1-13
- RUB03 Rubanov, S., Munroe, P.R.; FIB-induced damage in silicon; *Journ. of Microscopy* 214 (2003); 213 - 221
- SAD10 Sader, K., Schaffer, B., Vaughan, G., Brydson, R., Brown, A., and Bleloch, A. "Smart acquisition EELS." *Ultramicroscopy* 110 (2010): 998-1003.
- SAL13 Salzer, R., Stegmann, H.; Rapid Failure Analysis of 3D Integrated Devices with AURIGA Laser; [http://applications.zeiss.com/C125792900358A3F/0/F30B999F5E4BB9D7C1257B90003548F9/\\$FILE/EN_42_011_026_AURIGALaser_Rapid_failure_analysis_of_3D.pdf](http://applications.zeiss.com/C125792900358A3F/0/F30B999F5E4BB9D7C1257B90003548F9/$FILE/EN_42_011_026_AURIGALaser_Rapid_failure_analysis_of_3D.pdf); 12.11.2013
- SAN13 Sannomiya, T., Sawada, H., Nakamichi, T., Hosokawa, F., Nakamura, Y., Tanishiro, Y., Takayanagi, K.; Determination of aberration center of Ronchigram for automated aberration correctors in scanning transmission electron microscopy; *Ultramicroscopy* 135 (2013); 71-79.
- SAN85 Sanchez, A., Ochando, M.A., Calculation of the mean inner potential, *Journ. of Physics C: Solid State Physics* 18 (1985), 33-41.
- SCA93 Schaumburg, H., *Einführung in die Werkstoffe der Elektrotechnik*, Stuttgart: B. G. Teubner, 1993.
- SCH01 Schenk, A.; *Halbleiterbauelemente - Physikalische Grundlagen und Simulation*; ETH Zürich; 2001
- SCH09 Schlangen, R., Leihkauf, R., Kerst, U., Lundquist, T., Egger, P., Boit, C., Physical analysis, trimming and editing of nanoscale IC function with backside FIB processing, *Microelectronics Reliability* 49 (2009), 1158-1164.
- SCL10 Schlossmacher, P., Klenov, D.O., Freitag, B., von Harrach, H.S.; Enhanced Detection Sensitivity with a New Windowless XEDS System for AEM Based on Silicon Drift Detector Technology; *Microscopy Today* 18 (2010); 14 - 20

- SCO05 Schowalter, M., Rosenauer, A., Lamoen, D., Kruse, P., Gerthsen, D.; Ab initio computation of the mean inner Coulomb potential for technologically important semiconductors; *Microscopy of Semiconducting Materials 2005*; Springer Proceedings in Physics
- SCR08 Schrauwen, J., Van Lysebettens, J., Vanhoutte, M., Van Thourhout, D., Baets, R.; Iodine enhanced FIB etching of silicon; *Workshop FIB for Photonics*; Eindhoven 2008;
http://fibphoton.ewi.utwente.nl/public_slides/Schrauwen_FIB-Phot_Eindhoven_2008.pdf
- SCU07 Schumacher, H.W.; *Magnetic Random Access Memory (MRAM)*; *Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition)*; 2007; 1-6
- SCU10 Schultheiß, K., *Entwicklung und Anwendung elektrostatischer Phasenplatten in der Transmissionselektronenmikroskopie*; Dissertation Karlsruher Institut für Technologie; Fakultät für Physik; 2010
- SCW03 Schwarz S.M., Kempshall, B.W., Giannuzzi, L.A., McCartney, M.R.; Avoiding the Curtaining Effect: Backside Milling by FIB INLO, *Microsc. and Microanal.* 9 (Suppl 2) 2003; 116.
- SCW05 Schweinboeck, T., Schoemann, S., Ebersberger, B.; Tutorial – Scanning Probe Microscopy Analytiktag Dresden Nov. 2005
- SCW06 Schwartz, G.C., Srikrishnan, K.V.; *Handbook of Semiconductor Interconnection Technology*; Boca Raton, Fl.: CRC Press, 2006.
- SCW97 Schwalbe, B.; *Innovative TEM-Probenpräparation mit Focused Ion Beam (FIB)*; Diplomarbeit TU Dresden, Inst. Halbleitertechnologie & Mikrosystemtechnik; 1997
- SEA09 Seabourne, C.R., Scott, A.J., Brydson, R., Nicolls, R.J.; A systematic approach to choosing parameters for modelling fine structure in electron energy-loss spectroscopy; *Ultramicroscopy* 109 (2009); 1374-1388.
- SHI02 Shindo, D., Oikawa, T.; *Analytical Electron Microscopy for Materials Science*; Tokyo Berlin Heidelberg New-York: Springer-Verlag, 2002.
- SHI03 Shiojiri, M., Yamazaki, T.; Atomic Resolved HAADF-STEM for Composition Analysis; *Jeol news* 38.2 (2003); 53-59.
- SHI98 Shindo, D., Hiraga, K.; *High-Resolution Electron Microscopy for Materials Science*; Tokyo: Springer-Verlag, 1998.
- SIC08a Sickmann, J.; *Nutzung der Elektronen-Holographie zur Analyse von Dotierstoff-Profilen neuartiger Transistor-Architekturen*; Diplomarbeit TU Dresden, Inst. f. Strukturphysik; 2008
- SIC08b Sickmann, J; unveröffentlicht; 2008
- SIC08c Sickmann, J., Formanek, P., Linck, M., Muehle, U., Lichte, H.; Extended field of view for medium resolution holography at Philips CM 200 Microscope; *European microscopy conference Aachen*; 2008.
- SIC11 Sickmann, J., Formanek, P., Linck, M., Muehle, U., Lichte, H.; Imaging modes for potential mapping in semiconductor devices by electron holography with improved lateral resolution; *Ultramicroscopy* 111 (2011); 290-302.

- SID96 Sidorov, M.V., Smith, D.J.; Cross-Sectional Transmission Electron Microscopy of Si-based Nanostructures; MRS'96 Fall Meeting, Boston, 1996
- SID12 Sidorov, M.; <http://www.maxsidorov.com/ctfexplorer/>; 29.11.2012
- SIG05 Sigle, W.; Analytical Electron Microscopy; Annu. Rev. Mater. Res. 2005. 35:239–314
- SIM02 Simnacher, B., Weiland, R., Langer, E., Buehler, M., Hoehne, J., Hollerith, C.; Microcalorimeter Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy in Routine Semiconductor Failure Analysis; Proceedings ISTFA 2002; Phoenix/Arizona
- SNI02 G. Snider , 1-D Poisson/Schroedinger Solver; Download at: <http://www.nd.edu/~gsnider/2002>
- STE03 Stegmann, H., Engelmann, H.-J., Zschech, E.; Characterization of barrier / seed layer stacks of Cu interconnects by electron tomographic three-dimensional object reconstruction; Microelectronic Engineering 65 (2003) 171–183
- STE06 Stegmann, H., Engelmann, H.-J., Zschech, E.; Transmission Electron Microscopy in Semiconductor Manufacturing; Microscopy: Science, Technology, Applications and Education No. 1; 2006; 187 - 199
- STE11 Stegmann, H., Dömeral, H., Rosenkranz, R., Zschech, E.; Efficient Target Preparation by Combined Pulsed Laser Ablation and FIB Milling; Microsc. & Microanal. 17 (2011); 658 - 659
- STU01 Stuer, C., Van Landuyt, J., Bender, H., Rooyackers, R., Badenes, G.; The use of convergent beam electron diffraction for stress measurements in shallow trench isolation structures; Mat. Science in Semiconductor Processing 4 (2001); 117 - 119
- SUK11 Sukharev, V., Zschech, E.; Multi-scale environment for simulation and materials characterization in stress management for 3D IC TSV-based technologies – Effect of stress on the device characteristics; in AIP Conf. Proceedings Vol. 1378 „Stress Management for 3D ICs Using Through Silicon Vias“; 2011
- SUN10 Sun, Y., Thompson, S.E., Nishida, T.; Strain Effect in Semiconductors; Springer New York Dordrecht Heidelberg London, 2010.
- TAK06 Takaoka, A., Hasegawa, T., Yoshida, K., Mori, H.; Microscopic Tomography with Ultra-HVEM and Application; The 16th International Microscopy Congress Sapporo 2006
- THO01 Thomas, P.J., Midgley, P.A.; Image-spectroscopy–II. The removal of plural scattering from extended energy-filtered series by Fourier deconvolution; Ultramicroscopy 88 (2001); 187-194.
- THO09 Thompson, A.C. (Edt.); X-Ray Data Booklet; Center for X-Ray Optics Advanced Light Source; Berkeley 2009
- THO13 Thomas, J., Gemming, T.; Analytische Transmissionselektronenmikroskopie; Springer, Jan 2013
- THU05 Thuselt, F.; Physik der Halbleiterbauelemente; Springer-Verlag Berlin - Heidelberg - New York; 2005
- TIF07 Tiffée, E.I., von Münch, W.; Werkstoffe der Elektrotechnik; B.G. Teubner Verlag GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden, 2007.

- TIL05 Tilke, A. T., Lenk, A., Mühle, U., Wagner, C., Dahl, C., Lichte, H.; Visualizing the Doping Profile of a Silicon Germanium Heterojunction Bipolar Transistor with Polysilicon Emitter using Electron Holography; *IEEE Transact. Electr. Devices* 52 (2005); 1067-1071
- TIP99 Tippelt, B.; unveröffentlicht; 1999
- TOD00 Toda, A., Ikarashi, N., Ono, H.; Local lattice strain measurements in semiconductor devices by using convergent-beam electron diffraction; *Journal of Crystal Growth* 210 (2000); 341 - 345
- TON94 Tonomura, A.; *Electron Holography*; Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 1994.
- TRA04 Tracy, B., Alberi, K.; Adopting low-voltage STEM and automated sample prep to perform IC failure analysis; *MICRO* 2004; 87 - 92
- TRA07 Tran, T., Weis, R., Sieck, A., Hecht, T., Aichmayr, G., Goldbach, M., Wang, P.-F., Thies, A., Wedler, G., Nuetzel, J., Wu, D., Eckl, C., Duschl, R., Kuo, T.-M., Chiang, Y.-T., Mueller, W.; A 58nm Trench DRAM Technology; *VLSI*, 2007.
- TWI02 Twichett, A.C., Dunin-Borkowski, R.E., Midgley, P.A.; Quantitative Holography of Biased Semiconductor Devices; *Physical Review Letters* 88 (2002); 238302-1-238302-4.
- TWI04a Twichett, A.C., Dunin-Borkowski, R.E., Broom, R.F., Midgley, P.A.; Quantitative electron holography of biased semiconductor devices; *Journal of Physics: Condensed Matter* 19 (2004); 181-192.
- TWI04b Twichett, A.C., Dunin-Borkowski, R.E., Hallifax, R.J., Broom, R.F., Midgley, P.A.; Off-axis electron holography of electrostatic potentials in unbiased and reverse biased focused ion beam milled semiconductor devices; *Journ. of Microscopy* 214 (2004); 287-296.
- TWI05 Twichett, A.C., Dunin-Borkowski, R.E., Hallifax, R.J., Broom, R.F., Midgley, P.A.; Off-Axis Electron Holography of Unbiased and Reverse-Biased Focused Ion Beam Milled Si p-n Junctions; *Microscopy and Microanalysis* 11 (2005); 1-13.
- TWI06 Twichett, A.C., Dunin-Borkowski, R.E., Midgley, P.A.; Comparison of off-axis and in-line electron holography as quantitative dopant-profiling techniques; *Phil. Mag.* 86 (2006); 5805 - 5823
- TWI07a Twitchett-Harrison, A.C., Yates, T.J.V., Newcomb, S.B., Dunin-Borkowski, R.E., Midgley, P.A.; High-Resolution Three-Dimensional Mapping of Semiconductor Dopant Potentials; *Nano Letters* 7 (2007); 2020-2023.
- TWI07b Twitchett-Harrison, A.C., Yates, T.J.V., Dunin-Borkowski, R.E., Midgley, P.A.; Quantitative electron holographic tomography for the 3D characterisation of semiconductor device structures; *Ultramicroscopy* 108 (2008); 1401-1407.
- TWI08 Twitchett-Harrison, A.C., Dunin-Borkowski, R.E., Midgley, P.A.; Mapping the Electrical properties of Semiconductor Junctions - the Electron Holographic Approach; *Scanning* 30 (2008); 299-309
- UES11 Uesugi, F., Hokazono, A., Tekeno, S.; Evaluation of two-dimensional strain distribution by STEM/NBD; *Ultramicroscopy* 111 (2011); 995-998.

- UTE05 Utes, D.; Tomographische Rekonstruktion von Halbleiterbauelementen; Diplomarbeit Hochschule für Technik und Wirtschaft Dresden, Fachbereich Maschinenbau/ Verfahrenstechnik; 2005.
- VAN93 Vanhellefont, J., De Wolf, I., Janssens, K.G.F., Frabboni, S., Balboni, R., Armigliato, A.; On the assessment of local stress distributions in integrated circuits; *Applied Surface Science* 63 (1993); 119 - 125
- VAR07 Vartuli, C.B., Jarausch, K., Inada, H., Tsuneta, R., Dingley, D.J., Marley, E.A.; Strain Measurements Using Nano-Beam Diffraction on a FE-STEM.; *Microscopy & Microanalysis* 2007; 836-837
- VAR05 Varela, M., Lupini, A.R., van Benthem, K., Borisevich, A.Y., Chisholm, M.F., Shibata, N., Abe, E., Pennycook, S.J.; Materials Characterization in the Aberration Corrected Scanning Transmission Electron Microscope; *Annu. Rev. Mater. Res.* 2005. 35:539–69
- VER05 Verbeeck, J., van Dyck, D., Lichte, H., Potapov, P., Schattschneider, P.; Plasmon holographic experiments: theoretical framework; *Ultramicroscopy* 102 (2005): 239-255
- VER07 Verma, H.R.; *Atomic and Nuclear Analytical Methods*; Springer Berlin Heidelberg New York; 2007
- VER09 Verbeeck, J., Bertoni, G.; Deconvolution of core electron energy loss spectra; *Ultramicroscopy* 109 (2009); 1343-1352.
- VET95 Vetterli, D., Döberli, M., Muehle, R., Nebiker, P.W., Musil, C.R.; Characterization of Focused Ion Beam Induced Damage; *Microelectronic Engineering* 27 (1995); 339-342.
- VIE12 Vieweg, B. F.; Entwicklung und Anwendung neuartiger Präparationsverfahren für die Transmissionselektronenmikroskopie von dünnen Schichten, Nanopartikeln und Kristalldefekten; Dissertation Universität Erlangen-Nürnberg, Technische Fakultät; 2012.
- VOE95 Voelkl, R., Allard, L.F., Frost, B.; A software package for the processing and reconstruction of electron holograms; *Journal of Microscopy* 180 (1995); 39-50.
- VOE97a Voelkl, R.; Bestimmung der Fehlpassungen und der Kohärenzspannungen in einkristallinen Nickelbasissuperlegierungen mit Hilfe der konvergenten Elektronenbeugung und Finite-Elemente-Rechnungen; Dissertation Technische Universität Berlin; 1997
- VOE97b Voelkl, E., Allard, L.F., Frost, B.; *Electron Holography: Recent Developments*; *Scanning Microscopy* 11 (1997); 407-416.
- VOE99 Voelkl, E., Allard, L.F., Joy, D.C.; *Introduction to Electron Holography.*; Kluwer Academic / Plenum Publishers New York, Boston, Dordrecht, London, Moscow; 1999
- VOG03 Vogel, K., Lenk, A., Lichte, H., Muehle, U., Freitag, B.; 2D Dopant Profiling - Evaluation of Potential Maps; Medea + Diamant 3rd Progress Meeting; Eindhoven 2003
- VSG13 <http://www.vsg3d.com/amira/overview>; 10.11.2013
- WAG99 Wagner, L.C.; *Failure Analysis of Integrated Circuits - Tools and Techniques*; Kluwer Academic Publishers; 1999

- WAN01 Wang, Z., Sasaki, K., Kato, N., Urata, K., Hirayama, T., Saka, H.; Examination of electrostatic potential distribution across an implanted p-n junction by electron holography; *Journal of Electron Microscopy* 50 (2001); 479-484.
- WAN03 Wang, Y.-G., Liu, H.-R., Yang, Q.-B., Zhang, Z.; Determination of Mean Inner Potential by Electron Holography Along with Electron Dynamic Simulation; *Chin. Phys. Lett.* 20 (2003); 2214-2217.
- WAN04 Wang, Y.Y., Kawasaki, M., Bruley, J., Gribelyuk, M., Domenicucci, A., Gaudiello, J.; Off-axis electron holography with a dual-lens imaging system and its usefulness in 2-D potential mapping of semiconductor devices; *ultramicroscopy* 101 (2004); 63-72.
- WAN09 Wang, F., Egerton, R., Malac, M.; Fourier-ratio deconvolution techniques for electron energy-loss spectroscopy; *ultramicroscopy* 109 (2009); 1245-1249.
- WAN97 Wang, Y.C., Chou, T.M., Libera, M., Kelly, T.F.; *Appl. Phys. Lett.* 70, (1997). 1296
- WAT12 Watanabe, M., Allen, F.I.; The SmartEFTEM-SI method: Development of a new spectrum-imaging acquisition scheme for quantitative mapping by energy-filtering transmission electron microscopy; *Ultramicroscopy* 113 (2012); 106-119.
- WEB07 Weber, A.; Charakterisierung von Leckstrompfaden in DRAM Speicherzellen und deren Reduktion; Dissertation Universität Hamburg-Harburg; 2007
- WEI00 Weiland, R.; Boit, C.; Dawes, N.; Dziesiaty, A.; Demm, E.; Ebersberger, B.; Frey, L.; Geyer, S.; Hirsch, A.; Lehrer, C.; Meis, P.; Kamolz, M.; Lezec, H.; Rettenmaier, H.; Tittes, W.; Treichlet, R.; Zimmermann, H.; Wafer Conserving Full Range Construction Analysis for IC Fabrication and Process Development Based on FIB/Dual Beam Inline Application; *ISTFA Proceedings*; 2000; 393-396
- WEI06 Weirich, T.E., Labar, J.L., Zou, X.; *Electron Crystallography*; Springer Dordrecht; 2006
- WEN01 Wenzel, C., Engelmann, H.-J.; Moderne Barriersysteme für die Kupfermetallisierung höchstintegrierter Halbleiterbauelemente; *Vakuum in Forschung und Praxis* (2001): 20-28.
- WEY01 M. Weyland; Two and Three Dimensional Nanoscale Analysis: New Techniques and Applications; Dissertation Universität Cambridge (2001)
- WHI01 White, H., Pu, Y., Rafailovich, M., Sokolov, J., King, A.H., Giannuzzi, L.A., Urbanik-Shannon, C., Kempshall, B.W., Eisenberg, A., Schwarz, S.A., Strzhemechny, Y.M.; Focused ion beam/lift-out transmission electron microscopy cross sections of block copolymer films ordered on silicon substrates; *Polymer* 42 (2001); 1613-1619
- WIL09 Williams, D.B., Carter, C.B.; *Transmission Electron Microscopy*; Springer Science & Business Media, LLC; 2009
- WIL92 Williams, D.B., Michael, J.R., Goldstein, J.I., Romig jr., A.D.; Definition of the spatial resolution of X-Ray microanalysis in thin foils; *Ultramicroscopy* 47 (1992); 121 - 132
- WIL99 Williams, C.C.; Two-dimensional dopant profiling by Scanning Capacitance microscopy; *Annu. Rev. Mater. Sci.* 29; (1999); 471-504
- WOL10 Wolf, D.; Elektronen-Holographische Tomographie zur 3D-Abbildung von elektrostatischen Potentialen in Nanostrukturen; Dissertation TU Dresden 2010

- WOL10b Wolf, D., Lubk, A., Lichte, H., Friedrich, H.; Towards automated electron holographic tomography for 3D mapping of electrostatic potentials; *Ultramicroscopy* 110 (2010); 390-399
- YAG05 Yaguchi, T., Konno, M., Kamino, T., Ogasawara, M., Kaji, K., Ohnishi, T., Watanabe, M.; 3D observation of elemental distribution of Si-device using a dedicated FIB/STEM System; ISTFA 2005.
- YAG08 Yaguchi, T., Konno, M., Kamino, T., d Watanabe, M.; Observation of three-dimensional elemental distributions of a Si device using a 360°-tilt FIB and the cold field-emission STEM system; *Ultramicroscopy* 108 (2008); 1603-1615.
- YAG99 Yaguchi T., Kamino T., Ishitani T., Urao R.; Method for cross sectional TEM specimen preparation of composite materials using a dedicated FIB system; *Microscopy and Microanalysis* 5 (1999); 363-370
- YAM10 Yamazaki, T., kataka, Y., Tsukada, M., Kataoka, Y.; Study of atomic resolved plasmon-loss image by spherical aberration-corrected STEM-EELS method; *Ultramicroscopy* 110 (2010); 1161-1165.
- YOO08 Yoo, J.H., Yang, J.-M., Ulugbek, S., Ahn, C.W., Hwang, W.-J., Park, J.K., Hong, S.B., Kim, J.J., Shindo, D.; Electron holography study for two-dimensional dopant profile measurement with specimens prepared by backside ion milling; *Journ. of Electron Microscopy* 57 (2008); 13-18.
- YOU93 Young, R.J., Cleaver, J.R.A., Ahmed, H.; Characteristics of gas-assited focused ion beam etching; *Journ. of Vacuum Science and Technology B*11 (1993); 234 - 241
- YU02 Yu, H.Y, Li, M.F., Cho, C.C., Joo, M.S., Kwong, D.-L., Pan, J.S., Ang, C.H., Zheng, J.Z., Ramanathan, S.; Energy gap and band alignment for $(\text{HfO}_2)_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ on (100) Si; *Applied Physics Letters* 81 (2002); 376-378.
- ZAL89 Zaluzec, N.J.; Processing and quantification of X-Ray energy-dispersive spectra in the analytical electron microscope; *Ultramicroscopy* 28 (1989); 226 - 235
- ZSC03 Zschech, E., Engelmann, H.-J., Stegmann, H., Saage, H., de Robillard, Q; Barrier/seed Step Coverage Analysis in Via Structures for In-laid Copper Process Control; *Future Fab Intl. Issue* 14; 2003
- ZSC06 Zschech, E.; The FABLAB Concept: Future Challenges to Analytics and Metrology in the Semiconductor Industry; *Future Fab Intl.* 20 (2006); 133-136.
- ZUE12 Zürner, A., Döblinger, M., Cauda, V., Wei, R., Bein, T.; Discrete tomography of demanding samples based on a modified SIRT algorithm; *Ultramicroscopy* 115 (2012); 41-49.