Realle Kristalle

Kristallbaufehler

Amorfe Metalle, Metallgläser

MŰEGYETEM 1782

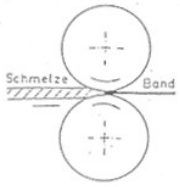
Metallische Werkstoffe

Treten im amorphen Zustand auf bei

- bestimmten Festkörperreaktionen (mechanisches Legieren),
- der elektrolytischen Abscheidung,
- der dünnflächigen Aufschmelzung durch Laserbestrahlung,
- der Aufdampfung auf gekühlte Unterlagen,
- der schnellen Erstarrung aus dem schmelzflüssigen Zustand ($dT/dt \geq 10^6$ [°C/s])

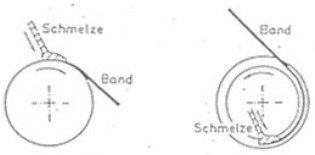
Lassen sich nur mit rel. geringen Dickenabmessungen (< 0,1 mm!) erzeugen z. B. als Bänder, nach folgenden Verfahren:

Walzabschrecken



Aufspritzen auf rotierende Räder

Radaußenseite Radinnenseite

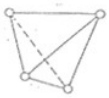


Man kennt inzwischen viele Typen von amorphen Metall-Legierungen, die auch einfach als

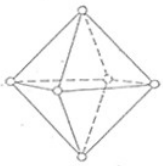
- metallische Gläser
- glasartige Metalle,
- amorphe Metalle

bezeichnet werden. Sie bauen sich auf aus räumlich dicht und regellos aneinander gereihten elementaren Struktureinheiten, von denen die folgenden fünf (am häufigsten die Tetraeder!) beobachtet werden:

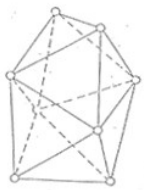
4-Flächner



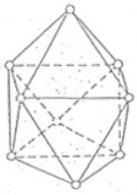
8-Flächner



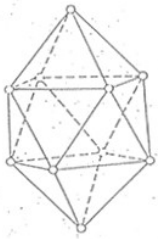
11-Flächner



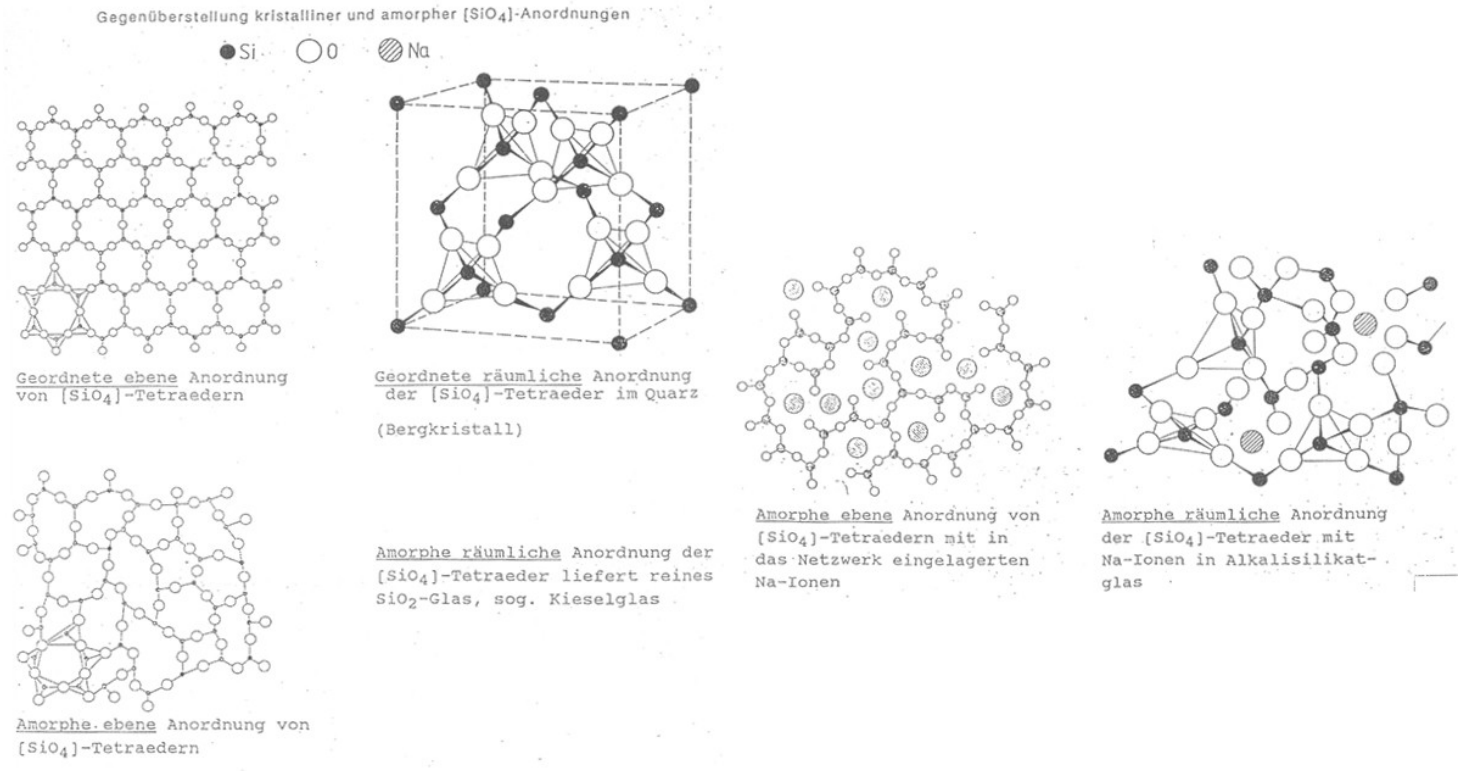
14-Flächner



16-Flächner



Amorfe und kristalline SiO_4 Anordnungen



Themen der Vorlesung

- Einführung (Rolle der Gitterfehler)
- Punktfehler
- Linienfehler
- Flächenfehler
- Volumenfehler

Während der Vorlesung werden wir kennenlernen

- Wirkung der Gitterfehler auf die Materialeigenschaften;
- Arten der Punktfehler und Entstehungsmechanismen;
- Arten der Linienfehler, und deren Rolle bei der plastische Verformung der Materialien
- Arten der Flächenfehler,
- Arten der Volumenfehler.

Warum sind Gitterstörungen wichtig ?

- Die Gitterfehler beeinflussen grundlegend die Eigenschaften der Materialien sogar in sehr kleinen Konzentrationen
- Ohne Gitterfehler:
  - würden die Halbleiter nicht funktionieren
  - die Festigkeit der Metalle wäre viel größer
  - die Zähigkeit der Keramiken wäre viel größer
  - Kristalle hätten keine Farbe.

Kristallbaufehler

- Die Festigkeit der technischen Metalle ist weniger als 1% der aus der idealen Model abgeleiteten Wertes.
- Die Leitfähigkeit von reines Si wird mit Zulegieren von 10^{-8} m% B verdoppelt.

→ Kristallbaufehler

att

Kristallbaufehler

MŰEGYETEM 1782

- Punktfehler (0 Dim.)
  - Leere Gitterplätze
  - Interstitionsatome
  - Fremdatome auf
    - Interstitionsplätze
    - Substitutionspätze
- Linienfehler (1 Dim.)
  - Versetzungen
    - Linienversetzungen
    - Schraubenversetzungen
- Flächenfehler (2 Dim.)
  - Makroskopische Oberfläche
  - Korngrenze
  - Phasengrenze
  - Zwillingsgrenze
  - Stapelfehler
- Volumenfehler (3 Dim.)

Punktfehler (0D)

- Leerstellen
- Eigenes Atom in der Zwischengitterposition (Frenkel-Paare)
- Fremde Atome (interstitiell, substitutionell)
- Thermisch aktivierte Fehler

att

Punktfehler (0D)

MŰEGYETEM 1782

Entstehen der Punktfehler

- Plastische Verformung
- Rasche Abkühlung (weit von der Gleichgewicht)
- Korpuskelstrahlung (Neutronbestrahlung)

Verschwinden der termischen Punktfehler

- Diffusionsbewegung
- Korngrenzen
- Stufenverzetzungen (Extraebene - klettern)

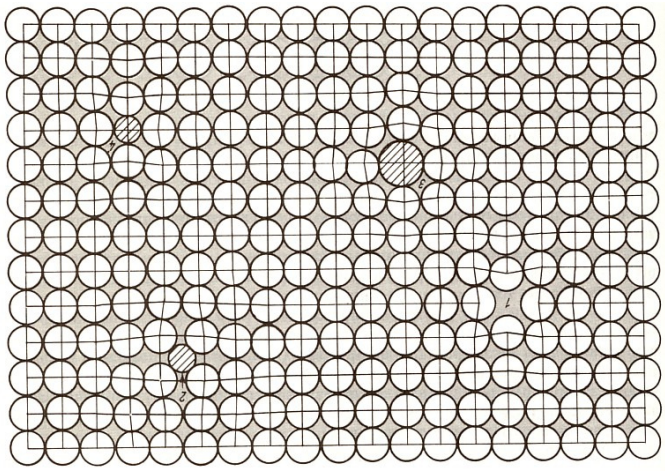
Thermisch aktivierte Fehler:

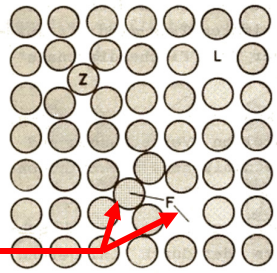
Eigene Atome:

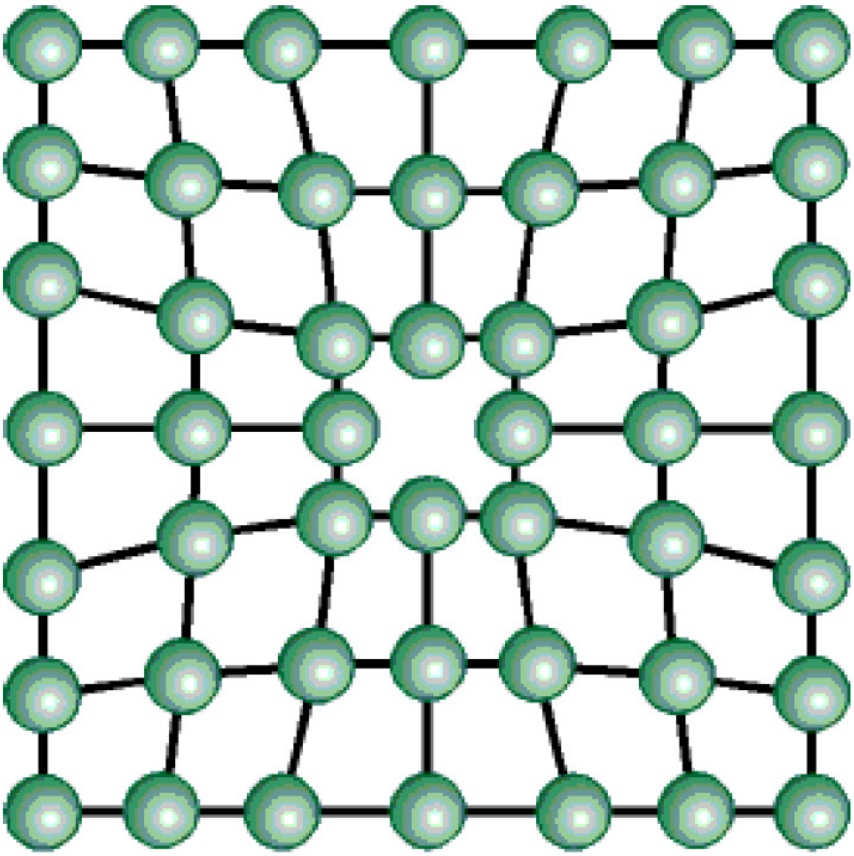
- Leerstellen
- Zwischengitteratome
- Frenkel-Defekte

Fremde Atome:

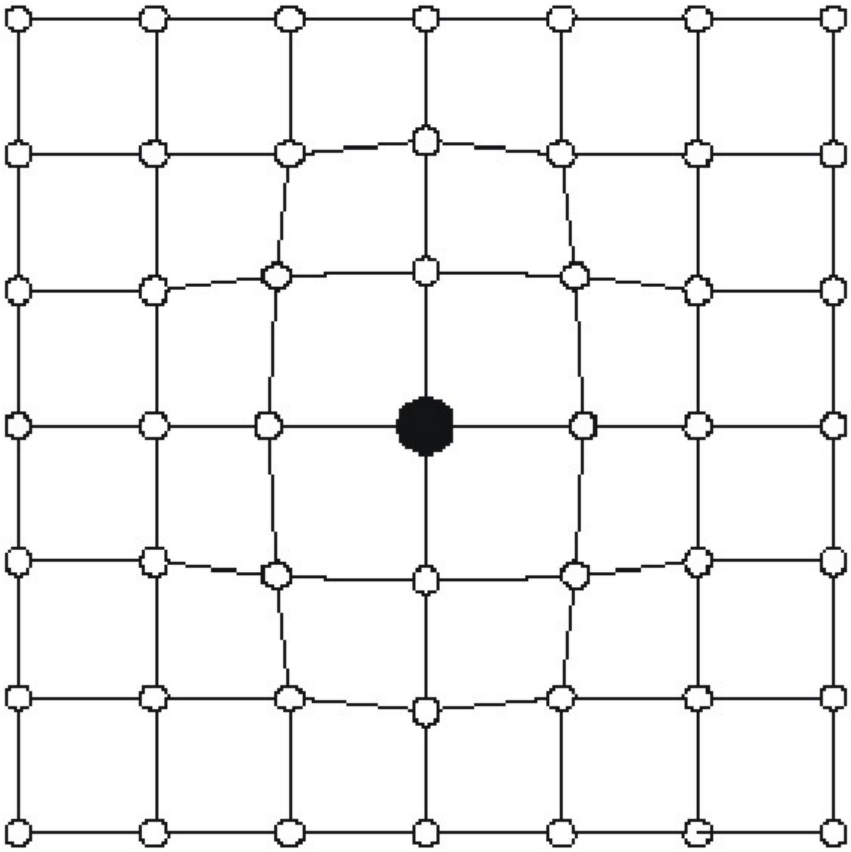
- interstitiell
  - eigenes Atom
  - Fremdatom
- substitutionell



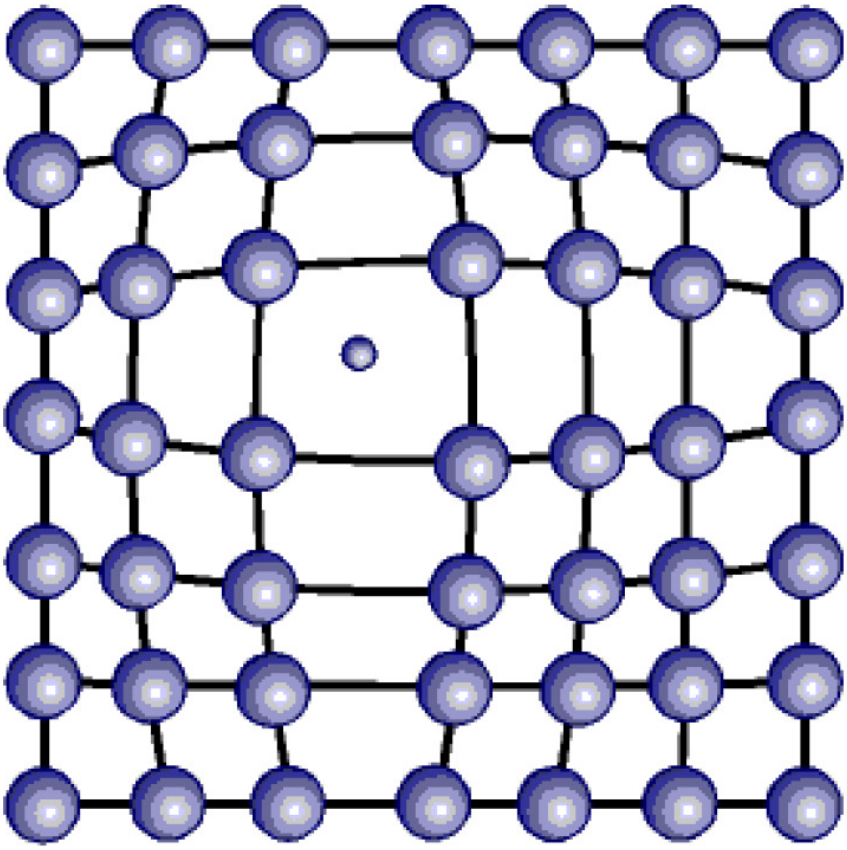




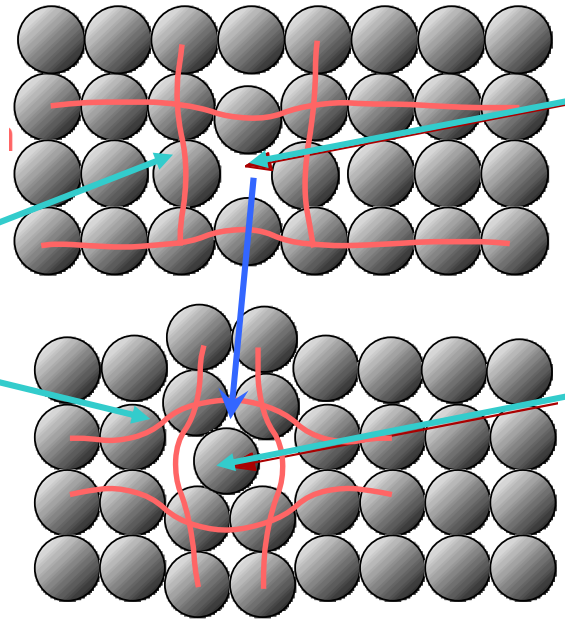
Substitutionsatom



Interstitionsatom
Zwischengitteratom



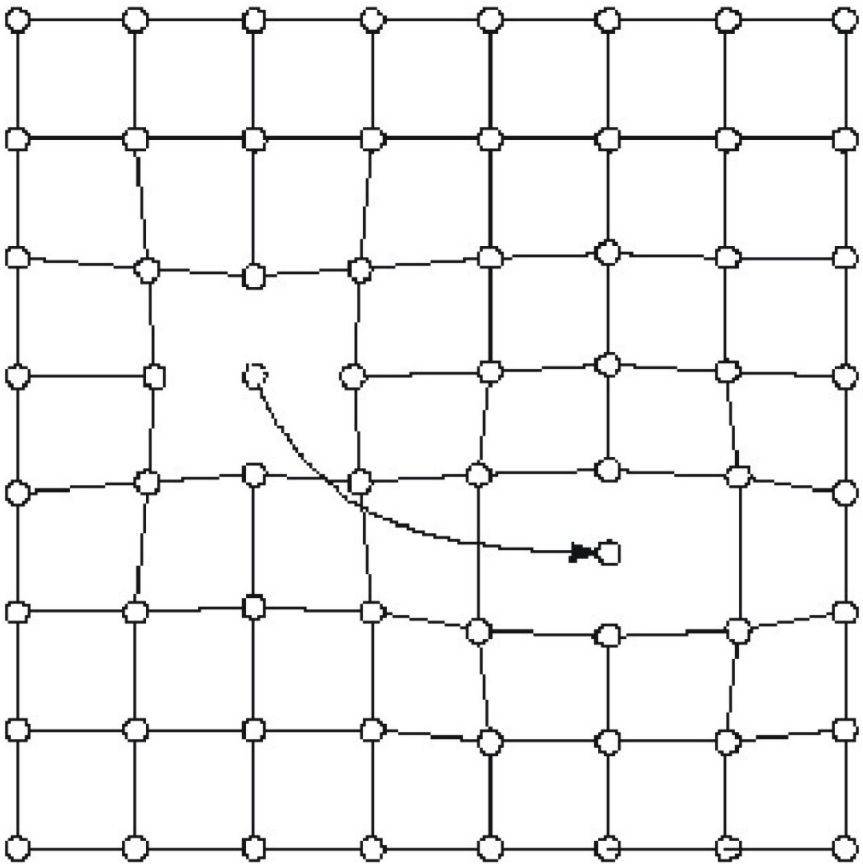
Frenkel Mechanismus



$$\frac{n_A}{N} = \exp^{\left(-\frac{E_A}{kT}\right)}$$

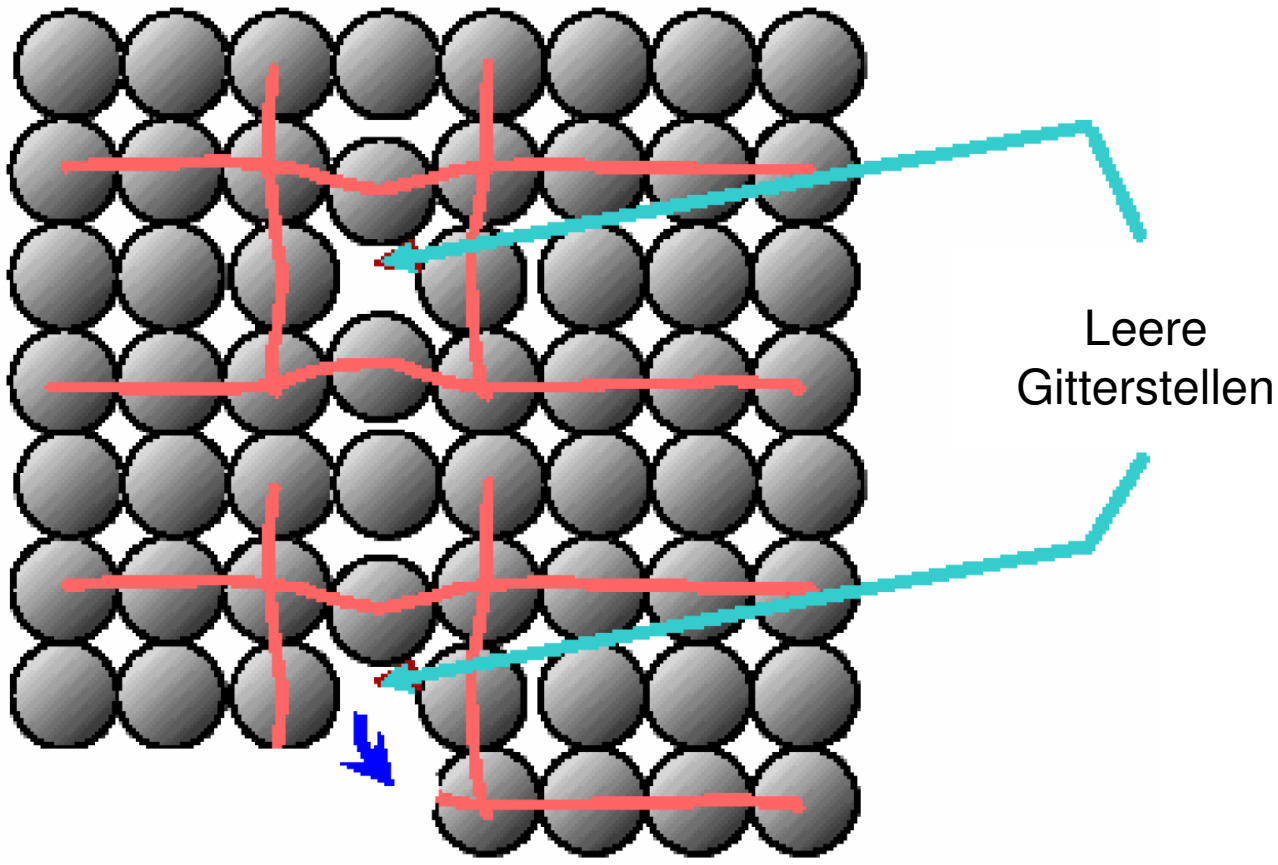
N_A – Anzahl der Leerplätze, ***N*** – Anzahl alle Gitterplätze,
E_A – zur Bildung einer Leerstelle nötige Energie,
k – Boltzman Konstante, ***T*** – Temperatur

Frenkel Mechanismus

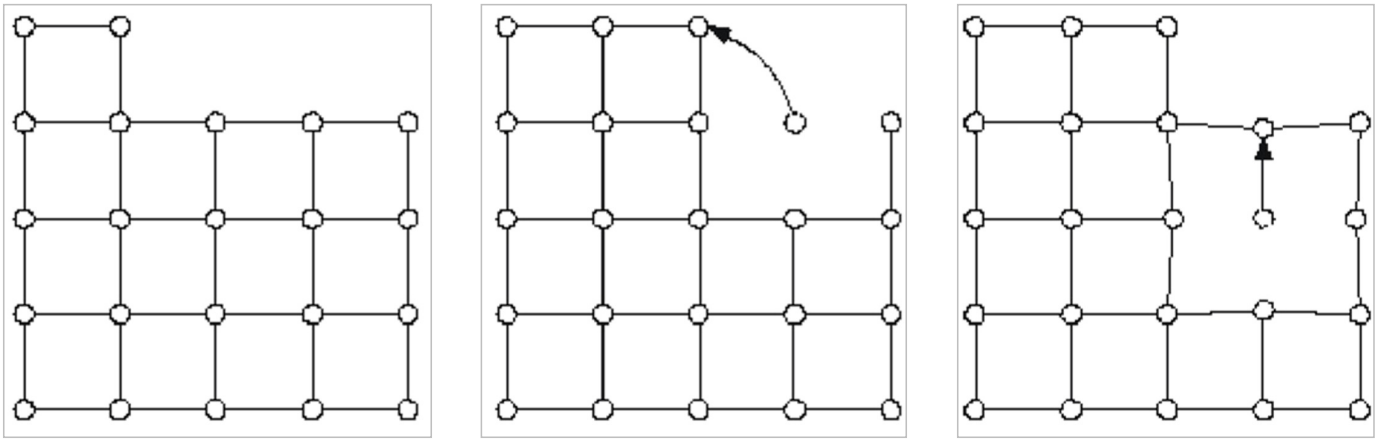


$$\frac{n_A}{N} = e^{\left(-\frac{E_A}{kT}\right)}$$

Wagner-Schottky Mechanismus

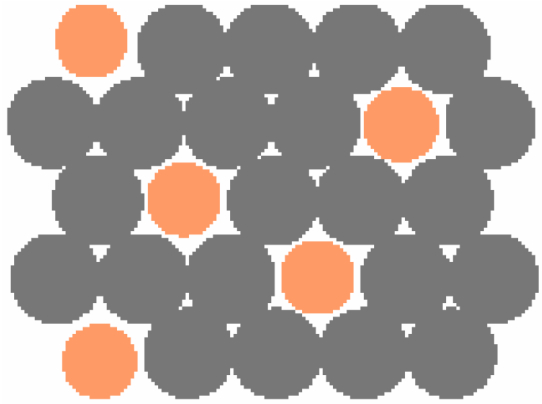


Wagner-Schottky Mechanismus

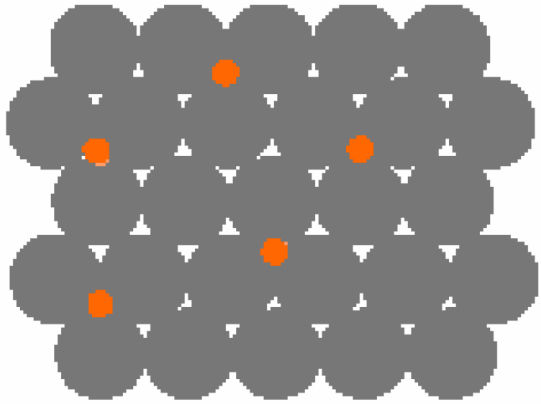


- Die Leerstelle entsteht an der Kristallgrenze, und wandert durch Diffusion in den Kristall.
- Die Wahrscheinlichkeit der W–S-Fehler ist mehr mals größer, als der Frenkel-Fehler.

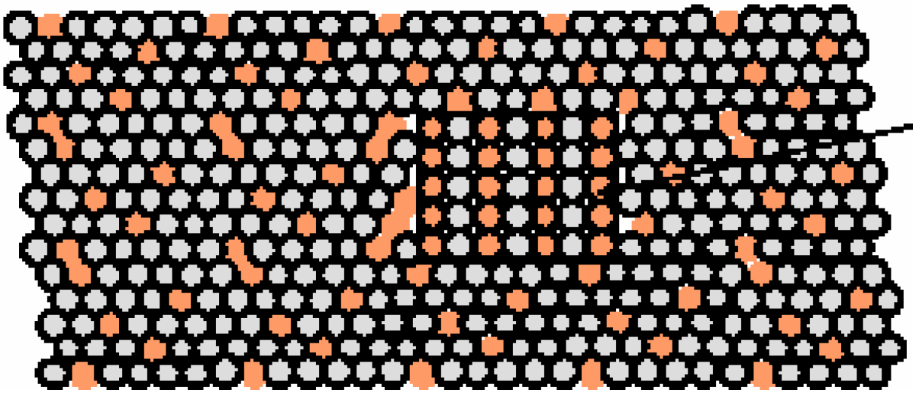
Mischkristall: Grundmetall (A) + gelöstes Atom (B)



Substitutionsmischkristall z.B.
Ni Grundmetall + Cu Legierung



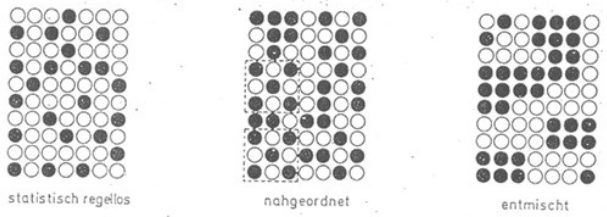
Inerstitielles Mischkristall z.B.
Fe Grundmetall + C Legierung



Zweite Phase
- verschiedene Zusammensetzung
- verschiedene Struktur

Nahgeordnete und nahentmischte Substitutionsmischkristalle

Mögliche Zustandsformen homogener Mischkristalle



Nachbarschaftsverhältnisse:

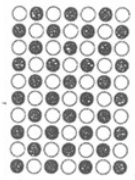
gleichviel AA, BB, AB	mehr AB als AA, BB	mehr AA, BB als AB

Energetische Verhältnisse (Betrachtung von je zwei A- und B-Atomen, die sich entweder zu AA, BB oder 2AB zusammenbinden können):

$2U_{AB} = U_{AA} + U_{BB}$	$2U_{AB} > U_{AA} + U_{BB}$	$2U_{AB} < U_{AA} + U_{BB}$

Ferngeordnete Mischkristalle

a) Der grundsätzliche Aspekt



Statistische Verteilung der B-Atome geht in eine geordnete über.
Kommt häufig vor bei Atomkonzentrationen

$C_A' : C_B' = 1 : 1$ bzw. $3 : 1$ bzw. $1 : 3$

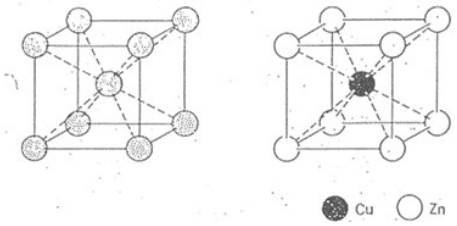
$C_A' = \frac{n_A}{n_B + n_B} \cdot 100$ At.-% $\quad C_B' = 100$ At.-% $- C_A'$

b) Charakteristische Beispiele

α) Krz. Überstruktur vom Typ AB

Beispiel: CuZn

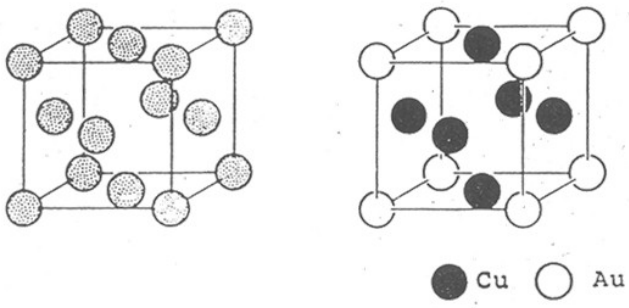
regellos geordnet



β) Kfz. Überstruktur vom Typ A_3B

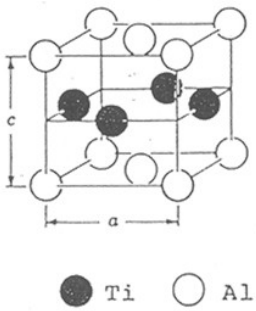
Beispiel: Cu_3Au

regellos geordnet



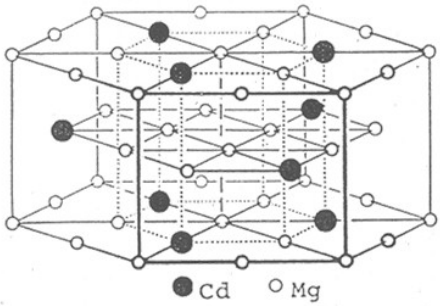
γ) Kfz. Überstruktur vom Typ AB

Beispiel: TiAl



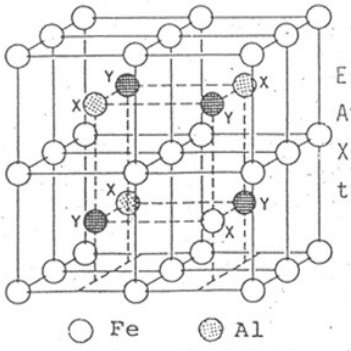
δ) Hex. Überstruktur vom Typ A_3B

Beispiel: Mg_3Cd



ε) Krz. Überstruktur vom Typ A_3B

Beispiel: Fe_3Al

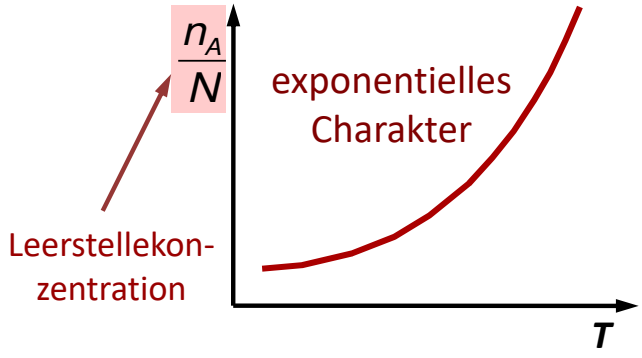


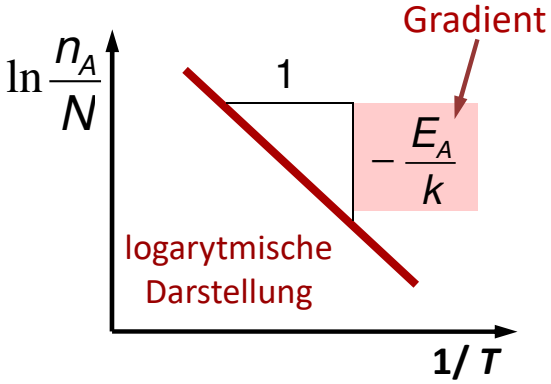
Es werden von den Al-Atomen entweder die X- oder die Y-Positionen eingenommen

Entstehung von Punktfehler

- Infolge Bestrahlung
  - Die Partikel schlagen die Gitteratome aus seinen Plätzen (z.B. Frenkel-Paare)
- Infolge Wärme

$$\frac{n_A}{N} = \exp\left(-\frac{E_A}{kT}\right)$$





E_A kann man aus Untersuchungen bestimmen

Gleichgewichtskonzentration der thermisch aktivierten Punktfehler

$$\frac{n_A}{N} = e^{\left(-\frac{E_A}{kT}\right)}$$

$$k = \frac{R}{N_A} = 1{,}38 \cdot 10^{-23}\,J/K$$

$$E_{Vakancia} = 1 - 2eV$$

$$E_{Saját\text{-}interstíciós} = 4 - 6eV$$

$$T = 300K$$

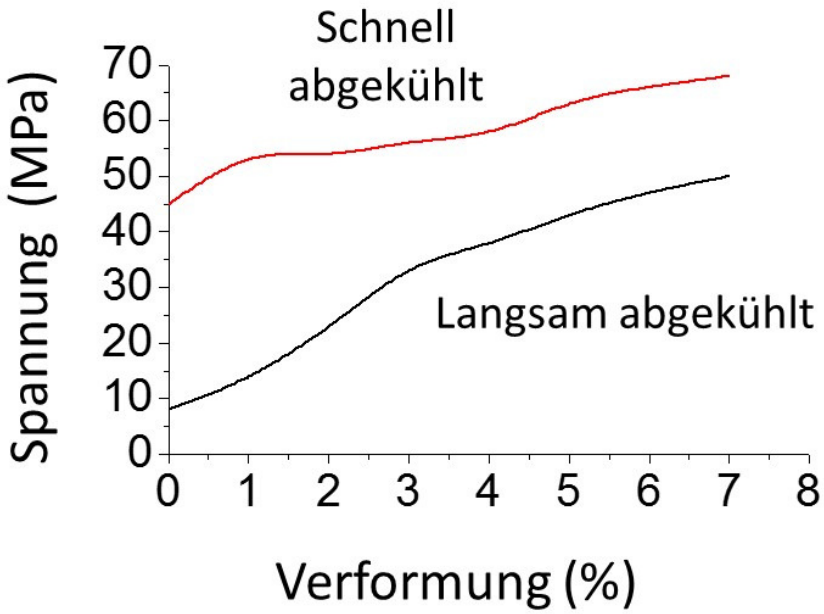
$$(1eV, 5eV)$$

$$\frac{N_V}{N_{SI}} \approx 10^{67}$$

Gitterdeformation ⇔ Aktivierungsenergie

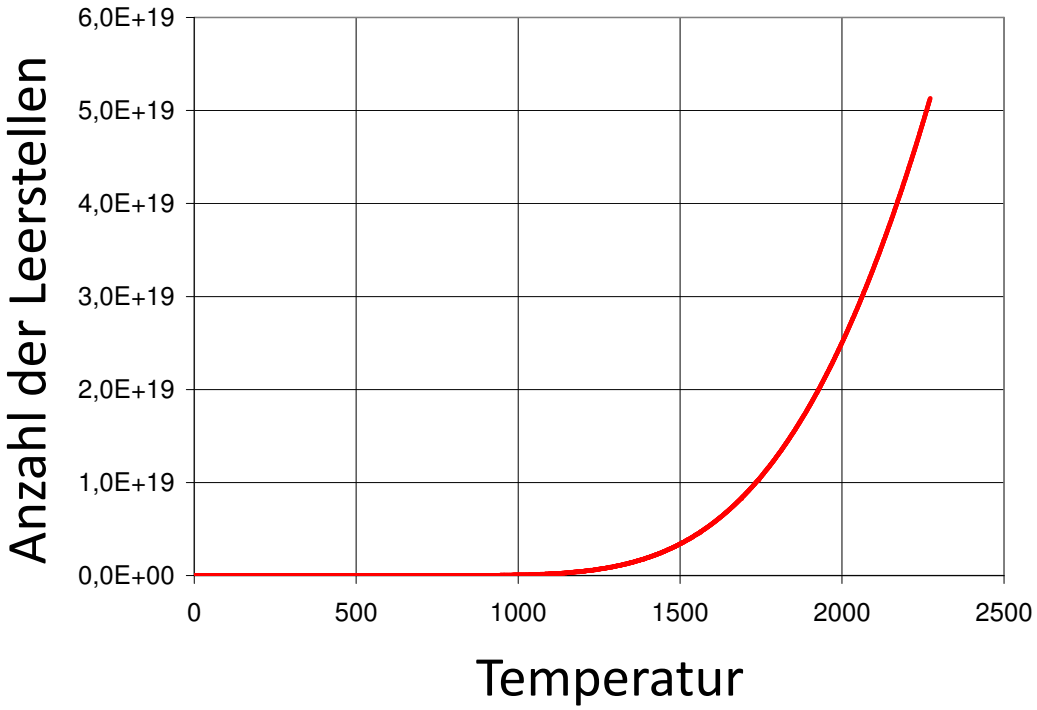
Einfluss der Leerstellen

zb: auf Kupfer



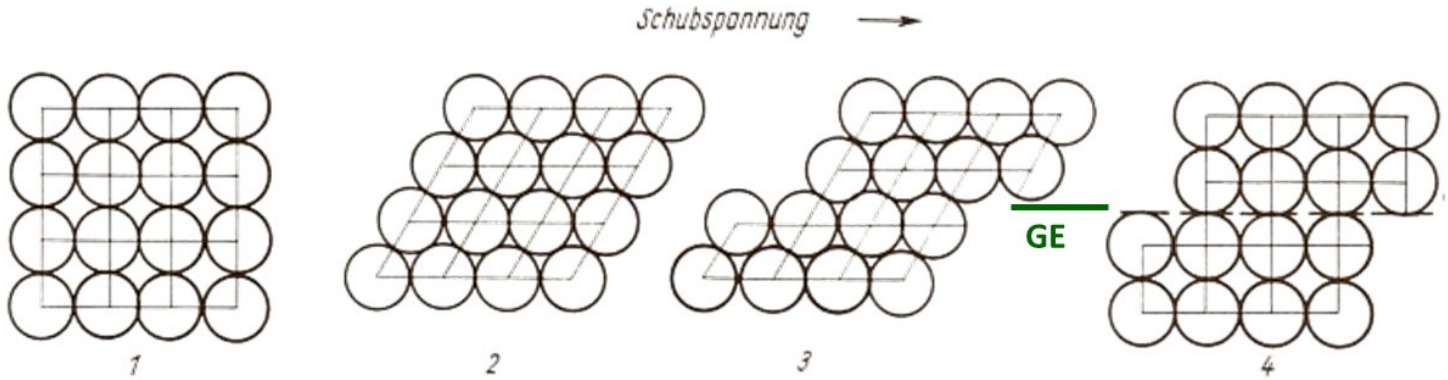
spezifischer eletrischer Widerstand erhöht um etwa (2-3 %)

Einfluss der Temperatur



Leerstellenzahl 1 cm^3 Metall ~ 10^{22} Atom, E_{Akt} = 1 eV

Elastische, plastische Verformungen



unverformt | elastisch | elastisch und plastisch | plastisch verformt

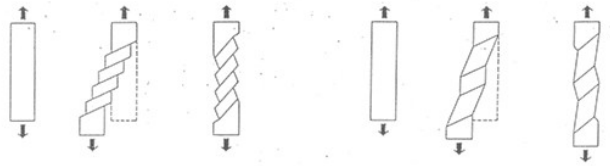
GE - Gleitebene

Einleitende Bemerkungen

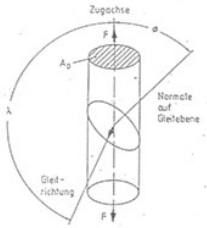
Einleitende Bemerkungen

Plastische Verformung erfolgt mikroskopisch durch

kristallographisch unbegrenzte	kristallographisch begrenzte
plastische Abscherung (Abgleitung) dichtest gepackter Gleitebenen in dichtest gepackten Gleitrichtungen "Gleitverformung"	plastische Abscherung (Abgleitung) definierter Zwillingsgleitebenen in definierten Zwillingsgleitrichtungen "Zwillingsverformung"



Wirken auf einen zylindrischen Einkristall der Querschnittsfläche A_0 momentenfrei die Kräfte F, so wirkt in der Gleitebene in Gleitrichtung die Schubspannung



$$\tau = \frac{F}{A_0} \cos\varphi \cos\lambda = \sigma \cos\varphi \cos\lambda$$

Zwischen der Normalspannung in Beanspruchungsrichtung σ und τ besteht also der Zusammenhang

$$\sigma = m\,\tau \quad \text{mit} \quad m = \frac{1}{\cos\varphi \cos\lambda}$$

m heißt Schmidfaktor und nimmt Werte

$$2.00 < m < 3.67$$

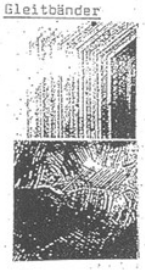
an. Über alle Kristallorientierungen gemittelt ergibt sich $\overline{m}_1 = 2.24$

Erreicht τ bzw. σ eine kritischen Wert (den Werkstoffwiderstand gegen einsetzende plastische Verformung), so setzt

Gleitverformung oder Zwillingsverformung

ein. Als Folge davon bilden sich an der Kristalloberfläche typische Gleitmerkmale aus

Gleitbänder und Zwillingsbänder



Beispiel:

Einfachgleitung (Nickel, zwei Körner mit Korngrenze)

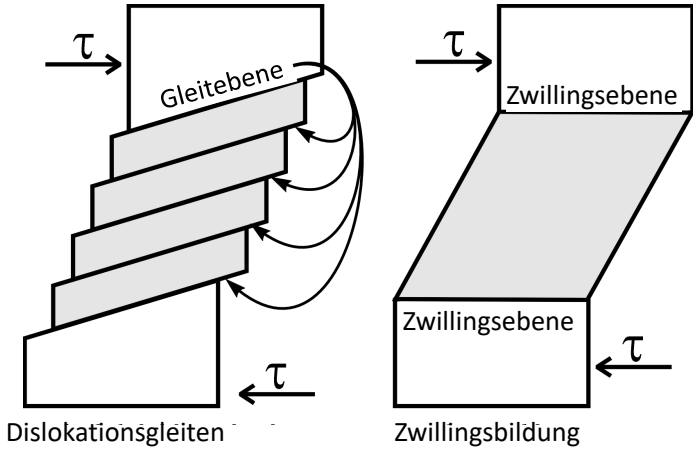
Mehrfachgleitung (Aluminium, mehrere Körner)

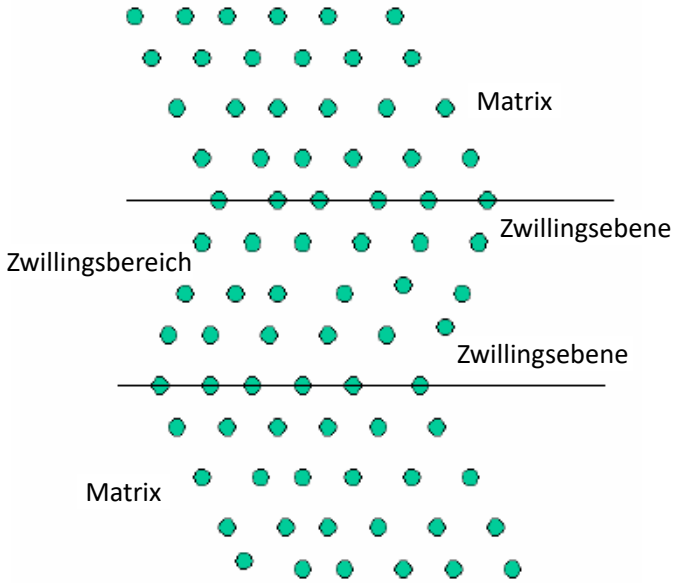
Beispiel:

Einfachzwillingsbildung (CuSn8, Körner mit Korngrenze)

Mehrfachzwillingsbildung (CuSn8, mehrere Körner)

Plastische Verformung durch Zwillingsbildung





Gleiten: Bewegung in einigen Gleitebenen

Zwillingsbildung: Alle Ebenen bewegen sich in dem Zwillingsbereich.

*Schmid*sche Schubspannungsgesetz

$$\tau = \sigma \cos \Phi \cos \lambda = \sigma\, m$$

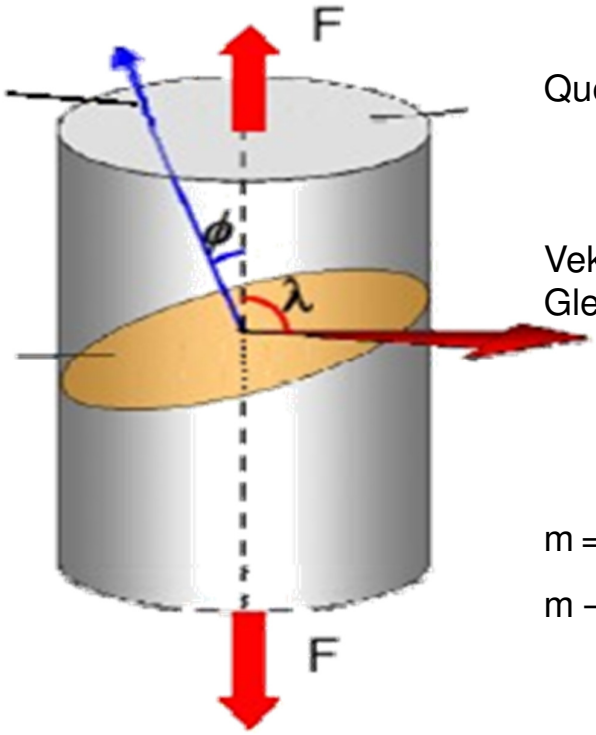
Normalvektor der Gleitebene

Gleitebene A_G

$A_G = A / \cos \Phi$

$F_G = F \cos \lambda$

$\tau = F_G / A_G$



Querschnitt A

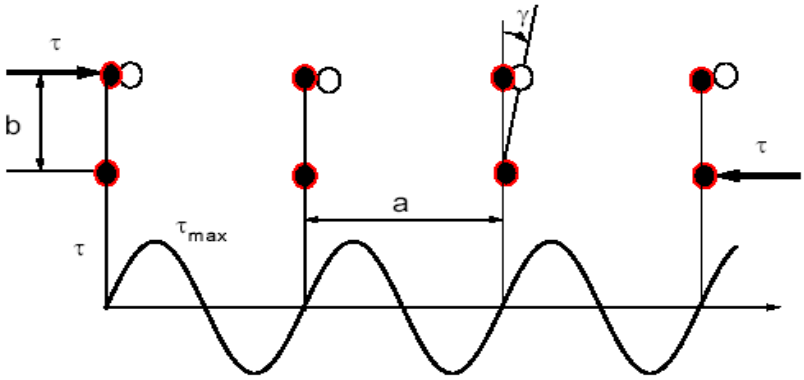
Vektor der Gleitrichtung

$m = \cos \Phi \cos \lambda$

m – Schmidsches Faktor

Theoretische Fließgrenze

Frenkel: Berechnung der theoretischen Streckgrenze τ_{th}



$$\tau = \tau_{max} \sin \frac{2\pi x}{a}$$

für kleine Bewegungen ↓

$$\tau = \tau_{max} \frac{2\pi x}{a}$$

$$\tau = G\gamma = G\frac{x}{b} = \tau_{max}\frac{2\pi x}{a} \Rightarrow \tau_{max} = \frac{a}{b}\frac{G}{2\pi} \approx \frac{G}{2\pi}$$

Fe: $\tau_{max\ theoretisch}$=12960 MPa ←→ $\tau_{max\ gemessen}$=27 MPa (0,21%)

Al: $\tau_{max\ theoretisch}$= 4200 MPa ←→ $\tau_{max\ gemessen}$= 1 MPa (0,023%)

att

Theoretische Fließgrenze

MŰEGYETEM 1782

Fe: $\tau_{max\ theoretisch}$=12960 MPa ←→ $\tau_{max\ gemessen}$=27 MPa (0,21%)

Al: $\tau_{max\ theoretisch}$= 4200 MPa ←→ $\tau_{max\ gemessen}$= 1 MPa (0,023%)

Theoretische und Gemessene Fließgrenze ist um Größenordnungen Verschieden →

Dislokationstheorie: Verformung geschieht nicht in einem Schritt→ Dislokationsbewegung

Versetzungen

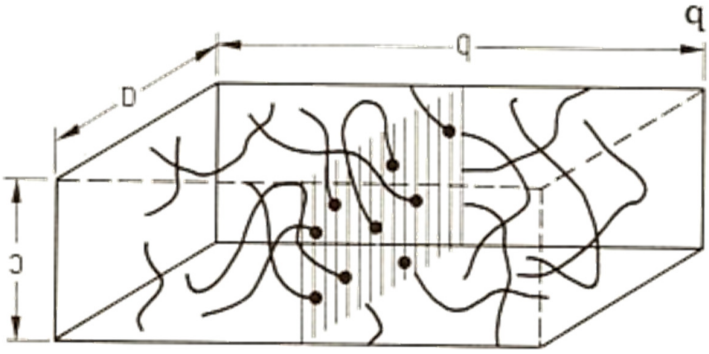
Nadelkristall (whisker, 1950) Kondensator Zn, d = 0,1- 0,001 µm

1934: Fransis Taylor, Orován Emil, Polányi Mihály

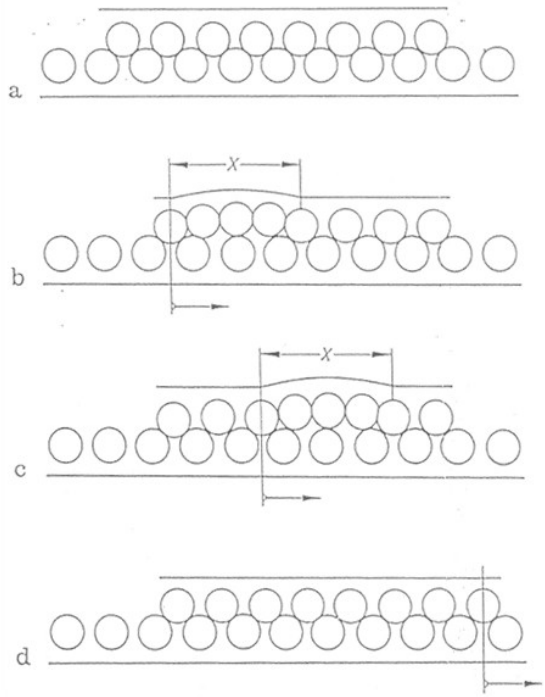
1960: Durchsrahlungs-Elekrtonenmikroskopie (TEM)

Definition: Eine Versetzung ist die Grenzlienie zwischen geglittenen und originellen (nicht geglittenen) Bereiche.

- Stufenversetzung
- Schraubenversetzung
- gemischte Versetzung
- volle Versetzung
- partielle Versetzung

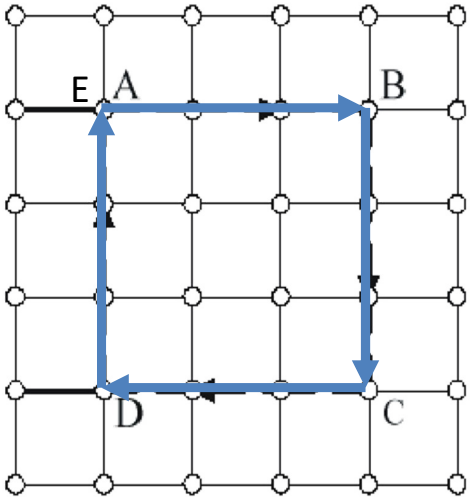


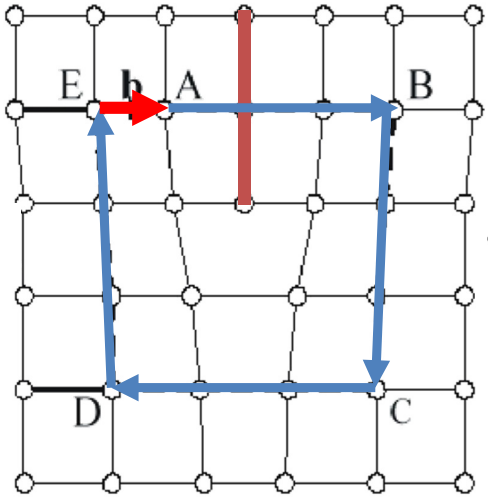
Versetzungen



Entstehung einer Versetzung im Kugelmodell. a Ungestörter Aufbau einer Atomreihe über der anderen; b Entstehung der Versetzung x durch örtliche Verdichtung des Atomabstandes; c Wanderung der Versetzung x unter dem Bestreben der Atome, eine günstige Lage einzunehmen; d Die Versetzung hat die obere Atomreihe durchwandert und ist erloschen. Die obere Reihe hat sich gegenüber der unteren um einen Atomabstand verschoben

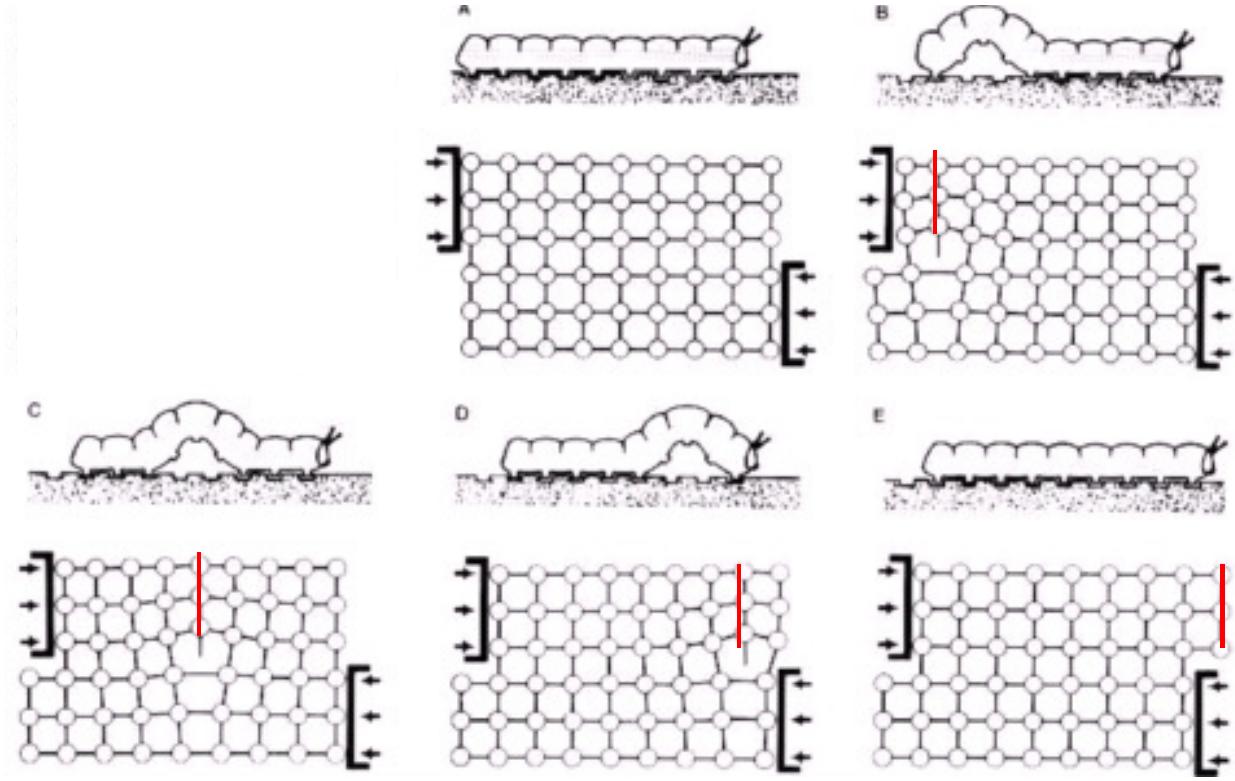
Burgers Vektor



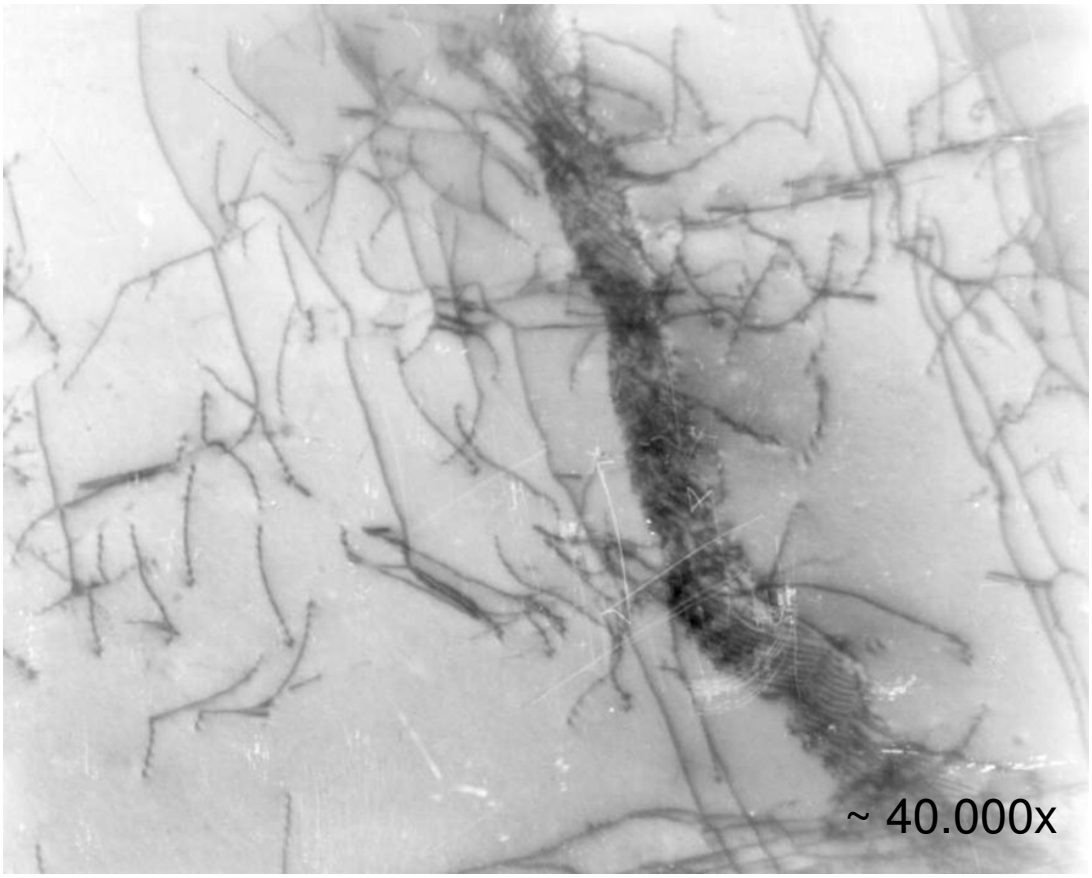


Bewegung der Stufen-versetzung

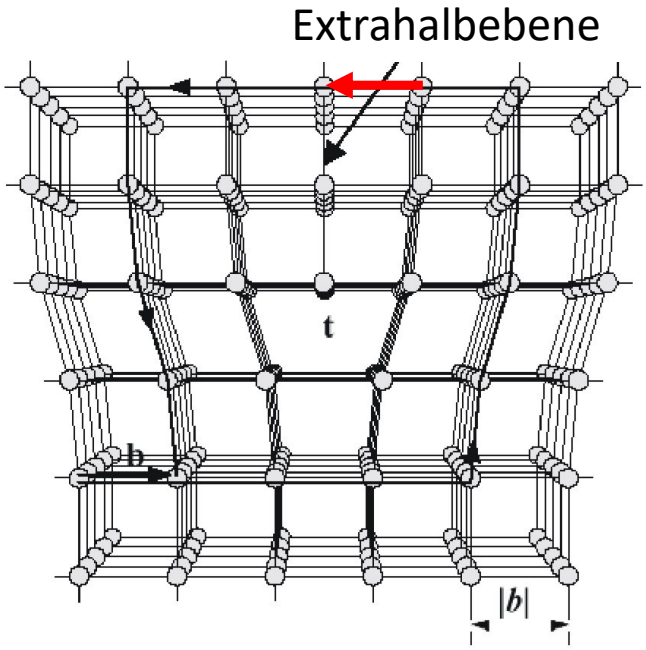
Analog zu (Raupen / Teppich)



TEM Aufnahme von Versetzungen



Stufenversetzung



Versetzungslienie: **t**

Definierte Gleitebene
$\Rightarrow$ nicht beweglich

Extraebene

Burgers-Vektor: **b**

b $\perp$ **t**

Stufenversetzung

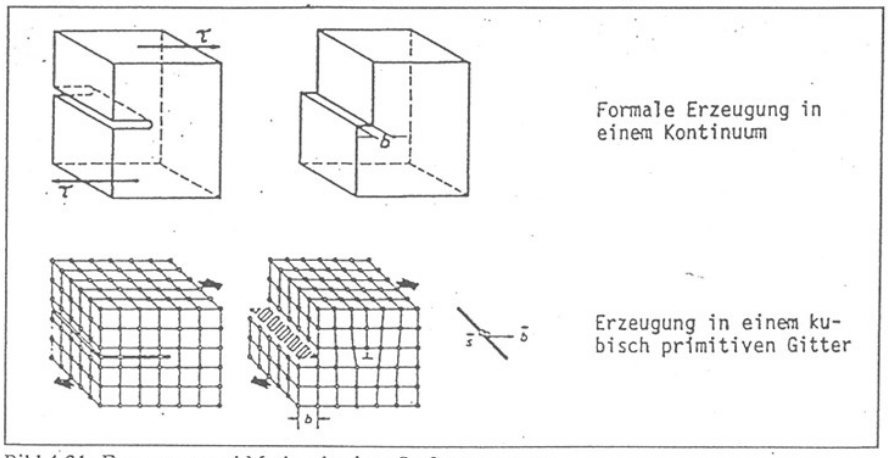
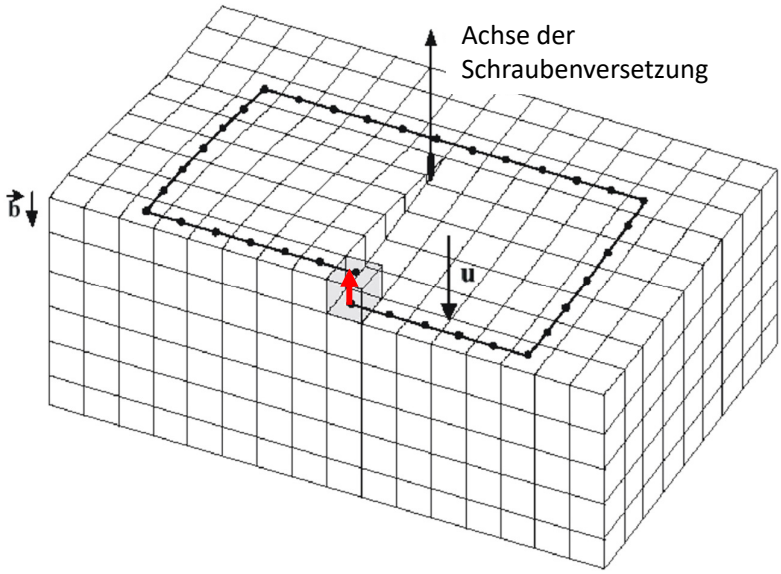


Bild 4.21: Erzeugung und Merkmale einer Stufenversetzung

→ Gerade Schnittkante senkrecht zu τ
→ Verschieben um Burgersvektor $\vec{b}$
→ Zusammenschweißen
→ Festlegung der "Versetzungslinie" als schlauchartigen Werkstoffbereich um das verschweißte Schnittende

- Auftreten einer eingeschobenen Gitterhalbebene
- Charakterisierung der Versetzungslinie durch Linienvektor $\vec{s}$
- $\vec{b}$ steht überall senkrecht zu $\vec{s}$
- Bewegungsrichtung der Versetzungslinie bei Überschreiten einer kritischen Schubspannung τ parallel zu $\vec{b}$ und zu τ sowie senkrecht zu $\vec{s}$
- Abkürzungssymbole für Stufenversetzungen: ⊥, ⊤

Schraubenversetzung



Versetzungslienie: **l**
Keine definierte Gleitebene
⇒ beweglich

Keine Extraebene !

Burgers-Vektor: **b**

b || **l**

Schraubenversetzung

b) Erzeugung und Merkmale einer Schraubenversetzung

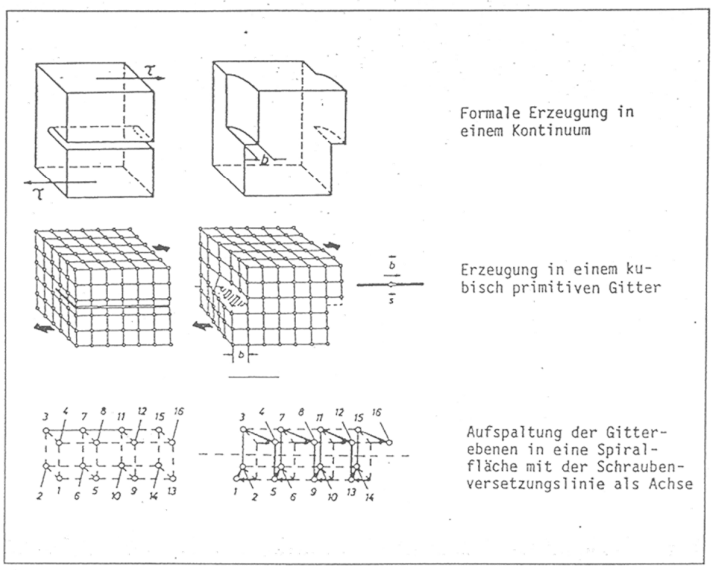


Bild 4.23: Erzeugung und Merkmale einer Schraubenversetzung

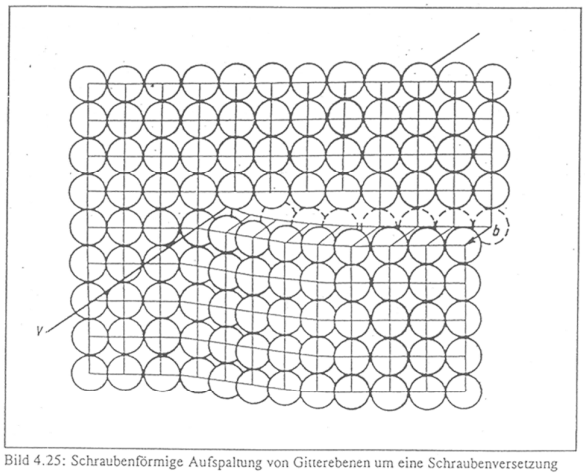
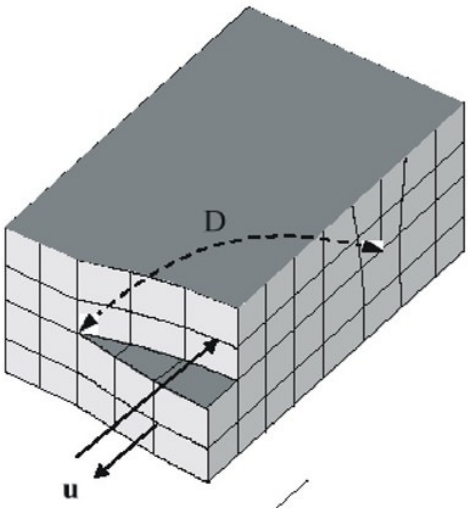


Bild 4.25: Schraubenförmige Aufspaltung von Gitterebenen um eine Schraubenversetzung

Unterschiede zur Stufenversetzung:

- Formale Erzeugung:
  → Gerade Schnittkante parallel zu τ
- Auftreten einer schraubenförmigen Aufspaltung der Gitterebenen (analog zu einer zylinderförmigen Hochgarage!)
- $\vec{b}$ ist überall parallel zu $\vec{s}$
- Bewegungsrichtung bei Überschreiten einer kritischen Schubspannung τ senkrecht zu $\vec{b}$, zu $\vec{s}$ und zu
- Abkürzungssymbole für Schraubenversetzungen: $\odot$, $\otimes$

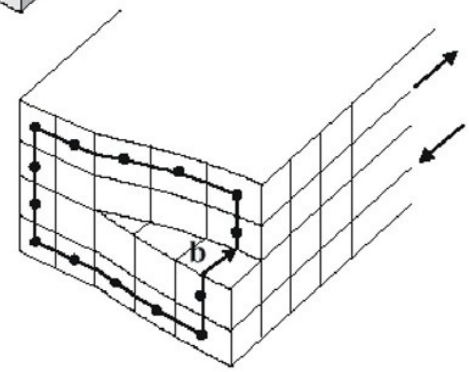
Gemischte Versetzung

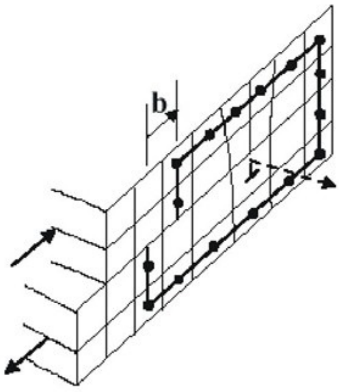


Teilgleiten

Gebogene Kurve

0 - 90°





Gemischte Versetzung

c) Erzeugung und Merkmale einer Mischversetzung (gemischte Versetzung)

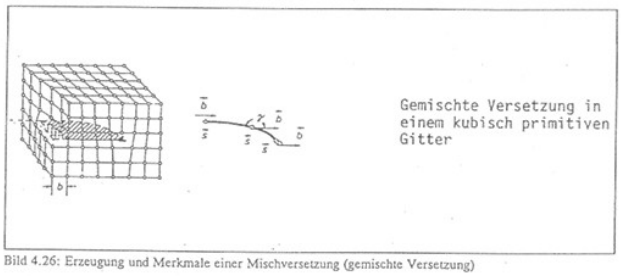


Bild 4.26: Erzeugung und Merkmale einer Mischversetzung (gemischte Versetzung)

Unterschiede zu Stufen- und Schraubenversetzung:

- Formale Erzeugung:
  → Gebogene Schnittkante mit lokal verschiedenem Winkel zu τ.
- Lokal sowohl eingeschobene Gitterhalbebene als auch schraubenförmige Aufspaltung von Gitterebenen
- $\bar{b}$ bildet mit $\bar{s}$ lokal unterschiedliche Winkel γ (daher auch Bezeichnung γ-Versetzung)
- Bewegungsrichtung der Versetzungslinie bei Überschreiten einer kritischen Schubspannung τ erfolgt je nach örtlicher Orientierung parallel, schräg oder senkrecht zu $\bar{b}$ und zu τ, jedoch stets senkrecht zu $\bar{s}$

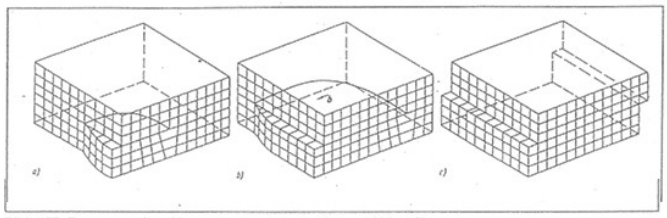


Bild 4.27: Bewegung einer Versetzung durch das kubisch primitive Gitter

- Aufspaltung der lokalen Versetzungsanteile

$$\bar{b} = \bar{b}_{\perp} + \bar{b}_{\circ} = b \sin\gamma + b \cos\gamma$$

Grundlegende Eigenschaften der Versetzungen

- Versetzung: Grenze zwischen geglittenen und nicht geglittenen Teilen
- Linie (oder gekrümmt)
- Anfang und Ende an der Oberfläche, oder geschlossene Kurve im Kristall
- Der Maß der Bewegung entlang der Versetzung ist gleich
- Burgers-Vektor liegt in der dichtest gepackte Richtung und die Größe des Burgers-Vektors und Atomdurchmessers sind gleich.

Poisson (Querkonztraktions) Zahl: ν = (0,5-0,2)

$$\nu = \frac{\varepsilon_{Senkrechte}}{\varepsilon_{Paralelle}}$$

Elastizitätsmodul: E = σ / ε

$$\sigma = E \cdot \varepsilon$$

Schubmodul: G = τ / γ

$$\tau = G \cdot \gamma$$

Spannung (Druck-, Zug-, Schub-)

$$E = 2G(1+\nu)$$

σ τ

Verformung (Deformation) (Druck-, Zug-) ε Drehen γ

$$\frac{W}{V} = \int_0^{\gamma} \tau(x) \cdot dx = G\frac{\gamma^2}{2}$$

dW = (1/2 G · γ^2) dV

τ = G γ

γ = b / (2 π r)

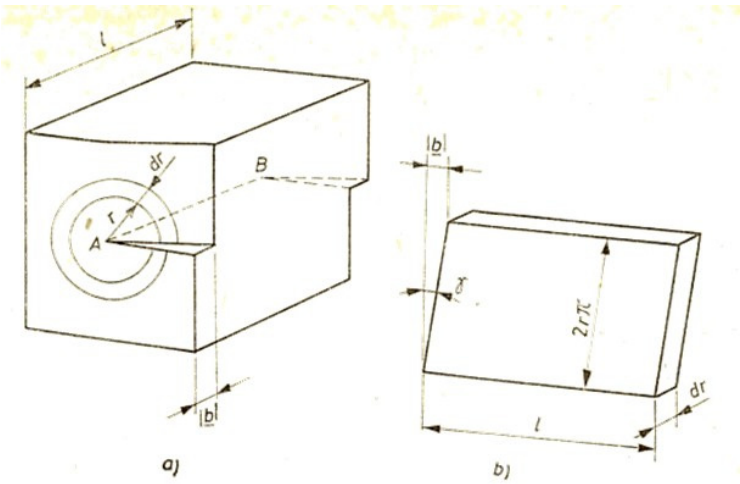
dV= (2 π r) l dr

dW = (Gb^2 l / 4π) (dr/r)

W = (Gb^2 l) /4π · ln (r_1/r_0)

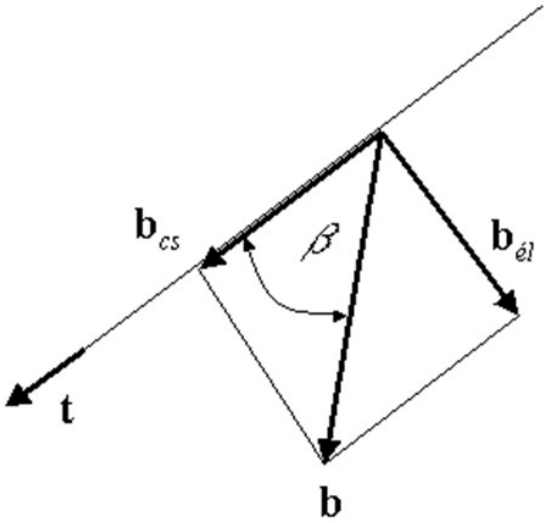
4π ⇔ ln r_1/r_0

W = Gb^2 l



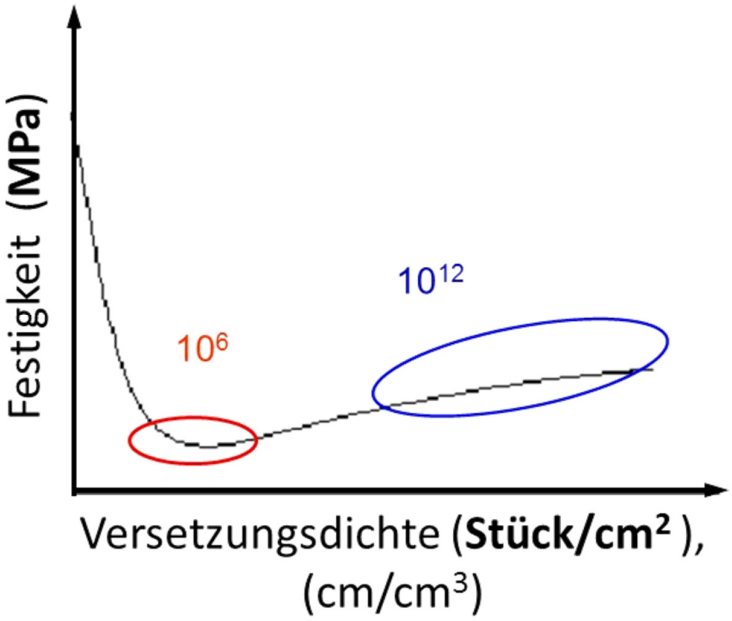
$$W_{Sch} = Gb^2 l \qquad W_{St} = \frac{Gb^2 l}{1-\nu}$$

Energie der Versetzungen



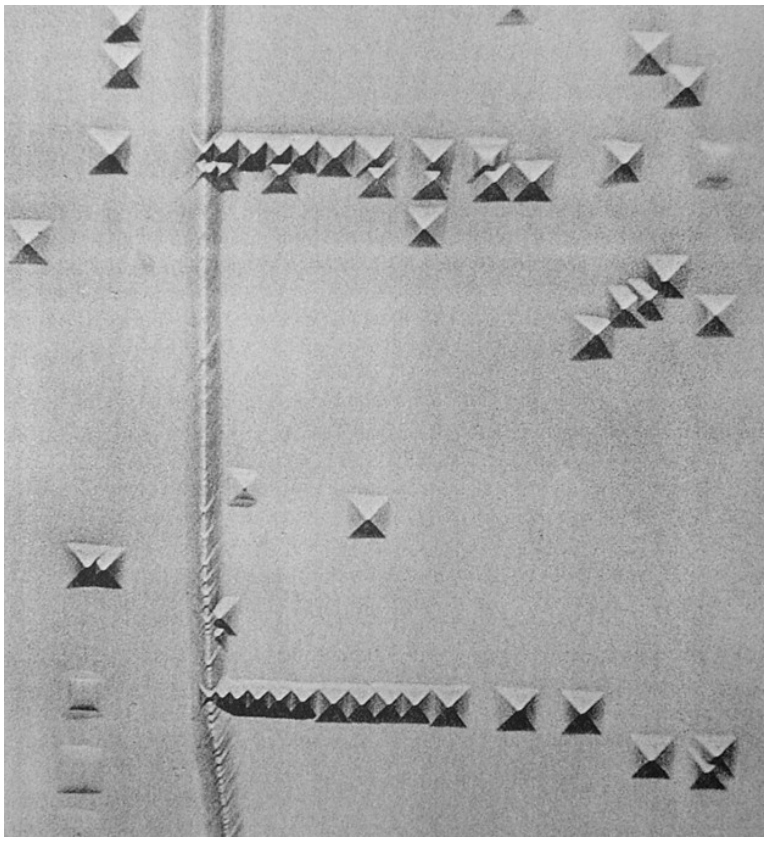
$$W_{misch} = \frac{Gb^2 l}{4\pi} \ln \frac{r}{r_0} \left(\cos^2 \beta + \frac{\sin^2 \beta}{1-\nu} \right) \approx Gb^2 l \left(\cos^2 \beta + \frac{\sin^2 \beta}{1-\nu} \right)$$

Einfluss der plastischen Verformung



- Weichgeglüht: 10^{10}-10^{11} m^{-2}
- Kaltverformt: 10^{14}-10^{16} m^{-2} → Kaltverfestigung
- Fast Fehlerfrei Whisker

Messung der Versetzungsdichte



LiF Einkristall (100)

*Schmid*sche Schubspannungsgesetz

$$\tau = \sigma \cos \Phi \cos \lambda = \sigma\, m$$

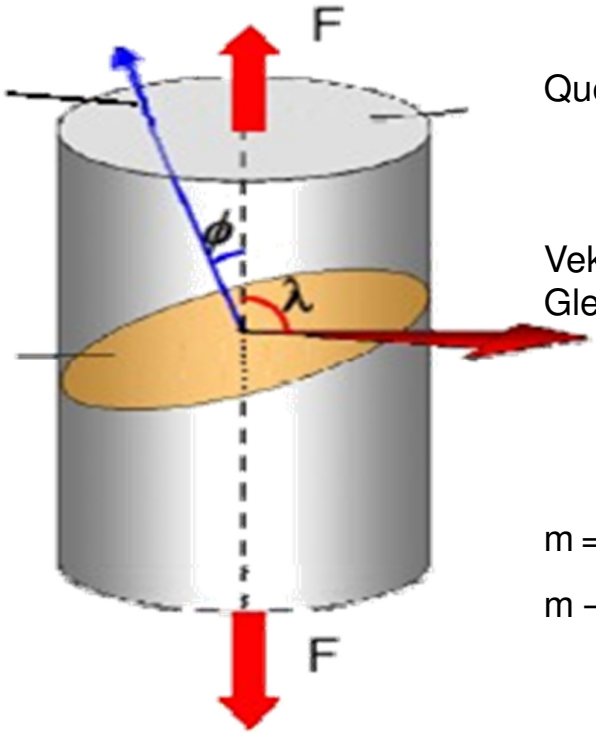
Normalvektor der Gleitebene

Gleitebene A_G

$A_G = A / \cos \Phi$

$F_G = F \cos \lambda$

$\tau = F_G / A_G$



Querschnitt A

Vektor der Gleitrichtung

$m = \cos \Phi \cos \lambda$

m – Schmidsches Faktor

Regel der Versetzungsbewegung

Die Versetzung gleitet nur in der Ebene, wo die Versetzungslinie und der Burgers-Vektor liegt.

$\Rightarrow$ Stufenversetzung: 1 Ebene

$\Rightarrow$ Schraubenversetzung: ∞ Ebenen (theoretisch)

Die Versetzungsbewegung ist in der dichtest gepackten Ebene in die dichtest gepackte Richtung. $\Rightarrow$ **Gleitsysteme**

Wechselung der Gleitebene

Schrauben $\rightarrow$ Quergleiten
Stufen $\rightarrow$ Klettern $\rightarrow$ Kriechen (creep) $\rightarrow$
$\rightarrow$ Poren an den Korngrenzen

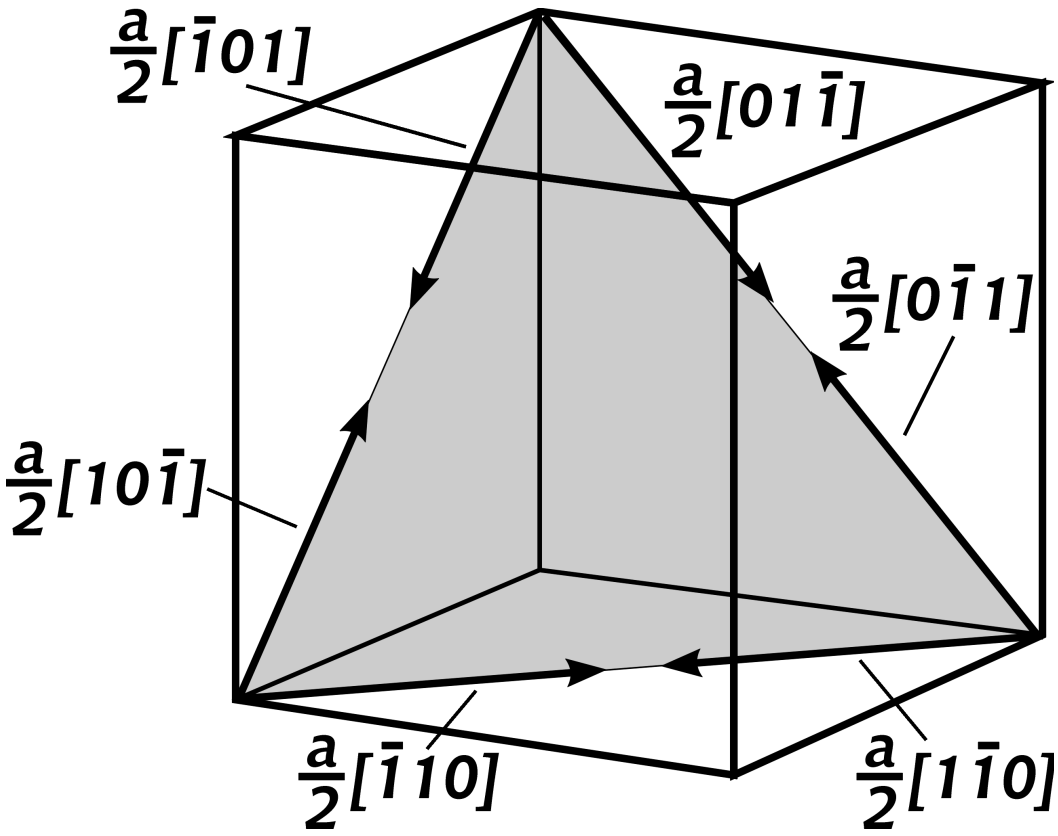
Gleitsysteme

Gleitsystem: Gleitebene + Gleitrichtung

Kristall-systhem	Gleitebene	Gleit-richtung	Anzahl der nicht parallelen Ebenen	Gleitrichtungnen pro Ebene	Anzahl der Gleitsysteme
pk	{100}	<100>	3	2	3×2=6
krz	{110}	<111>	6	2	6×2=12
kfz	{111}	<110>	4	3	4×3=12
hex	{0001}	<11$\bar{2}$0>	1	3	1×3=3

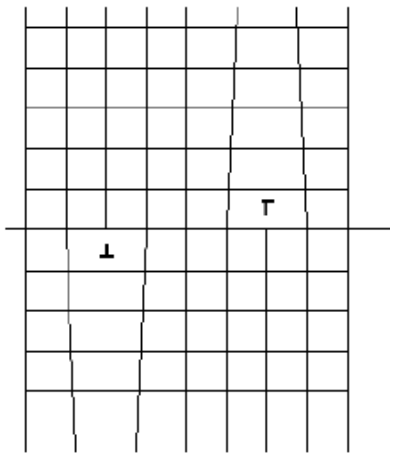
Zur einzelnen Gleitsystemen in einem Kristall gehört die gleiche kritische Schubspannung.

Gleitmöglichkeiten, KFZ (111)



Wechselwirkungen der Versetzungen

Gegenseitige Versetzungen vernichten einander.



Wechselwirkung mit verschiedenen Vorzeichen:
$\theta = 45^\circ$ Gleichgewicht
$\theta < 45^\circ$ Stoßen
$\theta > 45^\circ$ Ziehen

Wechselwirkung mit gleichen Vorzeichen:
Sich ordenen $\Rightarrow$ kleinwinkel Korngrenzen
Vereinigung oder Auflösung. (Energetische Bedingung)

$$\bar{b}_1 + \bar{b}_2 \Leftrightarrow \bar{b}$$

$$\bar{b}^2 = \bar{b}_1^2 + \bar{b}_2^2 + 2\bar{b}_1\bar{b}_2$$

$\mathbf{b}_1\mathbf{b}_2 < 0$ (stumpfer Winkel) $\Rightarrow$ Vereinigung

$\mathbf{b}_1\mathbf{b}_2 > 0$ (spitzer Winkel) $\Rightarrow$ Auflösung

$$(Gl)b^2 > (Gl)b_1^2 + (Gl)b_2^2$$

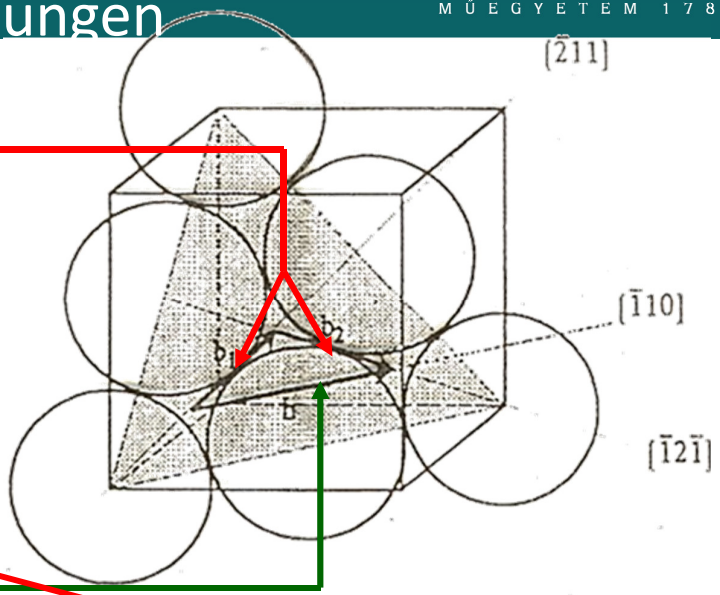
$$(Gl)b^2 < (Gl)b_1^2 + (Gl)b_2^2$$

Hinzugefügt!

Wechselwirkungen der Versetzungen

Versetzungen (vollständige)

Teilversetzungen



$$\frac{a}{2}\,[\bar{1}10] \Rightarrow \frac{a}{6}\,[\bar{2}11] + \frac{a}{6}\,[\bar{1}2\bar{1}],$$

$$\text{da}\quad \frac{a^2}{4}(1+1+0) > \frac{a^2}{36}(4+1+1) + \frac{a^2}{36}(1+4+1)$$

$$\frac{a^2}{2} > \frac{a^2}{6} + \frac{a^2}{6}$$

4.3.4 Teilversetzungen

Da die Linienenergie proportional zu b^2 ist, können vollständige Versetzungen in Teilversetzungen aufspalten, wenn die Summe aus deren Linienenergien kleiner als die Linienenergie der vollständigen Versetzung ist.

Beispiel im kfz-Gitter:

$$\frac{a}{2}\,[\bar{1}10] \Rightarrow \frac{a}{6}\,[\bar{2}11] + \frac{a}{6}\,[\bar{1}2\bar{1}],$$

$$\text{da}\quad \frac{a^2}{4}(1+1+0) > \frac{a^2}{36}(4+1+1) + \frac{a^2}{36}(1+4+1)$$

$$\frac{a^2}{2} > \frac{a^2}{6} + \frac{a^2}{6}$$

Die entstandenen Teilversetzungen des Typs

$$\frac{a}{6}\,\langle 112\rangle$$

werden auch als **Shockley- oder unvollständige Versetzungen** bezeichnet, da ihr Burgersvektor kein Vektor des Kristallgitters ist.

Zwischen den Teilversetzungen wird die Stapelfolge der Gitterebenen verändert

➡ Stapelfehler!

Teil-versetzungen

Beispiel im kfz-Gitter:

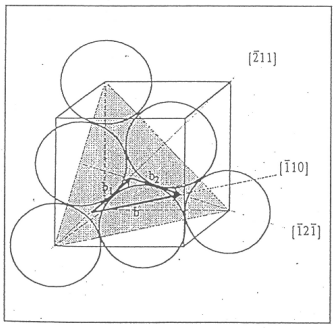


Bild 4.29: Richtungen vom Typ <110> und <112>

Die Teilversetzung mit dem Burgersvektor

$$\frac{a}{6}\,[\bar{2}11]$$

verschiebt die C-Atome auf Plätze der Ebene A. Die Stapelfolge der (111)-Ebenen wird dabei gestört:

...ABCABABC...

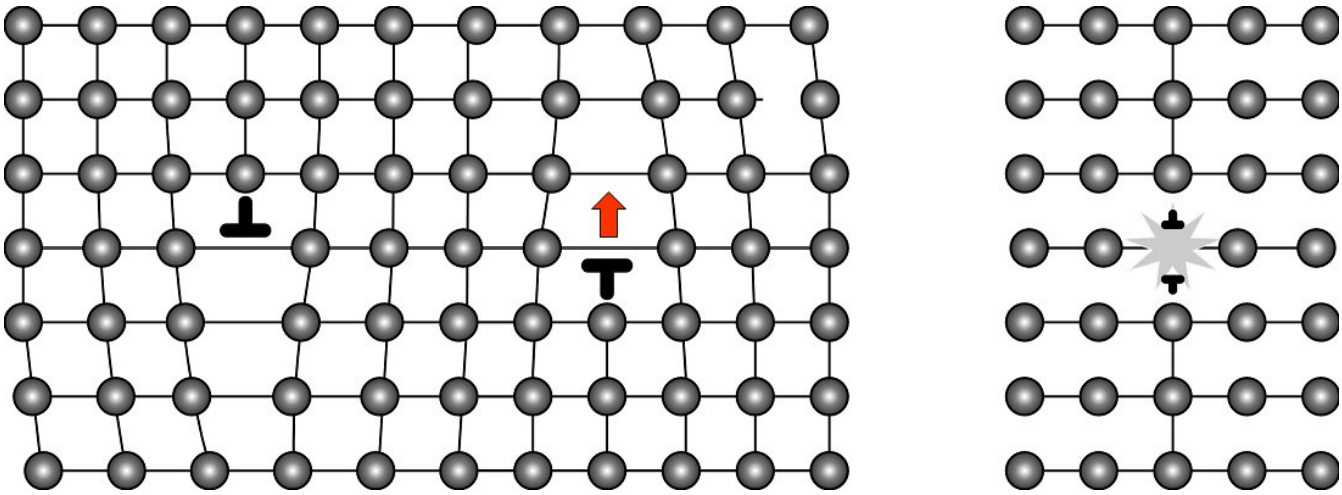
Die Teilversetzung mit dem Burgersvektor

$$\frac{a}{6}\,[\bar{1}2\bar{1}]$$

verschiebt die Atome wieder in C-Lagen.

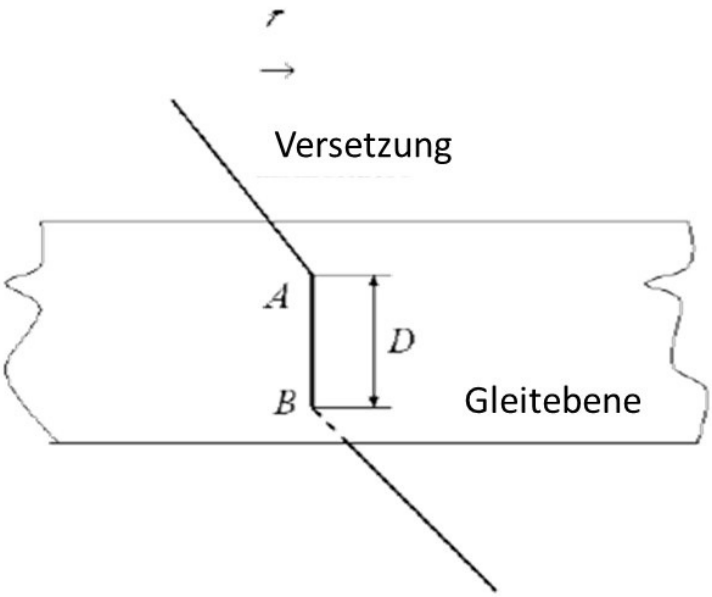
Der Stapelfehler existiert also nur zwischen den Teilversetzungen.

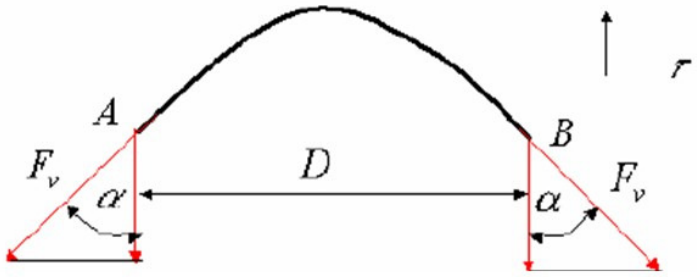
Verschwinden der Versetzungen



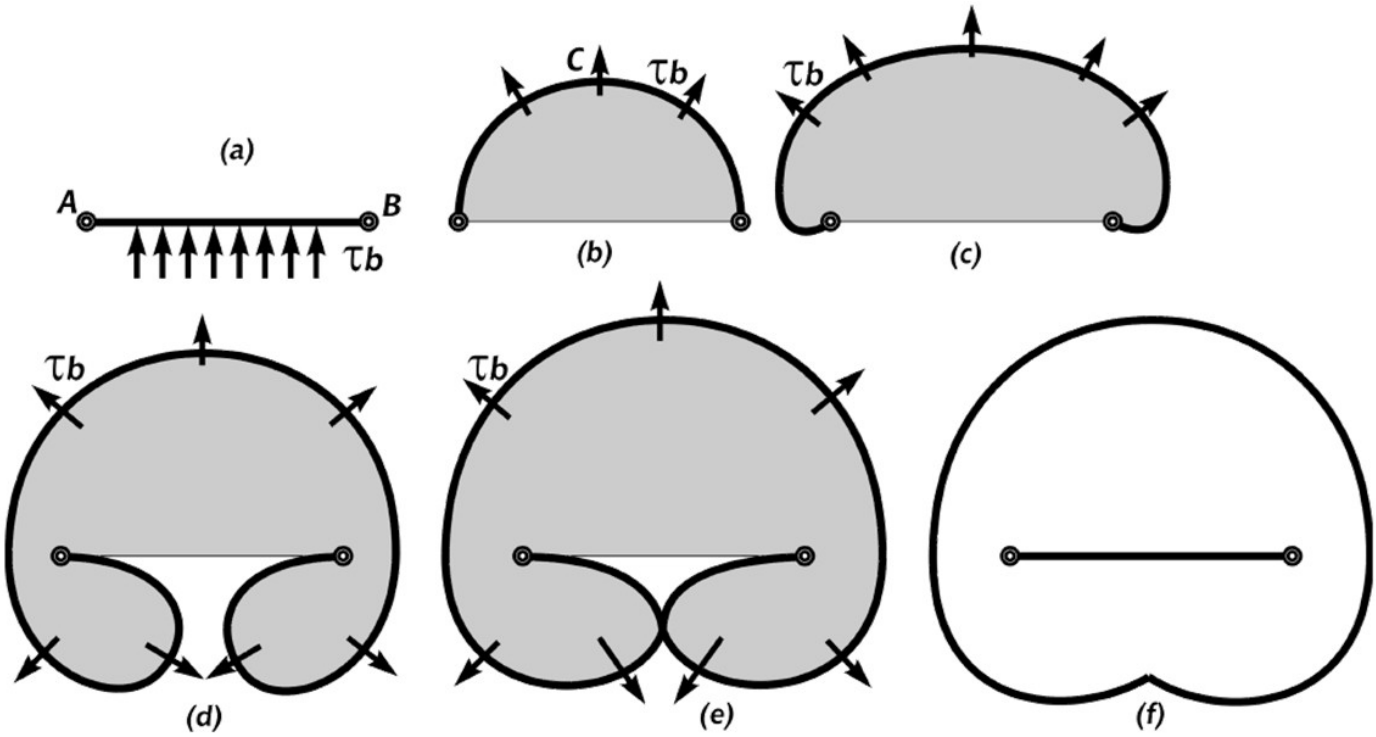
Entstehung der Versetzungen

Frank-Read Mechanismus (Versetzungsquelle)

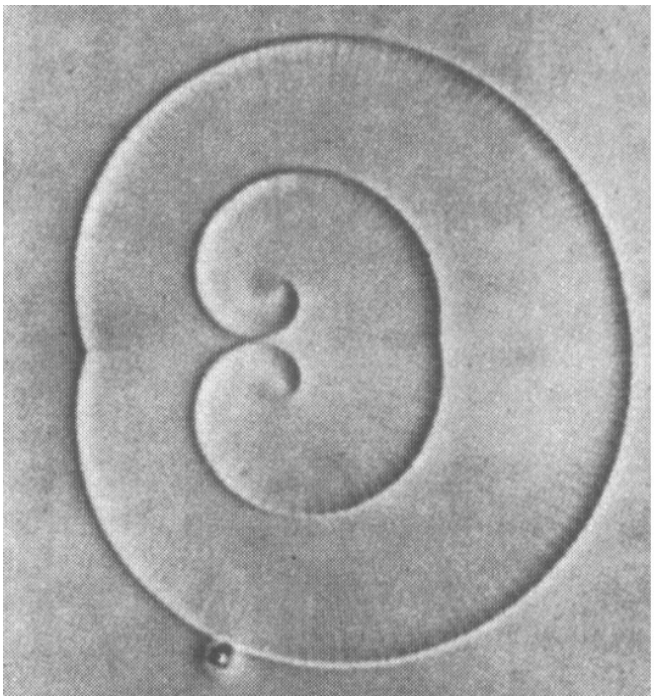


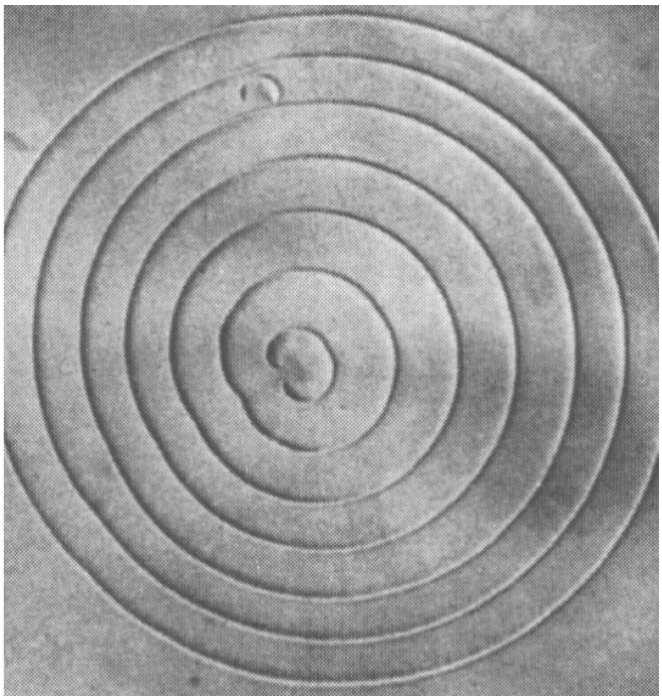


Funktion der Frank-Read Quelle

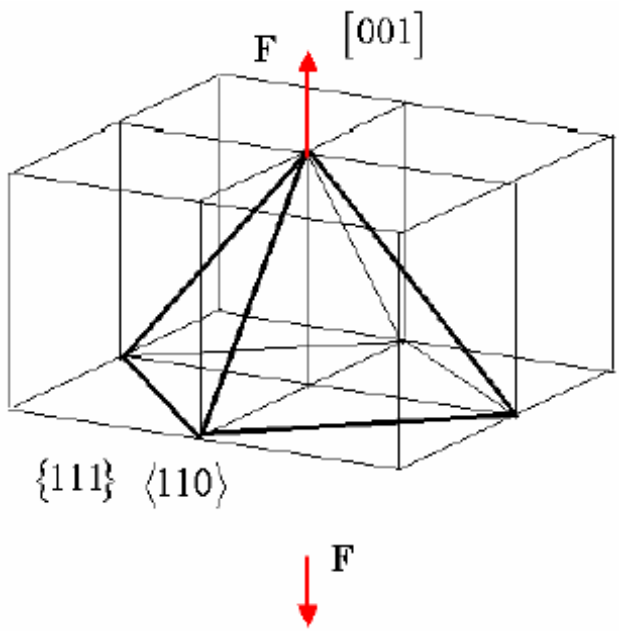


TEM Aufnahme einer Frank-Read Quelle





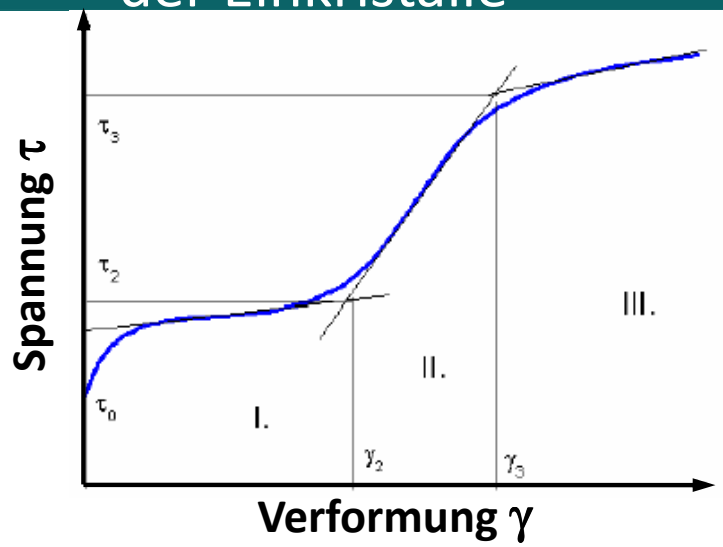
Einfaches Gleiten: Verformung in einem Gleitsystem
Mehrfaches Gleiten: Verformung in mehreren Gleitsystemen



KFZ

4 Stück in der {111} Ebene

2-2 in der <110> Richtung

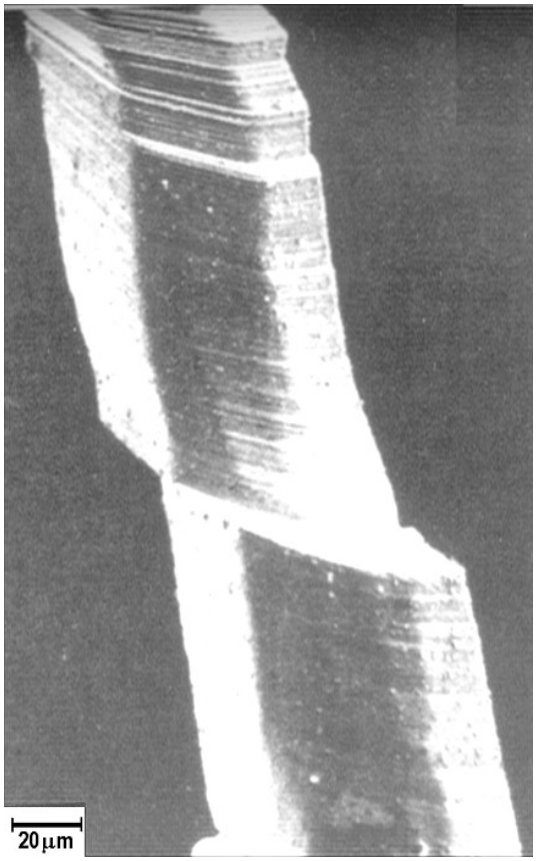


I. : Einfaches Gleiten (Stufenartige Oberfläche, bewegen sich viele versetzungen ⇒ Frank-Read- Quelle)

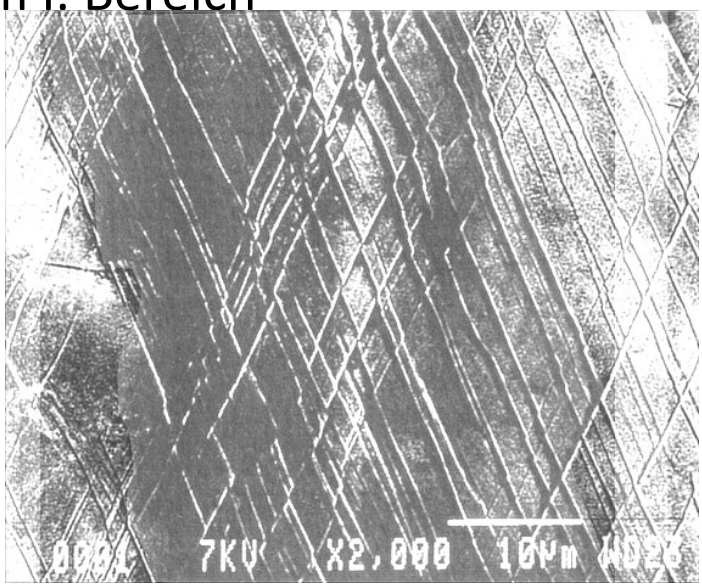
II.: Mehfaches Gleiten (Lomer-Versetzungen ⇒ bedeutende Verformungs-verfestigung)

III.: Quergleiten, Zwillingsbildung

Plastische Verformung der Einkristalle



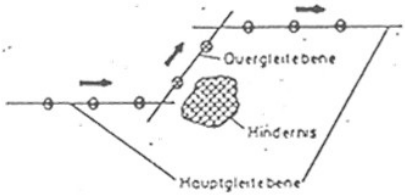
Verformung eines Zn Einkristalls im I. Bereich

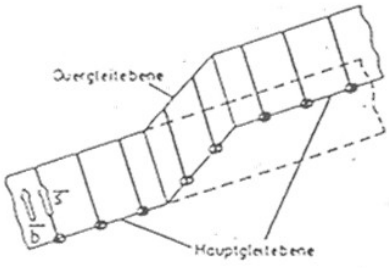


Schnittlinien durch der Oberfläche und die Gleitebenen beim Cu Einkristall (II: Bereich)

Quergleiten von Schraubenversetzungen

Da Schraubenversetzungen keine "eingeschobenen Halbebenen" umfassen, können sie leicht in andere Gleitebenen überwechseln. Quergleiten ist wichtiger Umgehungsmechanismus von größeren Gleithindernissen.

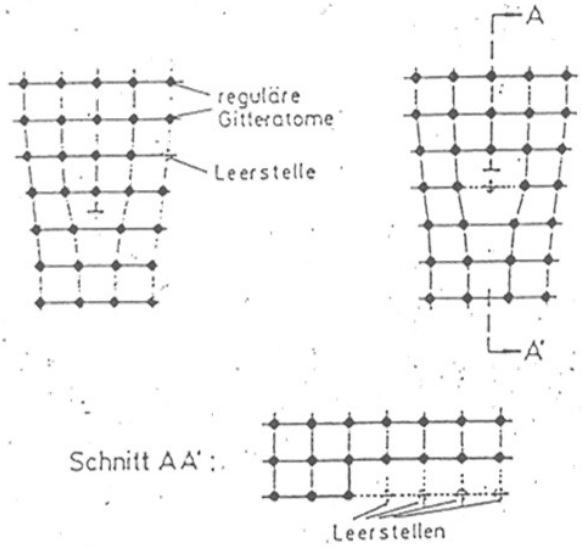




Quergleiten von Schraubenversetzungen

Klettern von Stufenversetzungen

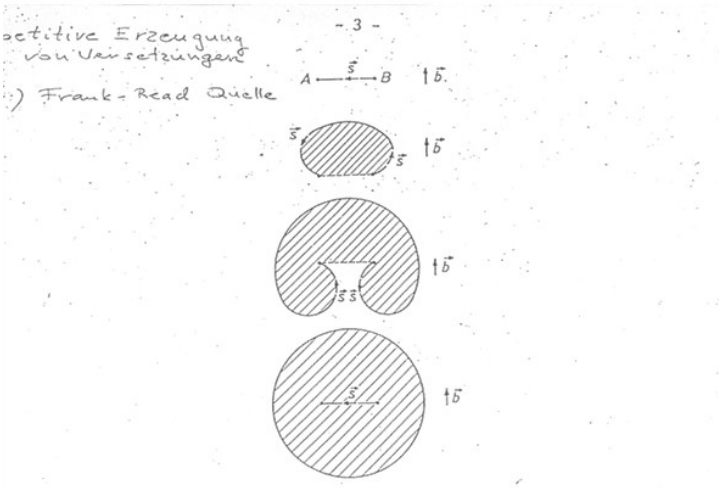
Durch Diffusion von Leerstellen aus benachbarten Gitterbereichen zur unteren Begrenzung der eingeschobenen Gitterhalbebene werden dort Atome von der Stufenversetzung wegbewegt. Durch hinreichend viele Leerstellen werden einzelne Atomreihen der eingeschobenen Halbebene "aufgefressen". Dadurch wird die Begrenzung der Versetzungslinie nach oben verschoben. Die Versetzung "klettert". Mit Hilfe dieses Mechanismus können bei höheren Temperaturen ⊥-Versetzungen gut Hindernisse überwinden.



Klettern von Stufenversetzungen

Funktion der Frank-Read Quelle

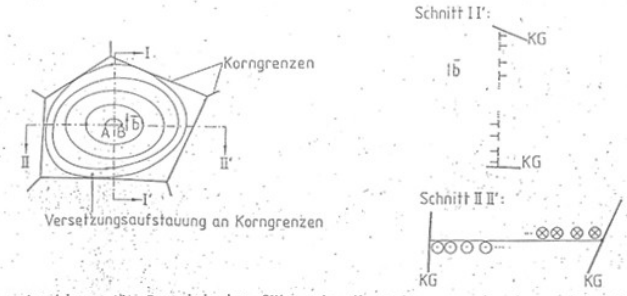
Frank-Read Quelle



Im Endstadium nähern sich Schraubenversetzungsanteile, ziehen einander an und löschen sich aus. Dabei wird das ursprüngliche Versetzungssegment wieder erzeugt, allerdings umgeben von einem geschlossenen neuerzeugten Versetzungsring. Somit kann der beschriebene Prozeß wieder von vorn beginnen. Auf diese Weise kann ein zweiter, dritter, ... n-ter Versetzungsring um das zwischen A und B verankerte Segment entstehen, das als die eigentliche Versetzungsquelle (nach ihrem Entdecker Frank-Read-Quelle genannt) anzusehen ist.

Versetzungen an der Korngrenzen

Die repetitiv erzeugten Versetzungsringe können in einem sonst ungestörten Korn eines Vielkristalls auf ihrer Gleitebene soweit unbehindert gleiten, bis der erste Versetzungsring auf die Korngrenzen auftrifft. Über die Korngrenzen hinweg können sich die Versetzungen nicht bewegen, weil dort wegen der Orientierungsunterschiede zu den Nachbarkörnern die Kontinuität der Gleitebenen nicht mehr gewährleistet ist. Als Folge davon stauen sich die von der Frank-Read-Quelle unter der wirksamen Schubspannung und den angenommenen Bedingungen erzeugten Versetzungsringe an den Korngrenzen auf, und es stellt sich etwa die nachfolgend skizzierte Versetzungsanordnung ein. Man spricht von Versetzungsaufstauungen. Diese können mit großen Spannungskon-



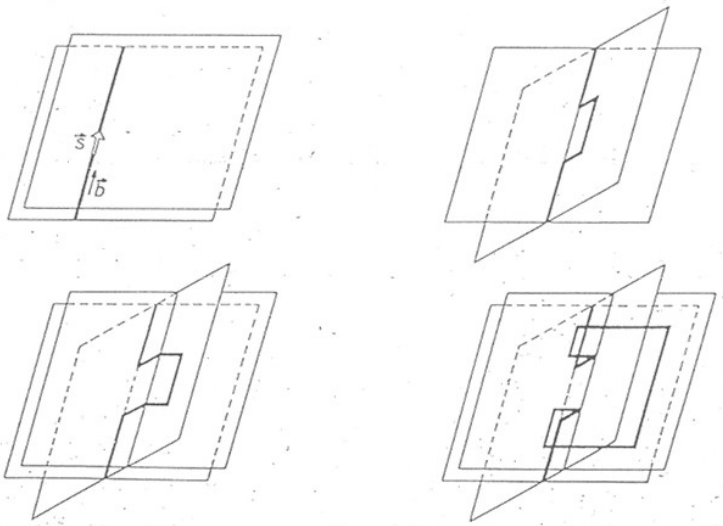
zentrationen im Bereich der führenden Versetzung verbunden sein. Liegt ein Aufstau von n Versetzungen vor, so tritt lokal an der Aufstauspitze eine Schubspannung

$$\hat{\tau} = n\tau$$

auf. Legt man Schnitte durch derartige Versetzungsaufstauungen, so erkennt man aus der jeweils vorliegenden Orientierung zwischen den Linienvektoren und dem Burgersvektor, daß als Grenzfälle reine Stufen- und reine Schraubenversetzungsaufstauungen vorkommen, meistens aber Aufstauungen von Mischversetzungen vorliegen.

Doppelte oder mehrfache Quergleiten

Nach Abschn. zeichnen sich Schraubenversetzungen dadurch aus, daß sie leicht quergleiten, also von einer Gleitebene auf eine anders orientierte und dann wieder auf eine mit der Ausgangsorientierung übereinstimmende übergehen. Bleiben dabei die in der Quergleitebene liegenden Versetzungssegmente ortsfest, so können sich die in der Ausgangs- und der dazu parallelen Gleitebene befindlichen Versetzungsanteile nach dem im letzten Abschnitt beschriebenen Mechanismus ausbreiten. Dann kann z. B. eine Sequenz von Ereignissen stattfinden, wie sie nachfolgend wiedergegeben ist. Man sieht,

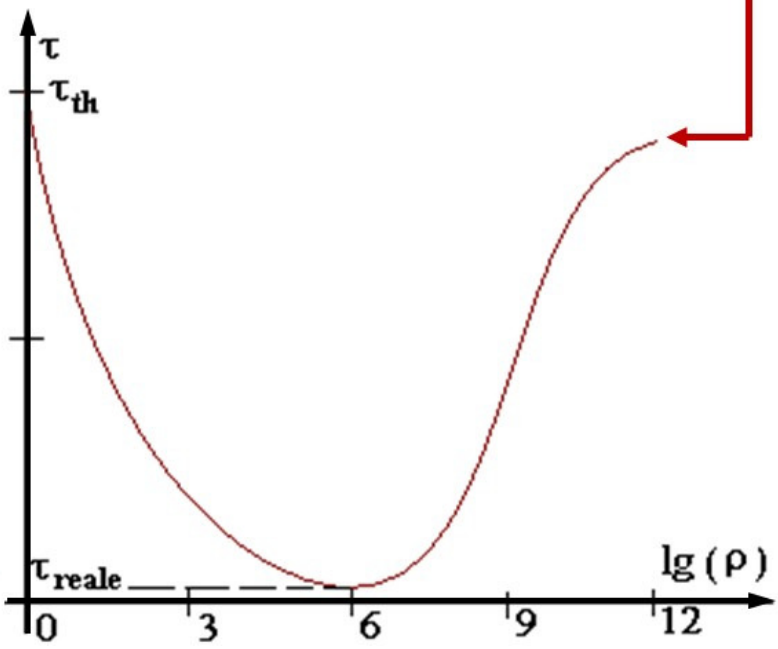


daß auch in dieser Weise repetitive Versetzungsvermehrungen erfolgen können. Im Prinzip kann so durch immer neu erfolgende Quergleitprozesse ein ganzes Kornvolumen mit Versetzungen aufgefüllt werden.

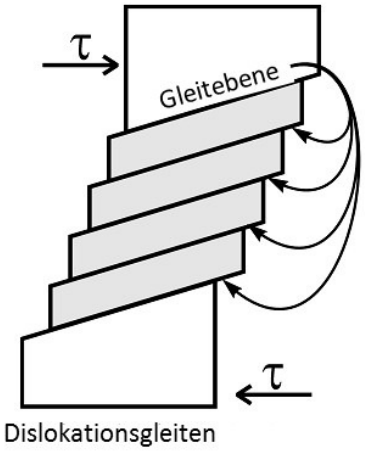
Versetzungsdichte im Laufe plastische Verformung

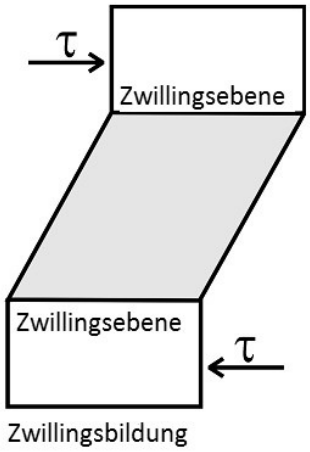
Geglüht: 10^{10}-10^{11} m^{-2} 10^{6}-10^{7} cm^{-2}

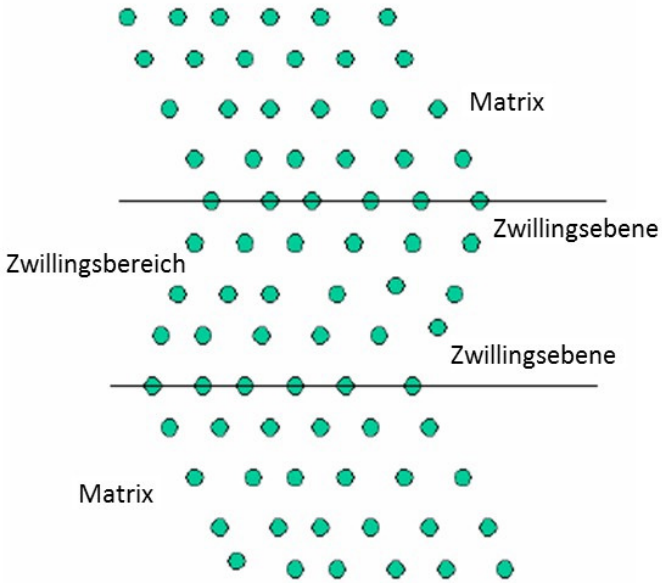
Verformt: 10^{14}-10^{16} m^{-2} 10^{12}-10^{14} cm^{-2}



Plastische Verformung durch Zwillingsbildung



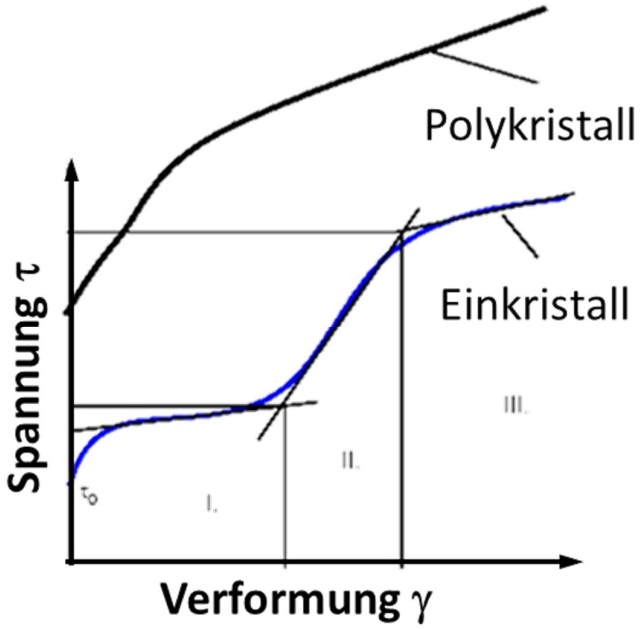




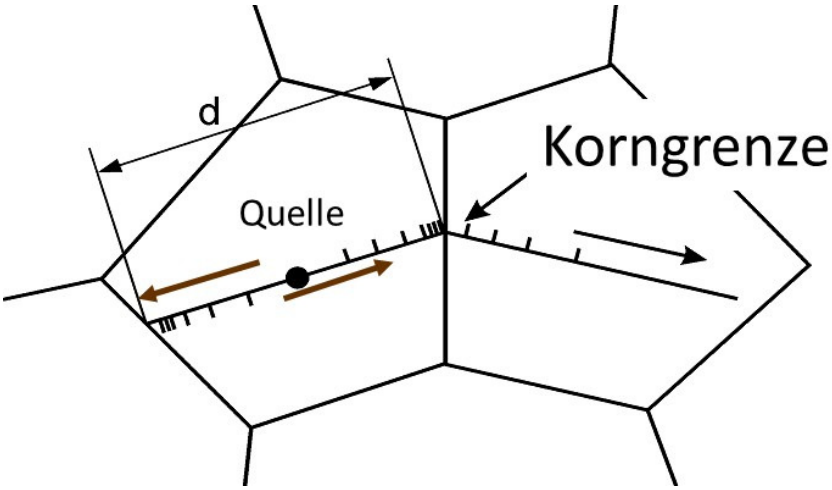
Gleiten: Bewegung in einigen Gleitebenen

Zwillingsbildung: Alle Ebenen bewegen sich in dem Zwillingsbereich.

Plastische Verformung des Polykristalls



- In allen Körnen mehrfaches Gleiten.
- Verformungsverfestigung stärker.
- Bereich I. fehlt.
- Die Spannungen sind immer größer als bei der Einkristallen.



Hall-Petch Gleichung (untere Streckgrenze)

$$\sigma_0 = \sigma_i + \frac{k}{\sqrt{d}}$$

1. Versetzung ist die Grenze zwischen geglittene und nicht geglittene Teil, entlang an beiden Seiten der Versetzung wird das Gitter als Fehlerlos betrachtet. Die Versetzungslinie ist im Kristall oder fängt an der Kristalloberfläche und ändert auch dort. Versetzungslinien können sich in Schnittpunkten treffen. In diesen Punkten ist die Summe der Burgersvektoren 0.

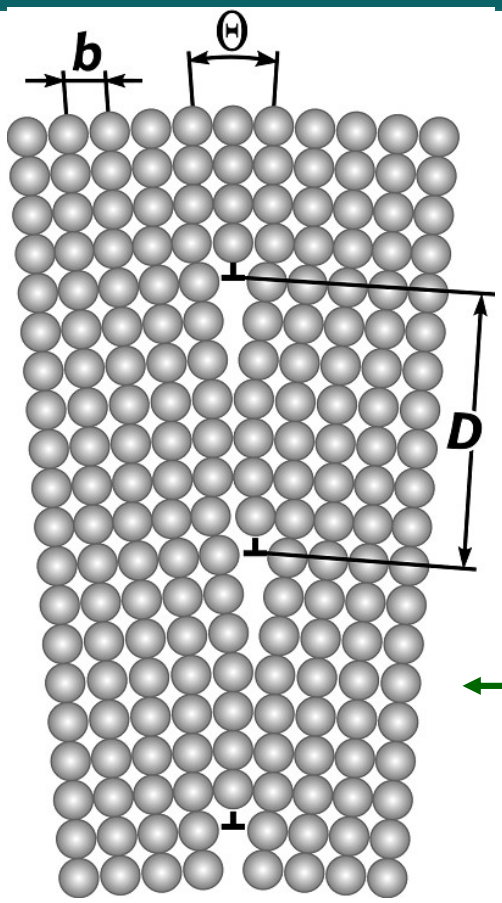
$$\sum_{i=1}^{n} \mathbf{b}_i = \mathbf{0}$$

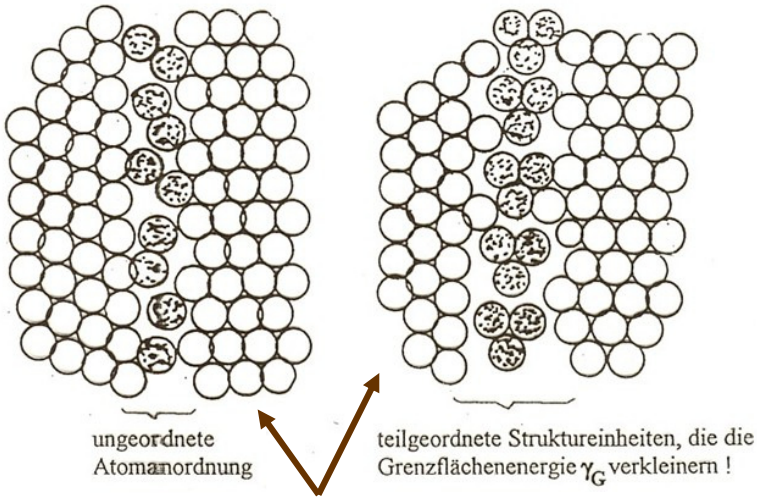
2. Die Versetzung wird mit seiner Burgersvektor charakterisiert.
3. Die Linie der Stufenversetzung ist senkrecht auf die Linie des Burgersvektors. Die Stufenversetzung ist anscheinend die Einfügung einer Extrahalbebene
4. Die Linie der Schraubenversetzung ist parallel auf die Linie des Burgersvektors. Der Schraubenversetzung ist beweglicher, weil es nicht zu ausgewählte Gleitebene gehört.
5. Sich in der gleichen bewegende entgegengesetzte Stufenversetzungen und Schraubenversetzungen mit gleiche Achsen und entgegengesetzte Richtung vernichten einander beim Treffen.

Zweidimensionale Fehler (2D)

- Makrooberfläche
- Korngrenze (großwinkel, kleinwinkel)
- Phasengrenze (inkohärent, semikohärent, kohärent)
- Zwillingsebenen
- Stapelfehler
- Mikrorisse

Korngrenzen (2D)





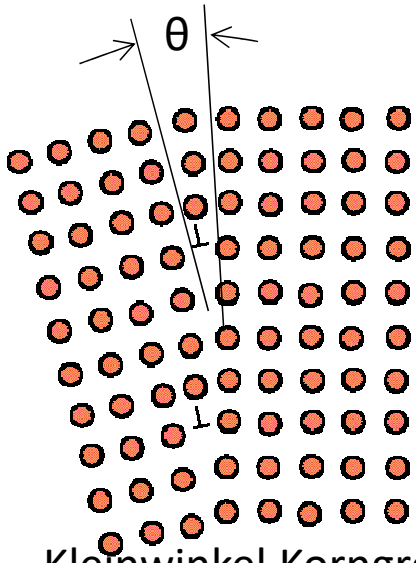
Großwinkel

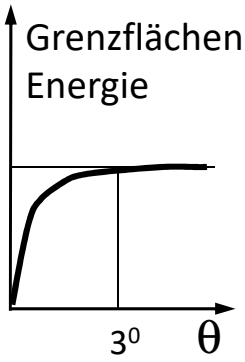
Kleinwinkel (θ = 1-5°)

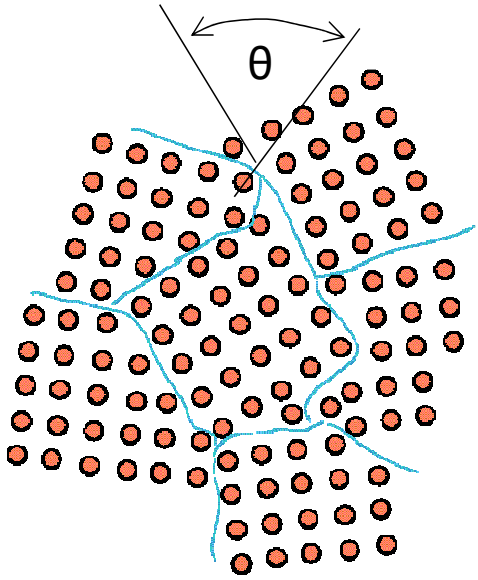
$$\Theta \approx tg\Theta = \frac{b}{D}$$

Korngrenzen (2D)

In polikristallinen Körper werden die Bereiche mit verschiedenen Orientation, die Körner oder anders gesagt die Kristallite mit Korngrenzn begrentzt.



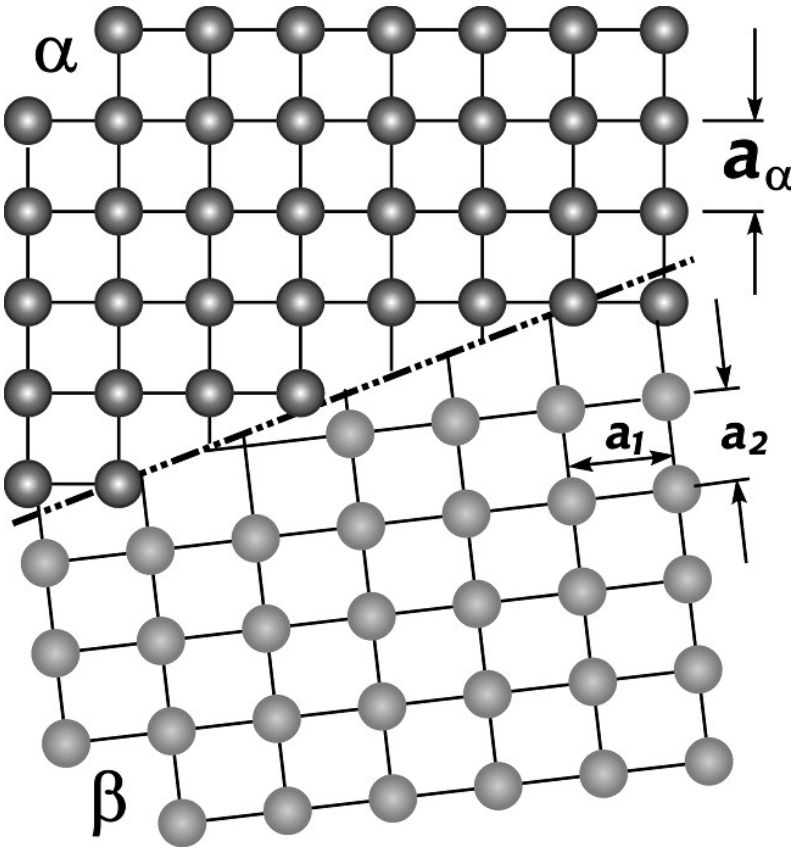




Kleinwinkel Korngrenzen
θ<5º

Groβwinkel Korngrenzen
θ>15º

Phasegrenzen (2D)

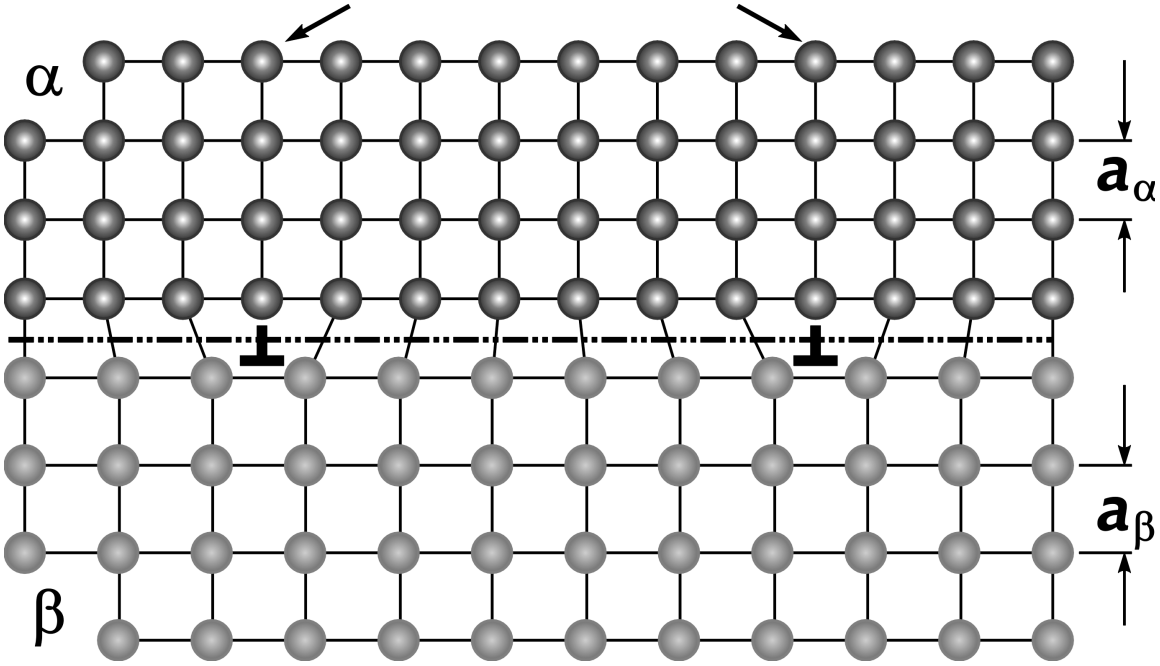


- Inkohärent
- Semikohärent
- Kohärent

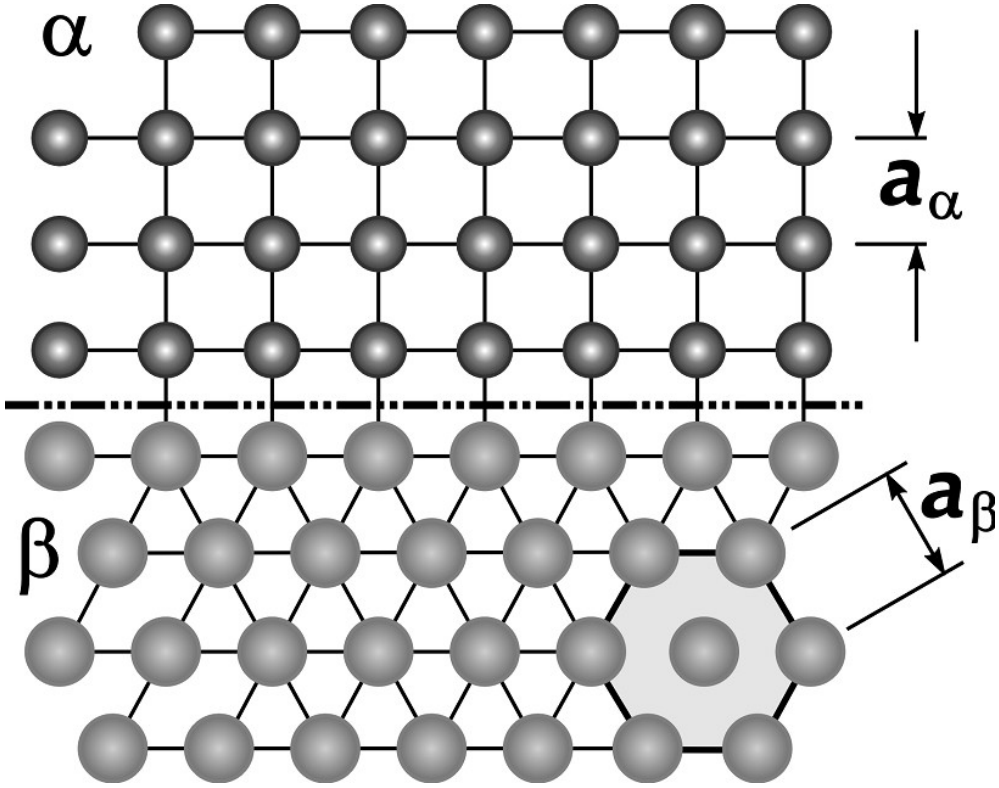
Inkohärent

Semikohärent

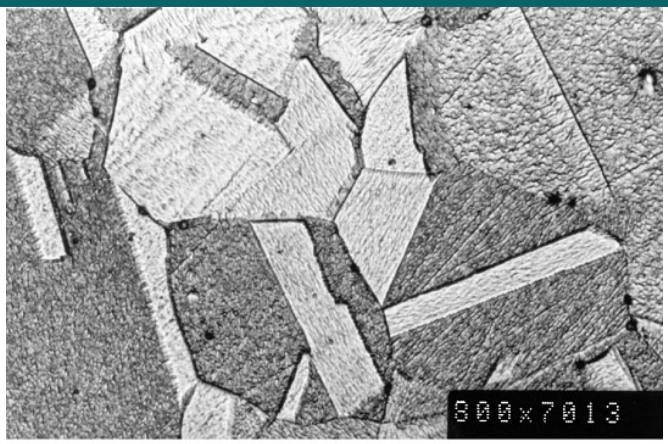
Phasengrenzen-versetzungen

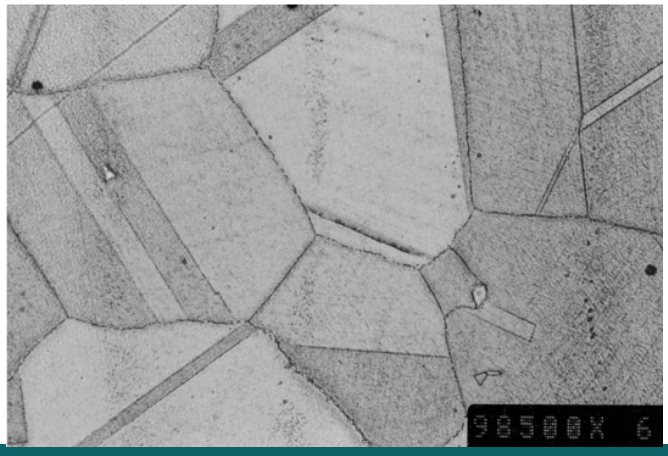


Kohärent (Heteroepitaxial)



Zwillingsgrenzen





Zwillingsgrenzen

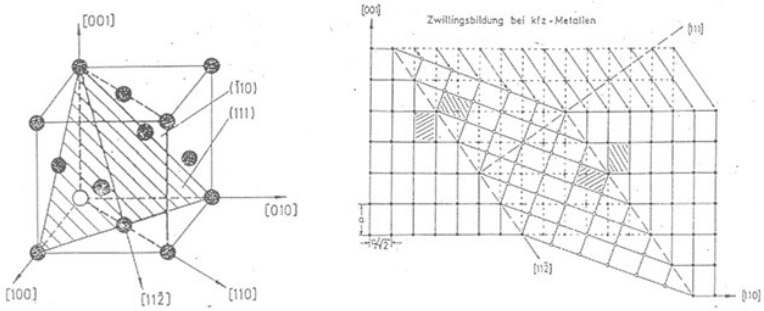
KFZ

ABCAB**C**BACBA**C**ABC

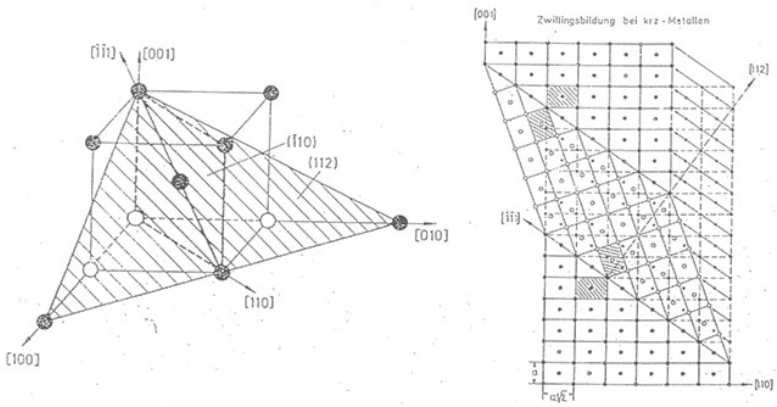
Paralell liegenden Linien in der mikroskopischen Bilder

Zwillingssysteme

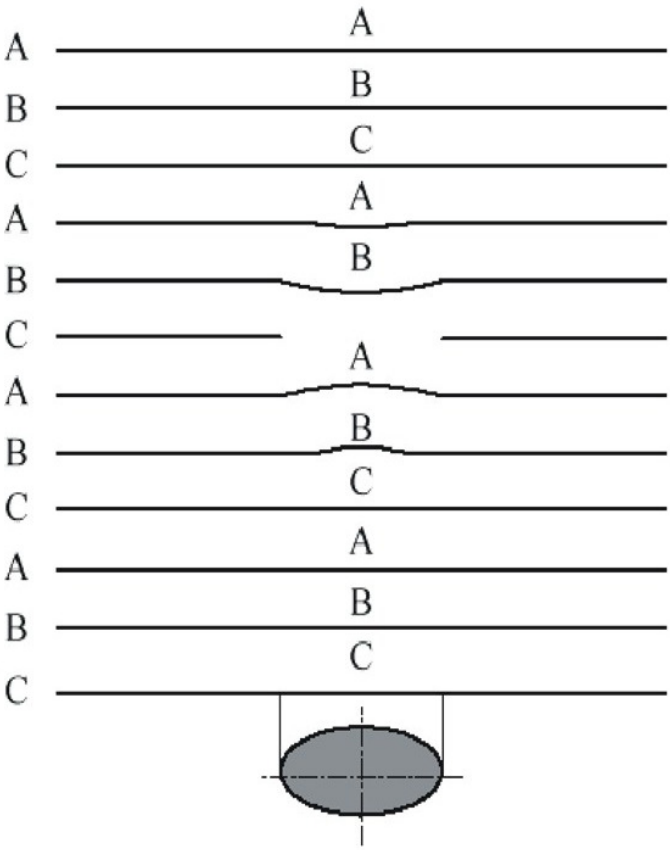
a) kfz. Gitter
Zwillingsebene (111), Schiebungsebene $(\bar{1}1o)$, Schiebungsrichtung $[11\bar{2}]$



b) krz. Gitter
Zwillingsebene (112), Schiebungsebene $(\bar{1}1o)$, Schiebungsrichtung $[\bar{1}\bar{1}1]$



Stapelfehler



...ABCAB$_C$ABCABC...

Eine C Ebene fählt!

KFZ - Hexagonal - KFZ

Geschloßene Kurve

Stapelfehler

Stapelfehler sind Störungen der regelmäßigen Stapelfolge bestimmter Gitterebenen.
Beispiel für kfz-Gitter: Stapelfolge von {111}-Ebenen

ungestört: ABCABCABC ....
gestört: ABCAB/ABCA ....
↑ Stapelfehler

Stapelfehler entstehen z.B. beim Aufspalten von vollständigen Versetzungen zwischen den resultierenden Teilversetzungen (vgl. Kap. 4.3.4)
Beispiel: Aufgespaltene Stufenversetzung mit Stapelfehler in der Schnittebene ($\bar{1}10$) des kfz-Gitters (vgl. Bild 4.41).

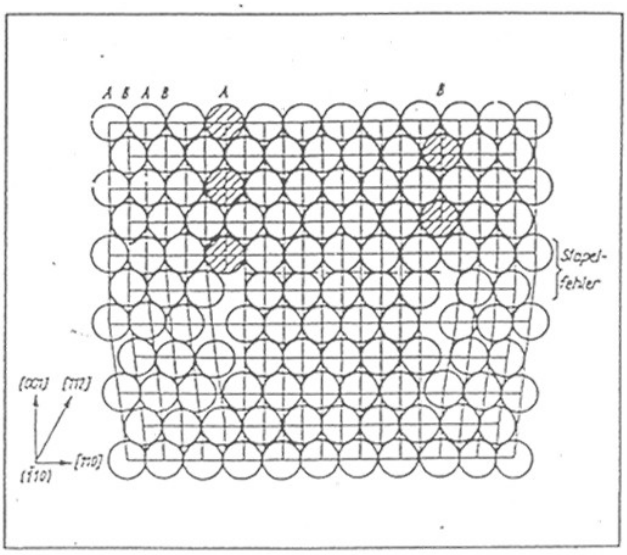


Bild 4.41: Aufgespaltene Stufenversetzung mit Stapelfehler in der Schnittebene ($\bar{1}10$) des kfz-Gitters.

Zur Erzeugung des Stapelfehlers erforderlich:
- Stapelfehlerenergie γ

→ die aufzubringende Stapelfehlerenergie begrenzt die Aufspaltungsweite von Teilversetzungen!
Folge: Die Aufspaltungsweite von Teilversetzungen ist umso kleiner, je größer die Stapelfehlerenergie ist.

Stapelfehler

Antiphasengrenzen sind den Stapelfehlern verwandte Grenzflächen von Ordnungsbereichen (vgl. Kap. 4.1). Sie entstehen während der Ordnungsbildung aus dem ungeordneten Zustand, wenn die von unterschiedlichen Keimen aus wachsenden Ordnungsbereiche zusammenstoßen und nicht der Ordnung entsprechend zusammenpassen oder wenn Versetzungen während der plastischen Verformung durch Ordnungsbereiche bewegt werden.

Beispiel: Geordnete Phase vom Typ AB im kfz-Gitter, dargestellt an der (100)-Ebene (vgl. Bild 4.42)

Längs der <110>-Richtungen liegt im geordneten Gitter die Nachbarschaft ...ABABAB... vor.
Störung der Nachbarschaft durch die Antiphasengrenze: ...ABAB/BAB... bzw. ABABA/ABAB...

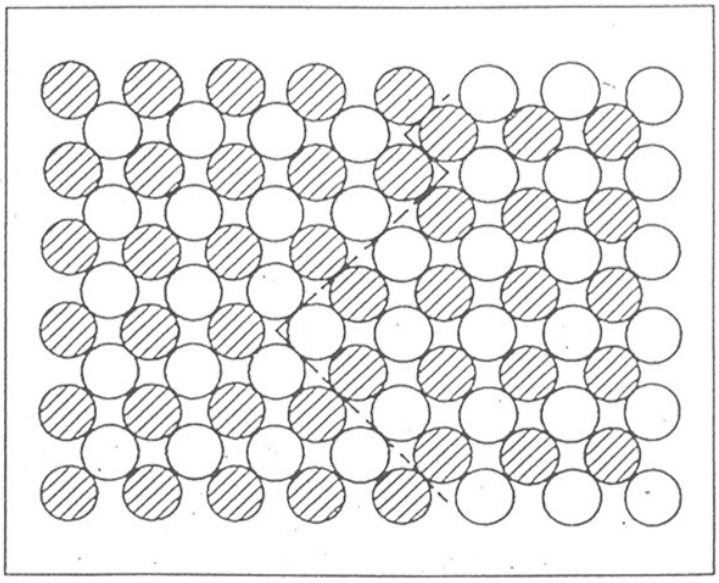
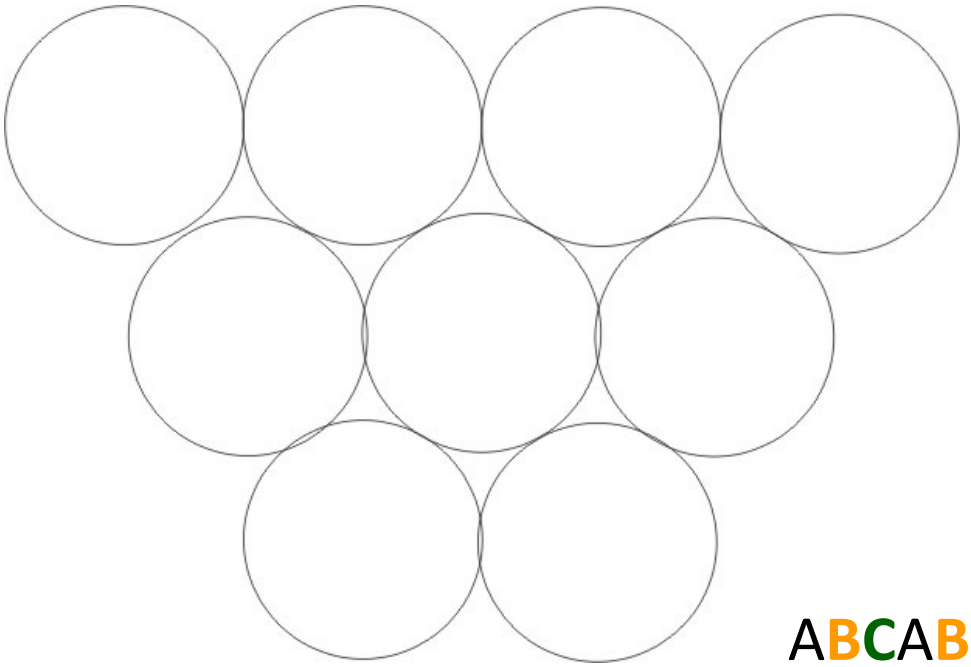


Bild 4.42: Geordnete Phase vom Typ AB im kfz-Gitter, dargestellt an der (100)-Ebene

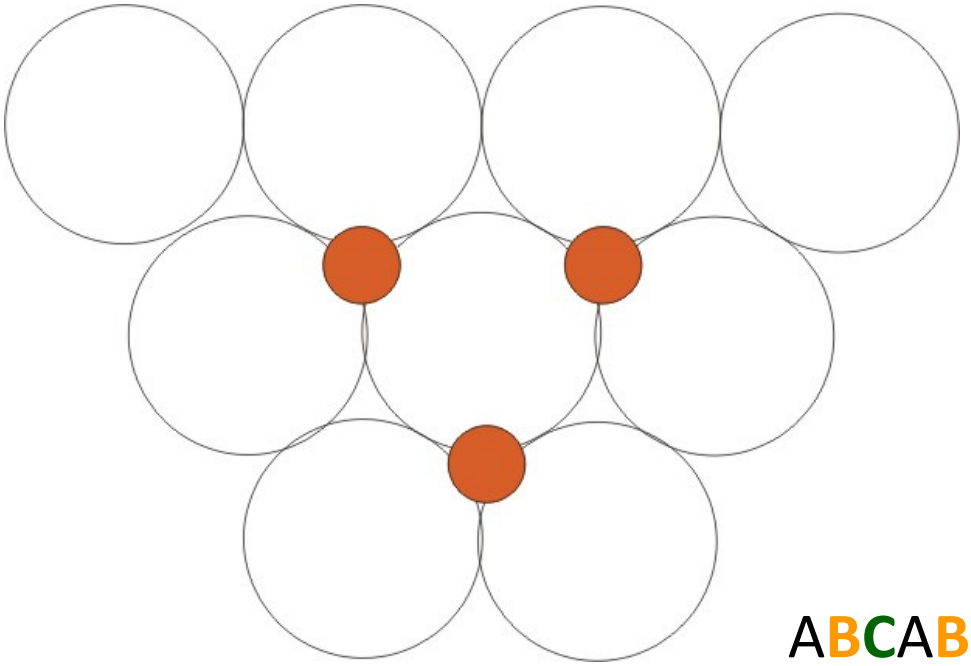
Anrdnung der (111) Ebenen bei KFZ Gitter



ABCABC KFZ

(ABABAB HCP)

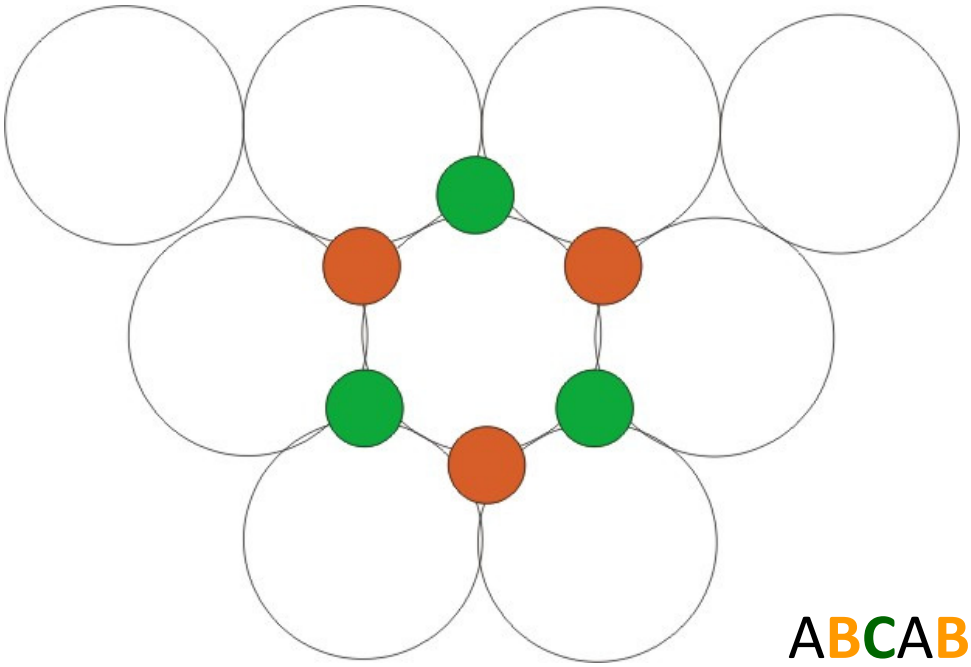
Anrdnung der (111) Ebenen bei KFZ Gitter



ABCABC KFZ

(ABABAB HCP)

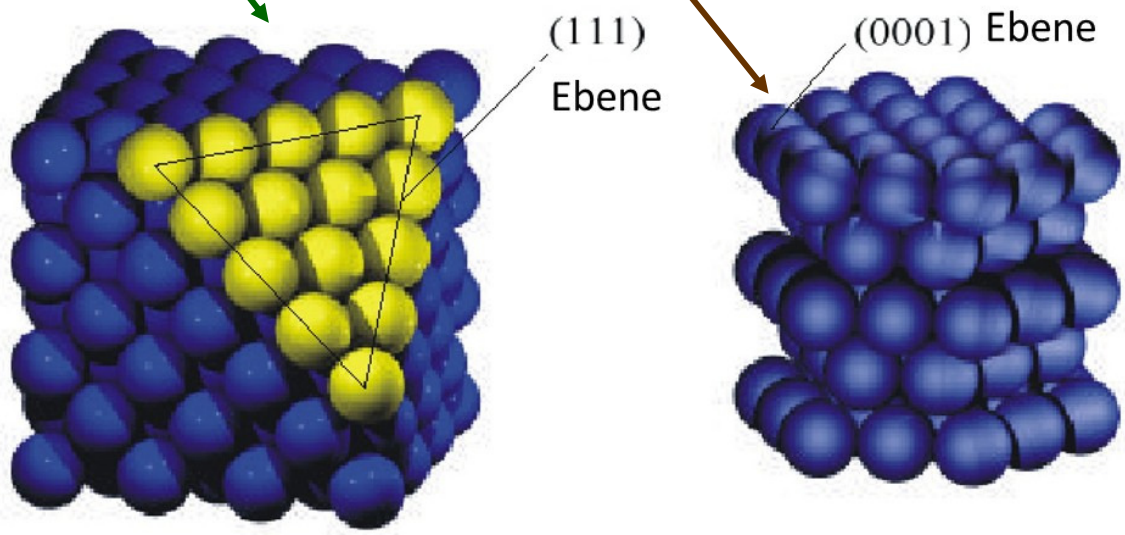
Anrdnung der (111) Ebenen bei KFZ Gitter



ABCABC KFZ

(ABABAB HCP)

KFZ - dichtestgepackte Hexagonal



Räumliche Gitterstörungen (3D) Teilchen

a) Ausscheidungen

Ausscheidungen entstehen in Festkörpern, die Legierungselemente in "übersättigter" Lösung enthalten, durch Auslagern bei geeigneter Temperatur.

Beispiele:
- Ni_3Al (in Ni-Basislegierungen, "Superlegierungen")
- $Cr_{23}C_6$ (in Chromstählen)
- Fe_2Nb (Laves-Phase, in CrNi-Stählen)

Ausscheidungen sind stabil bis zu ihrer Auflösungstemperatur $T_{Lös}^{(Aus)} < T_S^{(Matrix)}$. Ihr Gitter kann sich gegenüber dem der Matrix unterschiedlich ausbilden.

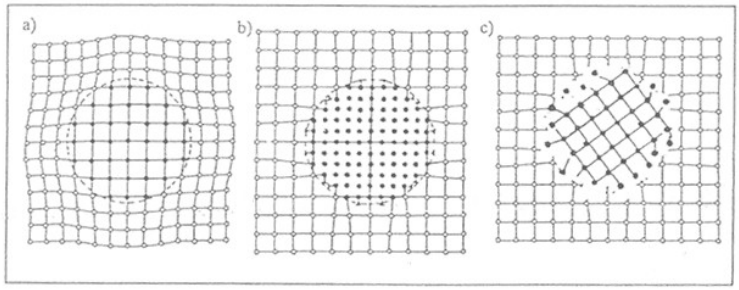


Bild 4.44:

a) kohärent: kleine Grenzflächenenergie γ_G "kohärente Teilchen"

b) teilkohärent: mittleres γ_G "teilkohärente Teilchen"

c) inkohärent: großes γ_G "inkohärente Teilchen"

b) Dispersionen

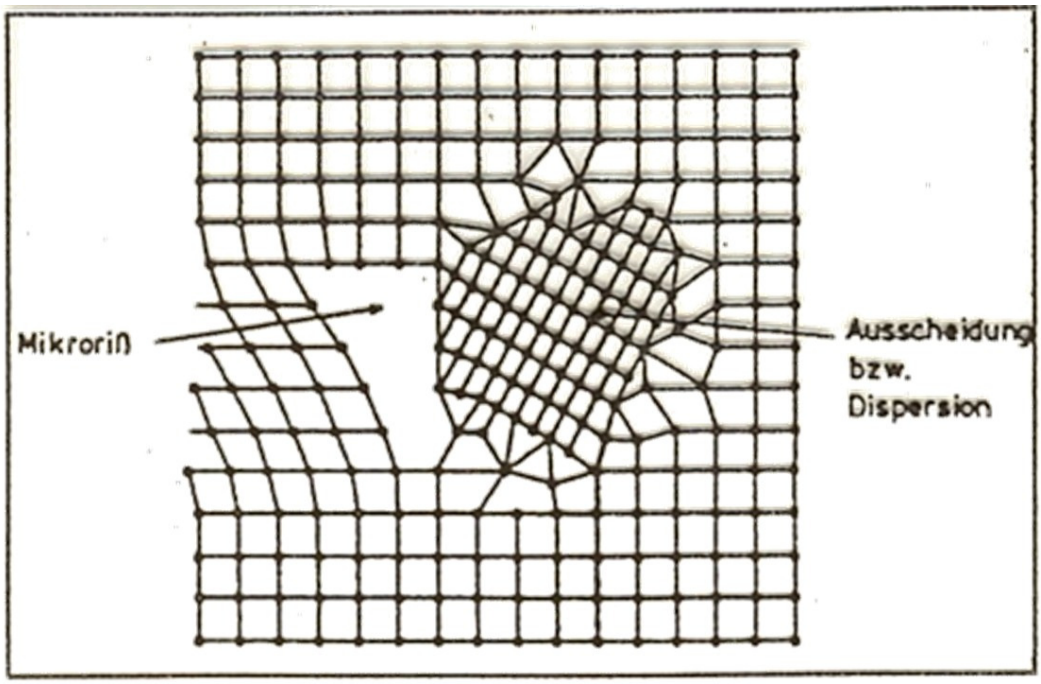
Dispersionen entstehen durch pulvermetallurgisches Einbringen von (meist) Oxiden in Metallen oder Metall-Legierungen.

Beispiele:
- Al_2O_3 (in Al-Legierung)
- SiO_2 (in Cu-Legierung)
- Y_2O_3 (in Ni-Legierung)

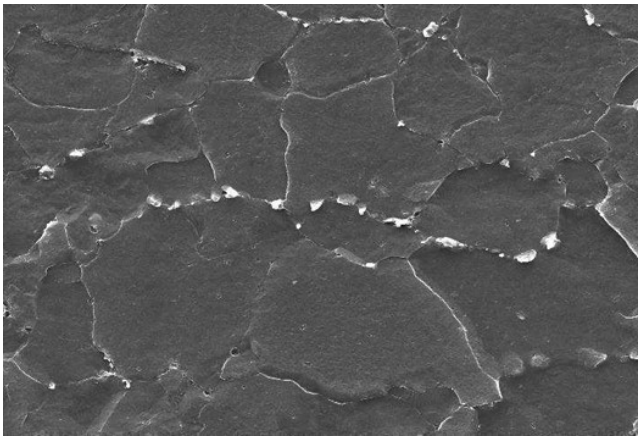
Dispersionen sind stabil bis zu $T_S^{(Disp)}$.
Meist gilt $T_S^{(Disp)} > T_S^{(Matrix)}$. Das Gitter von Dispersionen ist stets inkohärent gegenüber dem der Matrix.

Räumliche Gitterstörungen (3D) Mikrorisse

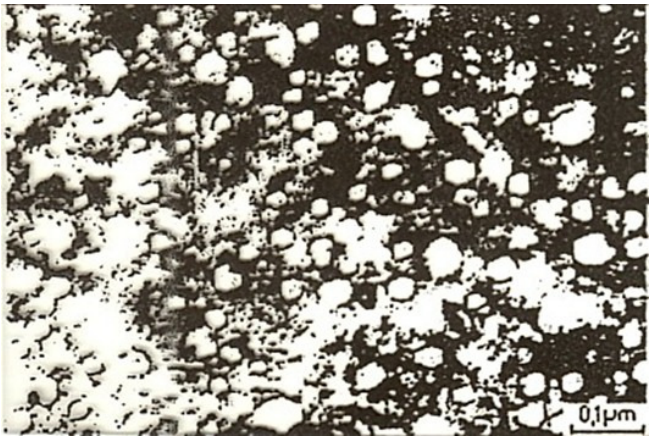
- Mikrorisse sind lokale Werkstofftrennungen mit endlicher Länge, extrem nahe beieinanderliegenden Rißufern und extrem scharfen Rißspitzen
- Sie entstehen z. B. bei der Herstellung, insbesondere pulvermetallurgischer Werkstoffe oder bei Versetzungsreaktionen.
- Merke: Bei mechanischer Beanspruchung stets gefährliche Spannungsüberhöhungen an den Rißspitzen.



Dreidimensionale Fehler 3D Poren

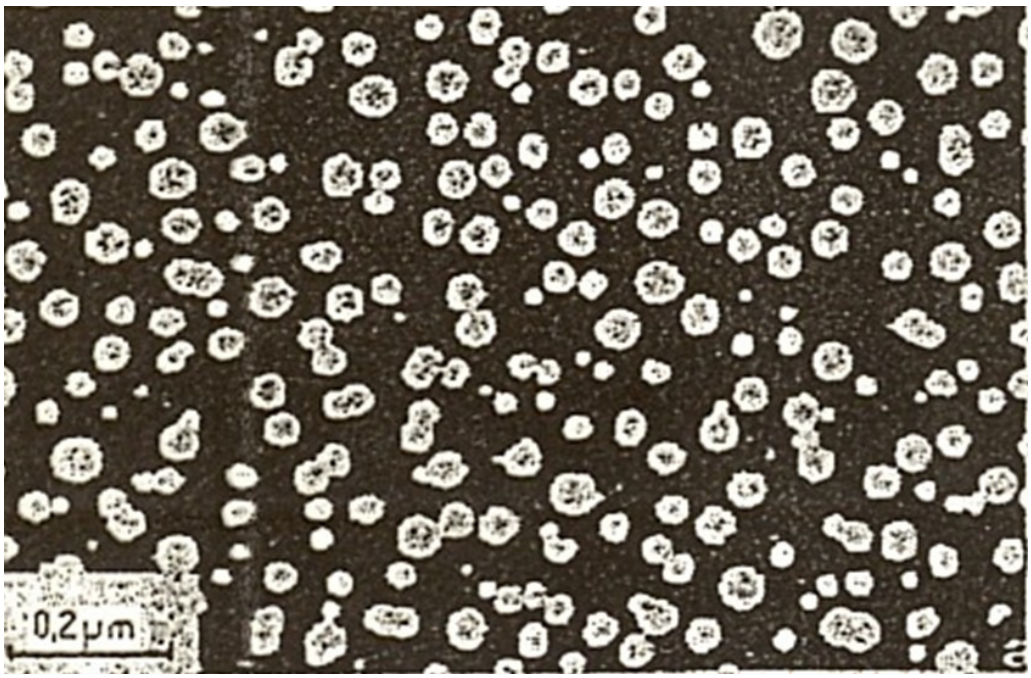


Porenkette beim Kriechen



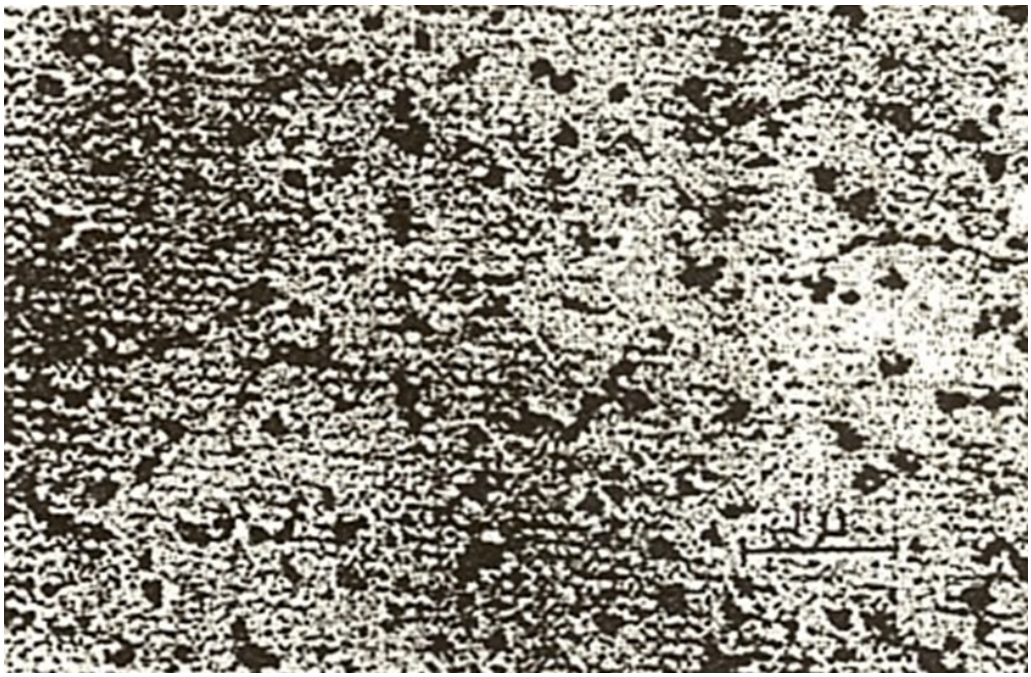
Poren in einem neutronenbestrahlten austenitischen Stahl

Dreidimensionale Fehler 3D Ausscheidungen



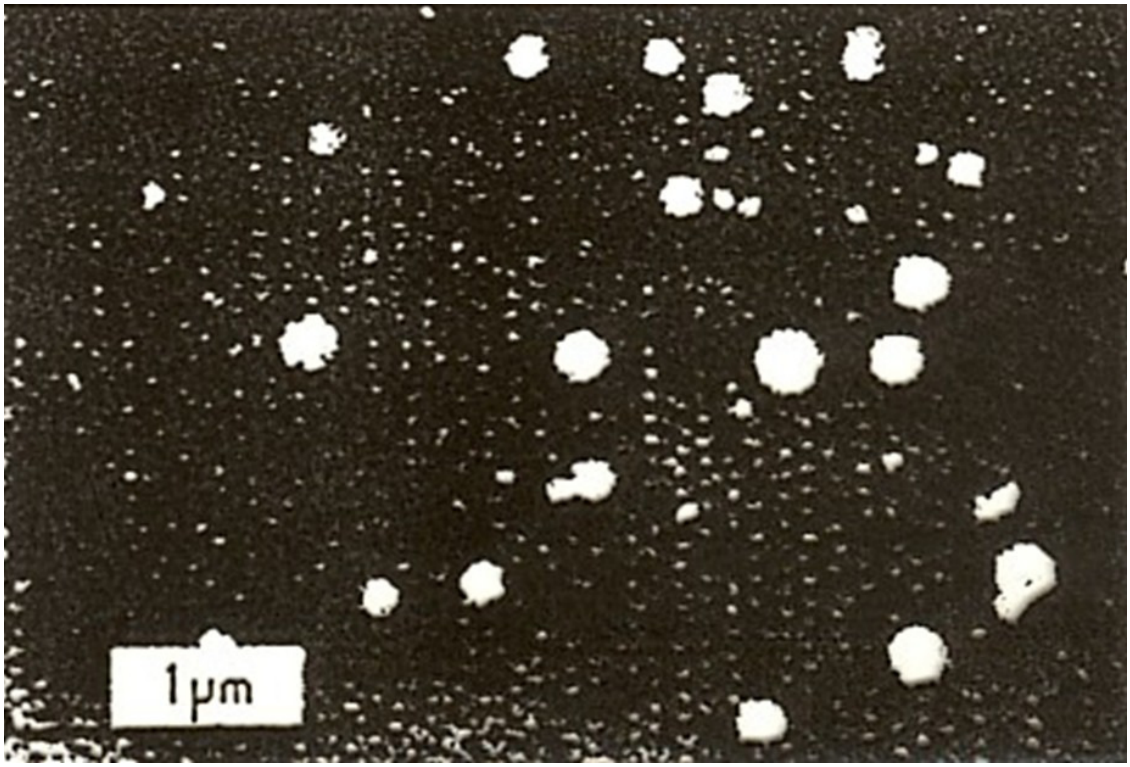
Koherente Ni_3Al-Ausscheidungen in einer NiCrAl Legierung

Dreidimensionale Fehler 3D Dispersionen



Al_2O_3-Dispersionen in Cu

Dreidimensionale Fehler 3D Gasblasen



Heliumblasen in Cu

Danke für die Aufmerksamkeit!