

Niederdimensionale Halbleitersysteme I

SS 2013



Donat J. As

Universität Paderborn, Department Physik

d.as@uni-paderborn.de

<http://physik.upb.de/ag/ag-as/>

P8.2.10

Tel.: 05251-60-5838

Inhalt

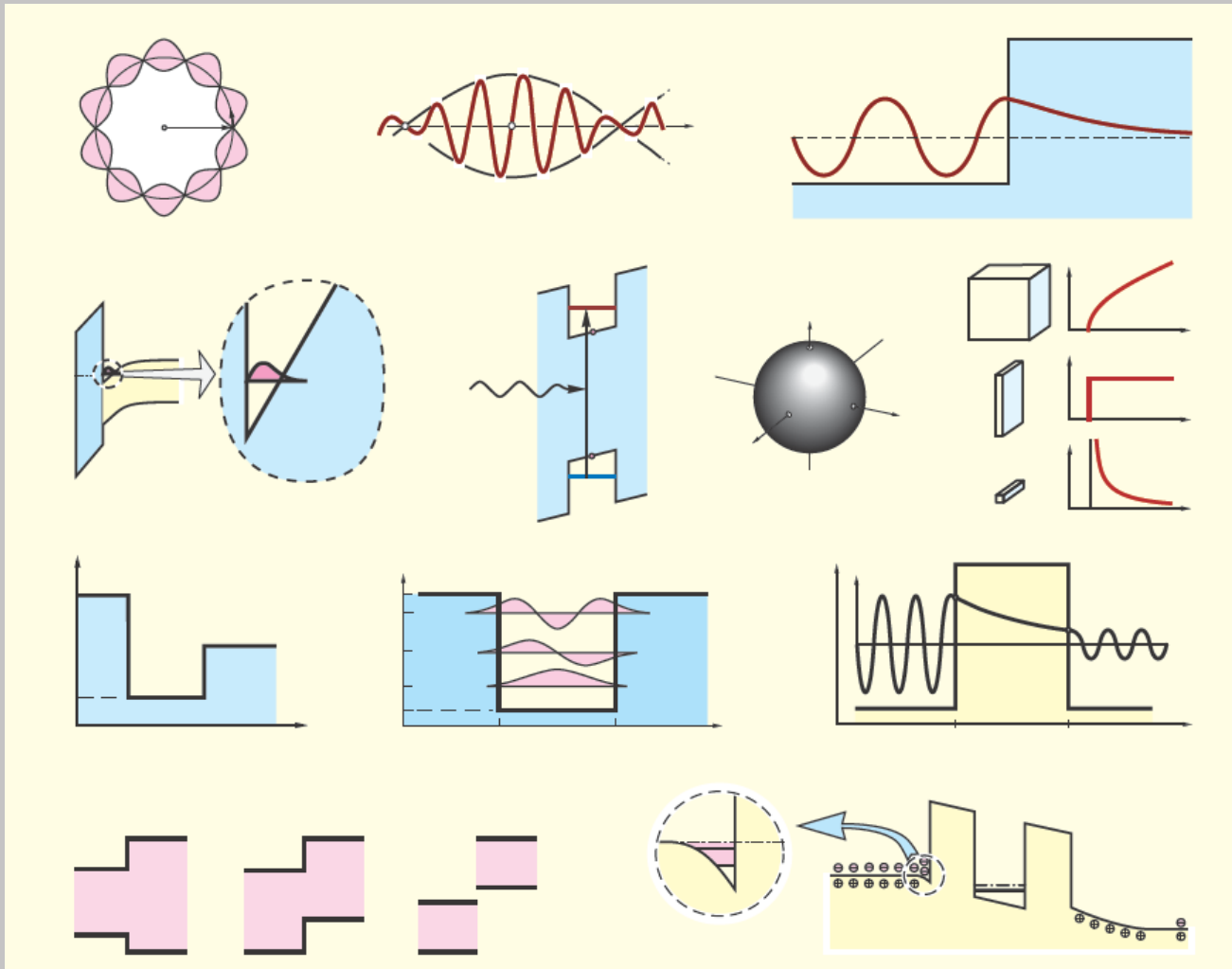
Teil I:

- Einleitung
- Herstellung niederdimensionaler Systeme
- Heterostrukturgrenzen
- Optische Interbandübergänge
- Exzitonen
- Intersubbandübergänge - Quantumkaskadenlaser
- Quantumdrähte und Quantumpunkte

Teil II:

- Hochbewegliche Ladungsträgersysteme (HEMT)
- Tunnelstrukturen (RTD)
- Ballistischer Transport
- Coulomb Blockade (SET)
- Intrabandübergänge
- Exzitonen in QDs
- Optische Übergänge in QDs
- Kohärente eigenschaften von QDs

Niederdimensionale Systeme



1.1 Definition des Begriffs „niedrig-dimensional“

Ladungsträgersysteme sind dann niedrig-dimensional, wenn deren Bewegung in mindestens einer Raumrichtung eingeschränkt ist.

→ Das Energiespektrum weist in mindestens einer Raumrichtung quantisierte Energiezustände auf.

Man unterscheidet primär folgende Klassen niedrigdimensionaler Systeme:

a) 2D Systeme (Quantenfilme):

Quantum Well



k_x und k_y sind gute, d.h. kontinuierliche Quantumzahlen, das Energiespektrum in z-Richtung ist dagegen quantisiert.

b) 1D Systeme (Quantendrähte):

Quantum Wire



k_x ist eine gute, d.h. kontinuierliche Quantumzahlen, das Energiespektrum in y- und z-Richtung sind dagegen quantisiert.

c) 0D Systeme (Quantenpunkte):

Quantum Dot



Es gibt keine kontinuierliche Quantumzahlen mehr, das Energiespektrum ist in x-, y- und z-Richtung quantisiert.

→ Es liegt ein künstliches Atom vor

Welche Abmessungen?

Welche Abmessungen müssen derartige Halbleitersysteme aufweisen?

Abschätzung durch Betrachtung der Unschärferelation:

$$\langle p \rangle \langle z \rangle \sim \hbar$$

$$\sqrt{2m^*E} \cdot z = \hbar \Rightarrow z = \frac{1.05 \cdot 10^{-34}}{\sqrt{2 \cdot 0.1 \cdot 9.1 \cdot 10^{-31} \cdot 0.025 \cdot 1.6 \cdot 10^{-19}}} \cong 4 \text{ nm}$$

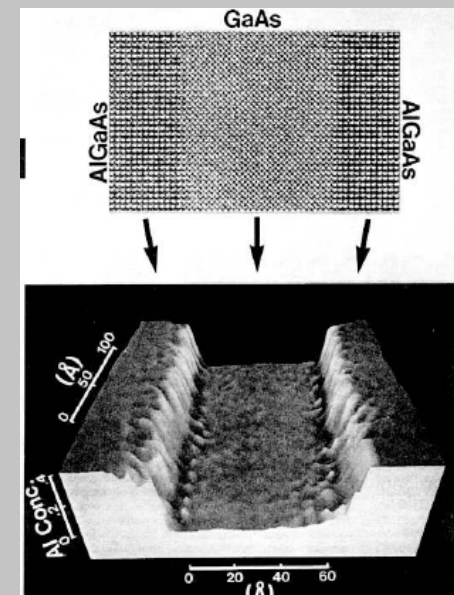
mit $m^* = 0.1 m_e$ und $E = 25 \text{ meV}$ (d.h. $k_B T$ bei RT)

Das Ergebnis der Abschätzung zeigt:

Es werden Halbleiterstrukturen mit Abmessungen im nm-Bereich benötigt um dominante Quantisierungseffekte bei RT und somit neuartigen Bauelementen zu erhalten.

→ Halbleiter Nanostrukturen

Systeme mit mehr als einem besetzten Subband (oder Niveau) nennt man auch "quasi" 2D, 1D, 0D.



Herstellung niedrigdimensionaler Systeme

Die Herstellung niedrigdimensionaler Systeme stellt extrem hohe Anforderungen an die Halbleitertechnologie. Der Einschluss von Ladungsträgern ist in der Regel nur durch Einbringen mindestens einer Potentialstufe möglich.

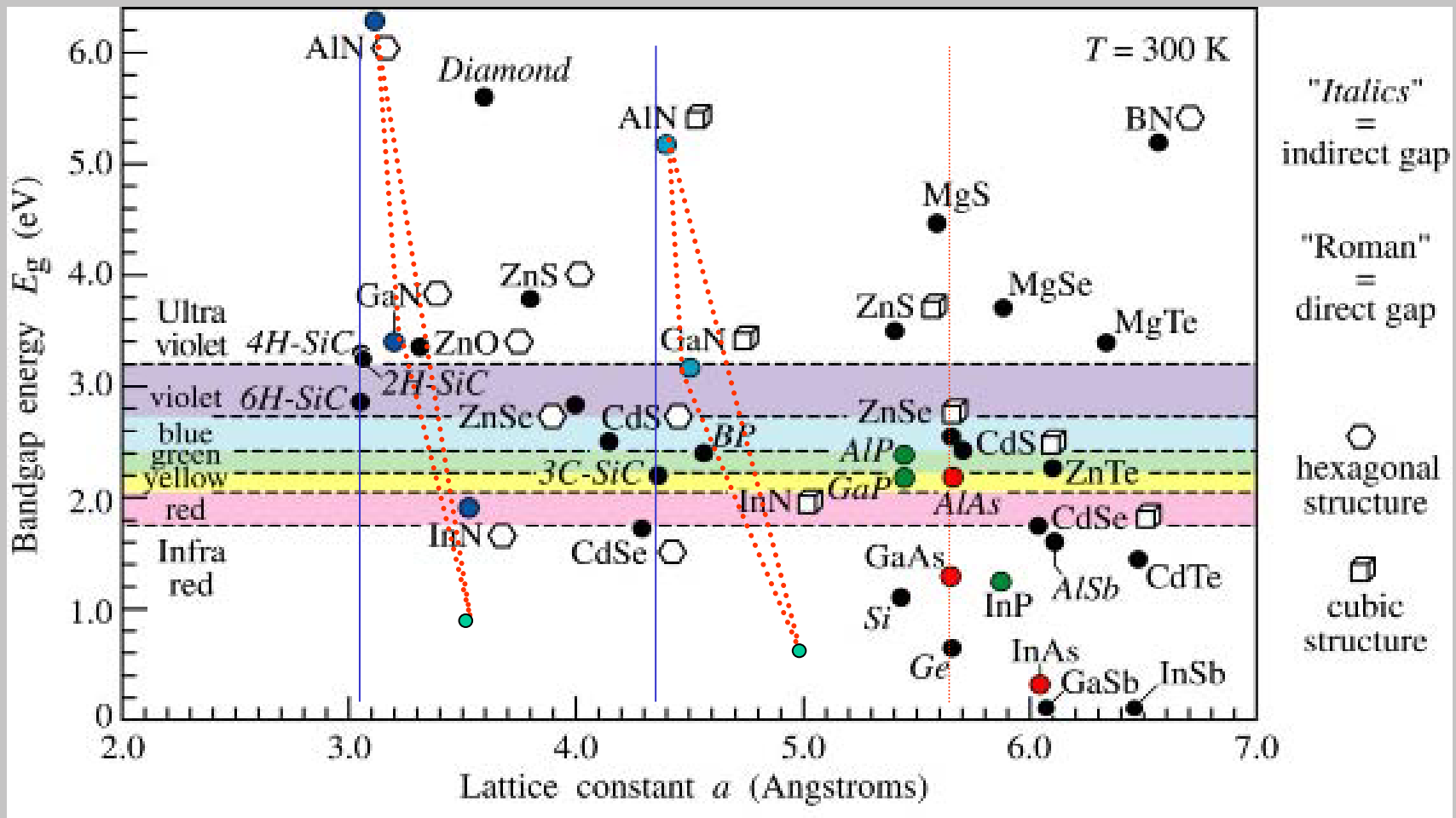
- Beispiele:
- a) Isolatoren – Halbleiter (SiO_2 - Si) MOS-Struktur
 - b) Halbleiter I – Halbleiter II (AIAs – GaAs)
 - c) Vakuum – Halbleiter (InAs Oberfläche)
 - d) Vakuum – He-Oberfläche

Alle genannten Systeme weisen scharfe Grenzflächen im Bereich $dz < 1$ nm auf.
(d.h. die Grenzflächenrauigkeit ist sehr genau zu kontrollieren!)

Die größte technologische Bedeutung haben die Si - SiO_2 – Grenzfläche (elektrische Bauelemente - CMOS) und die Heterogrenzflächen zwischen zwei unterschiedlichen Halbleitern (elektrische- und optoelektrische Bauelemente – z.B. FETs, LEDs, Laser, ...).

Nanostrukturen mit unterschiedlichen Bandlücken können so realisiert werden.

Bandlücke versus Gitterkonstante



Heterostructures

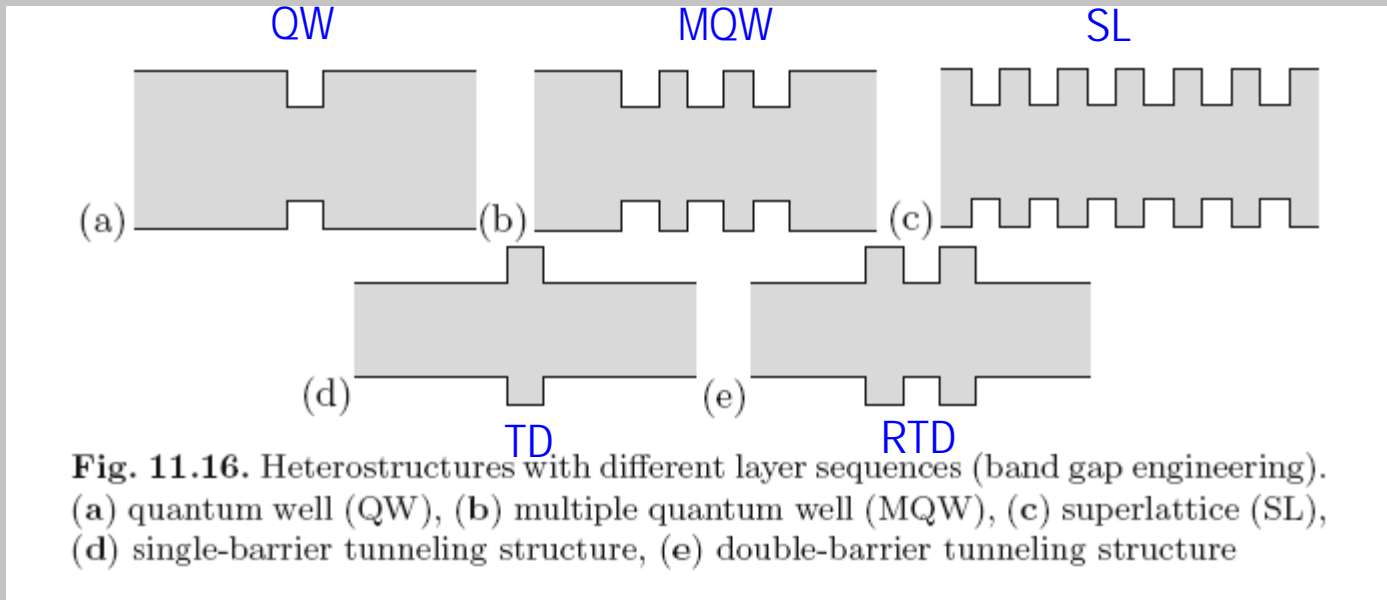
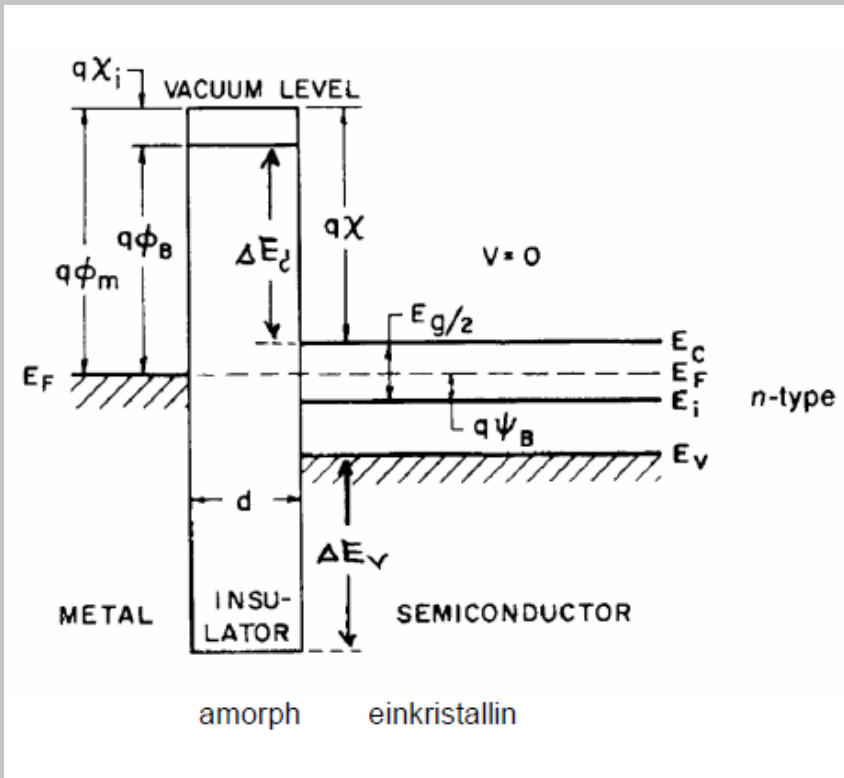


Fig. 11.16. Heterostructures with different layer sequences (band gap engineering).
(a) quantum well (QW), (b) multiple quantum well (MQW), (c) superlattice (SL),
(d) single-barrier tunneling structure, (e) double-barrier tunneling structure

2. Technologische Realisierung

2.1 Thermische Oxidation des Si

Liefert äußerst defektarme Si-SiO₂ Grenzflächen (Defektdichten im Bereich < 10¹⁰cm⁻² möglich)

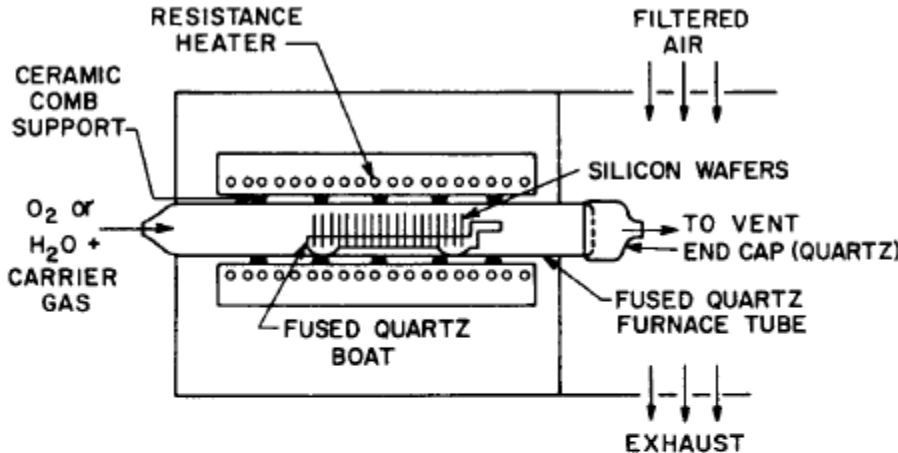


Die Barrierenhöhen ΔE_C und ΔE_V zwischen Si und SiO₂ sowie $q\cdot\Theta_B$ zwischen dem Metall und SiO₂ liegen im Bereich von 3 eV.

Elektrisch induzierte zweidimensionale Ladungsträgersysteme an der Si - SiO₂ Grenzfläche möglich

Thermische Oxidation

Röhrenofen zur thermischen Oxidation von Si



Schematic cross section of a resistance-heated oxidation furnace. The silicon wafer loading area is shown in a laminar hood.

Man unterscheidet zwei Arten der thermischen Oxidation:

- „Trockene“ Oxidation (zur Herstellung des Gate-Oxids)

$$\text{Si (krist.)} + \text{O}_2 \text{ (gasf.)} \xrightarrow{800..1200^\circ\text{C}} \text{SiO}_2 \text{ (amorph)}$$
- „Nasse“ Oxidation (Prozeßoxid-schnelles Wachstum, mehr Defekte)

$$\text{Si (krist.)} + 2\text{H}_2\text{O (gasf.)} \xrightarrow{800..1200^\circ\text{C}} \text{SiO}_2 \text{ (amorph)} + 2\text{H}_2 \text{ (gasf.)}$$

Thermische Oxidation

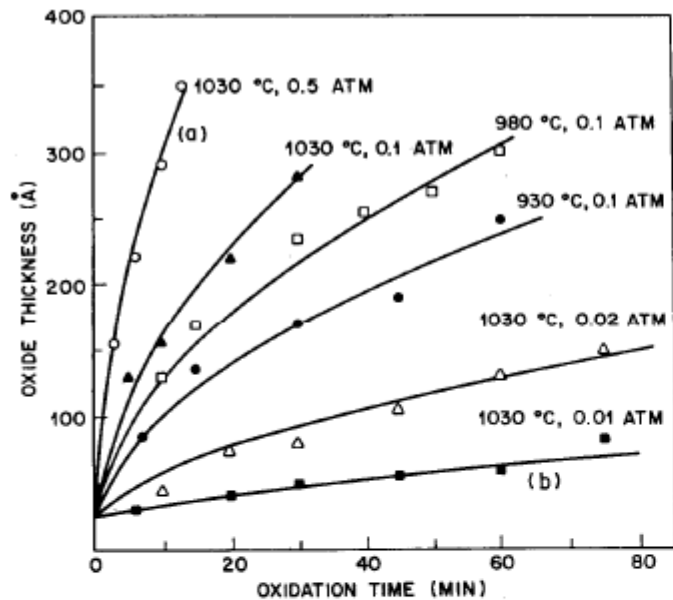
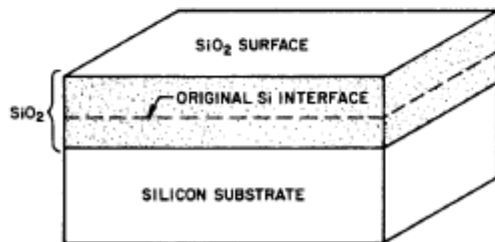


Fig. 9 Oxide thickness versus time for dry oxidation.⁷



Growth of silicon dioxide by thermal oxidation.

Das Oxidwachstum ist diffusionsbegrenzt \Rightarrow Oxiddicke $x \sim \sqrt{t}$

$$x \cong \sqrt{\frac{2DC_0}{C_1}(t + \tau)}$$

mit

D: Diffusionskonst. von O (oderOH) in Si

C₀: O₂ - Konzentration an der SiO₂ - Oberfläche

C₁: O - Überschusskonzentration im SiO₂ (O₂ wird an der Oberfläche zerlegt)

t: Zeit

τ : Versatz der Zeitskala durch vorhandenes natürliches Oxid

Bei der Bildung von SiO₂ wird Si an der Si-SiO₂ Grenzfläche verbraucht

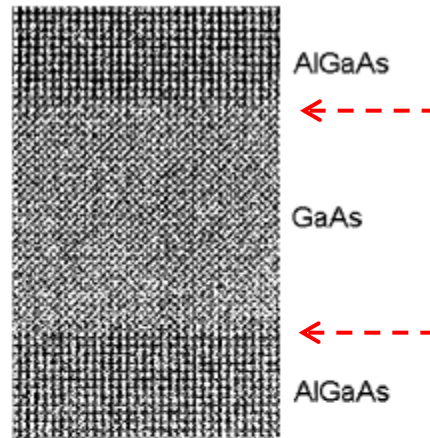
Molvolumina:

$$\text{Si: } 12,06 \text{ cm}^3/\text{mol}$$

$$\text{SiO}_2: 27,18 \text{ cm}^3/\text{mol}$$

2.2 Heteroepitaxie

Herstellung interner Grenzflächen zwischen zwei einkristallinen Halbleitern



HRTEM-Bild eines GaAs/AlGaAs QWs

Beispiele:

GaAs/AlGaAs
 Si/SiGe (verspannt)
 InP/InGaAs/InAlAs
 GaAs/InGaAs (verspannt)
 GaN/InGaN

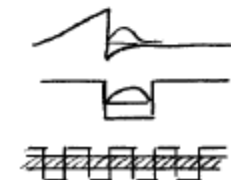
usw.

Eigenschaften:

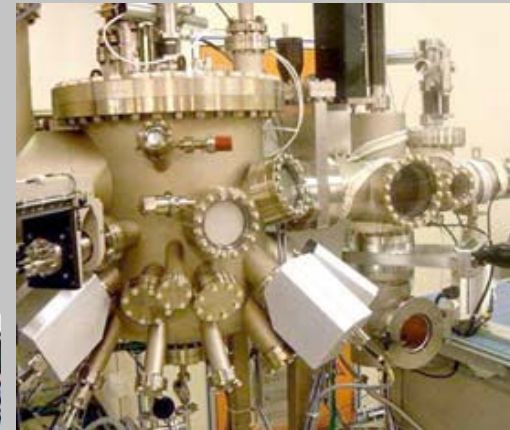
Praktisch perfekte Heterogrenzflächen, keine Grenzflächenzustände.
 Der Band-offset zwischen den verschiedenen Materialien beträgt typisch einige 100 meV.

→ Ideales Modellsystem zur Realisierung zweidimensionaler Strukturen unterschiedlicher Art:
 z.B.

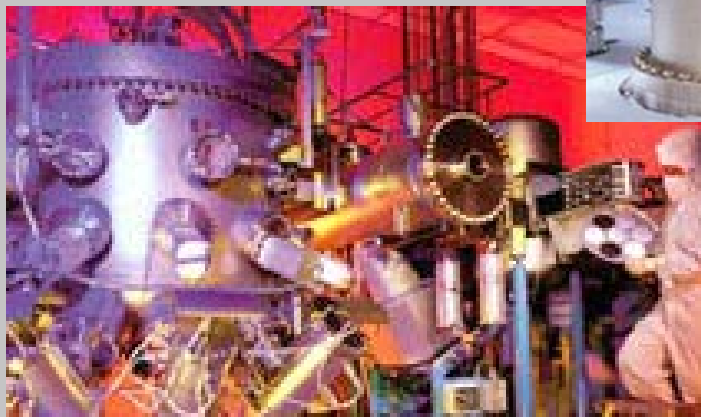
- Single Heterostruktur
- Quantum Well
- Übergitter



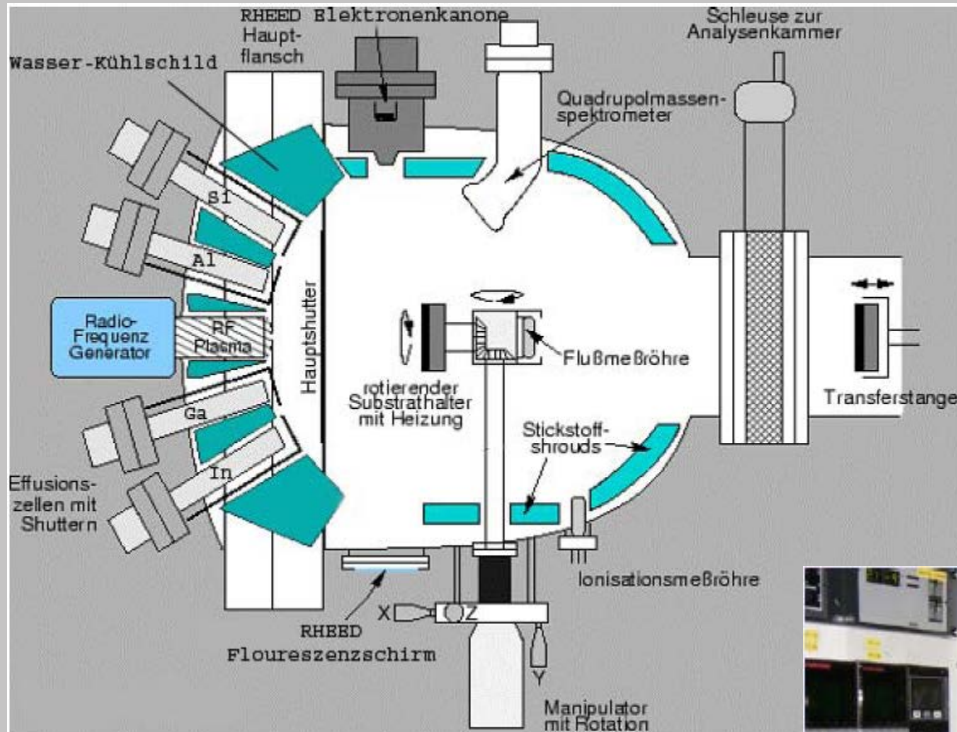
MBE Apparatus



Compact 21 system



MBE (Molekularstrahlepitaxie)



auf demselben Material als Substrat:
Homoepitaxie

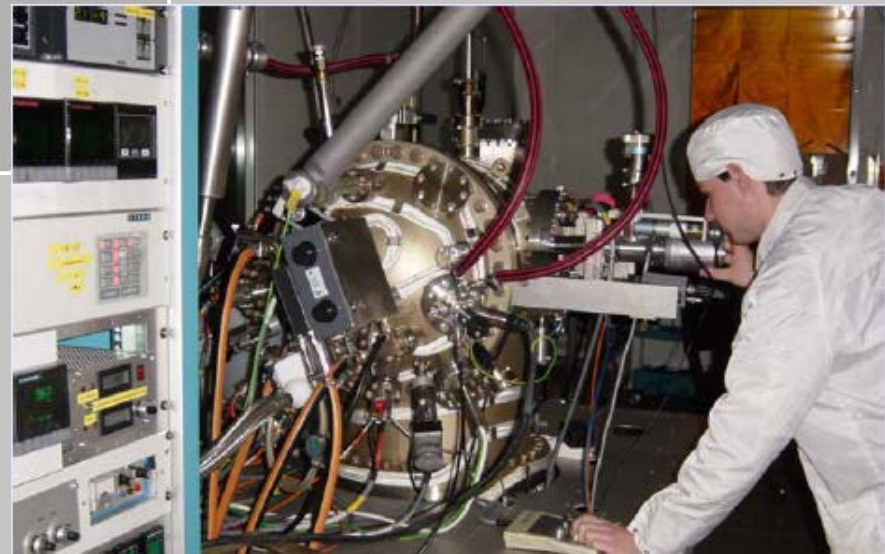
z.B. GaAs auf GaAs Substraten

auf unterschiedlichem Substrat:
Heteroepitaxie

z.B. ZnSe auf GaAs Substraten

siehe auch:

Spezialvorlesung von Dr. Schikora
 (Dünne Schichten)



MBE (Molekularstrahlepitaxie)

Oberflächen dieser mit MBE hergestellten Schichten wachsen unter UHV Bedingungen, sodass sie ideal für Oberflächenuntersuchungen sind

- d.h. sie sind:
- a) rein
 - b) monokristallin
 - c) stoichiometrisch (Zusammensetzung kann durch Herstellung kontrolliert werden)

→ Halbleitermaterialien:

- a) Si, Si/Ge, SiC
- b) III-V Halbleiter (GaAs, AlAs, InAs, ... GaP, InP, ..., InSb, GaSb, ..., GaN, AlN, InN, .. und deren Mischungen)
- c) II-VI Halbleiter (ZnSE, ZnS, CdTe,)
- d) Bleisalze (PbS, PbSe, PbTe, ...) ..

MBE erlaubt Herstellung von atomar scharfen

- a) Heteroübergängen (HJ, QW, Superlattices, ...)
- b) Dotierprofile (p-n Übergängen, nipi, δ -Dotierung, ...)

In-situ Analyse:

- a) RHEED
- b) RAS und Ellipsometrie
- c) X-ray
- ...

MBE

MBE – Anlagen sind im Grunde genommen UHV – Anlagen.
Der Basisdruck beträgt ca. $10^{-10} - 10^{-11}$ Torr

→ teuer in der Anschaffung und im Unterhalt

Wesentliche Bestandteile einer MBE:

- Effusionszellen mit mechanischen Verschlüssen (Shutter)
- Kryoschild zur Verbesserung des Vakuums (LN, $T = 77\text{k}$)
- Heiz- und rotierbarer Substrathalter ($T \cong 400 - 800^\circ\text{C}$)
- Einrichtungen zur Oberflächenanalyse wie z.B. RHEED (Reflection High Energy Electron Diffraction)
- Schleusensystem, Pumpen

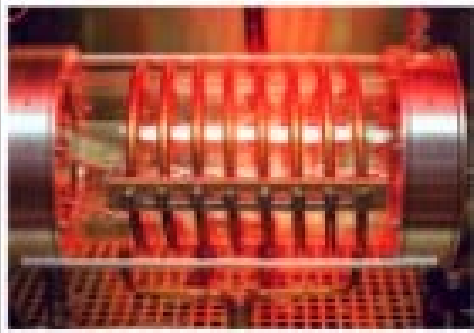
Beispiel: AlGaAs / InGaAs MBE

Effusionszellen für Ga, As, In, Al sowie für die Dotierstoffe
Si (n-typ) und Be (p-typ)

Wachstumsgeschwindigkeit typisch $1 \text{ ML/sec.} \cdot \sim 1 \mu\text{m/h}$

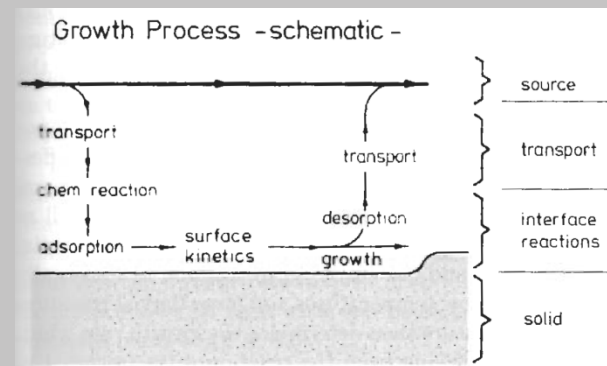
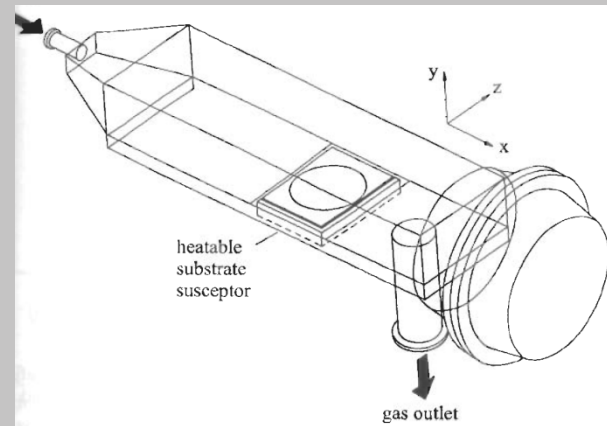
MOCVD

Aixtron 200 (Forschungsanlage)



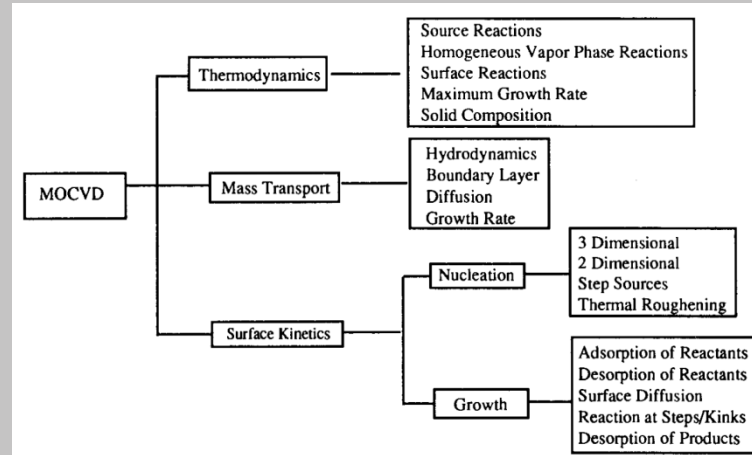
MOCVD ... Metall organic chemical vapor deposition

Gase sind meist Metallorganika

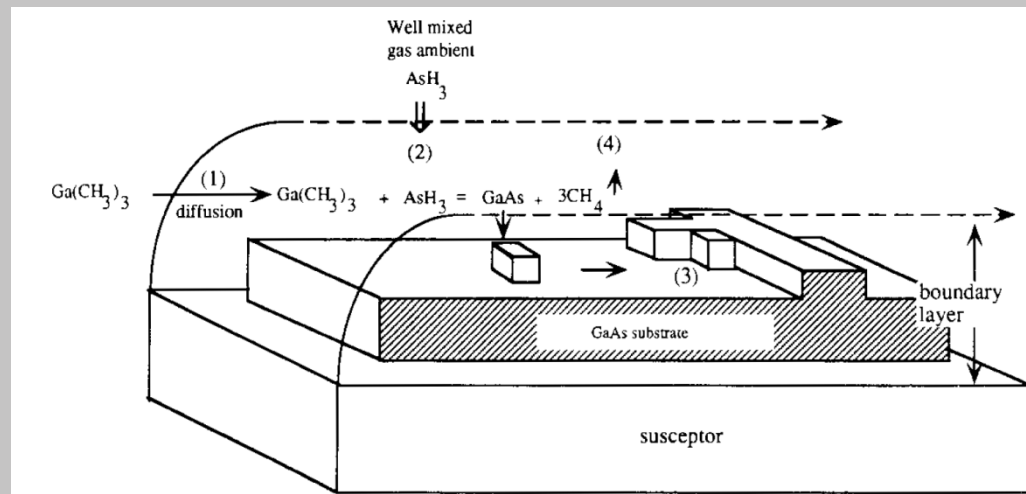


MOCVD – fundamental processes

Fundamentale Prozesse die bei der MOCVD beteiligt sind



Einfaches schematisches Bild des GaAs Wachstumsprozesses mit unterschiedlichen Schritten



MOCVD - Reaktionen

Table 2.1 Gas-phase and surface reaction mechanism for growth of GaAs from TMGa and arsine. S_A refers to an arsenic site, S_G refers to a gallium site (after Jensen *et al* 1991). (An asterisk refers to surface adsorption.)

Gas-phase reactions		Surface reactions	
(G1)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_3 \rightarrow \text{Ga}(\text{CH}_3)_2 + \text{CH}_3\cdot$	(S1)	$\text{H}\cdot + \text{S}_G \rightarrow \text{H}_G^*$
(G2)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_2 \rightarrow \text{GaCH}_3 + \text{CH}_3\cdot$	(S2)	$\text{H}\cdot + \text{S}_A \rightarrow \text{H}_A^*$
(G3)	$\text{CH}_3\cdot + \text{AsH}_3 \rightarrow \text{AsH}_2 + \text{CH}_4$	(S3)	$\text{CH}_3\cdot + \text{S}_G \leftrightarrow (\text{CH}_3)_G^*$
(G4)	$\text{CH}_3\cdot + \text{H}_2 \rightarrow \text{CH}_4 + \text{H}\cdot$	(S4)	$\text{CH}_3\cdot + \text{S}_A \leftrightarrow (\text{CH}_3)_A^*$
(G5)	$\text{H}\cdot + \text{H}\cdot + \text{M} \rightarrow \text{H}_2 + \text{M}$	(S5)	$\text{GaCH}_3 + \text{S}_G \leftrightarrow \text{GaCH}_3^*$
(G6)	$\text{CH}_3 + \text{H}\cdot + \text{M} \rightarrow \text{CH}_2 + \text{M}$	(S6)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_2 + \text{S}_G \rightarrow \text{GaCH}_3^* + \text{CH}_3\cdot$
(G7)	$\text{CH}_3\cdot + \text{CH}_3\cdot \rightarrow \text{C}_2\text{H}_6$	(S7)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_3 + \text{S}_G \rightarrow \text{GaCH}_3^* + 2\text{CH}_3\cdot$
(G8)	$\text{GaCH}_3\cdot + \text{CH}_3\cdot \rightarrow \text{GaCH}_2 + \text{CH}_4$	(S8)	$\text{GaCH}_2 + \text{S}_G + \text{S}_A \rightarrow \text{GaC} + \text{H}_2$
(G9)	$\text{GaCH}_2 + \text{H}\cdot \rightarrow \text{GaCH}_3$	(S9)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)\text{CH}_2 + \text{S}_G + \text{S}_A \rightarrow \text{GaC} + \text{CH}_3\cdot + \text{H}_2$
(G10)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_3 + \text{CH}_3\cdot \rightarrow \text{Ga}(\text{CH}_3)_2\text{CH}_2 + \text{CH}_4$	(S10)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_2\text{CH}_2 + \text{S}_G + \text{S}_A \rightarrow \text{GaC} + 2\text{CH}_3\cdot + \text{H}_2$
(G11)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_2\text{CH}_2 + \text{H}\cdot \rightarrow \text{Ga}(\text{CH}_3)_3$	(S11)	$\text{AsH} + \text{S}_A \leftrightarrow \text{AsH}^*$
(G12)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_2\text{CH}_2 \rightarrow \text{Ga}(\text{CH}_3)\text{CH}_2 + \text{CH}_3$	(S12)	$\text{AsH}_2 + \text{S}_A \leftrightarrow \text{AsH}^* + \text{H}\cdot$
(G13)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)\text{CH}_2 \rightarrow \text{GaCH}_2 + \text{CH}_3$	(S13)	$\text{AsH}_3 + \text{S}_A \leftrightarrow \text{AsH}^* + \text{H}_2$
(G14)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_3 + \text{H}\cdot \rightarrow \text{Ga}(\text{CH}_3)_2 + \text{CH}_4$	(S14)	$\text{CH}_3\cdot + \text{H}_G^* \rightarrow \text{CH}_4 + \text{S}_G$
(G15)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_2 + \text{H}\cdot \rightarrow \text{Ga}(\text{CH}_3) + \text{CH}_4$	(S15)	$\text{CH}_3\cdot + \text{H}_A^* \rightarrow \text{CH}_4 + \text{S}_A$
(G16)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_2 + \text{CH}_3\cdot \rightarrow \text{Ga}(\text{CH}_3)\text{CH}_2 + \text{CH}_4$	(S16)	$\text{H}\cdot + (\text{CH})_G^* \rightarrow \text{CH}_4 + \text{S}_G$
(G17)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)\text{CH}_2 + \text{H}\cdot \rightarrow \text{Ga}(\text{CH}_3)_2$	(S17)	$\text{H}\cdot + (\text{CH}_3)_A^* \rightarrow \text{CH}_4 + \text{S}_A$
		(S18)	$\text{H}_G^* + (\text{CH})_A^* \rightarrow \text{CH}_4 + \text{S}_A + \text{S}_G$
		(S19)	$\text{H}_A^* + (\text{CH})_G^* \rightarrow \text{CH}_4 + \text{S}_A + \text{S}_G$
		(S20)	$\text{H}_A^* + \text{H}_G^* \rightarrow \text{H}_2 + \text{S}_A + \text{S}_G$
		(S21)	$(\text{CH}_3)_A^* + (\text{CH}_3)_G^* \rightarrow \text{C}_2\text{H}_6 + \text{S}_A + \text{S}_G$
		(S22)	$\text{GaCH}_3^* + \text{AsH}^* \rightarrow \text{GaAs} + \text{CH}_4 + \text{S}_A + \text{S}_G$
		(S23)	$\text{AsH}^* + \text{AsH}^* \rightarrow \text{As}_2 + \text{H}_2 + 2\text{S}_A$
		(S24)	$\text{CH}_3\cdot + \text{AsH}^* \rightarrow \text{As}^* + \text{CH}_4$
		(S25)	$\text{As}^* + \text{As}^* \rightarrow \text{As}_2 + 2\text{S}_A$
		(S26)	$\text{GaCH}_3^* + \text{As}^* \rightarrow \text{GaAs} + \text{CH}_3\cdot + \text{S}_G + \text{S}_A$

MOCVD

→ Verwendung gasförmiger Materialquellen

Trimethylgallium TMGa	Ga (CH ₃) ₃
Trimethylaluminium TMAI	Al (CH ₃) ₃
Arsin	As H ₃
sowie Dotiergase wie Silan	Si H ₄

Als Transportgas wird Wasserstoff verwendet
Der/die induktiv geheizten Wafer befinden sich in einer Glasröhre

→ An der Waferoberfläche findet eine pyrolytische Reaktion statt:
 $\text{Ga (CH}_3)_3 + \text{AsH}_3 \rightarrow \text{GaAs} + 3 \text{CH}_4$ (analog für AlAs)

Vorteile der MOCVD:

- gute Schichtqualität (vergleichbar mit MBE)
- hoher Durchsatz (mehrere Wafer simultan, →
produktionstauglich)
- keine UHV – Technik
- anwendbar auf viele Materialsysteme

Nachteile:

- giftige und explosive Prozeßgase
- aufwendige Entsorgung der Produktgase

Anmerkung:

Neben MBE und MOCVD sind noch weitere Epitaxiemethoden gebräuchlich.

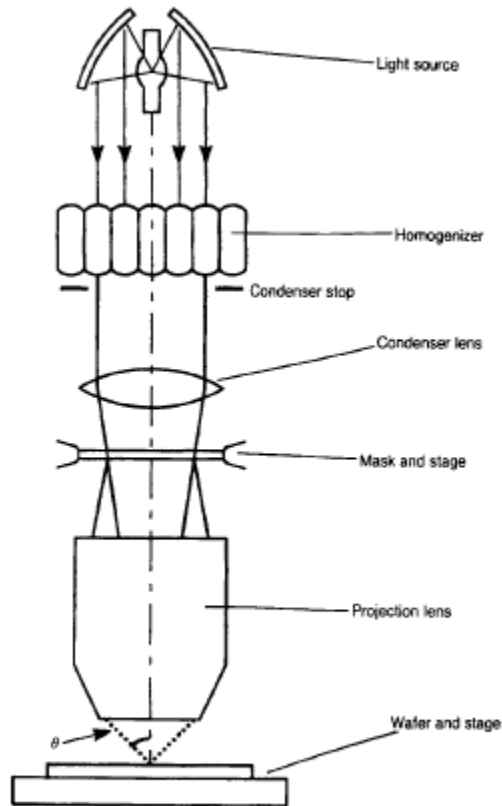
Ein Beispiel ist die „gas source MBE“, als CBE „chemical beam epitaxy“ oder MOMBE „metal organic MBE“ bekannt.

Diese werden oft zur Herstellung phosphorhaltiger HL verwendet, wie z.B. InP. Phosphor kann direkt aus Feststoffquellen nicht verdampft werden.

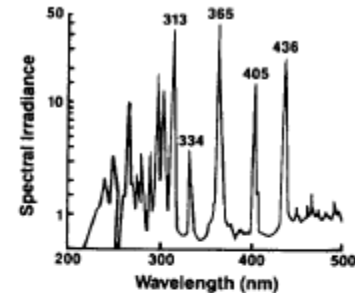
Lithographie

Mittels Lithographie ist die laterale Strukturierung von 2D-Strukturen möglich. Je nach Auflösung der verschiedenen Verfahren lassen sich so auch 1D- und OD- Systeme herstellen.

a) Optische Lithographie



Optische Auflösung $\approx \frac{\lambda}{2 \cdot NA}$
 (für das dargestellte Projektionsverfahren)



Spektrum einer Quecksilberdampfampe

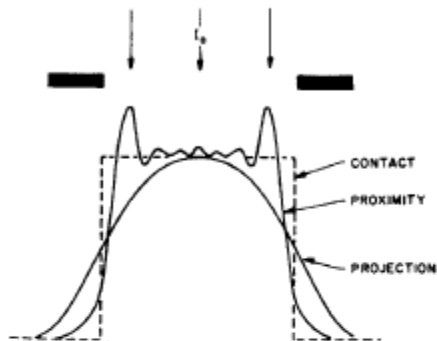
← Maske mit der zu übertragenden Struktur

← Objektiv (Numerische Apertur $NA \approx 0,6$)

← Photolack – beschichtete Probe
 Positiv-Lack oder
 Negativ-Lack
 Dicke im Bereich 0,2 – 2 μm

Lithographie

- Deep UV 100 to 200–300 nm
- Mid UV 300–360 nm
- Near UV 360–450 to 700 nm



Die erreichbare laterale Auflösung kann durch Anwendung der Kontaktbelichtung erhöht werden.

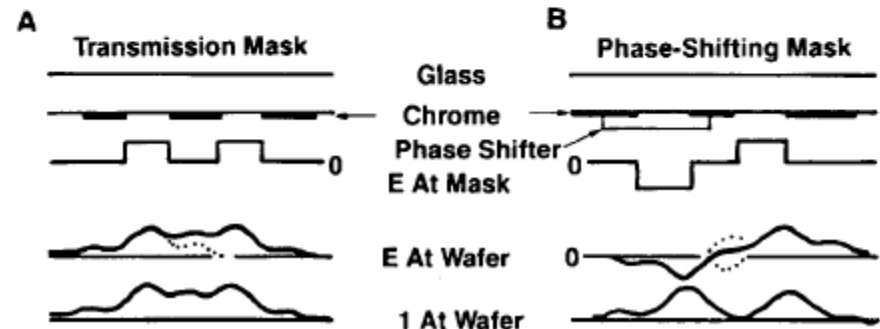
(Die Probe befindet sich dann im Nahfeld der Maske → im Idealfall keine Beugungsbegrenzung)

Eine Verbesserung der Ortsauflösung im Projektionsverfahren kann durch Verwendung sog. „Phase-Shift“ Masken erreicht werden.

Beispiel Doppelspaltanordnung:

A: Bei einer einfachen Metallmaske überlappen die beiden Beugungsscheibchen konstruktiv

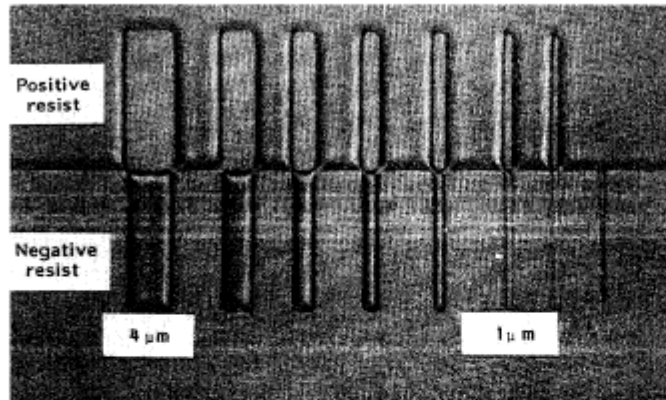
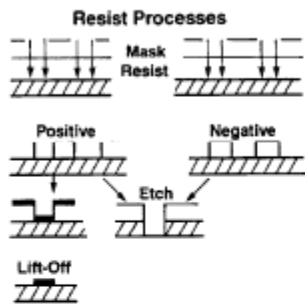
B: Bei Phasenverschiebung (180°) einer Teilwelle kommt es im Zwischenbereich zur destruktiven Interferenz
→ kleinere Strukturen



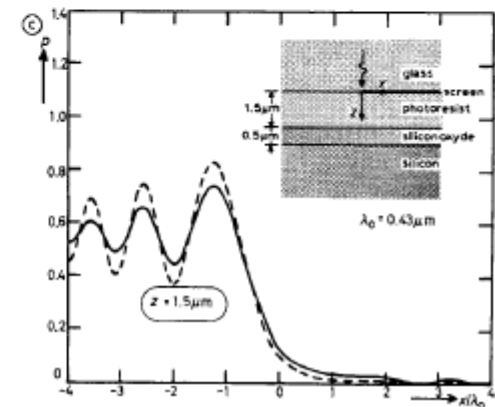
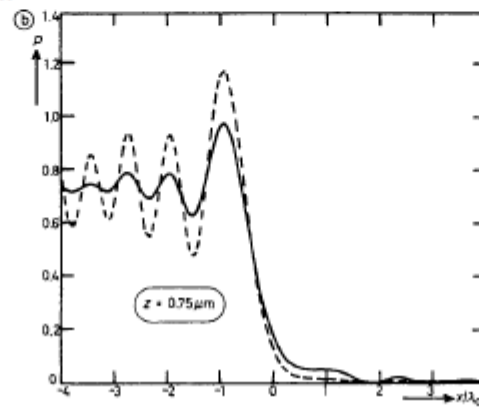
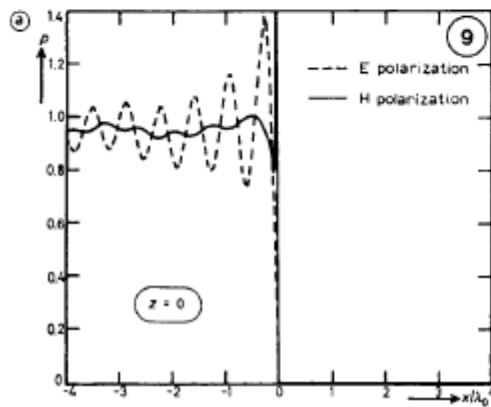
Lithographie

Photolacke

(Photo-Resist, positiv oder negativ)



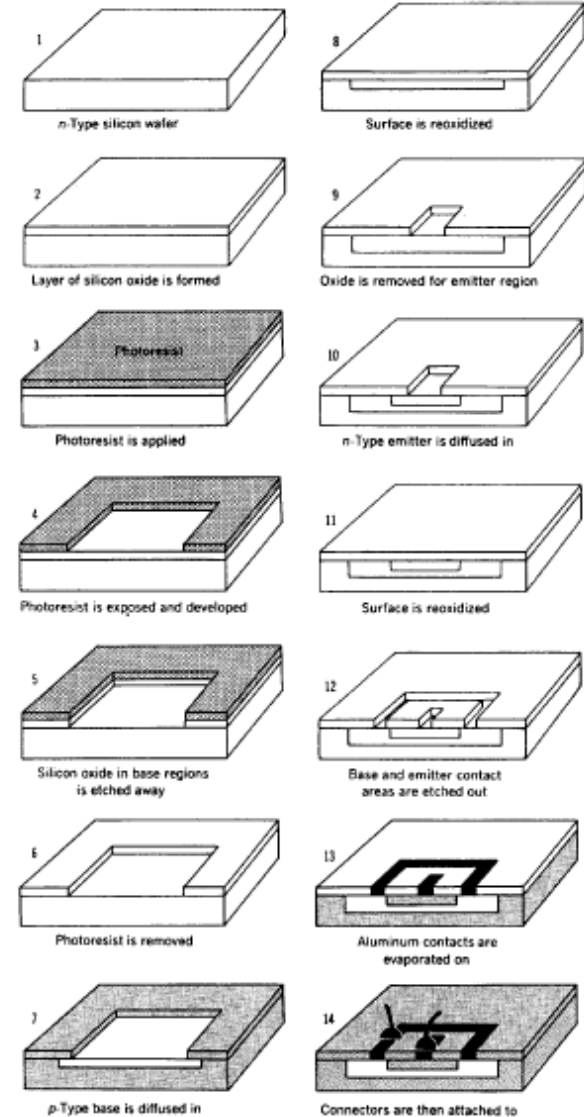
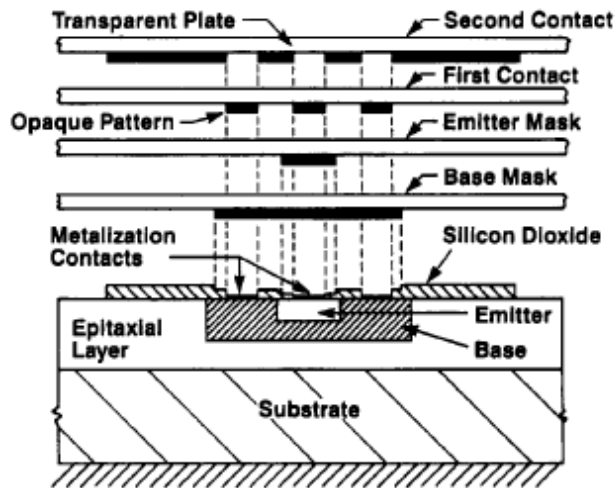
Einfluß der Photolackdicke auf die laterale optische Feldverteilung:
 ⇒ dünne Photolackfilme für höchste Auflösung



Lithographie

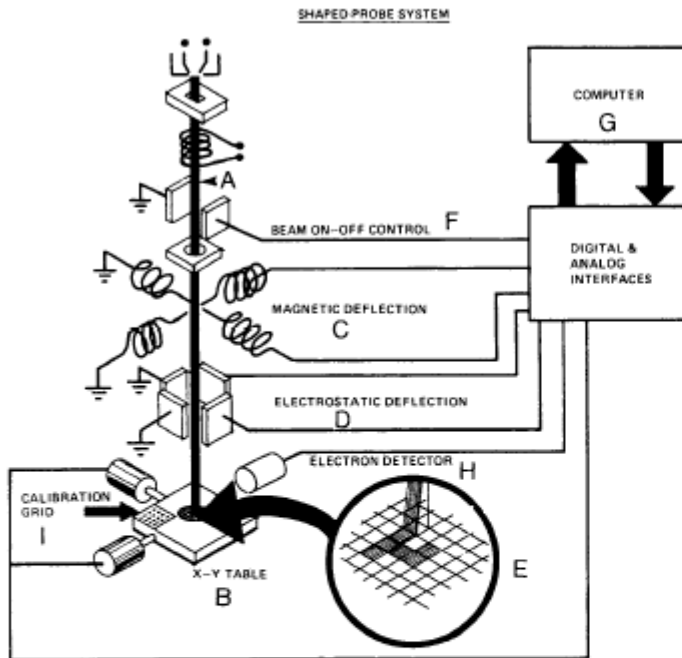
Zur Herstellung von Transistoren sind in der Regel mehrere Lithographieschritte mit nachfolgenden Ätz-, Abscheide-, Diffusionsprozessen nötig.

→ siehe Beispiel



Lithographie

Elektronenstrahl-Lithographie

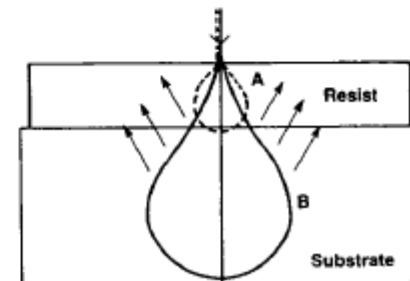


Direkte Belichtung geeigneter Photolacke (z.B. PMMA Polymethyl Methacrylat) im Rasterelektronenmikroskop (3 – 30 keV)

Strukturbreiten im Bereich 10nm in Sonderfällen erreichbar -
routinemäßiger Einsatz im Bereich 50nm

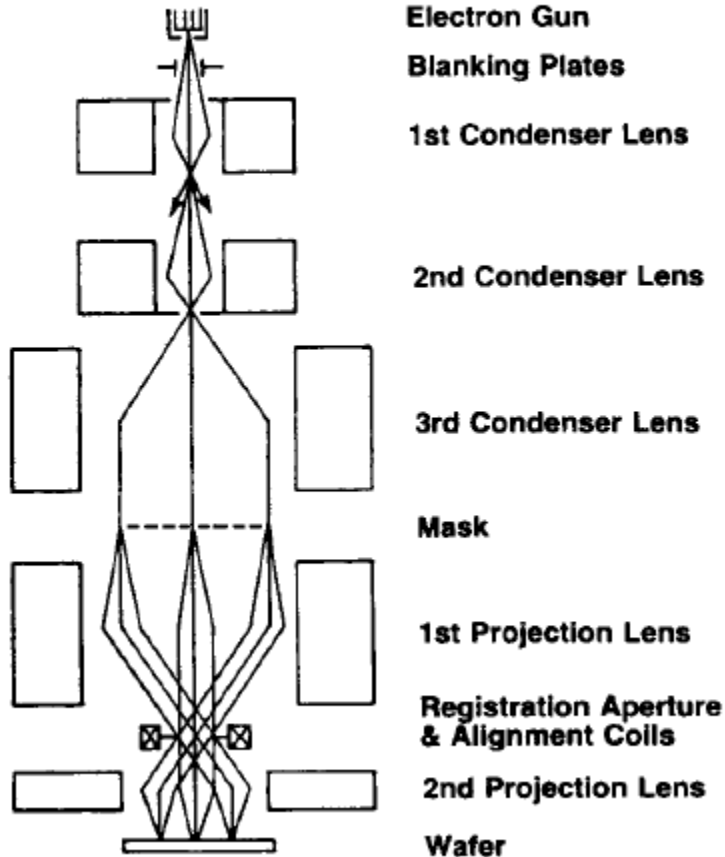
Begrenzung der Ortsauflösung durch Erzeugung von Sekundärelektronen im Substrat und durch den Proximity-Effekt bei komplexeren Strukturen

- Serielles Verfahren, in der Produktion nur bedingt brauchbar

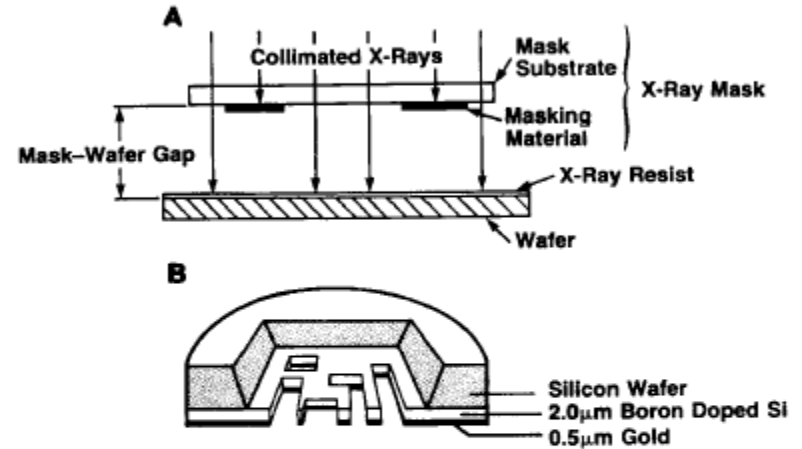


Lithographie

Für Produktionszwecke im sub – 100 nm Bereich werden die projizierende Elektronen/Ionen-Lithographie sowie die X-Ray Lithographie diskutiert:



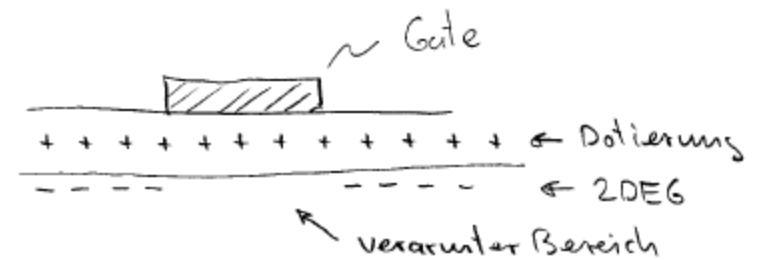
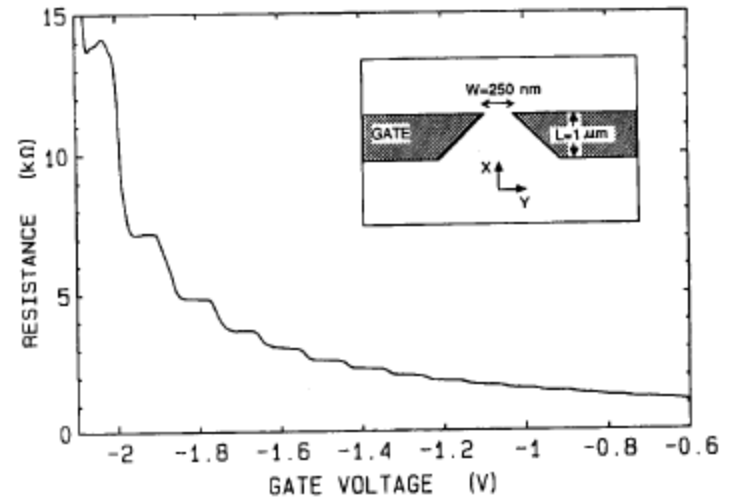
Alle genannten Verfahren benötigen eine extrem aufwendige Maskentechnik:



Lithographie

Die Elektronenstrahl-Lithographie findet breiten Einsatz in der Forschung.

Beispiel:
Erzeugung von Gatestrukturen auf einem 2DEG:

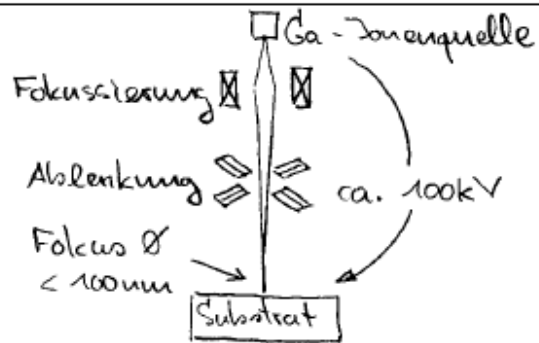


Lithographie

2.4. Fokussierte Laser-/ Ionenstrahlen

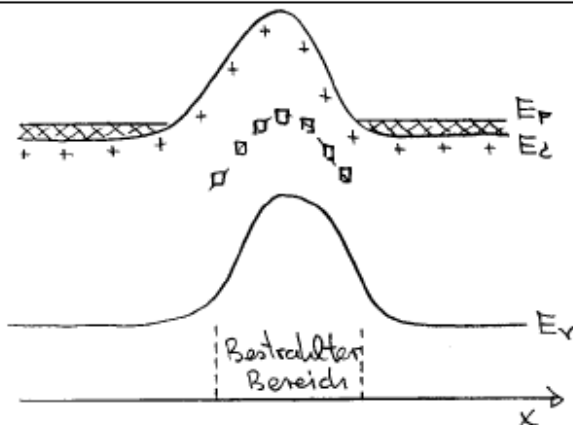
2.4.1. Focused ion beam (FIB)

Eine FIB-Anlage ist ähnlich wie ein REM aufgebaut. Statt der Elektronenquelle wird jedoch eine Ionenquelle (in der Regel für Gallium Ionen) eingesetzt



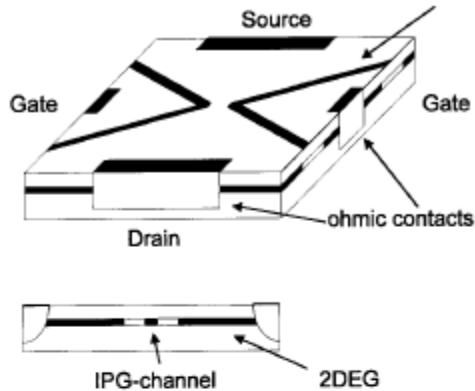
Der Beschuß mit Ga-Ionen (Ionenimplantation) verursacht im Kristall schwere, aber sehr lokale Strahlenschäden (Gitterfehler, z.B. Atome auf Zwischengitterplätzen).

⇒ tiefe Störstellen (stabil bis $T \approx 400^\circ\text{C}$)



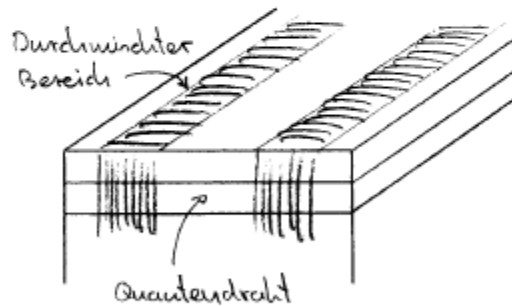
In dotierten bzw. modulationsdotierten Systemen führt dies zur lokalen Verarmung und somit zur Entstehung lokal isolierender Bereiche

Lithographie



Durch Schreiben isolierender Linien können so völlig planare Feldeffekt-Transistoren, sog. in-plane-gate Transistoren (IPGs) hergestellt werden. (ausgehend von einem 2DEG)

Bei hoher Ionendosis ist es auch möglich Heterogrenzflächen zu durchmischen. So können z.B. dünne GaAs/AlGaAs QWs lokal bezüglich ihrer elementaren Bandlücken verändert werden.



← AlGaAs
← GaAsQW
← AlGaAs

→ Im Prinzip Herstellung von lateral strukturierten Systemen möglich (e- und h- Confinement)

Probleme:

- Strahlenschäden
- Elektronische Defekte
- Erreichbare Lateralauflösung ~ 100 nm

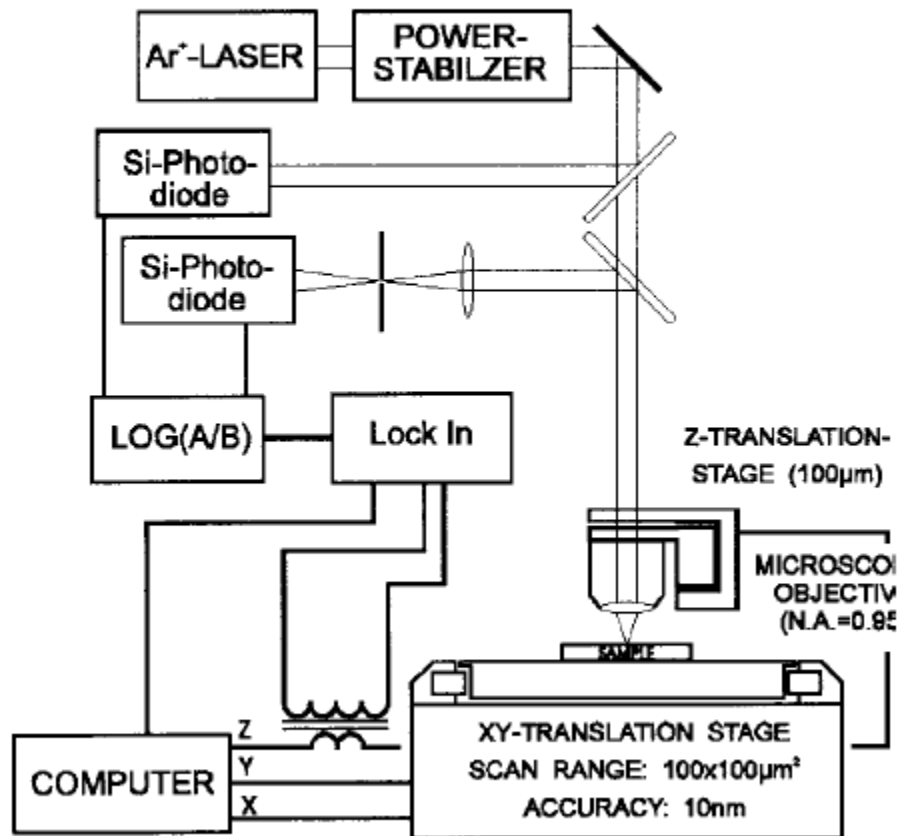
Literaturangaben:

IPG: A.D. Wieck und K. Ploog, Appl. Phys. Lett 61, 1048 (1992)
Durchmischen: V. Arakawa, Solid-State-Electronics 37, 523 (1994)

Focused Laser Beam

2.4.2. Focused Laser beam (FLB)

a) Diffusion:

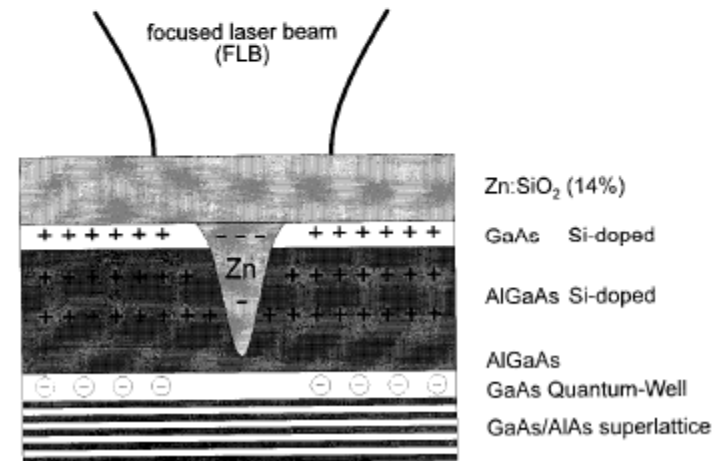


Prinzip: Lokale Aufheizung eines HL-Substrats.

- ⇒ Lokale Eindiffusion von Dotieratomen (z.B. Zn)
- ⇒ Durchmischung von QWs

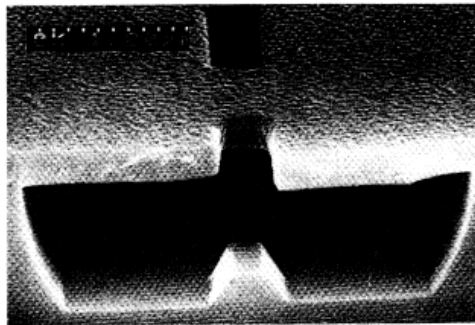
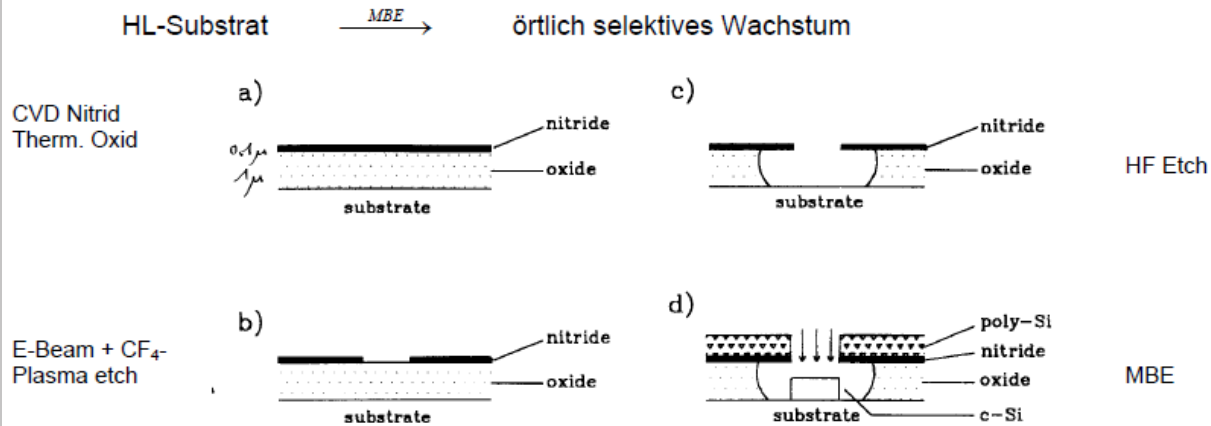
Ausgangsmaterial:

Modulationsdotierte GaAs /AlGaAs Struktur mit 2 DEG, beschichtet mit Zn-haltigem SiO₂-Film (Emulsion, Spin-Coating)



MBE-Wachstum durch Schattenmasken

Prinzip: Erzeugung UHV-tauglicher Schattenmasken auf einem



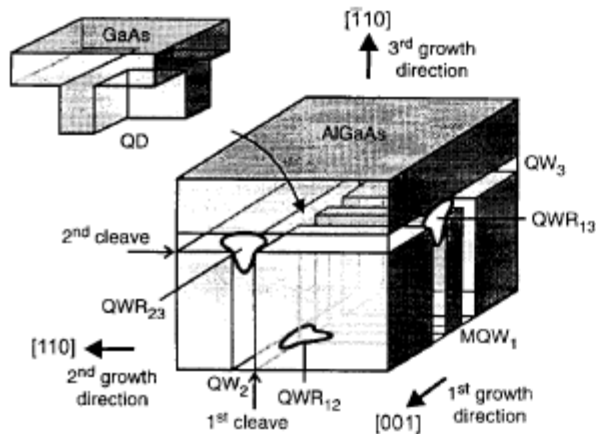
Bsp. Si: Typische Wachstumsraten: 0,1 - 3 Å/s → Bildung von Facetten
 3 - 10 Å/s → keine Facetten

Typische Wachstumstemperaturen: 400 – 700°C

Literatur: E. Hammerl and I. Eisele, Appl.Phys.Lett. 62, 2221 (1993)

MBE – Wachstum auf Spaltflächen

2.6. Wachstum auf Spaltflächen (Cleaved edge overgrowth CEO)



Prinzip:

1. Herstellung einer QW oder MQW Struktur auf einem (100) GaAs Substrat
2. Nach mechanischen Dünnen (50 – 100 nm) wird ein Teil des Wafers erneut ins MBE-System gebracht, In-situ gespalten (in der (110) Fläche) und erneut überwachsen
⇒ T-förmiger Quantendraht
3. wie 2. jedoch Spalten entlang der $(\bar{1}10)$ Fläche
⇒ An der Kreuzung zweier T-förmiger Quantendrähte entstehen Quantenpunkte

Vorteile: Präzise Kontrolle der Geometrie auf der Größenordnung von ML. → interessant für Grundlagenforschung

Nachteile: Teuer, unflexibel mit GaAs/AlGaAs
geringe Confinementenergien ~ 10meV

Anmerkungen:

Das Wachstum auf eine (110) Fläche erfordert niedrige Wachstums-Temperaturen im Bereich von 400°C. Auf der (110) Fläche sind abwechselnd As und Ga Atome vorhanden. Eine As-Terminierung der Oberfläche wie auf der (100) Fläche ist daher nicht möglich.

⇒ eingeschränkte Oberflächenbeweglichkeit.

Erfordert extrem reines MBE-System

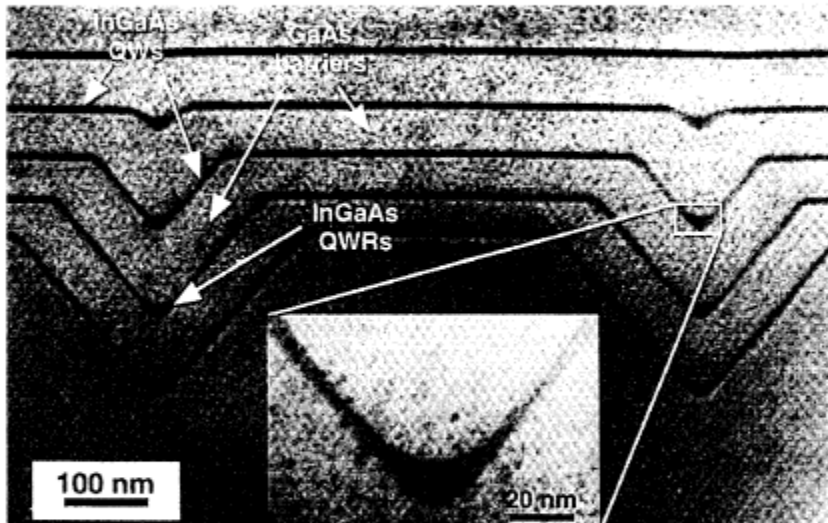
Literatur: Wegscheider et al., PRL 79, 1917 (1997)

Wachstum auf strukturierten Substraten

2.7. Wachstum auf strukturierte Substrate

Idee: Erzeugung defektfreier Nanostrukturen durch geeignete Strukturierung vor der Epitaxie

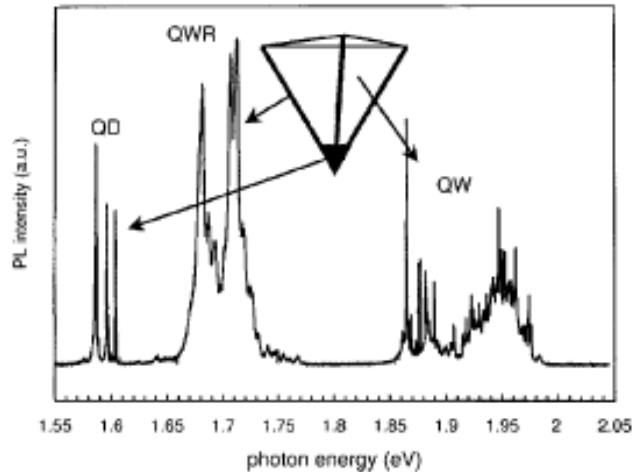
Beispiel: V-förmige Quantendrähte ($[01\bar{1}]$ - orientiert)



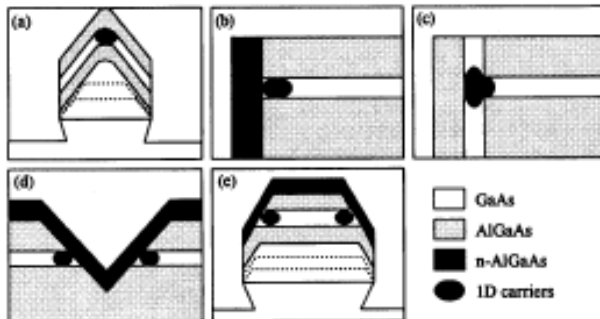
1. Optische Lithographie auf (100) GaAs Substrat → Photolackmaske
2. Herstellung V-förmiger Gräben durch nasschemisches Ätzen (z.B. mit $\text{H}_2\text{SO}_4 : \text{H}_2\text{O}_2 : \text{H}_2\text{O} \quad 1:8:40$)
3. Wachstum einer AlGaAs Schicht ⇒ Ausbildung von $\{111\}$ A Ebenen in den V-Gräben (MOCVD)
⇒ Scharf definierte Ecke am Boden des Grabens
4. Wachstum einer GaAs Schicht ⇒ Erhöhte Oberflächenbeweglichkeit von Ga führt zu erhöhter Wachstumsrate am Boden des Grabens ⇒ V-förmiger Quantendraht
5. Wiederholung von 3. und 4.

MBE Wachstum auf strukturierten Substraten

Die Herstellung von Quantenpunkten mittels ähnlicher Methoden ist durch Wachstum in invertierte tetraedrale Pyramiden auf $\{111\}$ B GaAs Substrat möglich.



Weitere Beispiele für Wachstum auf strukturierte Substrate:



Literatur: Kapon et al., PRL 63, 430 (1989)
 Hartmann et al. APL 73, 2322 (1998)
 Low dimensional structures prepared by epitaxial growth...
 Eberl, Petroff, Demeester NATO ASI Series E: Appl.Sci. Vol, 298

Selbstorganisation und Selbstordnung

2.8. Selbstordnung und Selbstorganisation

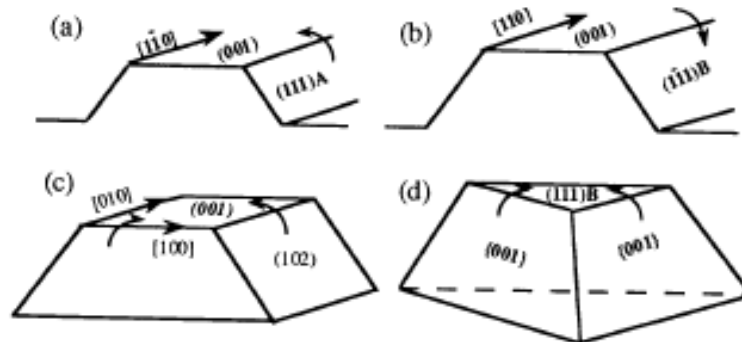
Übersicht:

Halbleiteroberflächen sind für bestimmte Oberflächenorientierungen instabil bezüglich der Bildung geordneter Überstrukturen.

- „Step bunching“, Facettierung



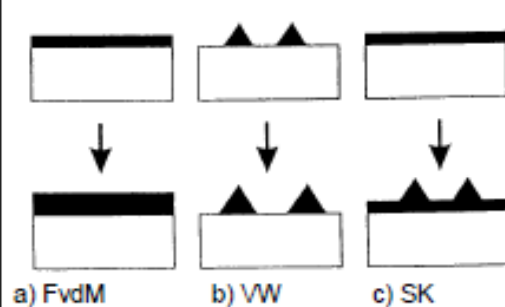
Je nach Orientierung der verwendeten Halbleiteroberfläche und nach genauer Art der Epitaxie (MBE, MOCVD, verspannte oder nicht verspannte Systeme) entstehen so im Idealfall Objekte bestimmter Form und Anordnung mit mesoskopischen Dimensionen



Bei der Strukturbildung sind in der Regel thermodynamische wie auch kinetische Prozesse wichtig.

Wachstumsmoden

Inselbildung durch Wachstum verspannter Systeme

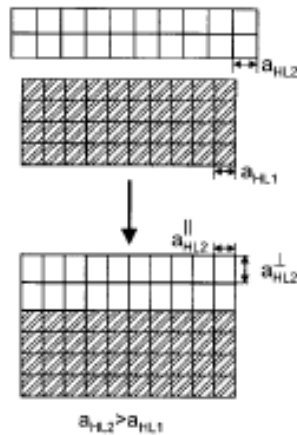


Überblick:

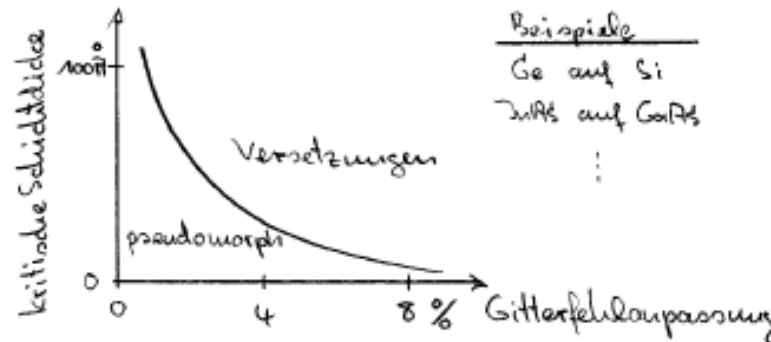
Beim Wachstum von Systemen nicht gitterangepasster Materialien treten drei unterschiedliche Fälle auf:

a) Frank van der Merwe Wachstum: (FvdM - Modus)

Zweidimensionales Wachstum einer verspannten, versetzungsfreien Schicht mit der lateralen Gitterkonstante des Substrats



Die Schicht wächst pseudomorph bis zu einer kritischen Schichtdicke, bei der die akkumulierte Verspannungsenergie ausreicht um spontan Versetzungen zu bilden.

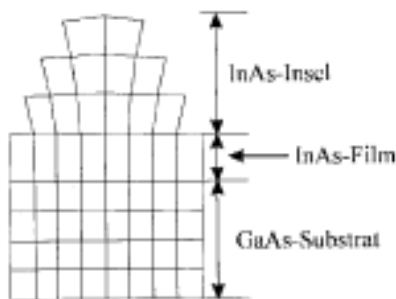


Wachstumsmoden

b) Volmer-Weber Wachstum: (VW-Modus)

keine Benetzung → dreidimensionales Wachstum

c) Stranski – Krastanow Wachstum (SK-Modus)



Kohärente d.h. versetzungsfreie
Ausbildung von Inseln auf einer 2D
Benetzungsschicht (Wetting-Lager)

(hier am Beispiel InAs auf GaAs)

Ursache für die Inselbildung ist eine thermodynamische Instabilität: → Einlaufen in einem Zustand niedrigster Energie durch Inselbildung

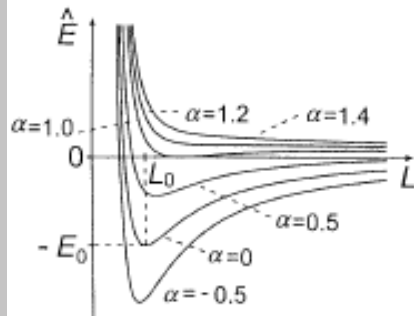
Die Gesamtenergie E_{ges} eines verspannten Heterosystems ist darstellbar als:

$$E_{ges} = E_{elast} + E_{Oberf.} + E_{kante}$$

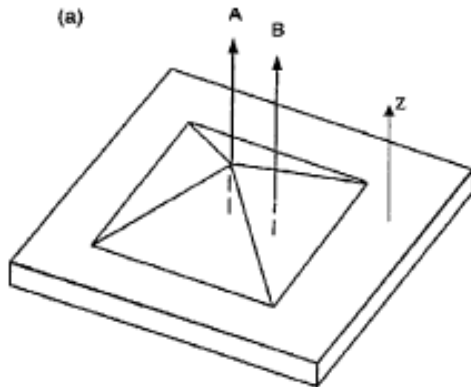
$$E_{ges} = -aL^3 + bL^2 - \{cL \ln L + d \cdot L\}$$

Die Parameter a-d sind Funktionen von elastischen Größen und Geometriefaktoren. (siehe Shchukin et al., PRL 75, 2968 (1995))

Wachstumsmoden - SK



(a)



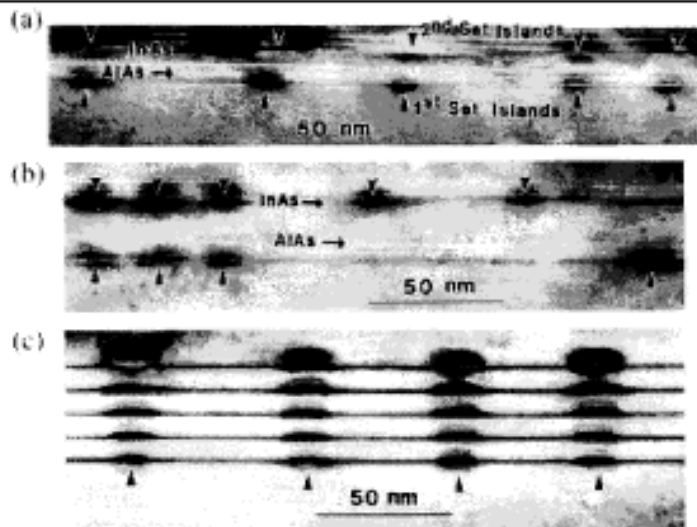
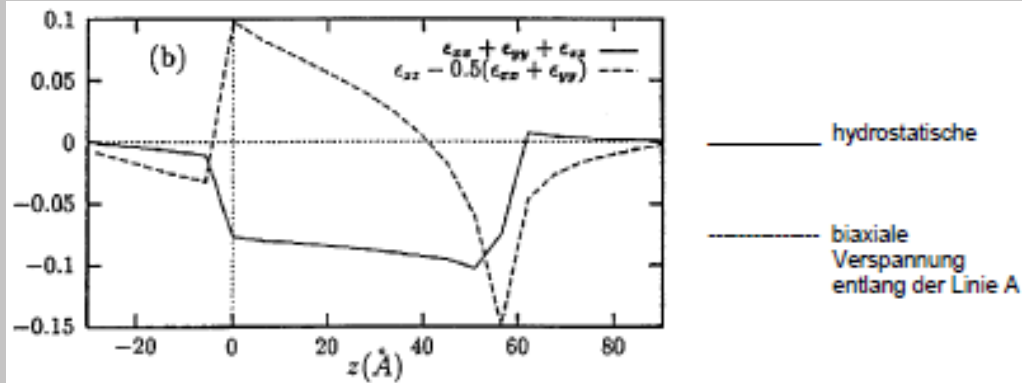
Es ergeben sich Zustände geringster Energie für bestimmte charakteristische Inselgrößen L

(α Parametrisiert hier unterschiedliche Verhältnisse von Oberflächen zu Kantenenergie)

⇒ stabile Inselgröße

Sowohl Insel wie auch Substrat ist verspannt:

Stapelbildung



Die Spannungsfelder bereits existierender QDs führen beim Überwachsen zu vertikal geordneten Säulenstrukturen (gestapelte QDs → wichtig für QD-Laser)

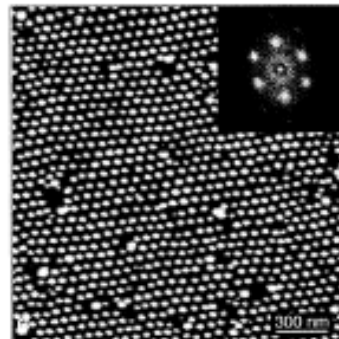
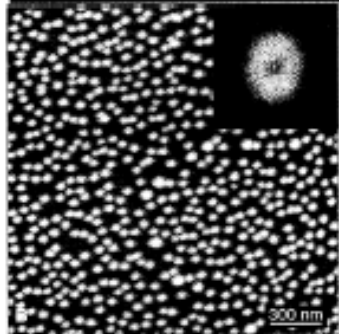
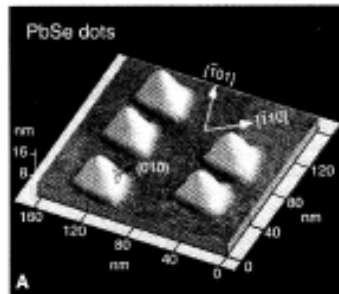
SK-Dots sind auf unterschiedlichsten Materialsystemen realisierbar:

QD:	Substrat:
Ge	Si
InAs	GaAs
InP	InGaP
GaSb	GaAs
InAs	Si
	usw.

Literatur : Bimberg et al., Quantum Dot Heterostructures (J. Wiley & Sons, London, 1999)

SK-Wachstums mit 3D-Ordnung

Stranski – Krastanow – Wachstum mit 3D – Ordnung



Voraussetzung:

Substrat mit anisotropen elastischen Konstanten

Hier: $Pb_{1-x}Eu_xTe$ Substrat
mit $PbSe$ QDs.
(111 – Oberfläche)

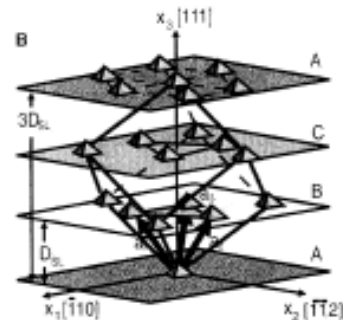
Bild (B): AFM – Aufnahme
einer $PbSe$ QD Einzelschicht

→ keine laterale Ordnung erkennbar

Bild (C): Letzte Lage einer Multischicht mit 60 Perioden.

→ laterale Ordnung

Anordnung der QDS in einem trigonalen Gitter mit ABCABC Stapelfolge:



Ursache:

Die anisotropen elastischen Konstanten des Substrats führen zur Ausbildung von 3 örtlich getrennten Maxima der lateralen Verspannung in der Ebene B, die durch Anwesenheit eines QDs in der Ebene A verursacht wird. Dies führt zu einer geordneten Nukleation von 3 Qds in der Ebene B. (usw.)

Literatur: G. Springholz et al., Science 734 (1998)