

**Fertigung:** Herstellung von Werkstücken mit geometrisch bestimmter Gestalt und festgelegter stofflicher Eigenschaften.

Heute schwierig: Multifunktionsbauteile

**Verarbeitungsverfahren:** Urformen, Umformen (Tiefziehen), Trennen, Fügen, Wärmebehandeln

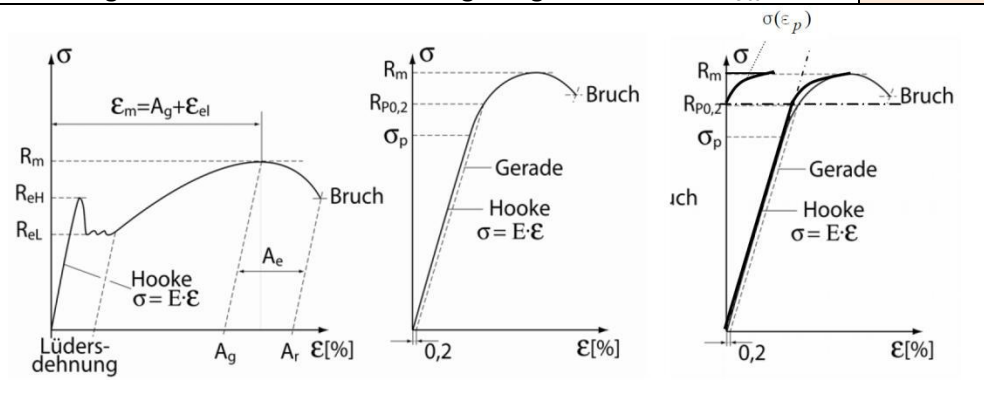


$$\frac{\text{Gebrauchseig.} + \text{Fertigungseig.}}{\text{Preis}} = \max$$

**Werkstoffwahl:**  
 Gebrauchseigenschaften: Eig. für Funktion  
 Heute schwierig: Multifunktionsbauteile  
 Fertigungseigenschaften: Eig. für Verarbeitung  
 Kommerzielle Eigenschaften  
 Umwelteigenschaften: Recyclingfähigkeit, Umweltbelastung, Energieverbrauch bei Herstellung, sortenreine Trennung, Degradation, Begleitelemente

**Spannung und Dehnung**

Zugspannung: $\sigma = \frac{F}{A} \left[ \frac{N}{mm^2} \right]$	Dehnung: $\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$	Hookesches Gesetz bis $\epsilon_{pl}$ : $\sigma = E \cdot \epsilon$	E = E-Modul Steifigkeit in $\left[ \frac{N}{mm^2} \right]$
Ludwigsleichung: Materialien mit ausgeprägter Streckgr.	$\sigma - R_{eL} = C \cdot (\epsilon_p - A_L)^n$	C,n: Parameter	
Bruchverlängerung = Gleichmassverlängerung + Einschürverlängerung	Brucheinschnürung: $Z = \frac{\Delta A}{A_0}$	$\sigma_{zul} = \frac{R_{p0.2}}{S_F}$	
Reisslänge = Bruchverl. + elast. Verlängerung bei Bruch $\rightarrow \sigma_{Reiss} = R_m$			



Zugfestigkeit  $R_m$   
 Streckgrenzen  $\{R_{eL}, R_{eH}\}$ ,  $R_{0.2}$   
 Elastische Dehnung  $\epsilon_{el}$   
 Plastische Dehnung  $\epsilon_{pl}$   
 Lüdersdehnung (plastisch)  $A_L$   
 Gleichmassdehnung (plast.)  $A_g$   
 Bruchdehnung (plastisch)  $A_r$   
 Einschnürverlängerung gleich lang, egal wie lang Stab,  
 Einschnürdehnung variabel.

**Kristallzustand der Materie**

**Elementarzelle:** kleinste Einheit des Gitters, die alle Merkmale des gesamten Gitters enthält und sichtbar macht.

Kenngrößen: Gitterkonstante $a_0$	Atomanzahl je Elementarzelle $A_E$	Koordinationszahl KZ: #Atome mit gleichem kürzesten Abstand	Packungsdichte P: $P = \frac{V_{Zelle \text{ belegt durch Atome}}}{V_{Zelle}}$	
Kubisch primitiv	$1 = 8 \cdot \frac{1}{8}$	6	$0.52 = \frac{4}{3} \pi \cdot \left(\frac{a}{2}\right)^3 \cdot \frac{1}{a^3}$	$a = 2r$
Krz	$2 = 8 \cdot \frac{1}{8} + 1$	8	$0.68 = 2 \cdot \frac{4}{3} \pi \cdot \left(\frac{\sqrt{3}a}{4}\right)^3 \cdot \frac{1}{a^3}$	$\sqrt{3}a = 4r$
Kfz (dichtest)	$4 = 8 \cdot \frac{1}{8} + \frac{6}{2}$	12	$0.74 = 4 \cdot \frac{4}{3} \pi \cdot \left(\frac{\sqrt{2}a}{4}\right)^3 \cdot \frac{1}{a^3}$	$\sqrt{2}a = 4r$
Hexagonal dichtest	$6 = 12 \cdot \frac{1}{6} + 2 \cdot \frac{1}{2} + 3$	12	$0.74 = a^3 \cdot \pi / (6 \cdot \left(\frac{1}{2} \cdot \frac{\sqrt{3}}{2} a \cdot a\right) \cdot 2 \cdot \frac{\sqrt{6}}{3} a)$	$a = 2r$

**Allotrope Umwandlung:** Änderung des Gittertyps

Gittergerade: [uvw]

Richtungsfamilie: <uvw>

Gitterebene: (hkl)  $\rightarrow$  **Millersche Indizes** durch kgV der reziproken Achsenabschnitte (bei kubisch = Normalenvek.)

Ebenenfamilie: {hkl}

**Anisotropie:** Kristalleigenschaften sind richtungsabhängig (da Atomabstände in versch. Richtungen untersch. sind)

Jedes Korn anders ausgerichtet: Durch Mittelung werden Metalle **quasi isotrop**

**Ausrichtung** wird mit Raumdiagonalen einer EZ dargestellt

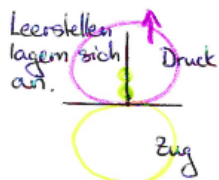
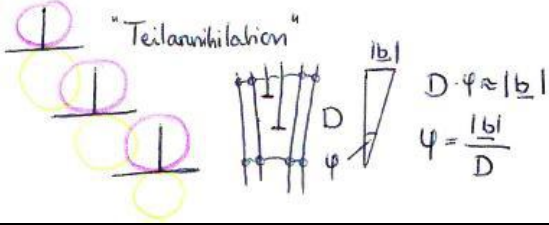
**Ideale Lage:** Mittelwert der Richtungen, meist durch **Walzebene** und **Walzrichtung** gegeben. (hkl) [uvw]

Bei Blechen wichtig: **Gosstextur** (110)[001]

Bsp:  $(110)[\bar{1}\bar{1}0] \rightarrow (110)[110]$

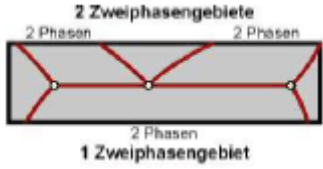

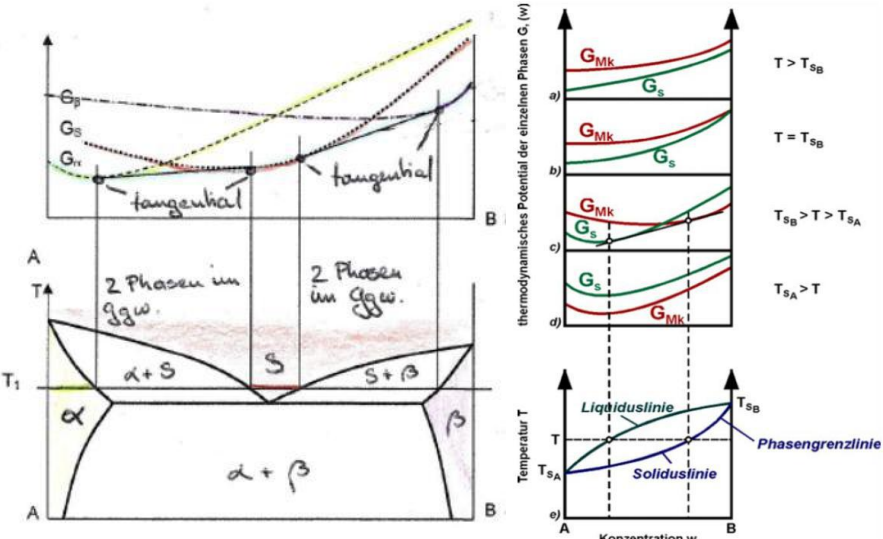
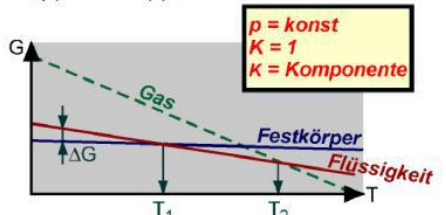
$WE \cdot WR = 0$

**Textur:** Bevorzugte Ausrichtung der Körner  $\rightarrow$  Durch Walzen, Glühen bei Erstarrung, elektrolytische Abscheidung

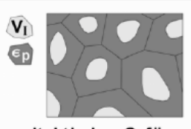
Realstruktur: Gitterbaufehler, Versetzungen		Basisjahr 2010	
<b>Strukturelle</b> Fehlordnung: Gitterbaufehler	<b>Bildungsenergien</b> von Fehlern:	Leerstelle Zw.Gitteratom Versetzung pro Atomlage	1eV 4eV 6-7eV
<b>Chemische</b> Fehlordnung: unerwünschte oder beabsichtigte Fremdatome im Gitter	<b>Arrhenius-Funktion:</b> (gilt nur für langsame Abkühlung, d.h. Gleichgewicht!)	$H_L = h_L \cdot A$ $A = 6.023 \cdot 10^{23}$ $h_L = \text{Energie für 1LS}$	
<b>Nulldimensionale</b> Gitterfehler (Ursache Gitterschwingung infolge Temperatur-Bewegung): Thermische Gitterbaufehler! (abhängig von Temperatur) <b>Leerstellen</b> (Gitterlücke, Schottky-Defekt): → Durch Abschrecken, Verformen bei tiefen Temp, Bestrahlung <b>Zwischengitteratom</b> (Frenkel-Defekt) (Fremdatome auch 0-dim, aber nicht thermisch)	$c_L = c_{L0} \exp\left(-\frac{h_L}{kT}\right) = c_{L0} \exp\left(-\frac{H_L}{RT}\right) = \frac{\# \text{Leerst.}}{\# \text{Atome}}$ $\vec{b}$ bei punktförmigem Fehler geschlossen: $ \vec{b}  = 0$		
<b>Eindimensionale</b> Gitterfehler: Durch $\vec{t}$ und $\vec{b}$ gegeben		$\vec{t}$ in Richtung der Versetzungslinie, $\vec{b}$ überall gleich!	
<b>Stufenversetzung:</b> Gleitebene durch $\vec{b}, \vec{t}$ festgelegt!	$\vec{b} \perp \vec{t} \rightarrow \vec{b} \cdot \vec{t} = 0$	<b>Versetzungsdichte:</b>	$\rho_V = \frac{1}{V} \sum l_i = \frac{N}{A} \text{in} [mm^{-2}]$
Anderer Vektor/gleiche Ebene → auslöschen; Gleicher Vektor + Ebene → abstossen Gleicher Vektor/unterschiedliche Ebene → günst. Zustand: Kleinwinkelkorngrenzen		i) Summe Längen aller Versetzungslinien pro Volumen ii) #Durchstosspunkte durch Kontrollfläche	
<b>Schraubenversetzung:</b> Ebene nicht def, kann Quergleiten!	$\vec{b} \parallel \vec{t} \rightarrow \vec{b} \cdot \vec{t} = \max$	<b>Versetzungsenergie</b> $\sim  \vec{b} ^2$	
<b>Versetzungsbewegungen auf dichtest gepackten Ebenen, weil dort die Potentialberge aufgrund der Bindungskräfte zwischen Gleichgewichtszuständen minimal sind!</b> Ursprung von Versetzungen: 1. Zufällige Missorientierung beim Kristallwachstum 2. Ausscheiden von überschüssigen LS (Bildung von Versetzungsringen) 3. Abbau von Spannungen durch Bildung von Versetzungen		<b>Häufigste Versetzungen Bsp:</b> Kfz $\vec{b} = \frac{a_0}{2} \langle 011 \rangle$   Hdp $\vec{b} = a_0 \langle 1120 \rangle$ Allgemein: Bei Angabe $a_0$ nicht vergessen!! <b>Druckspannung</b> oberhalb Gleitebene: Anlagerung kleiner Fremdatome <b>Zugspannung</b> unterhalb Gleitebene: Anlag. grosser Atome und ganz kleiner Zw-Gitteratome	
<b>Fremdatomwolken behindern die Gleitung und somit die plastische Verformung! (benötigte Versetz.energie steigt)</b>			
<b>Klettern:</b> * 	<b>Korngrenzen:</b> Orientierungsgrenze der Phasenstruktur <b>Phasengrenzfläche:</b> nicht nur Orientierungs-, aber auch Kristallstrukturänderung <b>Grosswinkelkorng.</b> : Dicke 2-5 $a_0$ , $\varphi > 5-20^\circ$ <b>Kleinwinkelkorng.</b> : Bis $\varphi = 5^\circ$ (nur e-Mikrosk.)		
Grosswinkelkorngrenzen entstehen bei Erstarrung oder bei Phasenumwandlung wenn wachsende Kristalle zusammenstossen Kleinwinkelkorngrenze: Ansammlung von Versetzungen in unterschiedlichen Ebenen, günstiger Zustand der Spannungsfelder			
<b>Zweidimensionale</b> Gitterfehler: → Stapelfehler, durch <b>Teilversetzungen</b> oder Störung bei Kristallisation			
$\gamma_{St}$ klein = neigt zu Teilversetzungen (schon bei Kaltverform.) 1. Ausgedehnte Stapelfehler bei Kaltverformung 2. Verfestigung gross, gleichmäss. Fliesen/Verform. bei <b>Tiefziehen</b> 3. Bereich Gleichmassdehn. grösser; <b>Rissbildung</b> wird vermieden.	<b>Stapelfehlerenergie:</b> $\gamma_{St} \sim \frac{1}{d}$		Klein: „mag Fehler“ Gross: „mag keine“
* Beim <b>Klettern</b> lagern sich Leerstellen im Druckbereich der Versetzung an, wodurch diese die Gleitebene wechselt und Fremdatomhindernisse umgehen kann. → leichter verformbar			
<b>Zwillingsgrenze:</b> Orientierung eines Kristalls durch Spiegelung an Ebene <b>Kohärent</b> , wenn Atomabstände beider „Seiten“ an Grenze übereinstimmen, sonst <b>inkohärent</b>			
<b>Gefüge und Legierungsstrukturen</b>			
<b>Gefüge:</b> Gesamtheit des Materials mit Korngrenzen, Phasengrenzen, Versetzungen			
<b>Phase:</b> Bereiche mit gleichen physikalischen und chemischen Eigenschaften und gleicher Struktur ( $\alpha, \beta, \gamma, \delta$ )			
<b>Überstruktur:</b> Über dem Kristallschema weiteres Ordnungsprinzip			
<b>Mischkristall:</b> Kristall aus mehreren Atomarten	<b>Legierung:</b> Mischung eines Metalls mit einem oder mehreren Metallen oder Nichtmetallen		
<b>Kristallgemisch:</b> Kristall aus mind. 2 Phasen	<b>Substitutions- (Austausch-) Mischkristall:</b> Fremdatome auf Gitterplätzen Meist unregelmässig, aber wenn → <b>Überstruktur</b>		
<b>Interstitieller (Einlagerungs-) Mischkristall</b> Fremdatome auf Zwischengitterplätzen: (oft B, N, O, C, H) Legierungsatome sehr klein vs. Grundatome ( $r_2/r_1 < 0.58$ )	<b>VEGARDsche Regel:</b> ( $a_0$ in vollkommenen MK-Reihen) $a_0 = \frac{w_A a_A + w_B a_B}{100}$ → linear zur Konzentration		
Bedingungen für <b>unbeschränkte Löslichkeit</b> (lückenlose Mischkristallreihe) nur <b>Substitutions-MK:</b> 1. Beide Komponenten gleicher Gittertyp 2. Differenz Atomradien max. 15% 3. Keine zu grosse chem. Affinität (d.h. im Periodens. benachbart)	$a_0, a_A, a_B = \text{Gitterkonst. neu, von A resp. B}$ $w_A, w_B = \text{Konzentrationen von A, B (Atom-\%)}$		
<b>Vollkommene Unlöslichkeit:</b> Horizontale Linien bei $T_s$ Stoffe reagieren erst gasförmig miteinander, wichtig für Guss			

**Legierungskunde – Zustandsdiagramme (im Gleichgewicht!)**

Basisjahr 2010

<b>Prozessgrößen:</b> frei wählbar <b>Systemantwort:</b> messbare Eigenschaften		<b>Massengehalt:</b> $w_A = \frac{m_A}{m} = \frac{\text{Masse der Komponente A}}{\text{Gesamtmasse Legierung}}$			
<b>Zustandsvariablen</b> für Werkstoff: p, T, w <sub>i</sub> (Zusammensetzung)		Oder als Stoffmengenanteile (#Atome A/#total)			
Ist ein System aus mehreren unterschiedlichen Bestandteilen aufgebaut, ist es <b>heterogen</b> . Die einzelnen <b>homogenen</b> Bestandteile sind dann die <b>Phasen</b> .					
<b>Freie Enthalpie</b> $\Delta G = \Delta H - TS \rightarrow \Delta G$ erreicht im Gleichgewicht immer ein lok. <b>Minimum!</b> Alle von selber ablaufenden Vorgänge wie Atomumlagerungen genügen diesem Prinzip $\rightarrow$ <b>Tangentenbedingung</b> im G-T Diagramm					
Beschriftung/Benennung:					
Phasen: $\alpha, \beta, \gamma, S$		Überstruktur: $\alpha', \beta'$			
Komponenten: A, B		$w_x^y \rightarrow$ Bezugssystem $w_x \rightarrow$ Gehalt von was?			
$\rightarrow$ Phasen im Gleichgewicht nennt man <b>stabile Phasen</b>					
<b>Gesucht:</b>		<b>Frage/Formulierung:</b>			
$\alpha, \beta, S$		Welche Phasen?			
$w_\alpha^K, w_\beta^K$ mit <b>Hebelgesetz</b> (! Immer „Gegenseite“ / Total)		Gehalte der <i>Phasen in der Legierung</i> ?			
$w_A^\alpha, w_B^\alpha$ : Wie viel % Komp. in Phase? $\rightarrow w_A^\alpha + w_B^\alpha = 1$		Welches sind die <i>Phasengehalte</i> ? Welches sind der <i>Komponentengehalt in der Phase</i> ?			
$w_A^K, w_B^K$ : Nachrechnen z.B. $w_A^K = w_\alpha^K \cdot w_A^\alpha + w_\beta^K \cdot w_A^\beta$		<i>Komponentengehalt der Legierung</i> , nachrechnen			
<b>Gibbsche Phasenregel:</b>					
<b>Konode:</b> Isotherme durch Zweiphasengebiet		Allgemein: $P + F = K + 2$			
		$p = \text{const. (bei uns)}$ $P + F = K + 1$			
<b>Dreiphasenräume</b> (Prozessrichtung jeweils Abkühlung):					
<b>Eutektisch:</b> $S \rightarrow \alpha_e + \beta_e$ Gute Gusslegierungen: Niedrige T <sub>s</sub> , feines Gefüge Ähnliche Schmelztemp. K <b>Eutektoid:</b> $\gamma \rightarrow \alpha_{ed} + \beta_{ed}$ $\rightarrow$ Leopardenfell		<b>Peritektisch:</b> $S + \alpha_{pr} \rightarrow \beta_p$ Oft bei Bronze oder Messinglegierungen Untersch. Schmelztemp. K <b>Peritektoid:</b> $\gamma_{pr} + \alpha_{pr} \rightarrow \beta_p$ $\rightarrow$ Hof			
					
<b>Intermetallische Verbindung:</b> <b>Nicht</b> im Gittertyp einer der beiden Komponenten, sondern eigenen. Bindungscharakter eher kovalent. <b>Feste stöchiometrische Zusammensetzung</b> , deshalb meist nur Vertikale Linie.					
		Die <b>Stabilität</b> eines Systems ist abhängig: • vom <b>Energieinhalt</b> • vom <b>Ordnungsgrad der atomaren Bausteine</b> <b>G = Stabilitätsmass</b> $\Delta G =$ Mass für die Triebkraft der Umwandlung $G(T) \downarrow \rightarrow s(T) \uparrow$  $p = \text{konst}$ $K = 1$ $K = \text{Komponente}$ $T_1: G_{FK} = G_{FL}$ <b>Schmelzpunkt</b> $T_2: G_{FL} = G_G$ <b>Siedepunkt</b>			
Im <b>Gleichgewicht:</b> Diejenige Phase mit der tiefsten freien Enthalpie vorhanden. Bei 2 Phasen: Tangente and „Randpunkte“		Im <b>Ungleichgewicht:</b> $G_f - G_k = (H_f - H_k) - (S_f - S_k)T$ Bei Unterkühlung: $T = T_{fk} - \Delta T$			
Ternäre/Quaternäre Systeme: <b>Woodsches Metall:</b> Kombination von Komp. mit eutektischen Eigenschaften für möglichst tiefe Schmelztemp.		Schmelzpkt Bi: 271°C Pb: 327°C Sn: 232°C	Binäres Eut. Bi-Pb: 125°C Pb-Sn: 183°C Sn-Bi: 139°C	Ternäres Eut. Bi-Pb-Sn: 96°C	Quatern. Eut. Bi-Pb-Sn-Cd: 69°C

Dreiphasenräume:  
Keine Freiheitsgrade; alle Zustandspunkte sind vorgegeben. Eutektische oder peritektische Umwandlung.

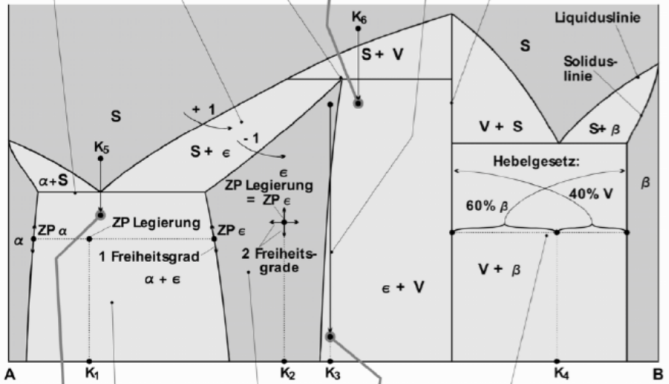


peritektisches Gefüge mit primärem V

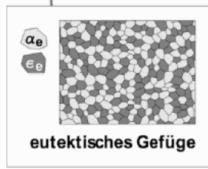
Ausscheidung im festen Zustand: bei Abkühlung Eintritt in das Zweiphasenfeld → aus ε wird V ausgeschieden.

Wechselnde Phasenzahl: Beim Überschreiten einer Phasengrenzlinie ändert die Phasenzahl immer um 1.

Intermetallische Phase V: Stöchiometrische Zusammensetzung, dadurch unendlich schmaler Existenzbereich. Einphasenfeld wird zur Linie.



Zweiphasengebiet:  $ZP_{Leg.} \neq ZP_{Phasen}$   
Einphasengebiet:  $ZP_{Leg.} = ZP_{Phase}$   
ZP: Zustandspunkt  
ZP<sub>Phasen</sub> auf Phasengrenzlinien



eutektisches Gefüge



typische Formen von Ausscheidungen:  
■ an Korngrenzen  
■ im Korn

Gehalt der Komponente B in der Phase V:  $w_B^V = 0.68$   
Gehalt der Komponente B in der Phase β:  $w_B^β = 0.95$   
Legierung K<sub>4</sub> aus 40% V + 60% β:  
 $w_B^{K_4} = 0.4 \cdot 0.68 + 0.6 \cdot 0.95 = 0.84$

**Gusseisen:**

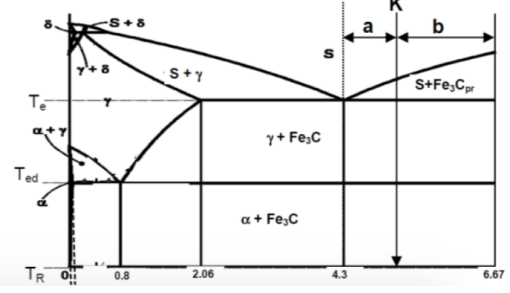
Graues hat geringere Festigkeit

**Grausses Gusseisen:**

Hoher Si-Gehalt, langsame Abkühlung besteht aus Ferrit und Graphit, stabiles System

**Weisses Gusseisen:**

hoher Mn-Gehalt, schnelle Abkühlung besteht aus Ferrit und Zementit, metastabiles System



$$\begin{aligned}
 W_{\alpha_{ed}} &= 0.6917 - 0.3362x \\
 W_{Fe_3C_e} &= 0.486 * x \\
 W_{Fe_3C_{II}} &= 0.215 - 0.1045x \\
 W_{Fe_3C_{ed}} &= 0.0918 - 0.0446x \\
 W_{Fe_3C_{III}} &= 0.001456 - 0.000703x
 \end{aligned}$$

$$x = \frac{w_C - 2.06}{2.24}$$

$$x = \frac{6.67 - w_C}{2.37}$$

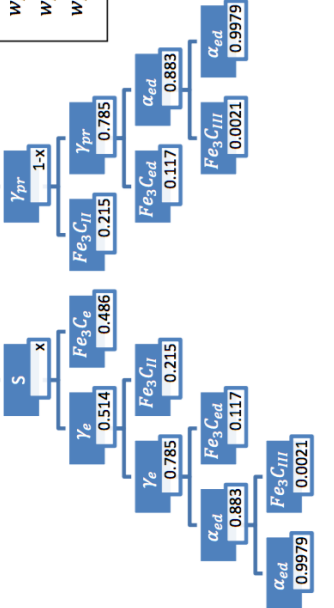
$$\begin{aligned}
 W_{\alpha_{ed}} &= 0.3555x \\
 W_{Fe_3C_{pr}} &= 1 - x \\
 W_{Fe_3C_e} &= 0.486 * x \\
 W_{Fe_3C_{II}} &= 0.111x \\
 W_{Fe_3C_{ed}} &= 0.0472x \\
 W_{Fe_3C_{III}} &= 0.000748x
 \end{aligned}$$

$$x = \frac{w_C - 0.02}{0.78}$$

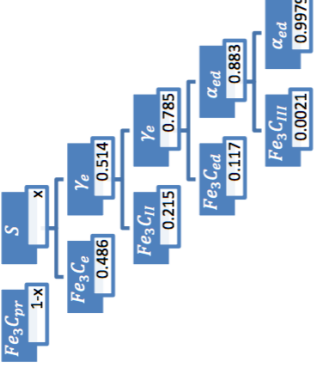
$$0.02 < w_C < 0.8$$

$$\begin{aligned}
 W_{\alpha_{ed}} &= 0.9979 - 0.117x \\
 W_{Fe_3C_{ed}} &= 0.117x \\
 W_{Fe_3C_{III}} &= 0.0021 - 0.000246x
 \end{aligned}$$

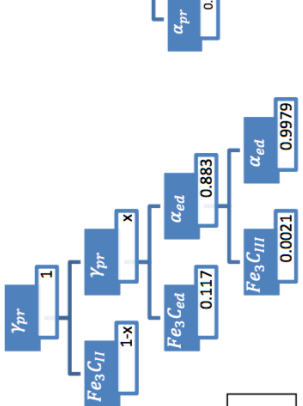
$$2.06 < w_C < 4.3$$



$$4.3 < w_C < 6.67$$



$$0.8 < w_C < 2.06$$



$$x = \frac{6.67 - w_C}{5.87}$$

$$\begin{aligned}
 W_{\alpha_{ed}} &= 0.881x \\
 W_{Fe_3C_{II}} &= 1 - x \\
 W_{Fe_3C_{ed}} &= 0.117x \\
 W_{Fe_3C_{III}} &= 0.0019x
 \end{aligned}$$

## 9. Reales Zustandsdiagramm

### 9.1. Das Eisen

#### Eigenschaften

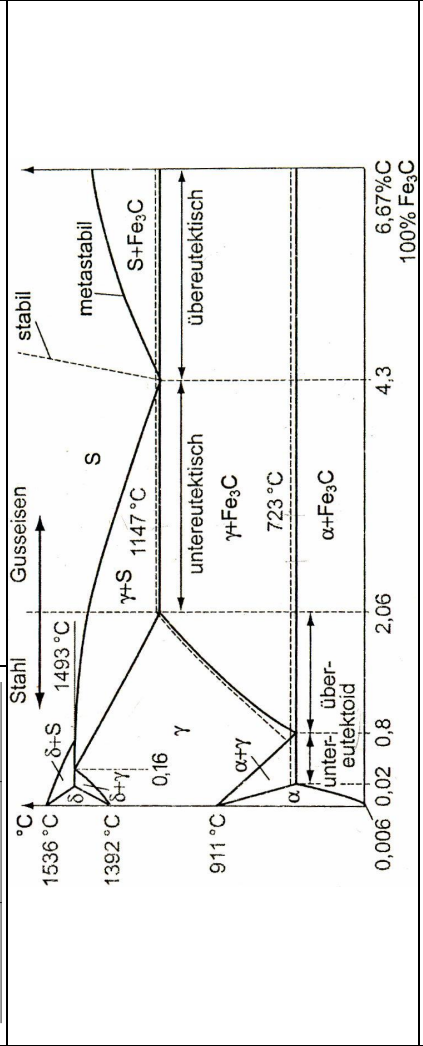
Das Eisen ist das 26. Element im Periodensystem der Elemente. Es gehört zu den Übergangsmetallen. Unter atmosphärischem Druck schmilzt das Eisen bei 1536°C und verdampft bei 2738°C. Seine Atommasse ist 55,85.

α-Fe (Ferrit)	γ-Fe (Austenit)	α-Fe	γ-Fe	δ-Fe
911°C (A3)	↔	krz	kfz	krz
γ-Fe	↔	0,286 nm bei 20°C	0,3649 nm bei 950°C	0,293 nm bei 1425°C
δ-Fe (Ferrit)	↔	0,254 nm		
δ-Fe	↔	bis 768°C ferromagnetisch	paramagnetisch	paramagnetisch
	↔	Magnetische Eigenschaften		
	↔	Atomdurchmesser		
	↔	Schmelze		

A = Arrêt = Haltepunkt

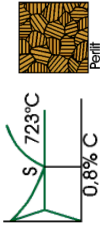
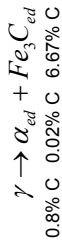
### 9.2. Das metastabile System Fe-C oder das Fe-Fe<sub>3</sub>C-System

α-Fe	bei 723°C 0,02% C bei RT 0,006% C	δ + S	1493°C	γ
δ-Fe	bei 1493°C 0,10% C	S	1147°C	γ + Fe <sub>3</sub> C
γ-Fe	bei 1493°C 0,16% C bei 723°C 0,80% C bei 1147°C 2,06% C	γ	723°C	α + Fe <sub>3</sub> C
Schmelze	bei 1493°C 0,51% C bei 1147°C 4,3% C			



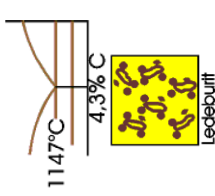
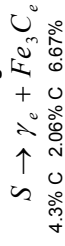
Phase	Gefüge
α-Mk	Ferrit
γ-Mk	Austenit
Fe <sub>3</sub> C	Zementit
Eutektoid α-Mk + Fe <sub>3</sub> C	Perlit
Eutektikum γ-Mk+Fe <sub>3</sub> C	Ledeburit I
Umgewandeltes Eutektikum: α-Mk+Fe <sub>3</sub> C	Ledeburit II

### Bildung von Perlit durch eutektoiden Umwandlung (Punkt S)



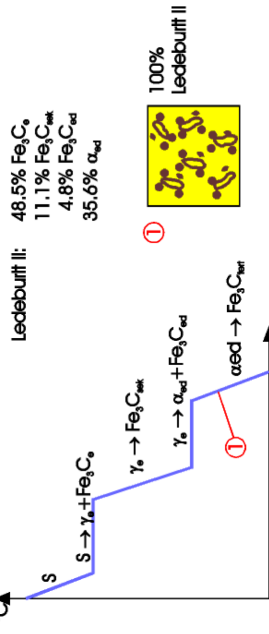
Perlit: 88,2% Ferrit + 11,8% zementit im Bereich 0,02-6,67% Kohlenstoff. T=723°C

### Bildung von Ledeburit (Eutektikum) (Punkt C)



Ledeburit I: 51,5% γ + 48,5% Fe<sub>3</sub>C bei 1147 °C und 2,06 bzw. 6,67% C

Das Gefüge, welches aus der eutektoiden Umwandlung des Ledeburit I entsteht, nennt man Ledeburit II:

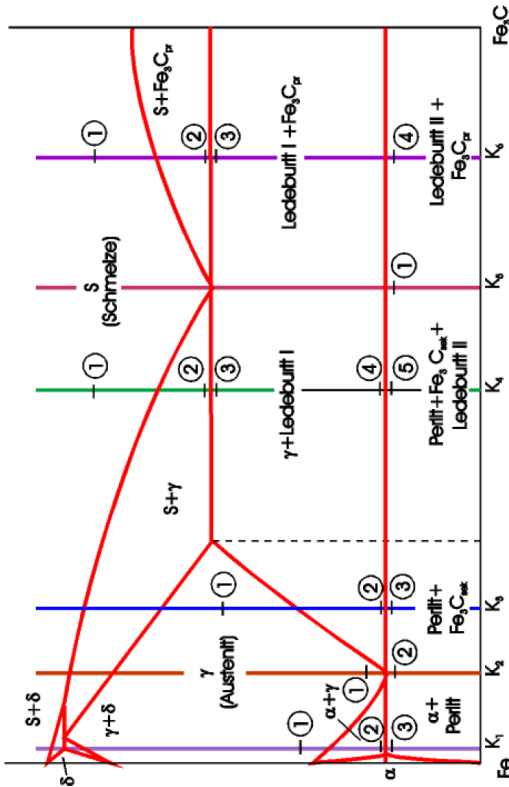


Ledeburit II: 48,5% Fe<sub>3</sub>C, 11,1% Fe<sub>3</sub>C<sub>Mk</sub>, 4,8% Fe<sub>3</sub>C<sub>ed</sub>, 35,6% α<sub>ed</sub>

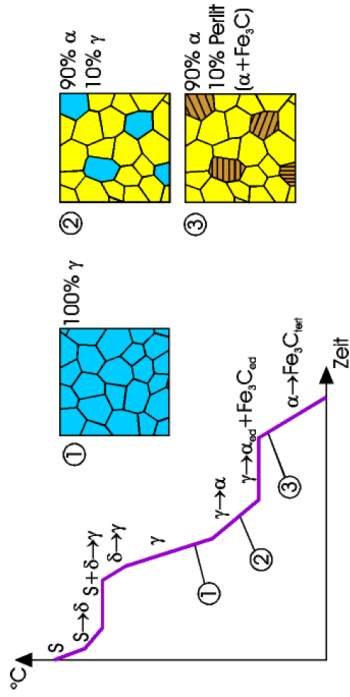
100% Ledeburit II

Bezeichnung	Nähere Kennzeichnung	Lage im EKS, Gefügeskizzen		besteht aus	Metallographische Bezeichnung
		Maximaler C-Gehalt	Metalllographische Bezeichnung		
α-Mk	0,02% C	α-Ferrit	α-Ferrit	88,2% α <sub>ed</sub> + 11,8% Fe <sub>3</sub> C <sub>ed</sub>	Perlit
γ-Mk	Punkt P 2,06% C	Austenit	Austenit	51,5% γ <sub>e</sub> + 48,5% Fe <sub>3</sub> C <sub>e</sub>	Ledeburit I
δ-Mk	Punkt E 0,1% C, Punkt H	δ-Ferrit	δ-Ferrit	entsteht durch Primärkristallisation aus Schmelze (Linie CD) Ausscheidung aus Austenit (Linie ES) Ausscheidung aus Ferrit (Linie PQ)	Perlit, Ledeburit I, Ledeburit II

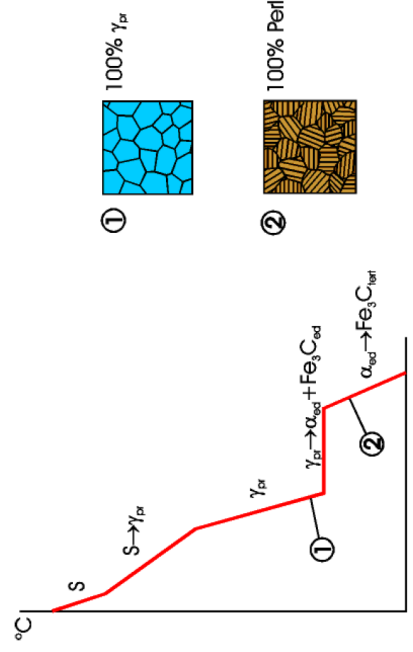
9.3. Beispiele von Gefügen bei verschiedenen Konzentrationen



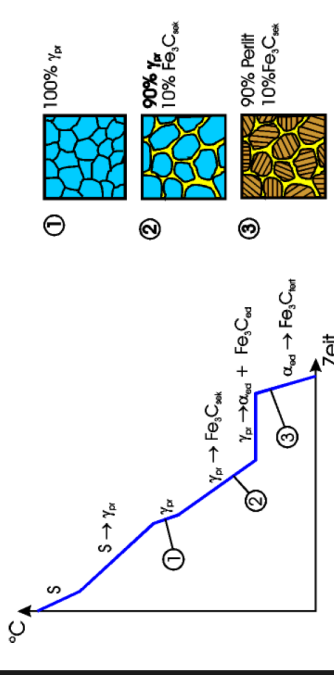
C: >0.02%  
<0.8%



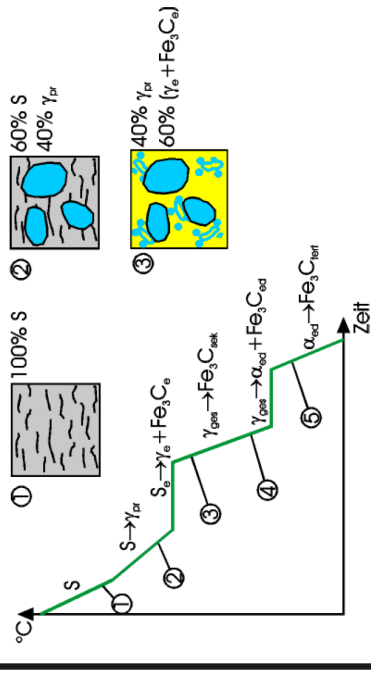
C: 0.8%



C: >0.8%  
<2.06%



C: >2.06%  
<4.3%



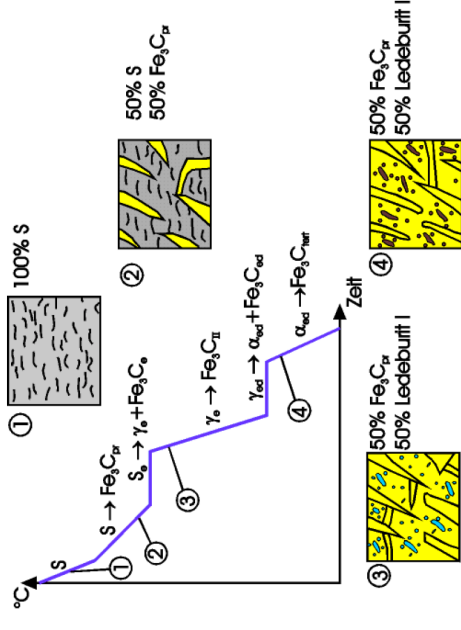
Fe<sub>3</sub>C<sub>sek</sub> (im Mikroskop nicht sichtbar)  
31,4% γ<sub>Fe</sub> + 8,6% Fe<sub>3</sub>C<sub>sek</sub> (nur aus γ<sub>Fe</sub>)  
+ 60% Ledeburite I

γ<sub>Fe</sub> + Fe<sub>3</sub>C<sub>e</sub> = Ledeburite I

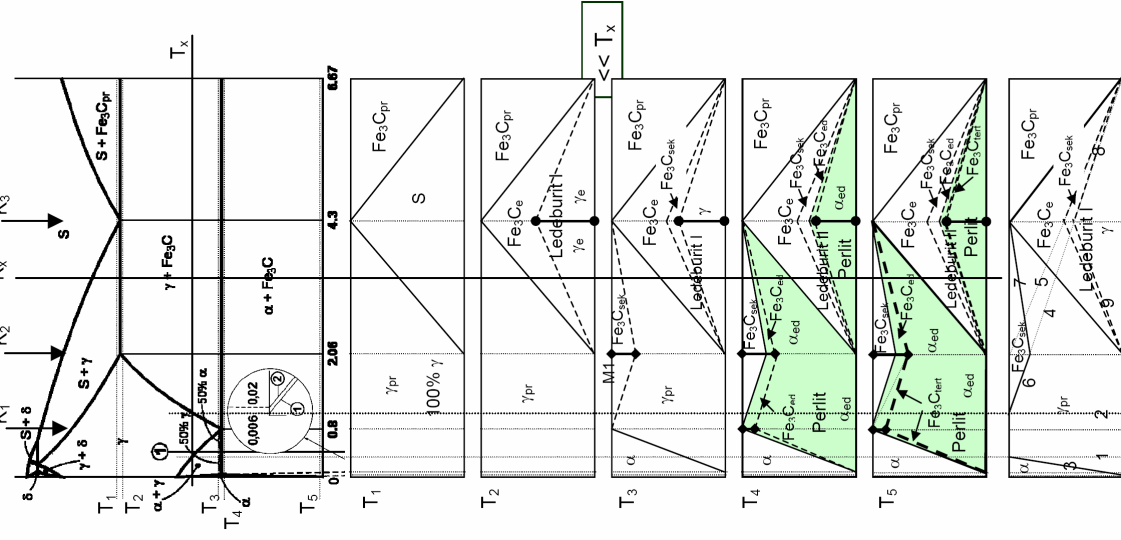
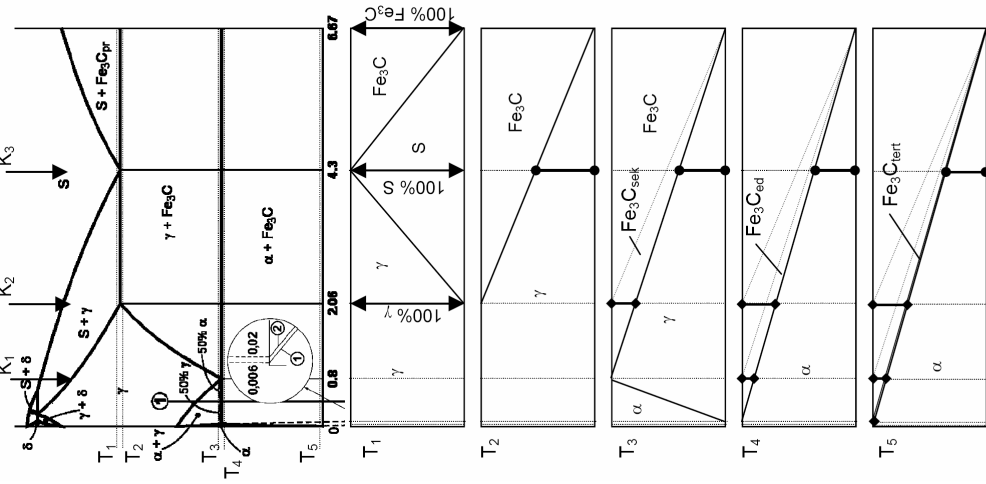
α<sub>ed</sub> + Fe<sub>3</sub>C<sub>ed</sub> + Fe<sub>3</sub>C<sub>sek</sub> = Ledeburite II

31,4% Perlite + 8,6% Fe<sub>3</sub>C<sub>sek</sub> (nur aus γ<sub>Fe</sub>)  
+ 60% Ledeburite II

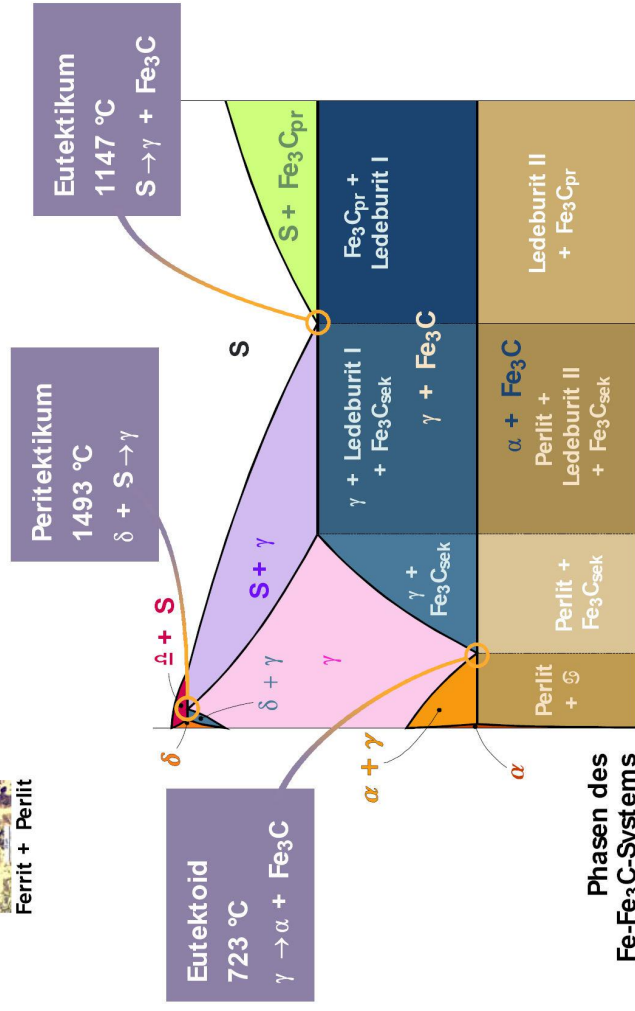
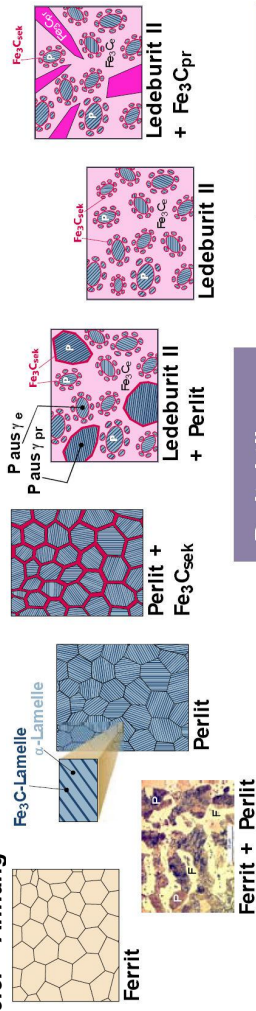
C: >4.3% < 6.7%



### 9.4. Mengendiagramm

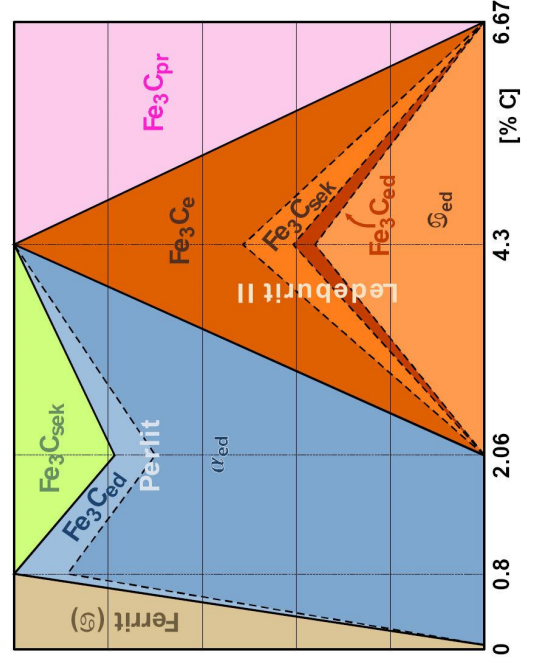


### 9.5. Anhang



Phasen des Fe-Fe<sub>3</sub>C-Systems

Mengendiagramm



- Ledeburit I:**  
48.6 % Fe<sub>3</sub>Ce  
51.4 % gamma e
- Ledeburit II:**  
48.6 % Fe<sub>3</sub>Ce  
11.0 % Fe<sub>3</sub>Csek  
4.7 % Fe<sub>3</sub>Ced  
35.7 % alpha ed
- Perlit:**  
11.7 % Fe<sub>3</sub>Ced  
88.3 % alpha ed

Def: Irreversible Platzwechselfvorgänge von Teilchen zur Minimierung der freien Enthalpie: hier in fester Phase

<b>Thermodiffusion:</b>	Bestreben der Atome, Ausgleich von $E_{kin}$ durch Platzwechsel herbeizuführen	<b>Fick'sche Diffusionsgesetz:</b>								
<b>Selbstdiffusion:</b>	Thermodiffusion mit nur 1 Art Atomen (z.B. reines Metall)	<table border="1"> <tr> <td><b>Diffusionsstrom</b></td> <td><math>\Delta M = \# \text{Atome}</math></td> </tr> <tr> <td><math>J = \frac{\Delta M}{\Delta t} \left[ \frac{1}{s} \right]</math></td> <td><math>\Delta c = \text{Fremdatomkonz. } \Delta M / \Delta V = [kg/m^3]</math></td> </tr> <tr> <td></td> <td><math>D = \text{Diffusionskoeffizient } [m^2/s]</math></td> </tr> <tr> <td></td> <td><math>-dc/dx = \text{Konzentrationsgefälle } [Atome/m^4]</math></td> </tr> </table>	<b>Diffusionsstrom</b>	$\Delta M = \# \text{Atome}$	$J = \frac{\Delta M}{\Delta t} \left[ \frac{1}{s} \right]$	$\Delta c = \text{Fremdatomkonz. } \Delta M / \Delta V = [kg/m^3]$		$D = \text{Diffusionskoeffizient } [m^2/s]$		$-dc/dx = \text{Konzentrationsgefälle } [Atome/m^4]$
<b>Diffusionsstrom</b>	$\Delta M = \# \text{Atome}$									
$J = \frac{\Delta M}{\Delta t} \left[ \frac{1}{s} \right]$	$\Delta c = \text{Fremdatomkonz. } \Delta M / \Delta V = [kg/m^3]$									
	$D = \text{Diffusionskoeffizient } [m^2/s]$									
	$-dc/dx = \text{Konzentrationsgefälle } [Atome/m^4]$									

<b>Fremddiffusion, normale Diff.:</b>	Minimierung $\Delta G$ über Entropieterm, Ausgleich Konzentrationsunterschiede	<b>1. Gesetz:</b> Diff.Stromdichte	$j = \frac{\Delta J}{\Delta A} = \frac{\Delta M}{\Delta t \cdot \Delta A} = -D \cdot \frac{\Delta c}{\Delta x} \left[ \frac{kg}{m^2 \cdot s} \right]$
---------------------------------------	--	---------------------------------------	---

! Ausscheidung im festen Zustand → Aufbau Konzentrationsuntersch. Räumlich:  $\underline{j} = -D \cdot grad(c)$   $\Delta x$  in [m] !

Bilanzgleichung: Alles was reingehet und nicht raus ist, ist drin. $c_a = \text{const. Konz. an Oberfläche}$ → Randkonz. immer $c_0 = \text{Ausgangskonz. im Innern}$ Konzentrationen $c_x = \text{Konzentration an Stelle } x \text{ nach Zeit } t$ gelöster Atome	<b>2. Gesetz:</b> Bilanzgleichung	$\frac{\partial c}{\partial t} = D \cdot \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$
	Lösung der Diff-Glg:	$\frac{c_a - c_x}{c_a - c_0} = \frac{\omega_a - \omega(x,t)}{\omega_a - \omega_0} = \text{erf} \left( \frac{x}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}} \right)$

Ausscheidung B aus  $\alpha$  an Korngrenze → neuen Phase, Rand  $c_a$  aussen B-verarmt;  $c_0$  innen;  $x=r_{Korn}$  → bis  $c_a$  homogen

	$\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$	$\text{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$	<b>0.60</b>	<b>0,6039</b>	<b>Interpolation</b> , wenn auf Tab. zw. 2 erf-Werten: $W_{eff} = W_1 + (W_2 - W_1) \cdot \frac{\text{erf}(W_{eff}) - \text{erf}(W_1)}{\text{erf}(W_2) - \text{erf}(W_1)}$ Diffusion: thermisch aktiviert → D ist T-abhängig: <b>Arrhenius-Funktion:</b> $D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} = D_0 \cdot e^{-\frac{\bar{Q}}{kT}}$ in $\left[ \frac{m^2}{s} \right]$ Q in [J/mol] = Aktivierungsenergie = Platzwechsel- + ev. Leerstellenbildungsenergie → $\bar{Q}$ = Energie für 1 Atom <b>Aktivierungsenergie</b> $Q = (0.14 \dots 0.17) \cdot \frac{T_S}{K} \left[ \frac{kJ}{mol} \right]$ ! $Q \sim T_S$
	<b>0</b>	<b>0</b>	<b>0.70</b>	<b>0,6778</b>	
	<b>0.10</b>	<b>0,1125</b>	<b>0.80</b>	<b>0,7421</b>	
	<b>0.20</b>	<b>0,2227</b>	<b>0.90</b>	<b>0,7970</b>	
	<b>0.30</b>	<b>0,3286</b>	<b>1.00</b>	<b>0,8427</b>	
	<b>0.40</b>	<b>0,4284</b>	<b>1.50</b>	<b>0,9661</b>	
<b>0.50</b>	<b>0,5205</b>	<b>2.00</b>	<b>0,9953</b>		

Für  $\ln(D) - (1/T)$  Graph:  $\ln(D) = \ln(D_0) - \frac{Q}{R} \cdot \frac{1}{T}$   
 → Steigung:  $-\frac{Q}{R}$  und Schnittpunkt y-Achse:  $\ln(D_0)$   
 Was diffundiert besser in was? → Vergleich D bei geg. T (mit Tab.)

Für Diffusion:	<b>Q</b> grösser in dichtgepackten Kristallstrukt. $Q_{\text{Leerstellendiff}} > Q_{\text{Zwischengitteratom}}$	<b>D</b> grösser, je lockerer Packung: d.h. grösser im Ferrit als Austenit gröss. auf Versetzungslin. + Korngrenzen: <b>grobes Korn → diffundiert besser</b>
----------------	--	---

	$D_0 = \text{Frequenzfaktor}$ → Mass für die Häufigkeit, mit der das Atom seine Extremlage mit Sprungmöglichkeit erreicht.	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Diffusionsparameter</th> <th><math>D_0 [m^2/s]</math></th> <th><math>Q [kJ/mol]</math></th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Fe in Ferrit</td> <td><math>5 \cdot 10^{-2}</math></td> <td>240</td> </tr> <tr> <td>C in Ferrit</td> <td><math>2 \cdot 10^{-2}</math></td> <td>75</td> </tr> <tr> <td>H in Ferrit</td> <td>3</td> <td>12</td> </tr> <tr> <td>Fe in Austenit</td> <td><math>2 \cdot 10^{-5}</math></td> <td>270</td> </tr> <tr> <td>Cu in Al</td> <td><math>8 \cdot 10^{-6}</math></td> <td>136</td> </tr> <tr> <td>Ni in Cu</td> <td><math>6 \cdot 10^{-9}</math></td> <td>125</td> </tr> <tr> <td>Cu in Ni</td> <td><math>1 \cdot 10^{-7}</math></td> <td>150</td> </tr> </tbody> </table>	Diffusionsparameter	$D_0 [m^2/s]$	$Q [kJ/mol]$	Fe in Ferrit	$5 \cdot 10^{-2}$	240	C in Ferrit	$2 \cdot 10^{-2}$	75	H in Ferrit	3	12	Fe in Austenit	$2 \cdot 10^{-5}$	270	Cu in Al	$8 \cdot 10^{-6}$	136	Ni in Cu	$6 \cdot 10^{-9}$	125	Cu in Ni	$1 \cdot 10^{-7}$	150
Diffusionsparameter	$D_0 [m^2/s]$	$Q [kJ/mol]$																								
Fe in Ferrit	$5 \cdot 10^{-2}$	240																								
C in Ferrit	$2 \cdot 10^{-2}$	75																								
H in Ferrit	3	12																								
Fe in Austenit	$2 \cdot 10^{-5}$	270																								
Cu in Al	$8 \cdot 10^{-6}$	136																								
Ni in Cu	$6 \cdot 10^{-9}$	125																								
Cu in Ni	$1 \cdot 10^{-7}$	150																								

<b>Diffusions-Mechanismen:</b>	<b>Wagner-Schottky</b>	<b>Frenkel</b>	<b>Über Zwischengitterplätze</b>
Allgemein: Q klein → D gross	→ über thermisch bedingte Leerstellen → tiefe Q-Energie → Leerstellenstrom entgegen Diff-Strom	Atom verlässt Platz und besetzt Zw.-gitterplatz → Neue Leerstelle	Interstitiell gelöste Atome (C,H,O,B,N) → Q sehr tief

**Erstarrung (Kristallisation)**

<b>Erstarrung:</b>	Übergang flüssig-fest/Nah-Fernordnung	<b>„Befreite“ freie Ent:</b>	$\Delta G = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta g_V + 4 \pi r^2 \sigma$ [J]
i) Keimbildung ii) Wachstum	An Grenzfläche fest(k)-flüssig(S) wird $\Delta G$ frei, da dort $G_k(T) = G_S(T)$ , dann aber $G_k(T) < G_S(T)$	<b>Kritischer Radius:</b>	$r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta g_V(T)}$ $\Delta g_V = -\frac{\Delta H_e \cdot \Delta T}{T_S}$

	Energie ~ Masse Für $r < r^*$ : Oberflächenenergie für Wachstum grösser als frei werdende $\Delta G$ vom Volumen Ab <b>kritischem Radius <math>r^*</math></b> : $\Delta G_{Vol} > \Delta G_{Ob}$ : Keim wächst Gröss. Unterkühlung → $r^*$ kleiner Vorkeime wegen <b>Kluster</b> : Zusammenballungen von Atomen in der Schmelze	$\sigma = \text{Grenzflächenenergie} < 0$ $\Delta H_e = \text{Erstarrungswärme}$ $\Delta T = \text{Unterkühlung } (T_S - T)$ <b>#Kluster (<math>r &gt; r^*</math>):</b> $n = N_A \cdot \exp \left( -\frac{\Delta G(r^*)}{kT} \right)$ $N_A = \# \text{Atome}$ $k = 1,3807 \cdot 10^{-23} \text{ J/K}$ <b>Freie Enthalpie:</b> Heterogene Keimbildung $\Delta G = a \Delta g_V \cdot n + (b\sigma - c\sigma_F) \cdot \sqrt[3]{n^2}$ $a, b, c = \text{Formfaktoren}$ $n = \# \text{beteiligter Atome}$ $\sigma_F = \text{Oberflächenenergie Fremdkeim}$
--	--	---

Homogene Keimbildung: Keimbildung in reiner Schmelze ohne Fremdkörperoberflächen (braucht grosse Unterkühlung)  
 Heterogene Keimbildung: Startet an Verunreinigungen (Kornfeinern, Fremdpartikeln, Wand); Da die Grenzflächenenergie kleiner ist, ist die Keimbildung notwendige Unterkühlung und Anzahl Atome kleiner.  
**Ohne Kornfeiner:** → Abkühlkurve: grössere Unterkühlung, ev. steigt die Temperatur nach der Keimbildung wieder  
**Mit Kornfeiner:** → Abkühlkurve: Knickpunkte, gleichmässiger Temp.-Abnahme, da Kristallisation früher.

**Kornfeinung, Impfen:** Zugabe von Fremdpartikeln (mit höherer  $T_S$ ), um Fremdkeime zu fördern ↑ Keime = Korngrösse ↓

Keimzahl $\sim \Delta T$	Korngrösse $\sim \frac{1}{\Delta T}$	<b>Feines Korn:</b> Unterkühlung ↑, Fremdpartikel ↑	Je grösser $v_{\text{Abkühlung}}$ , desto grösser $\Delta T$
--------------------------	--------------------------------------	---	--

**!! Einheiten der Angaben** # der im kritischen Keim vorhandenen Atome =  $\frac{V_{r^*}}{V_{\text{Zelle}}} \cdot \left( \frac{\# \text{Atome}}{\text{Zelle}} \right) = \left( \frac{4}{3} \right) \cdot \frac{\pi \cdot (r^*)^3}{(a_0)^3} \cdot \left( \frac{\# \text{Atome}}{\text{Zelle}} \right)$



**Seigerung:** Konzentrationsunterschiede beim Erstarren → führt zu inhomogenem Gefüge  
 Grund: Löslichkeit v. Stoffen oft grösser in flüssigem als festem Metall (und  $v_{Diffusion} < v_{Erstarrung}$ )

**Kristallseigerung:** Seigerung in einem Korn  
 → reiner Mischkristall  
 → verunreinigte Schm.  
 Bei Legierungen mit Mischkristallen, wenn  $v_{Diffusion} < v_{Erstarrung}$  (meist so)

**Blockseigerung:** Verunreinigungen in der Schmelze (von Kristallseigerung) erstarren am Schluss konzentriert im Innern des Blocks; Verstärkt durch Kochen

**Seigerung vermeiden:** Kristalls.: langsame Abkühlung od. danach Homogenisierungsglügen; Blockseigerung: durch Beruhigung

**Umgekehrte Blockseigerung** (Cu- und Al-Legierungen): Teil der verunreinigten Schmelze wird (div. Gründe) an Oberfläche gedrückt.

Wegen der  $\Delta c$  zw. idealer Erstarrung und mit Seigerung entstehen neue Verläufe → **scheinbare Soliduslinie/Liquiduslinie**

**Seigerung umso grösser:**  
 i) je grösser Abkühlungsgeschwindigkeit  
 ii) je kleiner Diffusionsgeschwindigkeit  
 iii) je breiter Erstarrungsintervall

**Wachstum** hängt vom Abtransport der freig. Wärme ab:  
 i) spezifische Wärme der Schmelze (wegen tieferer T)  
 ii) latente Erstarrungswärme (wegen Phasenwechsel fl-fk)

**Planar:** Erstarrungsfront verschiebt sich gleichmässig.  
 Latente Wärme durch Festkörper

$v_{Erstarrung} = \frac{dV}{dt}$  begr. durch Wärmeabfuhr + hängt ab von:  
 $\Delta G_{fk-fl}$  und Bewegl. Atome (mit D) → beide abh. von  $\Delta T$

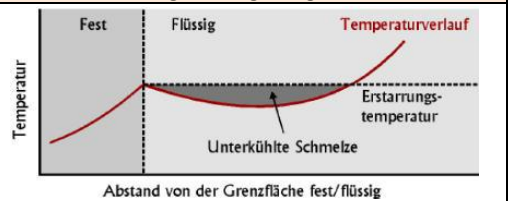
**Kochen:** Flüssigen Stahl in Kokillen → Fe flüssig viel O<sub>2</sub>, fest kaum  
 → verbrennt zu CO, Blasen (kocht), nimmt Verunreinig. mit (Si, Mn, S, P)  
 →  $\Delta c$  führen zu schlechten mechanischen Eigenschaften  
 T<sub>s</sub> der verunr. Zone tiefer → Stahl **warmrissanfällig + „rotbrüchig“**

**Erstarrtes Volumen:**  $V(t) = V_0[1 - \exp(-at^m)]$   
 Beginn: wenig Keime, kaum Anlagerungsflächen  
 Ende: keine Schmelze mehr, weniger Anlagerungsflächen

**Beruhigen:** Desoxidationsmittel: keine Blockseig. oder Kochen:  
 Si, Mn, Al (binden mit O<sub>2</sub>); **Nachteil:** Kopflunker grösser  
 Unber. nur Mn, beruhigt + Si (>15%) oder Al (>0.02%), stark beruhigt Si + Al

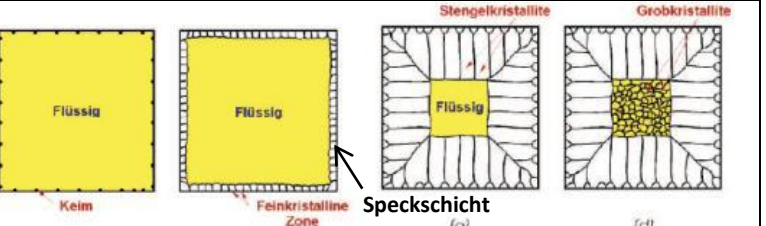
**Dendritisch:**  
**a) schwache Keimbildung:** Schmelze unterkühlt → Erhebungen in unterkühlten Bereich → erstarren als Dendrite → Latente Wärme zu Schmelze  
**b) Seigerung** hilft: Verunreinigungen v.A. an Front → dort T<sub>s</sub>+ $\Delta T$  tiefer (T<sub>s</sub> ortsabhängig!)

- Dendriten vor allem bei Primärkristallen  
 - Legierungen mit einem Schmelzpunkt (reine Metalle und Eutektika)  
 → **keine Dendriten**



**Giessen:** Schmelze in Gussformen oder Kokillen

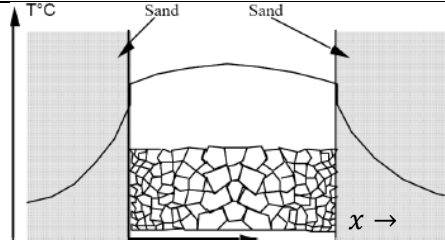
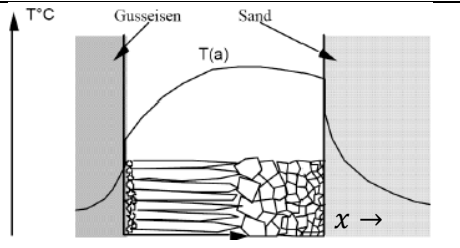
Rtg des Temperaturgradienten (für Wärmeabfuhr)  
 → **Form der erstarrten Kristalle.**  
 Wachstum in Rtg des Gradienten (v. kalt zu warm)



**Drei Erstarrungszonen:**  
**feinkristallin:** einige mm, erste Erstarrung, viele Keime  
 Feine Struktur, rein, gute mech. Eig. → Speckschicht  
**stengelkristallin:** nach innen gerichtete Körner, braucht hohe  $v_{Abkühl}$  (bei grossen Sandabgüssen nicht möglich)  
**grobkristallin:** geringe  $v_{Abkühl}$  im Innern des Blocks  
 Wärmeabfuhr in alle Rtg, keine Erstarrungsrichtung

**Gerichtete Erstarrung,** Globularzonen nicht erwünscht (weniger Korngrenzen, Erhöhung Kriechfestigkeit): Säulenstruktur, Einkristalline Struktur  
**Erstarrungsfront ⊥ Korngrenze (Schweissnaht)**

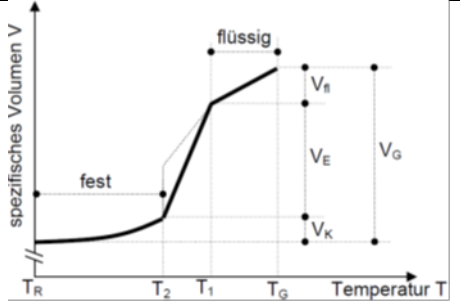
**Erstarrungsgefüge:** Erklärung: Gusseisen leitet Wärme besser ab als Sand



**Abkühlung mit/ohne Kornfeiner (Graph)**

**Kornfeiner:** Kleine heterogene Körner mit höherem T<sub>s</sub> in das Gemisch → Fremdkeime  
 (a) ohne Kornfeiner : starke Unterkühlung  
 Nach Keimung: sehr schnelle Erstarrung  
 (b) mit Kornfeiner: geringe Unterkühlung benötigt  
 Verlangsamung der Abkühlungsgeschw. wegen Erstarrungswärme.

**Schwindung:** Volumenabnahme bei Abkühlung (flüssige Schwund, Schw. durch Phasenumwandlung, feste Schw.)



Gussstück weicht stark v. Form ab.  
**Massnahmen:**  
 - Spanende Nachbearbeitung (z.B. Fräsen)  
 - Abkühlung steuern durch Gestaltung der Form (Wärmeabfuhr)  
 - Werkstoff mit kleinerem Heuversfaktor  
 - Speiser zentral anbringen (Speiser + Luftpfefie = Steiger)

**Wärmeabfuhr immer über Formwand, nicht Flüssigkeit!**  
 Kerne aus Formmaterial, Kernstützen möglichst aus Gussmaterial!  
 Speiser minimieren + Lunker vermeiden: Isolation + Kühlkörper (beachte Erst.-Front)

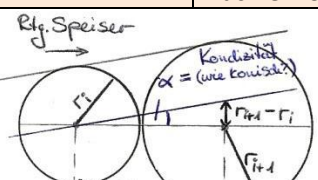
**Vorteil eutektischer Gussflüssigkeit** → optimales Fließvermögen:  
 i) keine dendr. Wachstum (Keime und abgebrochene Dendriten fangen sich)  
 ii) tiefe T<sub>s</sub>: Wärmeabfuhr langsam, verringert Schw. + Spannung (+ schon Form)

**Volumenkontraktion**  $V_G = V_{fl} + V_E + V_K$   
 Schw. kleiner bei reinen + eutekt. Metallen

**Erstarrungszeit**  $t = k_{ch} \cdot M^2$   
**nach Chvorinov:**  $k_{ch}$  = je nach Anwendung

**Erstarrungsmodul**  $M = \frac{V}{O} = \frac{vol.}{Oberfl.}$

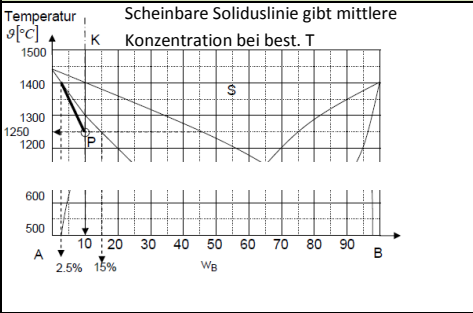
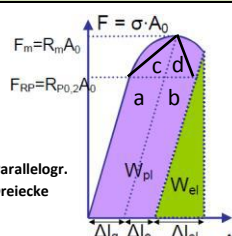
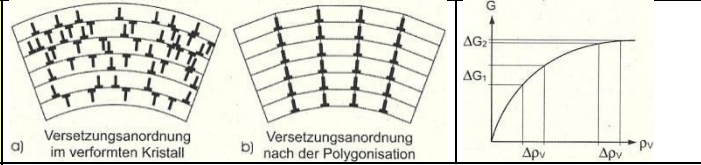
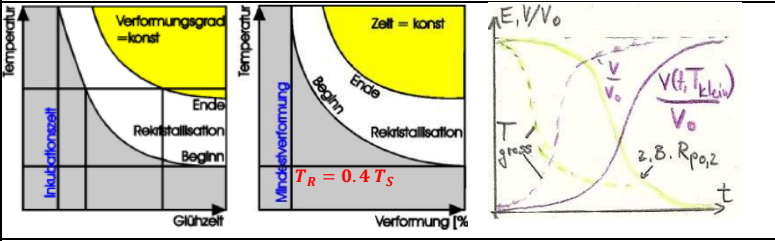
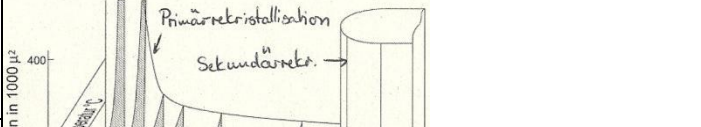
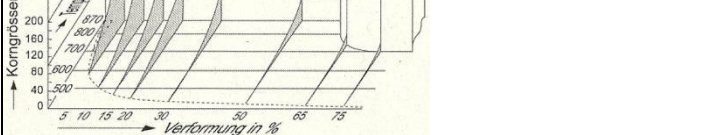
**Heuversche Kreismethode:**  
 Querschnitte Gussteil zum Speiser hin grösser (Zugang freihalten)



Fe-Gusswerkstoff	Heuversfaktor $k_H$
Gusseisen lamellar	1.0-1.1
Gusseisen globular	1.1-1.2
Temperguss weiss	1.2-1.3
Stahlguss	1.3-1.5

**Kondizität (wie konisch?):**  
 $\alpha = \sin^{-1} \left( \frac{r_{i+1} - r_i}{r_{i+1} + r_i} \right) = \sin^{-1} \left( \frac{\sqrt{k_H} - 1}{\sqrt{k_H} + 1} \right)$   
**Kreisradiusverhältnis:**  $\frac{r_{i+1}}{r_i} = \sqrt{k_H}$

$d_{max} = d_{min} + 2 \cdot l \cdot \tan(\alpha)$  **Minimale Wandstärke:**  $2 \cdot r_1$

<p><b>Aufgabe: Kristallseigerung</b></p> <p>Scheinbare Soliduslinie gibt mittlere Konzentration bei best. T</p> 	<p><b>Aufgabe: Energie im Spannungs-Dehnungs-Diagramm</b></p> <p>Beispiel <math>W_{pl}</math>:</p> <p><math>W_s = 2983 \text{ N} \cdot 150 \text{ mm} = 447 \text{ J}</math>  <math>W_s = 2983 \text{ N} \cdot 2 \text{ mm} = 6 \text{ J}</math>  <math>W_c = \frac{1413 \text{ N} \cdot 150 \text{ mm}}{2} = 106 \text{ J}</math>  <math>W_s = \frac{1413 \text{ N} \cdot 2 \text{ mm}}{2} = 1 \text{ J}</math>  <math>W_{pl} = W_s + W_s + W_c + W_s = 561 \text{ J}</math></p> <p>Oder Ludwik:  <math>W_c = \int_0^{\Delta l_g} F dl = A_0 l_0 \int_0^{A_g} \sigma d\epsilon_{pl} = \frac{A_0 l_0 C \epsilon_{pl}^{n+1}}{n+1} \Big _0^{A_g}</math></p>  <p><math>\Delta l_{el} = \frac{R_m \cdot A_0}{E \cdot \left(\frac{A_0}{l_0}\right)} = \frac{R_m \cdot l_0}{E}</math></p> <p><math>h = R_m \cdot A_0</math>      <math>E_{el} = \frac{\Delta l_{el} \cdot h}{2}</math></p> <p><math>A_g = \frac{\Delta l_{B1} - \Delta l_{B2}}{l_{01} - l_{02}}</math>      <math>\Delta l_g = l_0 \cdot A_g</math></p> <p><math>\Delta l_e: \Delta l_{Bruch} = l_0 \cdot A_g + \Delta l_{Einschnür}</math></p> <p>Bsp: <math>W_a = \Delta l_g \cdot R_{p0.2} \cdot A_0</math>  <math>\Delta l_e</math> bei allen Stablängen gleich!!</p> <p>Stress-Var.: <math>W_{pl} = \frac{R_{p0.2} + R_m}{2} \cdot A_0 \cdot \Delta l_g</math></p>
<p><b>Kristallerholung</b> → Rückbildung der Eigenschaften nach Kalt-Umformung ohne Änderung des Korngefüges, rel. kleine Temp (<math>0.3T_s</math>):</p>	
<p><b>Vorgehen:</b> Wärmebehandlung (Glühen) unterhalb der Rekristallisationstemperatur (<math>0.3T_s</math>)</p>	
<p>① <b>Physikalische</b> Eigensch. (elektr. Widerstand): Ausheilen der nulldim. Gitterfehler (Doppel-Leerst., Frenkeldefekt, Zw.Gitteratome)          ② <b>Mechanische</b> Eig. (Härte, Streckgrenze): Änderung #Vers./Anordnung → müssen für Annihilation klettern (höhere Temp nötig)</p>	
<p><b>Kaltumformung – Werkstoff im Unglgw</b> (mehr Gitterfehler, <math>\Delta G \uparrow</math>):</p> <p>i) Änderung der Kornform, gröss. Korngrenzenanteil          ii) Gitterbaufehler (Leerstellen, Zw.Gitteratome, Versetzungen)          iii) Zustand höherer freier Enthalpie          iv) makroskopische Eigenspannungen (nicht durch äussere Lasten)</p>	
<p>③ <b>Polygonisation</b> (zwei Schritte zu energ. bessere Struktur)</p> <p>1. Versetz. mit untersch. Vorz. verschw. paarweise (oft Klettern)          2. übrige Versetzungen → KleinwinkelKG → wie Polygonzug</p>	<p>④ <b>Zellbildung:</b> In stark verf. Kristallen: Neuordnung Verset.  <b>Zellen/Subkörner:</b> Gebiete mit geringer Versetzungsdichte  <b>Zellwände/Subkorngrenzen:</b> Versetzungsanhäuf. zw. Zellen</p>
<p>Benötigte Temperatur: Abbau 0-dim. Fehler &lt; Abbau Vers. (<math>\perp + T = 0</math>) &lt; Klettern (Leerst. + Vers) &lt; Polygonisation &lt; Zellbildung</p>	
<p><b>Rekristallisation</b> → Kornneubildung mit Keimbildung → vollständiger Abbau der Eigenschaften durch Verformung</p>	
<p><b>Primäre Rekristallisation:</b></p> <p>1. <b>Keimbildung:</b> Stellen höchster <math>\rho_{Vers}</math> → fehlerarme Kristallisationskeime          2. <b>Wachstum:</b> Wanderung der GrosswinkelKG</p>	<p><b>Ablauf:</b>          Bei Mindestverform. und –temperatur: Nach Inkubationszeit beginnt Rekristallisation</p>
<p><b>Treibende Kraft Korngrenzenbewegung:</b> <math>\Delta \rho_{Vers} = \Delta</math>Energie zw. defektem und baufehlerfreiem Kristall (gesp. Verform. Energie)          → Antrieb Rekr. -Front: Verkürzung Versetz.-linienlänge</p>	<p><math>p_R = -\frac{dG_f}{dV} = -\frac{1}{A} \cdot \frac{dG_f}{dx} = Gb^2(\rho_{verf} - \rho_{rekr})</math>      <math>p_R = \frac{\text{Kraft}}{\text{Fläche}}</math></p> <p><math>dV</math>: umgewandeltes Volumen      <math>G</math>: Schubmodul  <math>G_f</math>: freie Enthalpie      <math>\rho</math>: Versetz.-Dichte      <math>! G \neq G_f</math></p>
	<p><b>Rekristallisationsverhalten abhängig von:</b></p> <p>i) Verformungsgrad (Mindestverf. <math>\approx 1-5\%</math>)          ii) Temperatur (Rekristallisationstemp <math>\sim T_s</math>)          Metalle <math>T &gt; 0.4 T_s</math>, kovalent gebundene WS (Keramik) <math>T &gt; 0.5 T_s</math>          iii) Glühzeit (t bis Beginn Rekr. → Inkubationszeit)</p> <p><b>Geschw. Korngrenze:</b> <math>v = kD \cdot Gb^2(\rho_{verf} - \rho_{rekr})</math></p> <p><b>Inkubationszeit <math>t_{RB}</math>:</b> <math>t_{RB} = t_0 \cdot \exp\left(\frac{H_R}{RT}\right)</math></p>
<p><b>Korngrösse nach Rekristallisation:</b>  <b>Unverformt:</b> Ursprungsgefüge, meist fein  <b>Kleiner Verformungsgrad:</b> Grobes Korn (wenig Keime)  <b>Mittlerer Verformungsgrad:</b> mittleres Korn nach Rekristallisation  <b>Hoher Verformungsgrad:</b> Feines Gefüge (viel <math>\Delta G</math> → Antrieb für viele Keime)</p>	<p><math>H_R</math>: Aktivierungsenthalpie      <math>t_0, H_R</math> von <math>\rho_{Vers}</math> abhängig</p> <p><b>Rekristallisierter Volumenanteil:</b> <math>\frac{V(t)}{V_0} = 1 - \exp(-at^m)</math></p>
<p><b>Hohe T, kurze Glühzeit:</b> viele Keime → feines Korn  <b>Lange Glühen, tiefer T:</b> Kornvergrößerung, ev. Sekundärrekristall. (siehe unten)          → <b>Grobes Korn:</b> tiefe Temperaturen, lange Glühzeit, kleiner Verf. Grad          → nur verf. Material, bei unverformtem genau umgekehrt. (ergibt sich durch Summe überlagerter Effekte (siehe Streckgrenzeinflüsse))</p>	<p>Mech. Eig. (zB. Streckgrenze) verhalten sich wie <math>\frac{V_0}{V(t)}</math> (Grafik)</p>
<p><b>Kornvergrößerung, Sekundärrekristallisation:</b> Veränderung des primär rekristallisierten Gefüges über KG-Wanderung</p>	
<p><b>Kornvergrößerung:</b> gleich nach Primärrekr. (ohne Inkubationszeit!)          → Allgemeines verschmelzen von kleinen Korngrenzen          → verringert Festigkeit (<math>R_{p0.2}, \sigma_{Bruch}</math>) und Zähigkeit (Bruchseinschn.)  <b>120°-Regel:</b> KG-Lage stabil, wenn 120°-Winkel und Flächen gerade</p>	
<p><b>Sekundärrekristallisation:</b> bei hohen Temp &amp; Verformungsgraden          → nur einzelne Körner wachsen (rasches Wachstum erst, wenn ein Korn doppelt so gross wie die benachbarten Körner)          Treibende Kraft: <math>\Delta G</math> in feinem Gefüge → gleiche Formel wie Primär.</p>	
<p><b>Endeffekt:</b></p>	
<p><b>Glühen:</b> → Verfestigung sinkt durch Versetzungen (Feinkorn verfestigt)  <b>Erholung und Rekristallisation:</b>          - <math>R_p</math> wird kleiner, weil Vers. therm. aktiviert → müssen Hindernisse überwinden          - <math>R_p</math> wird geschw. –abhängiger, weil therm. Aktivierung Zeit benötigt          - Verfestigung wird zerstört</p>	

**Kontinuumstheorie** erlaubt, Bauteilstrukturen innerseits mit den Randbedingungen zu berechnen.

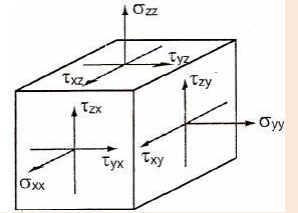
Kleinstes zulässiges Kontrollvolumen meist ca.  $10^3$  Atome Kantenlänge. Bsp.  $\rho = \lim_{dV \rightarrow 0} \frac{dM}{dV}$  (Schwankung  $10^{-3}$  ok)

Spannungsvektor  $\underline{S} = \lim_{dA \rightarrow 0} \left( \frac{dF}{dA} \right) \rightarrow$  Zerlegung Kraftvektor in  $\underline{n}$  und  $\underline{t}$  Komp:  $d\underline{F} = d\underline{F}_n + d\underline{F}_t = d\underline{F}_n \cdot \underline{n} + d\underline{F}_t \cdot \underline{t}$

Konvention: Zugspannung  $> 0$ , hydrostatische Spannung  $< 0$ , aber auch positiv bezeichnet:  $\sigma_{xx} = -p$   
Bsp Würfel in sehr grosser Tiefe:  $\underline{T} = -p \cdot \mathbb{I}_n$

**Spannungstensor:**

$$\underline{T} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{yx} & \sigma_{zz} \\ \underline{S}_x & \underline{S}_y & \underline{S}_z \end{pmatrix}$$



$\sigma = \underline{s} \cdot \underline{n}$  und  $\underline{\tau} = \underline{s} - \sigma \cdot \underline{n}$

Normalspann.:  $\underline{S}_n = \sigma \cdot \underline{n}$

in  $\left[ \frac{N}{mm^2} \right] = [MPa]$

Schubspannung:  $\underline{S}_t = \tau \cdot \underline{t}$

$$\underline{S} = \underline{T} \cdot \underline{n} \quad \underline{n} = \begin{pmatrix} n_x \\ n_y \\ n_z \end{pmatrix}$$

**Innormiert!**

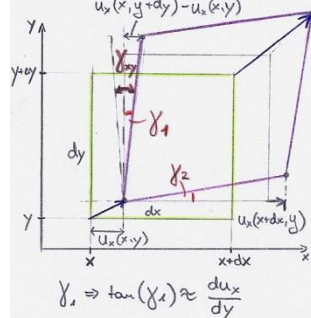
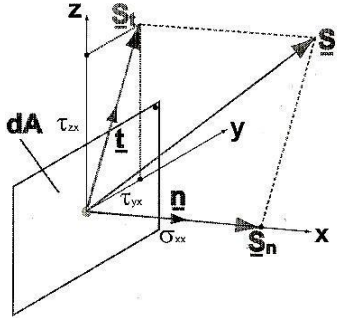
**Dehnung**  $\varepsilon = \Delta l / l_0$

**Verschiebungsänderung bewirkt Dehnung und Scherung:**

$\varepsilon_{xx} = \frac{u_x(x+dx, y) - u_x(x, y)}{dx} = \frac{du_x}{dx} \rightarrow$  Verschiebung in x-Rtg pro dx

**Aufspaltung Spannungsvektor**

**Deformation**



**Deformationstensor:**

$$\underline{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} & \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{zz} \end{pmatrix}$$

**Scherwinkel:**

$$\gamma_{xy} = \gamma_1 + \gamma_2 = \left( \frac{du_x}{dy} + \frac{du_y}{dx} \right) = 2\varepsilon_{xy}$$

**Volumendehnung** (Quader  $V_0 = l_0 \cdot b_0 \cdot h_0$ ):

$$\varepsilon_{Vol} = \frac{V - V_0}{V_0} = \frac{\Delta l}{l_0} + \frac{\Delta b}{b_0} + \frac{\Delta h}{h_0} = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = \frac{\Delta V}{V_0}$$

Fall  $\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z \Rightarrow \varepsilon_{Volumen} = 3 \cdot \varepsilon_x = 3 \cdot \varepsilon_{linear}$

Zugversuch Durchmesser:  $D_{neu} = (1 - \nu \cdot \varepsilon_{el}) \cdot D_{alt}$

**Elastische Konstanten E, G, \nu, K**

**Charakteristik von elastischem Materialverhalten:**

- elast. Formänderung bereicht bei geringster Belastung
- Dehnung setzt spontan ein (nicht zuerst Spannung, dann Dehnung)
- Bei Entlastung  $\rightarrow$  vollständige „Formrückänderung“
- **lineare Beziehung zwischen Spannung und Formänderung**

Proportionalitätskonstanten (lineares Verhalten):

**Hook'sches**

Normalspannung:  $\sigma = E \cdot \varepsilon$

**Gesetz:**

Schubspannung:  $\tau = G \cdot \gamma = G \cdot 2\varepsilon$

**Kompressionmodul K:**

$$-p = K \cdot \frac{\Delta V}{V}$$

p äusserer Druck, V Volumen

$\rightarrow$  Beschreibt Volumenänderung unter allseitigem Druck

**Poisson-Zahl \nu:**

Zug in z-Rtg:

$$-\varepsilon_x = -\varepsilon_y = \nu \cdot \varepsilon_z$$

Gibt an, wie sich die Dimensionen eines Körpers quer zur Zugrichtung bei Zugdehnung verhält;  $\nu < 0.5$

$$\nu = \frac{-\text{Querdehnung}}{\text{Längsdehnung}}$$

Längsdehnung:

$$\sigma \sim \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Volumendehnung:

$$p = \frac{-(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{3} \sim \frac{\Delta V}{V_0}$$

Scherung:

$$\tau \sim \gamma = \frac{du_x}{dx}$$

Bei Volumenkonstanz, bei Gummiwerkstoffe meist der Fall:

$$\Delta V / V = 0 \Rightarrow \nu = 0.5 \text{ (inkompressibel)}$$

**Mit Betrachtung Querkontraktion** (z.B.  $\sigma$  bei Widerstand):

$$* \varepsilon_{xx} = \frac{1}{E} \sigma_{xx} - \frac{\nu}{E} \sigma_{yy} - \frac{\nu}{E} \sigma_{zz}$$

$$\varepsilon_{xy} = \frac{1}{2G} \tau_{xy}$$

**Für Isotrope**

$$K = \frac{E}{3(1 - 2\nu)}$$

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)}$$

**Materialien:**

E, G, K, \nu temperaturabh. (Atomschwindung):  $\uparrow T \rightarrow E \downarrow G \downarrow K \uparrow \nu$

\* Formel, falls z.B. Zug in z-Rtg, aber **Dehnung in y gehemmt**: zur **Berechnung** von  $\sigma_y$  ( $\sigma_x$  ist dann = 0!, ausser ebenfalls gehemmt)

**Im Leichtbau:** Statt E  $\rightarrow E/\rho$  (steif, aber möglichst leicht)  $\rightarrow$  Bsp.  $[E]Fe = 3 \cdot [E]Al$  aber  $[E/\rho]Fe = [E/\rho]Al!$

**Atomare Bindungskräfte:** Elastische Dehnung  $\rightarrow$  Vergrößerung Atomabstände

**Wechselwirkungskraft** zwischen zwei Atomen ist die Summe der anziehenden und abstossenden Kraft (Ggw. ist Potentialminimum):

$$F_N = F_{an} + F_{ab}$$

Im Gleichgewichts-Abstand:  $F_N = 0$

Manchmal einfacher, mit Potentialen zu arbeiten:

$U(r) =$  Potential an Stelle r

$$U(r) = \int_{\infty}^r F_{an} dr + \int_{\infty}^r F_{ab} dr = U_{an} + U_{ab}$$

$$U(r) = -\frac{A}{r^m} + \frac{B}{r^n}$$

A, B > 0  
Ionenbindung m=1, n=12;  
Van der Waals m=6, n=12

Die **Bindungsenergie**  $U_{B_0} = U(r_0) =$  Arbeit, um Atome zu trennen

- Sie bestimmt:
- $T_S$  Schmelzpunkt
  - $T_R$  Rekristallisationstemperatur
  - $T_E$  Erstarrungstemperatur
  - Q Aktivierungsenergie Diffusion

**Elastische Verformung**  $\rightarrow$  wegen zeitweiliger Entfernung aus Ruhelage. Zug-/ Druckkräfte verändern Atomabstand. Zusammenhang mit elas. Konst. über  $U(r)$ , nicht direkt  $U_{B_0}$

Elastische Verformung:

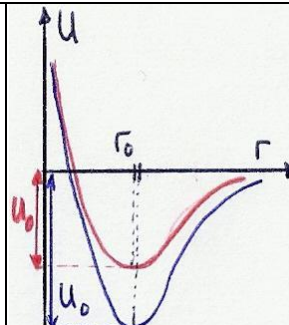
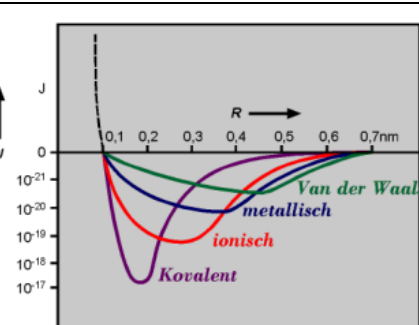
$$F(r) = \frac{dU(r)}{dr}$$

**Elastische Konstante:** ( $dF/dr = \text{const.} \rightarrow$  Hook)

$$C = \frac{dF(r)}{dr} = \frac{d^2U(r)}{dr^2}$$

**Graphenanalyse:**

- Grosse Bindungsenergie  $U_0 \rightarrow$  hohe Schmelztemperatur
- kleiner Krümmungsradius  $\rightarrow$  hoher E-Modul
- $r_0$  Gleichgewichtsabst  $\rightarrow$  Gitterkonstante  $a_0 \sim r_0$
- Je grösser  $T_S$ , desto kleiner  $\alpha$  (Wärmeausdehn.-koeff.)
- Bei asymmetrischem Potentialverlauf:  $T \uparrow - r \uparrow$



**Normalspannung  $\sigma$  „zu gross“ (Kohäsion überwunden): Bruch vs. Schubspannung  $\tau$  gross: plastische Verformung**

**Schmid'sches Schubspannungsgesetz:** Einachsige, reine Zug-Druck Beanspruchung

$F_0$ : Zugkraft  
 $F_g$ : Kraftkomp. in Rtg. g  
 Spann.  $S < F_n$ , da  $A > A_0$

$\tau = \frac{F_g}{A} = \sigma \cdot \cos(\lambda) \cdot \cos(\theta)$      $\cos(\theta) = \frac{S \cdot n}{|S||n|}$      $\cos(\lambda) = \frac{S \cdot g}{|S||g|}$

$\tau$ : Schubspannung an A in Rtg. g (durch  $\sigma$  an  $A_0$ ),  $S$  = Zug-Rtg.

**Max. Schubspannung bei:**  $\lambda=90^\circ-\theta$ , mit  $\cos(90^\circ-\theta)=\sin(\theta)$ :  $\tau = \frac{1}{2} \cdot \sigma \cdot \sin(2\theta)$

In einem Zugstab treten an einem Flächenelement unter <b>45° zur Zugrichtung die grössten Schubspannungen.</b>	$\theta$	45°	0°, 90°
	$\tau$	= $\sigma/2$	= 0

**Dimensionierung:**    Spröd: *Bruch  $\perp$  Zug*    Duktil: *Gleitbruch unter 45°*

Spröde Materialien + Zug:     $\sigma \leq \sigma_{zul}$     Normalspannungshypothese

Duktile Materialien + Druck:     $\tau \leq \tau_{zul}$     Schubspannungshypothese

**Erweitertes SSSG:**  $\tau = \sum_i \sigma_i \cdot \cos(\lambda_i) \cdot \cos(\theta_i)$ ; Gleitrichtung als Vektor  $g$  auffassen:  $\lambda_i = \angle$  zw.  $S$  und  $g$ ! (**mehrere Spannungen**)

**Einkristallverformung**  $\rightarrow$  je mehr aktivierbare Gleitsysteme, desto besser verformbar

**Theoretische Schubspannung  $\tau_{th}$ :**  $\tau = \tau_{th} \cdot \sin\left(\frac{2\pi x}{b}\right)$

Schubspannung für Abgleitung ohne Versetzung

$b =  b $ Burgersvektor $a =$ Distanz zwischen Gleitebenen	Für kleine x: $\tau_{th} = \frac{G}{2\pi} \cdot \frac{b}{a} \cong \frac{G}{6}$	Für Metalle: $\frac{b}{a} \approx 1$
---	---	---

Plastische Verformung  $\rightarrow$  Abgleiten von Kristallen auf bevorzugten Ebenen (**dichtest gepackte Ebene in dichtest gep. Richtung**)

**Gleitebene+Gleitrichtung = Gleitsystem**  $\rightarrow$  ausser bei reiner Schraubenversetz. durch Tangenten- und Burgersvektor bestimmt.

Gleitmöglichkeiten in einem kfz-Gitter    **Kfz: 12 leicht aktivier.**    **hex: 3 leicht, 6 schwer aktivierbare**

<p>4E {111}*3R &lt;110&gt; =12GS</p> <p>Al, Cu, Ni, Ag, Au</p>	
--	--

<p>Gleitmöglichkeiten in einem krz-Gitter (110)-Ebene</p> <p><b>Krz: 12 ok, 36 schwer</b> 6E {110}*2R &lt;111&gt; =12GS</p> <p>Fe<math>\alpha\delta</math>, W, Mo, Nb, Ta</p>	<p>1E(0001)*3R&lt;1120&gt; 3GS</p> <p>3E(1010)*1R&lt;1120&gt; 3GS</p> <p>6E(1011)*1R&lt;1120&gt; 6S</p>
---	---

Gleitmöglichkeiten in einem krz-Gitter (112)-Ebene

3E {112}\*4R <111>  
=12GS

Fe $\alpha\delta$ , W, Mo, Nb

Gleitmöglichkeiten in einem krz-Gitter (123)-Ebene

6E {123}\*4R <111>  
=24GS

Fe $\alpha\delta$ , W $\alpha$ , Mo

**Müller-Bravais-Indizes für hex.-Gitter**  $\rightarrow \{x_1, x_2, x_3, z\}$ :

$x_1 = \frac{1}{3}(2x'_1 - x'_2)$ ;  $x_2 = \frac{1}{3}(2x'_2 - x'_1)$ ;  $x_3 = -\frac{1}{3}(x'_1 + x'_2)$

$z = z'$  unter Bedingung:  $x_3 = -x_1 - x_2$

**Versetzungsbewegung:**

- Gleitsysteme mit grösster Spannung werden aktiviert nach:  
 $\tau = \sigma \cdot \cos(\lambda) \cdot \cos(\theta) \geq \tau_c$
- plastische Grenze  $\rightarrow$  tiefste Aktivierungsspannung  $\tau_c$
- Ab  $\tau_c \rightarrow$  neue Versetzung in **Versetzungsquellen** (Dichte:  $10^5$ )

**Frank Reed Quelle**

**pin points:** Hindernisse (Korngrenzen, Teilchen, Versetzungen...)

**Energie einer Versetz. der Länge l**     $E = \frac{1}{2} G |b|^2 \cdot l$     **Aktivierungs-/Quellspannung**     $\tau = \frac{G|b|}{2r}$     **Schubspannung**, um Versetzungslinie durch Feld der Teilchen mit Abstand D zu treiben:     $\tau_c = \frac{Gb}{D}$

**Mehr Hindernisse**  $\Rightarrow$  grösser mögliche Spannung, die zu plast. Verform. führt    **Teilchen od. pinpoints dichter**  $\Rightarrow$  Festigkeit höher

**Zusammenhang #Versetzungen und plastischen Scherung:**    **Verformung  $\rho_V \sim \rho_V$**

Abgleitbetrag:     $\Delta a = \frac{b}{l} \bar{x} N$     Versetzungsdichte:     $\rho_V = \frac{N}{lh} = \frac{\gamma}{b\bar{x}}$

Abgleitbetrag aller Gleitebenen:     $\Delta a = \sum_i \Delta a_i = \sum_i \sum_j \frac{x_{ij}}{l} b$

Mittlere Lauflänge der Versetzungen:     $\bar{x} = \frac{1}{N} \sum_i \sum_j x_{ij}$

Scherwinkel:     $\gamma = \frac{\Delta a}{h} = b\bar{x} \frac{N}{lh} = b\bar{x} \rho_V$

N: #Versetzungen; b: Burgersvektor; h\*l: betrachtete „Schnittfläche“

**Mobile und immobile Versetzungen (immobile Vers. = Waldversetzungen):** Versetzungsstau  $\rightarrow$  Verfestigung

Bei einer Schubspannung  $\tau > \tau_c$ , **gleiten**:

- Versetzungen produziert und bewegt, bis sie in Hindernissen steckenbleiben (Zunahme  $\rho_V \cdot 10^5$ ).
- Immobil(isiert)e Versetzungen bilden Pin-Punkte und steigern  $\tau_c$ . Sie sind Träger der **Kaltverfestigung** (Verfest. durch Verformung).

<b>Abstand Pin-Punkte:</b> $k_1 =$ Proportion. Konstante	$D = \sqrt{\frac{1}{k_1 \cdot \rho_{Vimm}}}$
<b>Einfluss <math>V_{imm}</math> auf <math>\tau_c</math>:</b> $\rho_{Vimm} = \frac{\gamma}{b\bar{x}} \gg \rho_{Vmob}$	$\tau_c = \tau_{c0} + Gb\sqrt{k_1 \cdot \rho_{Vimm}}$ $\rho_{Vmob} = \rho_{Vmob0} + k_3 \gamma \approx$

**Zeitliche Änderung Scherung**  $\leftrightarrow$  # $V_{mob}$  und deren Geschwindigkeit:     $\dot{\gamma} = \frac{d\gamma}{dt} = \rho_{Vmob} \cdot b \cdot v$

Geschwindigkeit  $V_{mob} \leftrightarrow$      $v = k_2 (\tau - \tau_c)^{1/m}$

**Überspannung  $\tau - \tau_c$ :**     $\Rightarrow \tau = \tau_{c0} + Gb\sqrt{\frac{1}{k_1 b \bar{x}}} \cdot \gamma^{0.5} + \left(\frac{1}{k_2 b \rho_{Vmob}}\right)^m \cdot (\dot{\gamma})^m$

Aufbau ähnlich wie Ludwik:  $\sigma = R_{eL} + C \epsilon_p^n + B \epsilon_p^m$

Eine **Gleitung** auf einer Gleitebene sowie eine **Scherverformung** um  $\gamma$  **verändern das Volumen nicht!**

Massnahmen, um die Festigkeit eines Stoffes zu erhöhen:		<b>Streckgrenzenerhöhungen, Verfestigung (-Härtung):</b>	
i) Grundgitter mit hohem Schubmodul ii) kleiner Abstand der Hindernisse ii) Harte Hindernisse	Nach: $\tau = \frac{G b }{D}$	<b>Mischkristall-:</b>	$\Delta\sigma_M \sim \sqrt{c}$ $c = \frac{N}{V} = \frac{N}{Ah} = \frac{1}{D^2h}$
Hochfester Werkstoff: Harte Hindernisse können nicht durch Versetz. geschnitten werden. Hindernisse zur <b>Streckgrenzenerhöhung:</b> a) Nulldimensional: gelöste Fremdatome (Mischkristall) $\Delta\sigma_M$ b) Eindimensional: Versetzungen (pl. Verformung) $\Delta\sigma_V$ c) Zweidimensional: Korngrenzen $\Delta\sigma_{KG}$ d) Dreidimensional: Teilchen anderer Phase (Ausscheidungen) $\Delta\sigma_T$		<b>Versetzungs-:</b>	$\Delta\sigma_V \sim A\varepsilon_p^n + B\varepsilon_p^m$ $\Delta\sigma_V \sim \sqrt{\rho_{Vimm}}$
Korngrenzen: Versetzungen mit gleichem Vorzeichen in einer Ebene lagern sich an Grenze an: Aufstauspannung: $\tau_N = N \cdot \tau$ (N=#Versetzung.) Spannung wird auf führende Versetzung umgelagert. Festigkeit der Korngrenze $\tau_K = N \cdot \tau = \frac{D_{KG}\tau^2}{\tau_c}$ ; $D_{KG}$ = Korngrösse		<b>Verfestigung</b> , ausgedrückt durch Verformung/Versetzungsdichte	
		<b>Teilchenhärtung:</b> $D_T$ : Teilchenabstand	$\Delta\sigma_T \sim \frac{1}{D_T}$ $\Delta\sigma_T = k_T \cdot \frac{Gb}{D_T}$
		→ Mechanismus zur Festigkeitssteigerung v. Al-Legierungen → Einzige Methode für hochwarmfeste Legierungen	
		<b>Korngrenzen-:</b>	$\Delta\sigma_{KG} = k_C \cdot \frac{1}{\sqrt{D_{KG}}}$ <b>Petch-Hall-Gleichung</b>
		→ Einfluss Korngrösse ( $D_{KG}$ ) (gilt für tiefe T, bei denen Festigkeit KG ( $\tau_{KG}$ ) > Gleitfestigkeit Kristall): → mikrolegierte Feinkornbaustähle	
		<b>Grundgleichung für Werkstofffestigkeit</b>	$\sigma_S = \sigma_{\perp} + \Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_T + \Delta\sigma_{KG}$ $\sigma_{\perp}$ : Minimale Spannung, um GS zu aktivieren

**Verformung von Vielkristallen** (Unterschied zu Einkristallen: Verformung stark durch Nachbarkörner behindert)

→ <b>Fliesen</b> setzt <b>schleichend</b> ein ( $R_{p0,2}$ ); Ursachen:	<b>Tripelpunkt:</b> einspringende Ecken von Körnern (sehr schwer verformbar)
i) Unterschiedliche Lastspannungen pro Korn	<b>Eff. benötigte <math>\tau_c</math></b> für quasiisotropen Vielkristall: $\tau_{c,Vielkristall} = 1.5 \cdot \tau_c$
ii) Unterschiedliche Lage der Gleitsysteme	Nach Schmied'schem SSG: (3=Taylorfaktor)
iii) Unterschiedliche Grösse der $\tau_c$	$\sigma_S = 3\tau_c \approx R_e \approx R_{p0,2}$
iv) Gleiten nur begrenzt möglich wegen Nachbarkörnern + inaktive Gleitsystemen	<b>Flie遢pannung <math>\sigma_S</math></b> bei Beanspruchung mit hohen Deformationsgeschw.:
	$\varphi$ Plastische Verformung, für kleine $\varphi = \varepsilon_{pl}$ ! $\sigma_S = R_{eL} + C\varphi^m + B\dot{\varphi}^m$

**Diskontinuierliches Fliesen:** Unstetigkeit im  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Diagramm → **Lüdersdehnung**

Streckgrenzenercheinungen wegen Spannungsabhängigkeit der Bewegungsgeschwindigkeit der Versetzungen

Binäre Cu-Legierung	Unlegierte Stähle	Whiskers	Al-Mg-Legierung	Al, Cu, 18/8 CrNi-Stähle	<b>Plastische Dehnungsgeschw. bei Zug:</b>	$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = \dot{\varepsilon}_p = N \cdot b \cdot v$
					<b>N: #gleitfähige Versetz.</b>	$v$ : dessen Wandergeschw.
					Für kleine Verf. in Kristall mit <b>wenig gleitfähigen Vers:</b>	$N = N_0 + c \cdot \varepsilon_p$
					<b><math>N_0</math>: #gleitfähiger Versetz. in unverformtem Material</b>	

a) **Lüdersdehnung:** Fremdatome erhöhen  $\sigma_S$ , indem sie Vers. blockieren. **Spannungsabfall** beim Losreissen. Dazu: In unverformtem Material, wenige Versetzungen. Bei  $\sigma = \sigma_S$ : Plötzlich **neue (gleitfähige) Versetzungen** → Sprunghafter Spannungsabfall bei kleinem  $N_0$  (extrem bei Whiskers)

Es gilt:  $v \sim \tau \sim \sigma$

b) **Lüdersband:** plastische Verformung lokalisiert sich auf schmales Band 45° zur Zugrichtung,  $\sigma \approx const.$  Lüdersdehnung  $\varepsilon_L$ : Bis Lüdersband über ganzes Stück, danach nimmt Flie遢pannung  $\sigma_S$  wieder zu

**Grund: Interaktion Fremdatome Versetz.**

Schlecht für **Kaltumformung** → Ungleichmässiges Flie遢verhalten (sprunghaft) → Flie遢figuren

**Dressieren, Dressurstich:** Vermeid. von Flie遢figuren durch Walzen des Bleches vor Umform. (über Lüdersdehn., Streckgr. verschwindet zeitweise).

**(Reck-)Alterung:** „Wiedererlangen der Streckgrenze“: Metalle mit  $\sigma_S$  → nach Entlastung für einige Zeit (je nach T) keine  $\sigma_S$

**Grund:** Fremdatome müssen zurückdiffundieren (C,H,N,O,P)  
**Stickstoffalterung:** Stickstoffhaltige Stähle verspröden dabei

**Portevin-Le-Châtelier-Effekt (Sägezahnfliesen):** Hohe T → **Dynamische Alterung:** Wechsel Einholen/Losreissen Versetz./Fremdatome: Sägezahnartige Spannungskurve (oft gleich Bruch bei Stahl ca. 400° (**Blausprödigkeit**), bei Al-Mg-Leg schon bei RT)

**Verformung durch Mechanische Zwillingsbildung:** Bei tiefen Temperaturen und hoher Verformungs-Geschw. (**Explosion**)  
→ Meist bei hexagonal (Zink) od. tetragonalen (Zinn) Gittern, selten krz: oft mit Knacken verbunden (**Zinneschrei, Zinkschrei**)

<b>Wahre Spannung:</b> $k_f$ : Formänderungsfestigkeit	$\sigma_w = k_f = \frac{F}{A_{momentan}}$	<b>Einkristallverformung</b>	
→ Im Gleichmassdehnbereich richtige Spannung Nach Einschnürung: Spannung steigt infolge Verfestigung <b>Kleine <math>\gamma_{St}</math>:</b> kontinuierliche Verfestigung (Spannungssteigerung) <b>Grosse <math>\gamma_{St}</math>:</b> Spannungssättigung ( $\gamma_{St}$ : Stapelfehlerenergie)		<b>Gleiten durch Versetz.</b> (gut verformbar)	<b>Durch mech. Zwillingsbildung</b> (schlecht verformbar)
		Mehrere Einzelschritte	Ein gemeinsamer Schritt
		Gleitbetrag $ b $	Gleitbetrag $<  b $ (Teilversetz.)
		Grosse Verformungsgrade (viele Versetzungen)	Kleine Verformungsgrade (nur kleiner Bereich)
		Höhere Temperaturen	Tiefe Temperaturen
		Geringere Geschw.	Hohe Verform.- Geschwindigkeiten
		Versetzungslinie	Inkohärente Zwillingsgrenze
<b>Wahre (logarithmische) Dehnung:</b>	$\varphi = \int_{\varphi(l_2)}^{\varphi(l_1)} d\varphi = \ln\left(\frac{l_1}{l_0}\right) = \ln(\varepsilon + 1)$		
Vorteil: Verschiedene Dehnungen → <b>addieren</b> (nicht auf $l_0$ bez.)			
<b>Volumenkonstanz:</b>	$V_0 = A_0 \cdot l_0 = A_1 \cdot (l_0 + l_0 \cdot \varepsilon_{pl}) = A_1 \cdot l_1$		
<b>Gleichmassdehn.:</b> $-\frac{1}{2} \varphi_g = \varphi_b = \varphi_h = \ln\left(\frac{d}{d_0}\right)$	Für $V = const.$ : $\varphi_l + \varphi_b + \varphi_h \approx 0$		

**Beginn Einschnürung** bei  $\approx \varphi = n$      **Ludwik:**  $\sigma = R_{p0,2} + C \cdot \varphi^n + (B \cdot \dot{\varphi}^m)$      Für  $\varepsilon \ll 1$ :  $\varphi = \varepsilon$ ;  $\varepsilon$ : lin. Dehnung

**Einschnürung:** Am Punkt, wo als Erstes die Querschnittabnahme nicht mehr durch Verfest. kompensiert werden kann.  
→ **Fliesen lokalisiert** sich. Zugkraft & Nennspannung nehmen ab. Andere Querschnitte entlastet und fliesen nicht weiter.

**Verfestigungsexponent n (Tiefziehen):** Je grösser n, desto später setzt Einschnürung ein (**Tiefziehbliche auf hohe n getrimmt**)  
→ Kleine  $\gamma_{St}$  → mehr Stapelfehler → höhere Verfestigung bei Kaltverformung → Term  $C \cdot \varphi^n$  wird grösser

<b>Bruchformen:</b>		<b>Superplastizität:</b> Fähigkeit, unter Zug ohne Einschnürung sehr hohe Dehnungen zu ertragen
<b>Duktil:</b> Gleitet 45° zur Zug-Rtg		$T > 0.5T_S$ und nur für <b>kleine</b> $\dot{\phi} = v_{verf}$ und $m > 0.6$ (Ludwik)
<b>Sprödb:</b> Bricht in Ebenen $\perp$ Zug		Superpl. Verhalt. sehr stark von der <b>Verform. Geschwind.</b> abh.! → Durch Korngrenzengleiten → <b>feinkörnig!</b>
<b>Wabenbruch, Dimple-Bruch:</b> Sieht aus wie spröder Bruch → makroskopisch aber superelastisch verformt!		<b>Thermische Stabilität</b> durch Duplexgefüge aus nicht mischbaren, untersch. Kristallen, sehr feinkörnig

**Kriechen und Kriechbruch:**

**Kriechen:** Fließen bei  $\sigma$  unterhalb Streckgrenze, das auch ohne Erhöhung der Spannung nicht zum Stillstand kommt.  
Beruht auf thermisch aktiv. Vorgängen: Versetzungskriechen, Diffusionskriechen, diffusionunterstütztes KG-Gleiten

Bei tiefen Temperaturen, Ludwik: $\sigma = R_p + C\phi^n + B\dot{\phi}^m$ Verf. durch mehr Vers.      Überspannung	Thermische Aktivierung bei: Metalle: $T > 0.3 \dots 0.4 T_S$ Keramik: $T > 0.4 \dots 0.5 T_S$	$\sigma_S = R_p(T, \dot{\phi}) + [C\phi^n - f_e(T, t)] + B\dot{\phi}^m$ Fließgeschw.      Erholungsterm
		<b>Die Verfestigung wird durch parallel laufende Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge verringert.</b>

$C\phi^n = f_e(T, t) \rightarrow \sigma_S$  nur abhängig von Fließgeschw. → Kriechen

	<b>II: Stationäre Phase</b> → $\dot{\epsilon}_{creep}$ minimal!	Kriechverformung: $\epsilon_{ges} = \epsilon_e + \epsilon_p + \epsilon_{cr}$
	Stationäre Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_S$	Kriechrate (Geschw.): $d\epsilon_{cr}/dt = \dot{\epsilon}_{creep}$
	$\dot{\epsilon}_S = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d\sigma_S}{dt} \Big _{Erh} = \frac{Erholung}{Verfestigung} = const.$	<b>Nortonsches Kriechgesetz (Kriechrate):</b> $\dot{\epsilon}_S = A \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \left[\frac{1}{s}\right]$ Für Aufgaben gut: $A \cdot \sigma^n = C$
	Für Aufgaben der Warmumformung! (Temp. wird so gewählt, dass keine Verfest!)	$\epsilon_S = t \cdot \dot{\epsilon}_S$ <b>Versetz.-Kriechen (meist): <math>n = 3 \dots 8</math></b> $n = 5$ Über Diffusion ( $\sigma$ sehr klein): $n = 1$
<b>III: Schädigung:</b> Poren und Mikrorisse → $\sigma_{wahr}$ massiv ↑	$\text{Für } \epsilon_1 = \epsilon_2 \rightarrow Q = \ln\left(\frac{t_1}{t_2}\right) \cdot \left(\frac{1}{RT_1} - \frac{1}{RT_2}\right)^{-1}$	

→ Dauerhafter Gebrauch von WS zur Aufnahme mech. Beanspr. bei hohen Temp. grundsätzlich nicht möglich!

**Kriechmechanismen:**

<b>Versetzungskriechen (Klettern):</b> Normalerweise: Versetzungen nur in Richtung $\vec{b}$ Thermisch aktiviert auch $\perp \vec{b}$ → Kletterkraft $\tau_b \cdot \tan(\theta)$ $\theta = \angle$ Bewegung-Gleitebene	<b>Diff.-unterstütztes Korngrenzengleiten:</b> Bei hohen Temperaturen sind KG gleitfähiger als die Kristallite selber → Vorstehende Kornecken (Tripelpunkte) werden infolge lokaler Spannungsüberhöhung ausgeebnet.	<b>Diffusionskriechen: <math>\dot{\epsilon}_S \sim \sigma</math></b> Kleine Temp: <b>Korngrendiffusion</b> Nach Coble: $\dot{\epsilon}_S = \frac{C \cdot D_{KG} \cdot \sigma^n}{d^3} = \frac{C' \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q_{KG}}{RT}\right)}{d^3}$ Hohe Temp, ( $T/T_S$ ) gross: <b>Gitterdiffusion</b> Nach Nabarro-Herring: $\dot{\epsilon}_S = \frac{C \cdot D_{KG} \cdot \sigma^n}{d^2} = \frac{C' \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q_{KG}}{RT}\right)}{d^2}$
<b>Verknüpfung <math>\sigma - \dot{\epsilon}_{cr}</math>:</b> $\sigma \uparrow - \text{Kletterkraft } \tau_b \cdot \tan(\theta) \uparrow - \dot{\epsilon}_{cr} \uparrow$		

	<b>Spannungsrelaxation</b> → massgeblicher Vorgang beim <b>Spannungsarmglühen</b>	
	→ Umlagerung $\epsilon_{el}$ auf $\epsilon_{cr}$ → elast. vorgespannte Teile verlieren Vorspannung (z.B. Schraube)	
	$B = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$ $\frac{1}{\sigma_t^{n-1}} - \frac{1}{\sigma_{init}^{n-1}} = (n-1) \cdot B \cdot E \cdot t$	<b>Relaxationszeit:</b> $t_r = \frac{2^{n-1}-1}{(n-1) \cdot B \cdot E \cdot \sigma_i^{n-1}}$
	$\epsilon_{ges} = \epsilon_{el} + \epsilon_{cr}$ $t$ : Zeit von $\sigma_{init}$ bis $\sigma_t$ , $E$ : E-Modul	$t_r$ : Zeit bis Spannung $\sigma_i$ auf $\sigma_i/2$
$\sigma$ jeweils in [MPa]	Für gleiche Konstanten: $\left(\frac{\sigma_A}{\sigma_B}\right)^{n-1} = \frac{t_B}{t_A}$	<b>Einheiten!</b> (Einheit B = Einheit A)

**Zeitstandfestigkeit, Auslegung gegen Kriechen:** Spannung, die bei best. T nach best. Belastungszeit zum Bruch führt.

Kriechbruchdehnung $\epsilon_{cr,B}$ nur abh. von der temp.-abhängigen Zeit $\theta$ .	Belastungen, damit: $\epsilon_{cr} < \epsilon_{cr,zul} < \epsilon_{cr,B}$
<b>Kriechbruch:</b> - durch Verschädig. des Materials im Gefüge ( <b>Zeitstandporen</b> ) angekündigt - erfolgt durch Akkumulation der Kriechschädung, v.A. Mikroporen auf KG - <b>interkristalliner Bruch</b> - Dichteabnahme durch Porenbildung, Spannung steigt	<b>Schädigungsmechanismen:</b> - LS-Kondensation - Vers. Aufstau, Versetzungskriechen → <b>Tripelpunktanriss</b> - Bruch von Partikeln aus Ausscheid. - Phasengrenzablösung - Korngrenzen-Gleiten mit Kompatibilitätsspannungen
Integration $\epsilon_S, \theta$ : <b>temperaturkompensierte Zeit</b> $\epsilon_S = A\sigma^n \left[ t \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \right]$ $\theta = t \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$	
<b>Angabe Festigkeitswerte:</b> z.B. $R_{p0.2/1000}(900K)$ : $\sigma$ mit $\epsilon=0.2$ nach 1000h bei 900K	

**Schadensakkumulation:** Bauteil selten konstante Bedingungen → **Belastungskollektiv**

- Annahme: Reihenfolge der versch. Belastungen egal	<b>Schädigungsparameter:</b> $D = \frac{\epsilon_{cr}}{\epsilon_{zul}}$	<b>Schädigung gesamt:</b> $D = \sum_{i=1}^n \epsilon_{cr,i}$
- Belastungshorizont $i$ aus Norton: $\epsilon_{cr,i} = A\sigma_i^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT_i}\right) \Delta t_i$	<b>Lebensdauer Bauteil bis D = 1</b>	$\epsilon = \dot{\epsilon} \cdot \Delta t$ $\epsilon_{cr} < \epsilon_{zul} < \epsilon_{CB}$

**Kriechfeste Stoffe:** Bei hohen T:  $\epsilon = f(\sigma, t, T, \text{Gefuege})$

Typische Eigenschaften („Werkstoffmassnahmen“): - hoher $T_S$ ( $T_{Erholung} = f(T_S)$ ) - Phasengemisch mit Aussch. / T-resist. Gefüge (Überstruktur) - kleine $\gamma_{St} \rightarrow$ Quergleiten & Klettern erschwert - grobkörniges Gefüge (Einfluss #KG auf Schädigung)	Hochtemperaturverwendbar: $R_{m/1000h} > 150 \frac{N}{mm^2}$
	Kohlenstoffstahl: 200°C      Austenitischer Stahl: 750°C
	Chromlegierter Stahl: 350°C      Nickelsuperlegierung: 900°C
	Molybdänleg. Stahl: 550°C      Oxidfreie Keramik: 1200°C

**Warmfest:** Gute Standzeit im Kriechversuch  
→ **Superlegierungen** (Ni-Basisle. mit Cr, Co, & mehr → für Ausscheidungen)

**Hitzebeständig:** Warmfest + verzunderungsbeständig  
**Verzunderung:** Spröde Oxidschicht → Verschleiss

**Ermüdung und Ermüdungsbruch** (hier: Bauteile ohne Anriss → Rissbildung entscheidend) **Basisjahr 2011**

→ Werkstoffe können unter stark wechselnder Beanspruchung bereits bei  $\sigma < R_m$  oder  $\sigma < R_{eH}$  zu Bruch gehen.

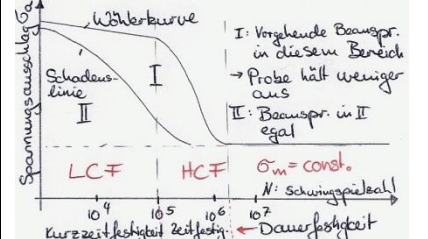
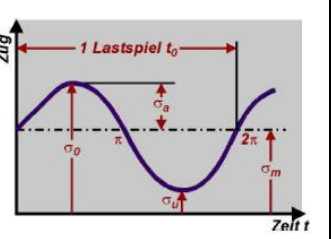
**LCF: Low Cycle Fatigue, (Plasto-)Kurzzeitermüdung:**  
 -  $\sigma >$  makroskopische Fließgrenze (auch plastisch verformt)  
 - plastische Wechselverformung  
 - kleine Anzahl Lastwechsel bis Bruch

**WICHTIGE THEORIE... ÜBUNGEN**

**HCF: High Cycle Fatigue, Wöhler-Ermüdung:**  
 -  $\sigma <$  makroskopische Fließgrenze (nur elastisch verformt)  
 -  $10^4 - 10^7$  Lastwechsel (darüber: Dauerfestigkeit)  
 - schwer detektierbar (keine makrosk. Verf.)

**Restgewaltbruch:** Ist der folgende Spannungsausschlag gross genug, trennt dieser die restliche noch intakte Fläche durch

**Ermüdung: Werkstoffversuch und Wöhlerkurve** (spannungskontrolliert,  $\sigma_m = const$ )



Mittelspannung:	$\sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2}$
Spannungsausschlag:	$\sigma_a = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2}$
Ober-/Unterspann.: $\sigma_o / \sigma_u$	Schwingbreite: $\Delta\sigma = 2\sigma_a$
Zeitl. Spannungsverlauf:	$\sigma = \sigma_m + \sigma_a \cdot \sin(\omega t)$
N: Anzahl Lastspiele	$N = \frac{t}{t_0}$
$t_0$ : Lastspielzeit (Periode)	$\omega = \frac{2\pi}{t_0}$

(reine) Wechselbeanspruchung:  $\sigma_m = 0$

**Dauerfestigkeit:**  $\sigma_D = \sigma_m \pm \sigma_a$ , def. ab  $N = 10^7 - 10^8$

(reine) Zug/Druck-Schwellbeanspr.  $\sigma_m = \sigma_a$  ( $\sigma_o$  oder  $\sigma_u$ ) = 0

Grenzlastspielzahl: Trennlinie zw. Zeit- & Dauerfestigkeit

Wechselbereich: Spannung wechselt Vorzeichen

Schadenlinie nach French:

Zugschwellbereich: Spannung immer im Zugbereich

Wichtig: Wann beginnt der Risswachstum?

Druckschwellbereich: Spannung immer im Druckbereich

**! Nicht alle Materialien halten bei Zug und Druck gleiche Spannungen aus (Gusseisen z.B: viel besser auf Druck)**

**HCF - Zeitfestigkeitsbereich: Basquin-Beziehung**

$|\sigma_{max}| < \sigma_S$       $\Delta\sigma \cdot (N_B)^a = C_B$  [MPa]      $\Delta\sigma = 2\sigma_a$

Für ein Material sind  $a$  (meist 1/8-1/15) und  $C_B$  konstant!

**LCF - Plastoermüdung: Manson-Coffin-Beziehung**

$|\sigma_{max}| > \sigma_S$       $\Delta\varepsilon_{pl} \cdot (N_B)^b = C_{MC}$       $\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \varepsilon_f' \cdot (N_B)^c$

$\varepsilon_f'$ : Koeff.  $\approx$  wahre Dehnung bei Bruch;  $N_B$ : #LS bei Bruch,

Bsp:  $\frac{\Delta\varepsilon_{pl1}}{\Delta\varepsilon_{pl2}} = \left(\frac{N_{B2}}{N_{B1}}\right)^b \rightarrow$  analog mit  $\sigma$  f. Basquin

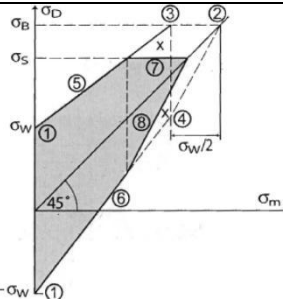
Für beide ergibt sich bei doppel-logarithmischer Auftragung eine Gerade.

Coffin-Manson: Abszisse:  $\log\left(\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2}\right)$

**Smith-Diagramm: Dauerfestigkeitsschaubild**  
 (Diagramm vereinigt Dauerfestigkeit für viele versch.  $\sigma_m$ )

$\sigma_W$ : Wechselfestigkeit ( $\sigma_a$  bei  $\sigma_m = 0$ )  
 $\sigma_B$ : Bruchfestigkeit (auch  $R_m$ )  
 $\sigma_S$ : Fließ- oder Streckgrenze ( $R_{p0.2}$ )

Spezielle Variante:  
 Bei ① statt  $45^\circ$   $\alpha$ : Stahl 41°  
 Punkt 3 nicht, Rest gleich



- auf Ordinate wird  $\pm\sigma_W$  angetragen (oder  $\sigma_{WK}$ )
- $45^\circ$  Linie → bei  $\sigma_m = \sigma_B$  markieren
- Von dort: Linie  $0.5 \cdot \sigma_W$  nach links
- Punkt 3 symmetrisch bez.  $\sigma_m$  nach unten (Druckbereich)
- Linie zw. 1 und 3
- Linie zw. 1 und 4 im Druckbereich
- Begrenzung durch Fließgrenze
- Übertragung in Druckbereich

**Beanspruchung und Smithdiagramm mit Formfaktoren**

$\alpha_k$ : Einfluss Kerbe auf Spannungsfeld  
 $K_W$ : Einfluss Kerbe auf Wechselfestigkeit

$K_W = \frac{1}{b_0 b_1 \delta_{WK}}$

	$\sigma_{max} = \alpha_k \cdot \sigma_n$	Nennspannungen	Kerbspannungen
<b>Beanspruchung</b>	Spannung:	$\sigma_n(t) = F(t) / A_n$	$\sigma_k = \alpha \cdot \sigma_n$
	Oberspannung:	$\sigma_{no} = \frac{F_{max}}{A} = \sigma_{max}$	$\sigma_{ko} = \alpha_k \cdot \sigma_{no}$
	Unterspannung:	$\sigma_{nu} = \frac{F_{min}}{A} = \sigma_{min}$	$\sigma_{ku} = \alpha_k \cdot \sigma_{nu}$
	Mittelspannung:	$\sigma_{nm} = \frac{\sigma_{no} + \sigma_{nu}}{2}$	$\sigma_{km} = \alpha_k \cdot \sigma_{nm}$
	Ausschlagssp.:	$\sigma_{na} = \frac{\sigma_{no} - \sigma_{nu}}{2}$	$\sigma_{ka} = \alpha_k \cdot \sigma_{na}$

Spannungsspitzen werden über plast. Fließen abgebaut  
 → Stützwirkung → Steigerung Fließgrenze

**Statischer Kerbstützfaktor**  $v_{sk} = 1 + 0.75 \cdot \left( (c \cdot \alpha_k - 1) \cdot \sqrt[4]{\frac{300[N/mm^2]}{\sigma_S}} \right)$

**Beanspruchungsfrequenz egal, solange nicht Probe erwärmt.**  
**Aufgabe:** Einfach schauen, dass Belastungen innerhalb Smith

**Gestaltwechselfest.:**  $\sigma_{Wk} = b_0 b_s \delta_{Wk} \cdot \sigma_W = b_0 b_s \frac{1}{\beta_k} \sigma_W$

**Schadensakkumulationshypothese & Betriebsfestigkeit**  
 (Beanspruchung... Kriechen eine Seite vorher)

**Kerbfliessspannung:**  $\sigma_{Sk} = v_{Sk} \cdot \sigma_S = b_0 b_s \frac{1}{\beta_k} \sigma_S$

**Palmgren-Miner:**  $D = \sum_i \frac{N_i}{N_{Bi}}$      Bruch bei  $D = 1$  (auch  $D_{BK}$ )

**Kerbbruchspannung:**  $\sigma_{Bk} = v_{Sk} \cdot \sigma_B = b_0 b_s \frac{1}{\beta_k} \sigma_B$

$N_{Bi}$ : Bruchlastspielzahl für i-te Beanspruchungsbedingung  
 → Beanspr. von  $N_i$  Zyklen (bei der Spannung wäre Bruch bei  $N_{Bi}$ )

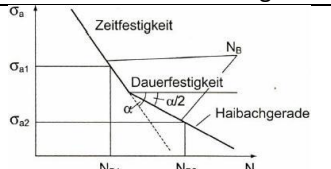
$b_0$ : Grösseneinfluss	d [mm]	10	20	40	60	80	100	200	300
	$b_0$	1.0	0.94	0.88	0.85	0.82	0.8	0.75	0.7

Palmgren-Miner-Hypothese einfach, aber nicht ganz korrekt:

<b>Kerbst.-Faktor c</b>	Zug-Druck	Biegung Rundstab	Biegung Flachstab	Torsion Rundstab
Wert:	1	1.7	1.5	1.3 ( $\tau_F$ statt $\sigma_S$ )

1. Spannungsausschläge im Dauerfestigkeits-Bereich:  
**Haibachgerade** beschreibt Verhalten in Dauerfestigkeit

2. Reihenfolge der Beanspruchungen:  
**Hochtrainieren:**  
 Vorherige Wechselbeanspr. bei einer Spannung  $\sigma_a < \sigma_D - \sigma_m$  steigert Dauerfestigkeit.  
 Grund: Reckalterung:  
 → Fremdatome können wandern und Versetzungen blockieren



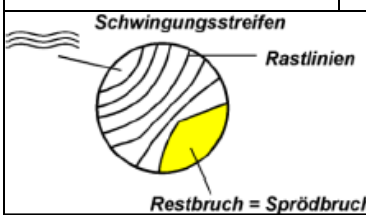
**Sicherheit:**  
 Mit Formzahlen  $\alpha_k$      Mit Kerbwirkungszahl  $\beta_k$

Bruch  $S_B = 2,0 \dots 4,0$       $\sigma_{ko} < \sigma_{Bkzul} = \frac{\sigma_{Bk}}{C_{BSB}}$       $\sigma_{no} < \sigma_{BKzul} = \frac{\sigma_{BK}}{C_{BSB}}$

Plast. Fließen  $S_F = 1,2 \dots 2,0$       $\sigma_{ko} < \sigma_{Skzul} = \frac{\sigma_{Sk}}{C_{BSF}}$       $\sigma_{no} < \sigma_{SKzul} = \frac{\sigma_{SK}}{C_{BSF}}$

Ermüden  $S_D = 1,5 \dots 3,0$       $\sigma_{ka} < \sigma_{Akzul} = \frac{\sigma_{Ak}}{C_{BSD}}$       $\sigma_{na} < \sigma_{AKzul} = \frac{\sigma_{AK}}{C_{BSD}}$

$\sigma_{AK}$  aus Gestaltsfestigkeitsdiagramm:  $\sigma_{km}$ : zugehöriges  $\sigma_{AK}$

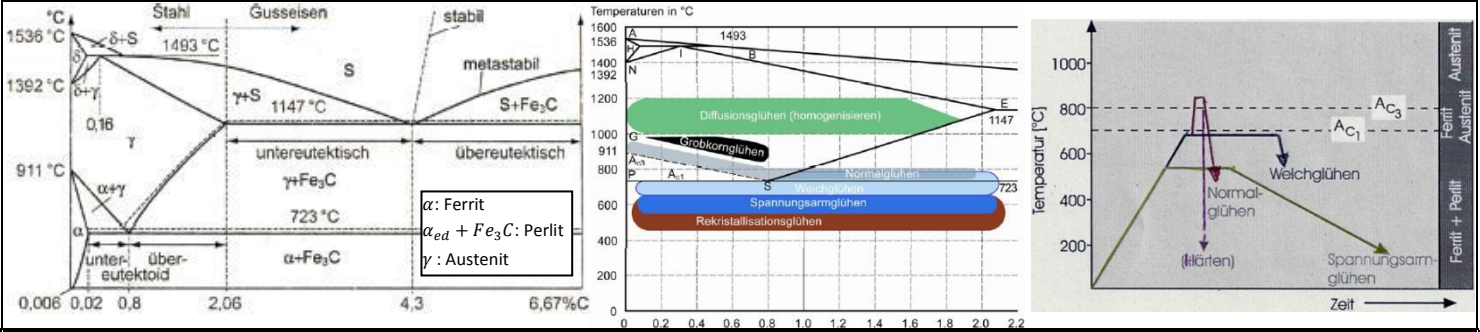
Betriebsfestigkeit:		Basisjahr 2011	
<b>Belastungskollektive:</b> Wie oft wird best. Spannung erreicht? Ausschläge werden Spannungsklassen (Laststufen) zugeordnet, man zählt nur noch die Maxima.	$N_B$ : Lastspielzahl bis Bruch eines best. Spannung $N_i$ : # Schwingungen mit dieser Last	$T_{BK}$ : Belastungszeit pro BK $D_{BK}$ : Schädigung pro BK	$D_{BK} = \sum_{i=1}^{N_i} \frac{N_i}{N_{B_i}}$ Bei $D = n \cdot D_{BK} = 1$ : Bruch
		<b>Lebensdauer Bauteil:</b> $\frac{1}{D_{BK}}$ : #ertragbarer Kollektive	$T_L = \frac{1}{D_{BK}} \cdot T_{BK}$
<b>Gestaltfestigkeit: Begriffe und Einflüsse auf Dauerfestigkeit</b>			
<b>Gestaltfestigkeit:</b>	Dynamische Festigkeit eines Bauteils beliebiger Gestalt und ungleichförmiger Belastung		
<b>Stützwirkung:</b>	Je steiler Spannungsanstieg, desto stützt Umgebung (Fließgrenze steigt) <b>Statische:</b> Einfluss Bruch-, Fließgrenze; <b>Wechselfestigkeitsverhältnis</b> $\delta_{Wk}$ : Erhöhung Kerbwechselfestigkeit		
<b>Oberfläche <math>b_s</math>:</b>	Rauhe Oberflächen erleichtern Rissinitiierung, wirken wie Mikrorisse.	$b_s \downarrow$ – spröde $\uparrow$ – Rissbildung $\uparrow$	
<b>Grössenfakt. <math>b_0</math>:</b>	Grosse Teile halten $\sigma_w$ schlechter aus, da eher Fehler (Poren, Mikrorisse...)	$b_0 \uparrow$ – Fehler $\uparrow$	
<b>Kerbwirkung:</b>	Spannungsüberhöhung bei Kerbe	$\alpha_k \uparrow$ – Übergangsradius $\downarrow$ – $\Delta\sigma_d \uparrow$	
Zugspannungen immer gefährlicher als Druckspannungen		Reibungsüberlagerung bei $\sigma_{max}$ -Zone, Dauerfestigkeit stark $\downarrow$	
Korrosion vermindert über schlechte Oberfläche Dauerfest.		Temperatur $\uparrow$ – $\sigma_w \downarrow$ (Ausnahme manche Stoffe: Blausprödigkeit)	
Massnahmen, um Dauerfestigkeit steigern: weiche Übergänge, grosse Übergangsradien, Verringerung Untersch. Steifigkeit			
<b>Ermüdungsbruch – 4 Bereiche: Stabilität ist Frage der Energieaufnahme</b>			
<b>a) Lokalisierung, Verfestigung</b> : $\sigma < \sigma_F$ , Rissbildung ausschlaggebend, Verteilung Vers. inhomogen $\rightarrow$ Gleitbahnen (Gleitverform. lokalisiert) <b>b) Risskeimbildung (Schadenslinie):</b> Bei wiederholtem Gleiten der gleichen Versetzungen entstehen <b>persistente Gleitbänder</b> <b>Risskeime entstehen durch:</b> Extrusionen und Intrusionen mit Bildung von Kerben, Inkompatible Verformung benachbarter Körner, Debonding von Harten Einschlüssen, Brechen harter Einschlüsse <b>c) Stabile Rissausbreitung:</b> Riss geht immer von Ort mit Spannungskonz. aus, hier: pro Zyklus um konstanten Betrag (Ripples, ev. Rastlinie) <b>d) Instabile Rissausbreitung:</b> durch c) verändert sich Belastung auf Querschnitt $\rightarrow$ Riss breitet sich unhaltbar aus $\rightarrow$ Restgewaltbruch			
<b>Rissbildung:</b> zuerst $45^\circ$ , dann $\perp$ Zugrichtung		<b>Charakteristisch für Ermüdungsbruch:</b>	
<b>Rastlinien:</b>	Zeichen für Dauerbruch $\rightarrow \perp$ zur Rissausbreitung $\neq$ Ripples! Riss bleibt stehen, Oxidschicht: Fehlen bei Alulegier.!	i) feine Rissflächenstrukt. & rauher Restbruch (spröder Gewaltbr.) ii) Bruchfläche $\perp$ Hauptzugrichtung iii) fehlende makroskopische Verformung iv) Rastlinien im Bereich des Schwingungsrisses (können fehlen)	
<b>Schwingungstreifen (Ripples):</b>	#Lastspiele = #Ripples		
		<b>Ermüdungsfeste Werkstoffe:</b>	
		1) hohe Zähigkeit 2) tiefe $\gamma_{St}$ (kleinere Gefahr persistenter Gleitbänder) 3) feine Gleitverteilung (Intrusionen, Extrusionen) 4) fehlerfreie Oberfläche (Riss gehen von Oberfläche aus) 5) Oberflächenschichten unter Druckspannungen $\rightarrow$ Einsatzhärten 6) Porenfreier Werkstoff, Durchschmieden zur Verschliessung Poren	



**Wärmebehandlung:** Vorgänge, bei denen ein Werkstück im festen Zustand einer oder mehreren Zeit-Temperatur-Folgen unterworfen wird. Dabei kann die chemische Zusammensetzung der Oberfläche geändert werden. (z.B. durch C-Atmosphäre)

**Wärmebehandlung im Gleichgewicht (Glühen):** Umwandlung bei geringer Unterkühlung, langsame Abkühlgeschwindigkeit.

**Ablauf:** ① Erwärmen eines Werkstückes auf bestimmte Temp., ② Halten bei der Temp., ③ langsam abkühlen.



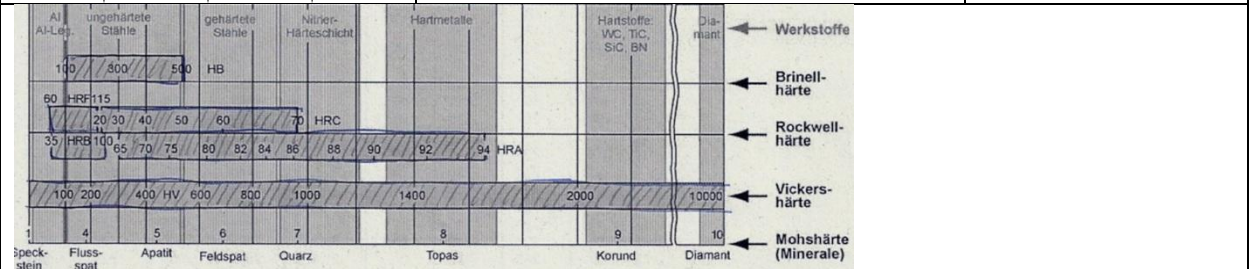
Glühverfahren	Ablauf	Wirkung	Ziel
<b>Rekristallisationsglühen</b> Zwischenglühen	Unterhalb Ac1 ohne Phasenumwandlung	Neubildung Gefüge durch Rekr. (nach Kaltverf.) → feines Korn, tiefe T (über 0.4 T <sub>S</sub> ) nach Verform.	Aufhebung Effekte der Kaltverformung in Stählen
<b>Normalglühen</b> 	Untereutektoid: über Ac3 Übereutektoid: über Ac1 mit Phasenumwandlung	Zweifach Umwandlung (2x feineres Korn) Hohe Unterkühlung um Umwandlungstemperatur Beseitigung von Widmanstättenischem Gefüge	Feinkorn Abbau Eigenspannungen Bessere Zerspanbarkeit
<b>Korngröße bei Normalglühen</b> ↓ - Ausgangskorngröße ↓ - Erwärmungsgschw. ↑ - Glühzeit ↓ - Glühtemperatur ↑ - Abkühlgeschwindigkeit ↑			
<b>Weichglühen</b> (vor Walzen) Lange Glühzeit! 	Dicht unterhalb Ac1 Ohne/mit Phasenumwandlung	Umwandlung von Korngrenzenzementit und lamellarem Zementit in kugeligen Zementit Pendelglühen gegen Grobkornbildung	Möglichst weicher Zustand Zerspan- und Feinschneidbarkeit Tiefe Festigkeit, hohe Duktilität
<b>Spannungsarmglühen</b> Berechnung: siehe Fließen 	Unterhalb Ac1 Ohne Phasenumwandl.	Senkung Fließgrenze, damit Eigenspannungen durch Kriechen/Relaxation abgebaut. (ε <sub>el</sub> ⇒ ε <sub>pl</sub> )	Ausbildung des Verzuges vor der Endbearbeitung
<b>Diffusionsglühen</b> Homogenisieren	Oberhalb Ac3 (1000-1200°C) Mit Phasenumwandlung	Hohe Temperaturen durch Erhöhung D-Koeff. und Beschl. Konzentrationsausgleich	Beseitigung von Seigerungen Auflösung von Schalenzenitit Kornfeinung möglich
<b>Tempern</b>	Umwandlung von eutektischen Karbiden in Graphit → mehr siehe Kap. 16, Gusseisenwerkstoffe		

**Härte und Härtemessung** – Widerstand eines Werkstoffs gegen das Eindringen eines Prüfkörpers aus einem härteren WS

Die Härteskalen sind untereinander und mit der Zugfestigkeit genähert sogar materialartunabhängig korreliert.

**Mohssche Härte, Ritzhärte:** Härteskala (1-10) durch Ritzprüfung; Bsp. Talk 1, Kalkspat (entspr. Baustahl) 3, Diamant 10

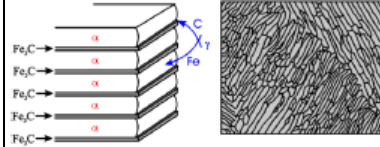
EN ISO 6506/7/8	Prüfverfahren	Sonstiges	Formel
Brinellhärte HB 100-610 $R_m \approx 3.38 \cdot HB$	Kugel Mittlerer Durchmesser d des Abdrucks	D = Durchmesser Kugel d = Durchmesser Abdruck F = Prüfkraft $B = \frac{0.102 \cdot F}{D^2}$	$HB = \frac{0.102 \cdot F}{A}$ $= \frac{0.204 \cdot F}{\pi \cdot D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$ $d = \left[ D^2 - \left( D - \frac{0.204 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot HB} \right)^2 \right]^{1/2}$
<b>Bezeichnung:</b> 275 HBW 2.5/187.5/20 => 275 HB, Härtemetall (W), 2,5 mm = D, F = 1840 N=187.5 kp, 20s			
Vickershärte HV 0-10000 $R_m \approx 3.21 \cdot HV$	Diamantpyramide (Öffnungswinkel 136°) Mittlere Diagonale d des Abdrucks	d1, d2: Diagonalen Abdruck F = Prüfkraft 136° = Öffnungswinkel $d = \frac{d_1 + d_2}{2}$ $A = d^2$	$HV = \frac{0.102 \cdot F}{A}$ $= \frac{0.204 \cdot \sin(68^\circ) \cdot F}{d^2}$
<b>Universellstes Prüfverfahren:</b> Man kann weiche und sehr harte WS messen, sowie Messung kleinster Proben (Bis 1 Korn!) <b>Bezeichnung:</b> 210 HV50/30 => 210 HV, F = 490 N = 50 kp, Einwirkdauer 30 s			
Knoophärte	<b>Ähnlich Vickers:</b> Messung spröder und keramischer Werkstoffe: Pyramide, aber rechteckige Grundfläche (statt quadratisch)		
Rockwellhärte	Weich: Stahlkugel (HRB, HRF) Hart: Diamantkegel 120° (HRC, HRA) Eindringtiefe des Körpers	e = Eindringtiefe F <sub>0</sub> = Vorlast, 98N F <sub>1</sub> = Prüflast, je nach WS	→ Messung schnell → gut für Serienprüfung $HRC = 100 - \frac{e}{0.002}$ Für HRB 130 statt 100
<b>Verfahren und zugehörige Prüflast [N]</b>		1. Zuerst mit Vorlast 98N durch Oxid-/Walzschicht 2. Prüflast einige sek. → Tiefe a 3. Wieder Vorlast → Tiefe b	
<b>Häufigstes: HRC</b> <b>Hartmetalle: HRA</b>	<b>HRC</b> 1373.0	<b>HRA</b> 490.3	<b>HRB</b> 882.6
			<b>HRF</b> 490.3



**Umwandlung in der Perlitstufe (mit Diffusion) – Bildung Mischgefüge  $\alpha + Fe_3C$**

Keimbildung und Wachstum erfolgen durch Diffusion:  $v_{abkühl} \uparrow$ :  $\gamma$ -Bereich verschiebt sich, Umwandlungstemperatur  $\downarrow$

→ heterogene Keimbildung an KG der Austenitbereiche  
 → C lagert sich in C-reichen Zementitlamellen neben C-armen Ferritlamellen (**Diffusionsvorgang**)



**Unterkühlung  $\uparrow$ ,  $v_{abkühl} \uparrow$  = Feinheit Zementitverteilung  $\uparrow$ , führt zu wachsendem Korngrenzen-Anteil → Härtesteigerung**

**Sorbit:**  $v_{abkühl} \uparrow$ , Abstand kleiner  
 Streifige Struktur, sieht noch so aus wie Perlit

**Troostit:**  $v_{abkühl}$  noch höher  
 $\gamma$  – Perlit Umwandlung nur noch teilweise and gew. Stellen  
 → globulitische, strahlenförmig eingeformte (wie Seeigel) feinst-perlitische Gefüge



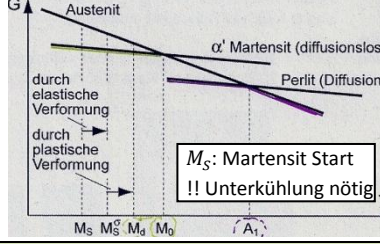
Abstand  $Fe_3C$ -Lamellen  $d \sim \frac{15}{\Delta T} \mu m$

$v_{abkühl} \uparrow - \Delta T \uparrow - d \downarrow$

**Umwandlung in der Martensitstufe (Phasenumwandlung ohne Diffusion) – Verringerung Löslichkeit (bei Stahl: C)**

1. Homogene Scherung oder Volumenänderung → Austenitisieren, dann härten durch Abschrecken (schneller als Diffusion einsetzt), meist auf 0-350°C
  2. Gleitungen als Kompatibilitätsrkt → Verringerung Löslichkeit von C, zu schnell für Diffusion, Umwandlungsfront breitet sich mit  $v_{Schall}$  aus
- Thermodynamisch stabilere Phase *ohne Diffusion* durch Modifikation des Kristallgitters. (z.B. Scherung)

Martensitischer Bereich innerhalb Gefüge: Spannungen infolge Scherung, gleiten plastisch → Erhöhung Versetzungsdichte/Versetzungsanhäufung



**Umwandlungstemperatur:**

Martensitbildung beginnt bei  $M_s$  und schreitet erst bei sinkender Temperatur fort. Beendet bei Temperatur  $M_f$ .  
 $v_{abkühl}$  keinen Einfluss auf Bildung, solange keine Diffusion.  
 $M_s$  beeinflussbar ... Grundsätzlich: Was  $\sigma_s$  erhöht, senkt  $M_s$

$M_s$	Martensitbildung nur mit Unterkühlung $\Delta T$
$M_s^\sigma$	Bildung unter Beanspruchung (Spannung)
$M_s^d$	Bildung mit Verformung

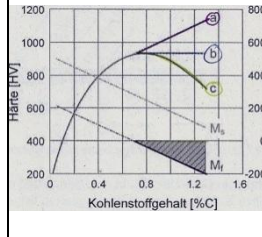
**Streckgrenzenänderung d. Umwandlung:**

$\sigma_{S(Martensit)} = \sigma_0 + \Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_{KG}$

$\Delta\sigma_M$ : gelöster Kohlenstoff  
 $\Delta\sigma_V$ : Kompatibilitätsreaktion  
 $\Delta\sigma_{KG}$ : extreme Kornfeinung wegen diffusionsloser Umwandlung

**Härte: Restaustenit, wenig Versetzungen → geringe Härte (Bild c)**

- Restaustenit minimieren:
1. Durch Unterkühlung (**Bild a**)
  2. Durch Anlassen des Martensits  $\approx 150-200^\circ C$  → Verspannung durch Ausscheidung verringert → Restaustenit wird nachträglich umgewandelt.
- Bild b:** nicht über Temp, aber anderer Startpunkt ( $\gamma + Fe_3C$ ), d.h. höherer C-Gehalt: Entstehung Sekundärzementit → auch sehr hart



**Einflüsse auf  $M_s$  &  $M_f$ , kritische Abkühlgeschw.**

	$M_s, M_f$
Verformung, Spannung (Keime) $\uparrow$	$\uparrow$
C-Gehalt $\uparrow$ (0.75% C, bei RT noch Restaustenit)	$\downarrow$
Legierungselemente $\uparrow$	$\downarrow$

**Untere kritische Abkühlgeschw.:** Mindest-Geschw. für Martensit  
**Obere kritische Abkühlgeschw.:**  $v_{min}$  für 100% Martensit  
 Keimbildung  $\uparrow$  – krit.  $v_{abkühl} \uparrow$  (Bsp. KG, Feinkorn, Karbide)  
 Diffusion  $\downarrow$  – krit.  $v_{abkühl} \downarrow$  (Bsp. Legierungselemente)

**Anlassen von C-Martensit: Erwärmen eines gehärteten Stahles auf Temperaturen unterhalb der eutektoiden Umwandlung  $A_1$  ( $723^\circ C$ )**

- Ziel:  
 - Verringerung Verspannung durch Ausscheidung Karbide  
 - Weitere Martensitbildung aus Restaustenit
1. Stufe ( $100^\circ - 150^\circ C$ ) ⇒  $\Delta\sigma_M \downarrow - \Delta\sigma_T \uparrow$  (Ausscheid. Karbide)  
 Streckgrenze runter, Härte nicht → Besser zur Verarbeitung (tetragonaler Martensit → kubisch. Mart. + instabiles  $\epsilon$ -Karbide ( $Fe_{2,4}C$ ))
  2. Stufe ( $230^\circ - 280^\circ C$ ) ⇒  $\Delta\sigma_M \uparrow - \Delta\sigma_V \uparrow - \Delta\sigma_T \uparrow$   
 Restaustenit → kubischer Martensit und  $\epsilon$ -Karbide
  3. Stufe ( $260^\circ - 360^\circ C$ ) ⇒  $\Delta\sigma_M \downarrow - \Delta\sigma_V \downarrow - \Delta\sigma_T \downarrow$
  4. Stufe ( $500^\circ - 600^\circ C$ ) ⇒  $\Delta\sigma_T \uparrow$
- Zähigkeit  $\uparrow$  – Härte  $\downarrow$ :  $\epsilon$ -Karbide →  $Fe_3C$   
 Hochlegierte Stähle: wieder Härte  $\uparrow$  (Sek.-Härte durch Ausscheidung)

**Formgedächtnislegierungen (Shape-Memory-Alloys) → WS erinnern sich über Verf. hinweg ihrer ursprünglichen Gestalt**

- Prinzip:**  
 WS verzwillingt nach Abkühlung aus Austenitgebiet.  
 Bei Verformung → nur Streckung, wird bei Erwärmung rückgängig
- Einwegeffekt:** (Bsp. Ausklappen Satelliten)  
 Nach Verformung: erwärmen → ursprüngliche Gestalt (beim Abkühlen passiert dann jedoch nichts)
- Zweiwegeffekt:**  
 Nach Verformung: erwärmen → ursprüngliche Gestalt  
 Nach Abkühlen: Wieder verformte Gestalt
- Pseudoelastizität:**  
 Wegen spannungsinduziertem Martensit:  
 Unter Belastung und Entlastung → sehr hohe „elast.“ Dehnungen

**Verformungsinduzierter Martensit**  
 Umwandlung oberhalb  $M_s$  möglich → Keimbildung durch pl. Verform.

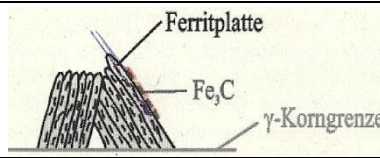
- 1) **TRIP-Stähle** (z.B. Aufprallschutz): Transformation Induced Plasticity → Erhöhung Bruchsicherheit → Bei Verformung: Fließgrenze steigt infolge Kaltverf. UND Martensitbildung
- 2) Bei korrosionsbeständ. **18/8 CrNi-Stahl**
- 3) **Manganhartstahl** (Bsp. X120Mn12) → gegen abrasiven Verschleiss → Bei abrasiver Beanspruchung: Aussen hart (Verf.), innen zäh → spanende Bearbeitung sehr schwer

**Umwandlung in der Zwischenstufe → Bainit**

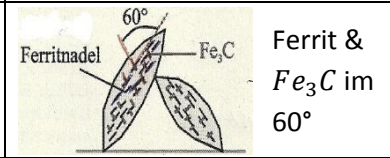
$v_{Abkühl}$  zwischen Diffusion und Martensit → Zwischenstufengefüge

1. Martensitische Umwandlung (diff-frei)  $\gamma \rightarrow \alpha_{übersättigt}$
2. Nachdiffusion über kurze Wegstrecken (C-Diffusion)

**Oberer Bainit ( $\approx 350 - 550^\circ C$ )**



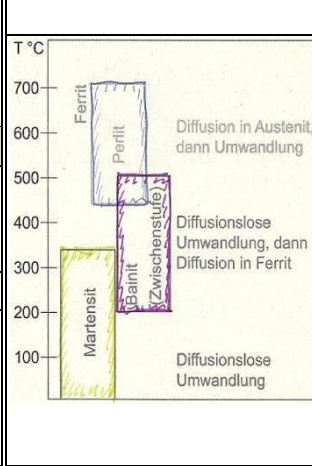
**Unterer Bainit ( $\approx 250 - 350^\circ C$ )**



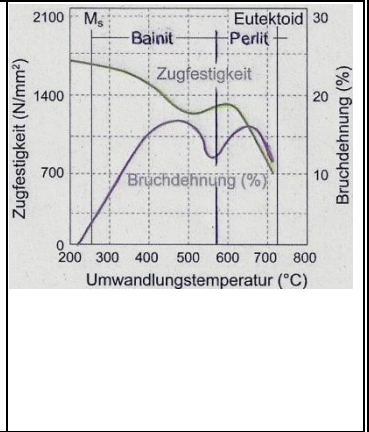
Ferrit &  $Fe_3C$  im  $60^\circ$

**Übersicht: Einfluss der Umwandlungstemperatur**

**Auf das Gefüge**



**Auf die Eigenschaften von eutektoidem Stahl**



**Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild (ZTU)** Basisjahr 2010

ZTU: Diagramm, in welchem die Phasen- bzw. Umwandlungsgrenzen eingetragen sind und mit Abkühlkurven verglichen werden.

**Kinetik der Umwandlung**

$\Delta T \uparrow$ (d. h. $\Delta G \uparrow$ ) – Triebkraft $\uparrow$ <b>VS.</b> Temp $\downarrow$ – $v_{Diff} \downarrow$ → Nase: bei best. Temperatur minimale Umwandlungszeit <b>Bedingung:</b> Genug Keime $f(\Delta G)$ und $v_{Diffusion}$ gross genug	$v_{Umwandlung}$ : Triebkraft ( $\Delta G$ ) * Mobilität (D)	Avrami-Gleichung: $y = 1 - \exp(-kt^n)$ Anteil umgewandeltes Material y
---	---	--

**Konvention:** Umwandlungsbeginn bei 1% umgew. Material, Ende Gesamtumwandlung bei 99%

**Isothermes ZTU – Temperatur konstant, entlang Temperaturhorizontalen lesen** **! Zeit logarithmisch !**

$t_0$  beim 1. Abschrecken → Linien nur vertikal/horizontal!

**Gefüge:** Perlit (ev. als Sorbit, Troostit), Bainit, Martensit  
 → Umwandlungsstopp:  
 Abschrecken, Rest Martensit

**Resultierende Härte:**  
 $T \downarrow$  – Härte  $\uparrow$

Falls keine Endelinie oder  $M_s$  gekreuzt → Restaustenit

**Einflüsse auf ZTU (allg.):**

Leg.-Elemente (C bis 0.9%), Steigerung Schubsp.-Grenze, Vergrößerung  $\gamma$ -Korn:  
 → Verschieb. Bereiche nach rechts unten  
 C-Gehalt über 0.9% → senkt nur noch  $M_s$

**kontin.** Leg  $\uparrow$

**Kontinuierliches ZTU - Austenitisierte Proben kontinuierlich verschieden schnell abgekühlt, entlang einer Abkühlungskurve zu lesen**

$t_0$  Durchgang durch den Ac3-Punkt  
 - Gilt nur für EINE Legierungszusammensetzung  
 -  $t_{8/5}$  : Zeit für Abkühlung von 800°C auf 500°C

**Selbstabschreckung** (Bsp. Schweißen):  
 Abschreckung durch Wärmeleitfähigkeit des Materials, viel schneller als was man mit Abschreckmitteln erreichen kann.

**Wärmebeeinflusste Zone (WBZ):**  
 Bereich um Schweißnaht mit Gefügeumwandlung

**Beeinflussung durch äussere Einflüsse** → siehe isothermes ZTU

**Bsp:** Abkühlkurve 1: Gefüge mit 30% Ferrit, 15% Perlit, 55% Bainit, 0% Martensit (Rest), Härte 233 HV

**Ferrit-Start:**  
Asymptote Ac3

**Perlit-Start:**  
Asymptote Ac1

<b>ZTU bei welchem C-Gehalt? (auch isotherm)</b>	Ferrit: <b>C &lt; 0.8%</b> Nur Perlit: <b>C = 0.8%</b> Fe <sub>3</sub> C: <b>C &gt; 0.8%</b>	Diagramm gut anschauen, manchmal steht oben Werkstoffbezeichnung (mit genauem C-Gehalt)!
--	--	--

**Härten von Stählen – Wärmebehandlung** → Härtesteigerung durch Bildung des tetragonal aufgeweiteten Martensits (siehe letzte S.)

1. Ins Austenitgebiet erwärmen und halten, bis alles austenitisiert (30° oberhalb Ac3 für untereutektoide, oberhalb Ac1 übereutektoide Stähle) 2. <b>Abschreckung</b> , so dass $M_s$ erreicht, bevor Diffusionsprozesse mit Ferrit, Bainit etc. einsetzen. ( <b>kritische <math>v_{Abkühl}</math></b> ) 3. ev. Anlassen → Details siehe letzte Seite	<b>Bemerkungen:</b> - $\uparrow$ C-Gehalt (bis 0.8%) – Härte $\uparrow$ - Stähle für Härtebehandlung deshalb viel C - Max. Härte bei unlegierten Stählen $\approx 65$ HRC - höhere Materialdichte: $v_{abkühl} \downarrow$	<b>Durchhärtebarkeit:</b> - Abkühlgeschwindigkeit sinkt im Innern des WS. → Härte nur am Rand! - verbessern durch Zugabe von Leg.-Elementen - $\Delta\sigma_s$ durch $\Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_{KG}$
---	--	---

**Vergüten von Stählen – Optimum: hohe Zähigkeit & Festigkeit, Beurteilung gemäss  $\sigma_s/\sigma_B$ , Kerbschlagarbeit  $\alpha_k$ , Bruchdehnung +**

Beurteilung gemäss Streckgrenzenverhältnis  $\sigma_s/\sigma_B$ , Kerbschlagzähigkeit, Bruchdehnung + Brucheinschnürung

<b>Anlassvergüten:</b> - Härten mit nachfolgendem Anlassen auf Temperaturen zwischen 450°C und 600°C - Mindestmartensitanteil (50% bei legierten, sonst noch mehr) - braucht ferritfreien Gefügestand - Am Besten, wenn vorher durchgehärtet	<b>Problem: Anlasssprödigkeit:</b> → bei 450-600° sehr spröde, Umformung dann nicht möglich Lösung: <b>Zwischenstufenvergüten (isothermes Vergüten)</b> Anstatt Martensit, 100% Bainit → kein Anlassen nötig <b>Patentieren</b> (typisch für Drahtherstellung): Aufgekohlter Draht (0.7%) wird in Salz- oder Bleibad auf 500° C abgeschr. → Sorbitgefüge mit feinsten Zementitlamellen → Für Kaltverformung sehr gut geeignet
<b>Wirkung:</b> Zugfestigkeit $R_m \downarrow$ – Streckgrenze $R_e \downarrow$ Bruchdehnung, - einschnürung, Kerbschlagarbeit $\uparrow$	

**Thermochemische Behandlung** → sehr hohe Festigkeiten bei begrenzter Duktilität

<b>Kontrolliertes Walzen:</b> Herstellung von Blech aus <b>hochfestem, schweisbarem Stahl</b> i) über Ac3 erwärmen ii) plastische Verformung mit Rekristallisation iii) Umwandlung und Ausscheidung bei ii)&iii): $\gamma_{verformt} = \alpha_{rekrist} + \text{Teilchen}$	<b>Austenitformhärten (Ausformstähle):</b> Ziel: Gefüge mit <b>möglichst vielen Vers.-Hindernissen</b> 1. Über Ac3 erwärmen, unterkühlen zw. Perlit & Bainit 2. Dort plastisch. Verform. <b>ohne</b> Rekristallisation (T zu tief) 3. Umwandlung zu Martensit Deshalb geeignet: Stähle mit grosser Einbuchtung zw. P & B. → Resultierender Martensit 300-700 MPa bessere Zugfestigkeit, aber auch bessere Zähigkeit!
---	--

**Selektives Erwärmen der Oberfläche** → Nur Oberfläche wird erwärmt und anschliessend abgeschreckt

Für Stähle mit mittlerem C-Gehalt (muss für Aushärten reichen): Oberfläche wird bis über Ac3 Temperatur erhitzt, während das Innere unterhalb Ac1 bleibt. Innen: Ferrit-Perlit Gemisch, aussen Martensit

**Härtetiefe:** Dicke der Martensitschicht aussen. (Bsp. Laserhärten (Selbstabschreck.), Induktionshärten, mit Gasbrenner)

**Verfahren mit Änderung der Legierung**

→ **BERECHNUNG: Formeln aus Diffusion**

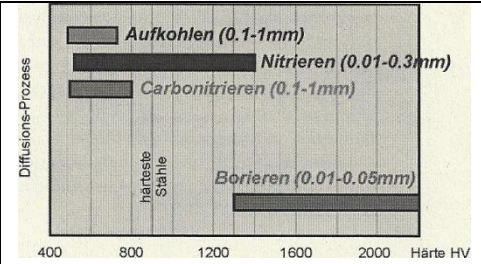
→ Durch Glühen diffundiert C (oder N, B) in die Oberfläche, anschliessend Härten (gegen Verschleiss) und Anlassen (Duktilität)

**Einsatzhärten (oder Aufkohlen):**

- C-arter Stahl (0.06-0.2%)
- C-haltige Atmosphäre, ca. 900°C
- Diffusion von C in Randschicht
- Abschreck.: C-reiche Martensitschicht
- Ziel: C-Gehalt Rand 0.8%
- Härtetiefe je nach Glüh-temp. und -dauer
- Borieren:**
- Bei 800°-1000°C
- Boride → sehr hohe Festigkeit

**Nitrierhärten:**

- tiefere Temperatur (≈550°C)
- Härtesteigerung durch MK und Nitridbildung (d.h. Teilchenhärtung)
- Vorteil:** weniger Verzug, hohe Härte, Härte stabil bis 400°C
- Nachteil:** lange Nitrierzeiten, geringe Schichtdicken
- Zyanidbadhärten: C und N aus Schmelze
- Karbonitrieren: C und N aus Gas
- Gasnitrieren: nur Stickstoff (Ammoniak)



→ Verfahren führen durch Druckspannungen an Oberfläche zu **sehr guter Ermüdungsfestigkeit**

**Ausscheidung, Aushärtung (Teilchenhärtung)** → Immer ins Gebiet einer **Reinphase**, dann abkühlen (nicht durch z.B. Eutektikum)

→ Mechanismus zur Festigkeitssteigerung v. Al-Legierungen (siehe auch entspr. Kapitel), einzige Methode für hochwarmfeste Legierungen

**Prinzip:** Bei Abkühlung sinkt die Löslichkeit von Stoffen → Ausscheidungen. Diese haben oft eine **Aushärtung** zur Folge, da die Teilchen Versetzungen blockieren → Streckgrenze erhöht → für plast. Deformation müssen sie zerschnitten oder umgangen werden.

**Aushärtung:**

- 1. Lösungsglühen, Homogenisieren:**  
Halten im Gebiet des homogenen MK ( $\alpha + \beta \rightarrow \alpha$ )
- 2. Abschrecken: → übersättigter MK**  
Abkühlen unter Löslichkeitsgrenze ( $< 0.3 T_S$ )  
→ therm. aktivierte Vorgänge vermeiden (LS bleiben)

**Leerstellenkonz. ↑ – Diffusion ↑ – Keimbildung ↑**

- 3. Auslagern, Altern: Teilchenwachstum**  
Halten bei  $\approx 0.5 T_S$ : kontrollierte therm Vorgänge ( $\sigma_S \uparrow$ )

**Bemerkungen:**

- WS muss aus mind. 2 Komp bestehen
- 2 Phasen
- Durch Warm- oder Kaltauslagern wird die gew. Teilchenmenge und -grösse gebildet
- **Gefahr:** zu lange Auslagern: **Ostwaldreifung**
- Teilchen fressen andere auf
- Neuordnung der Teilchen wegen  $\Delta G$
- Teilchenabstand sinkt, Streckgrenze auch

**Ausscheidungsvorgang:**

- Keimbildung
- Wachstum der Keime aus übersättigtem MK bis Gleichgewicht
- Vergröberung der Teilchen (Ostwaldreifung) zur Senkung Oberflächenenergie

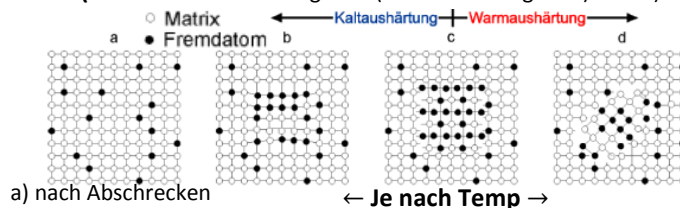
**Kohärente, teilweise kohärente und inkohärente Teilchen** → Art & Geschwindigkeit der Ausscheidungen ist T-abhängig

**Gitterverwandtschaft Matrix-Teilchen:** (Matrix: zusammenhängende (meist überwiegende) Phase)

**b) kohärent:** gleiches Gitter & Orientierung

**c) teilweise kohärent:** gew. Gittergeraden durchgehend

**d) inkohärent:** untersch. Gitter, Orientierung unabhängig, Festigkeit meistens höher



→ keine homogene Keimbildung bei inkohärenter Grenzfläche (KG, Vers.)

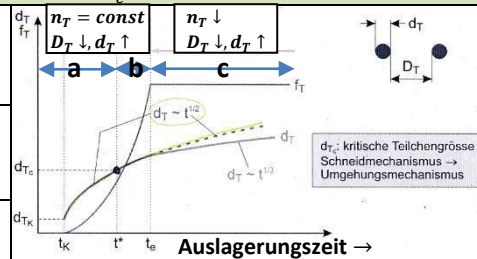
→ kohärente Teilchen führen nicht zu Anrissen  
→ Bei der homogenen Keimbildung ist keine Aktivierung ( $\tau_{krit}^*$ ) notwendig

**Teilchenwachstum** → hängt von Unterkühlung ab ( $d_{Tc}$ : kritische Teilchengrösse, siehe Grafik)

a)  $t < t^*$ ,  $d_T < d_{Tc}$ : Teilchen wachsen. Noch klein → bei plast. Verformung geschnitten. (Schneidmechanismus)

b)  $t^* < t < t_e$ ,  $d_T < d_{Tc}$ : Die Teilchen zu gross → von Vers. umgangen (Umgehungsmechanismus).

c)  $t > t_e$ : Grössere Teilchen wachsen weiter, indem sie kleinere aufzehren (Ostwaldreifung).



→ Teilchen wachsen, bis umgebende Matrix nicht mehr übersättigt

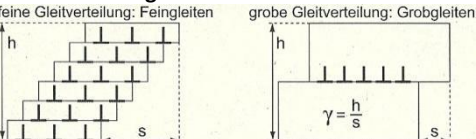
<b>Durchmesser Teilchen <math>d_T</math>:</b>	
Während Ausscheidung:	$d_T \sim \sqrt{t}$
Nach Ausscheidung (Ostwald):	$d_T \sim \sqrt[3]{t}$
$t_K$ : Inkubationszeit, $t_e$ : Beginn Ostwald	
$n_T$ : Teilchenanzahl	$T_A \uparrow - n_T \downarrow$

**Optimale Härtung**, d.h. ideale Wahl der **Unterkühlung**:  $d_{Tc}$  wird knapp vor  $t_e$  erreicht:

Möglichst viele Teilchen ausgeschieden, noch keine Vergröberung. Matrix nicht mehr übersättigt → feines Korn; Maximale Streckgrenzenhöhung, da alle Teilchen gebraucht werden, um Versetzungsdurchbruch zu verhindern.

**Teilchenhärtung: Teilchen** → Hindernisse für Versetzungen: Vers. können Teilchen mit genügend Spannung überwinden.

**Gleitverteilung:**



Feine Gleitverteilung: kerbunempfindlich

**Schneiden:**

- $\tau_c$  verringert sich
- Konzentration von Vers. (Aufstau)
- grobe Gleitverteilung, spröde

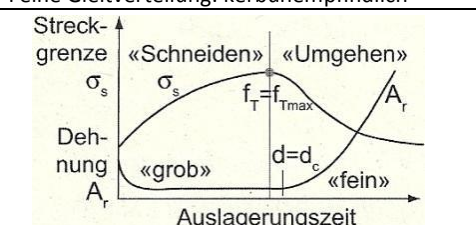
$$\tau_S = \frac{\tau_c}{(D_T + d_T)^2} \cdot \left(\frac{d_T}{2}\right)^2 \cdot \pi \cdot i$$

**Umgehen:**

- Verfestigung in allen Ebenen, Klettern
- feine Gleitverteilung

$$\Delta \sigma_T \leq \tau_U = \frac{G \cdot |b|}{D_T}$$

$i$  = #Teilchen (! Anteil),  $\tau_c$ : Scherfestigkeit,  $\tau_U$ ,  $\tau_S$ : Widerstand gegen Umgehen bzw. Schneiden



**Sonderformen Teilchenhärtung:**

Alterung:	Verlust gewün. Eig. mit der Zeit (ohne äussere Einwirkung), oft über Diff.
Abschreckalterung:	Weicher Stahl versprödet bei Ausscheidung von C, N (Warmverschmelzung)
Reckalterung:	Verspröden des Stahles nach Kaltverformung wegen Einwandern von Fremdatomen in die vermehrten Versetzungen. (Härte - Kaltverschmelzung)
Blausprödigkeit:	Sonderfall Reckalterung: Fremdatome wandern schon während Verformung ein. → Abfall Dehnungswerte und $\sigma_B \uparrow$

**Härteverlauf:**

**Kaltverschmelzung:** Härte mit Sättigungswert

**Warmverschmelzung:** Nach Max. sinkt Härte mit Auslagerungszeit wieder

**Stähle – schmiedbare Eisenwerkstoffe (d.h. < 2.06% C) → nach Eigenschaften klassifiziert** Basisjahr 2010

Zwei Hauptgruppen: Baustähle (Festigkeit wichtig), Werkzeugstähle (Verschleissfestigkeit wichtig)

**Kerbschlagbiegeversuch → Zähigkeitsmass wichtig, da Material je nach Umgebung anders reagieren kann**

Aufgenommene Energie:  $E_k = mg \cdot (h_1 - h_2)$   
 $h_1$ : Starthöhe,  $h_2$ : Höhe nach Schlag

Beanspr. Geschw. ↑ → Steilabfall → Beanspr.-Geschwindigkeit:  $v = \sqrt{2gh_1}$

**Übergangstemperatur** (Alu ≈ Gerade):  
 $T$  mit  $a_k = 35 \frac{J}{cm^2}$  (bei  $A_0 = 0.8 cm^2$ )

**Kerbschlagzähigkeit  $a_k$ :**  
 $A_0$ : Querschnitt über Kerbe  
 $a_k = \frac{E_k}{A_0} \left[ \frac{J}{cm^2} \right]$

**Gebrauchstemp > Übergangstemp.**

Alle Massnahmen, um Streckgrenze zu steigern, erhöhen die Übergangstemperatur! ( $\Delta\sigma_{MK}, \Delta\sigma_{T...}$ )  
**Ausnahme: Feinkornhärtung: Mn, Si, Ni (1.5-9%)**

**Bezeichnungssystematik Stahlwerkstoffe (0.02% < C < 2.06%) → Genauer: siehe separate Tabelle**

Alle Leg.-El. unter best. Grenze

**Grundstähle:** unlegiert

**Qualitätsstähle:** legiert oder nicht  
 → Baustähle mit bes. Anforderungen  
 - alle legierten Stähle sind Q-Stähle

**Edelstähle (C-Stähle):** best. C-Gehalte für z.B. Wärmebehandlung, Einsatzhärten, Härten, Vergüten etc.

Beispiele für Kurznamen 3):

Unlegierter Stahl:  
 C15 = Kohlenstoffgehalt 15:100 = 0,15%  
 E = vorgeschriebener max. S-Gehalt ≤ 0.035%

Niedriglegierter Stahl:  
 42 = Kohlenstoffgehalt 42:100 = 0,42%  
 Cr Anteil 4:4 = 1%  
 Mo Anteil (0,2%) wird nicht angegeben

Hochlegierter Stahl:  
 X = Kennbuchstabe für Hochlegiert  
 5 = Kohlenstoffgehalt 5:100 = 0,05%  
 Cr = 18%  
 Ni = 10%

Verschlüsselung	x4	Co Cr Mn Ni Si W
<b>niedriglegierte Stähle:</b>	x10	Al Be Cu Mo Nb Pb Ta Ti V Zr
Gehalt x Faktor = Zahl	x100	C Ce N P S
(Zahlen <1 nicht erwähnt)	x1000	B

**Allgemeine Baustähle (0 < C < 0.6%) – Tragfähigkeit, neben Festigkeitseigenschaften keine weiteren Anforderungen**

→ Details über versch. Baustahltypen: separate Tabelle

**Festigkeit wird durch den C-Gehalt, MK- und KG- Härtung eingestellt.**  
 - Festigkeitssteigerung am billigsten und effektivsten mit C, N und P  
 → Problem: Stähle mit C > 0.22%C nur noch vorgewärmt schweisbar, und C, N, P, N, O wirken versprödet (deshalb Grenze bei 0.22%C)  
 → Lösung: MK-Härtung mit Mn und Si (senken auch Übergangstemp)  
 Bem: Bei C<0.2% beeinflusst der Perlitanteil die Streckgrenze nicht!

**Sulfide** Durch hohe Affinität mit Mn → weiche MnS-Einschlüsse  
 → Nach Walzen: Einschlüsse erhalten langgestreckte Form, dadurch sehr schlechte  $a_k$ , Querschlagigkeit und -zugfestigkeit ↓  
 Lösung: < 0.01% S oder **Sulfidhärtung:** MnS wird mit Cer, Ti, Zr gehärtet.

**Mikrolegierte Feinkornbaustähle (Petch-Hall-Gleichung)**  
 Kornfeinung durch Normalglühen oder Kornfeinung:  
 Kornfeinung: C+N (V, Ti, Nb) → Karbonitride als Fremdkeime  
 - Feineres Korn: → **schweisbar!**, senkt ÜT  
 - Teilchenhärtung: Aushärtung erhöht ÜT, siehe entspr. Kap.

**Dreifachwirkung** der Mikrolegierungselemente (Nb, Ti, V):  
 → Umwandlung, Rekristallisation und Aushärtung fast gleichzeitig (Keime direkt ferritisch, feines Korn, kohärent)

**Wirkung der Legierungselemente → Eisenbegleiter C, N, P, S gelten nicht als Legierungselemente!**

Eigenschaften	Legierungselemente										
	Cr	Ni	Al	W	V	Co	Mo	Si	Mn	S	P
Zugfestigkeit	+	+		+	+	+	+	+	+		+
Streckgrenze	+	+		+	+	+	+	+	+		+
Kerbschlagzähigkeit	-	+ T <sub>Ü</sub>			+	-	+	-	-		-
Verschleissfestigkeit	+	-		+	+	+	+	-	-		
Warmumformbarkeit	-	+	-	-	+	-	+	-	+		-
Kaltumformbarkeit				-		-	-	-	-		-
Zerspanbarkeit				-			-	-	-		+
Warmfestigkeit	+	+		+	+	+	+	+			
Korrosionsbeständigkeit	+	+			+						-
Härtetemperatur	+	+ Cr	+	+	+	+	+	+	-		
Härt-, Vergütbarkeit	+	+		+	+	+	+	+	+		
Nitrierbarkeit	+		+	+	+	+	+	-	+		
Schweisbarkeit	-	-	+	+		-	-	-	-		-
Zunderbeständigkeit	+	+	+					+			
Wärmeleitfähigkeit	-	-	-	-	-	-	-	-	-		-

**2. Affinität zu C:**  
 Keine : Ni, Co, Cu, Si, Al, P, N  
 ⊖ ← Mn, Fe, Cr, W, Mo, V, Ti, Ta, Nb, Zr → ⊕  
 Steigende Affinität : Carbide, kovalenter (keramisch)  
**Sondercarbidgebilde:** Cr und alle darüber (sind hochtemperaturbeständig, sehr hart & verschleissfest)

**Chrom Cr** (Karbide  $Cr_{23}C_6$  und  $Cr_7C_3$ ):  
 - senkt kritische Abkühlgeschw. → Durchhärbarkeit ↑  
 - schmiedbar (im Austenit-, ledeburitischen Bereich)  
 - Korrosionsbeständig, wenn Cr (> 12%) in Lösung (nur dann!)  
 -  $v_{Abkühl}$  zu klein: **interkristalline Korrosion** → Ni-Zugabe  
 - Cr>20% → "σ"-Gebiet: sehr spröde (vermeiden)

**3. Umwandlungstemp:**  
 → Leg.- Elemente senken Diff-Geschw./  $v_{krit}$   
 → verschieben Gebiete nach rechts unten ( $M_s!$ )  
 →  $M_s$  unter RT → metastabile, austenitische Stähle

**Nickel Ni**  
 - Erweitert  $\gamma$ -Gebiet:  
 → 18%Cr und 8% Ni: umwandlungsfrei austenitisch  
 - verhindert Ausscheidung v. KG-Karbiden, somit interkr. Kor.

**Interkristalline Korrosion:**  
 Wenn sich Karbide an KG ausscheiden: Gefahr von Korrosion an KG

Cr & Ni → umformbar und korrosionsbeständig, stark verfestigt, aber schlechter Wärmeleiter (**deshalb für Turbinen ungeeignet** → zu krasser Temp.-Differenz)  
**Kosten** aufsteigend: Mn, Si, Cr, Ni, Rest

**Baustähle – tragende Stähle, nur Festigkeitswerte ausschlaggebend (oft mit C-Gehalt eingestellt,  $0 < C < 0.6\%$ )**

<b>Einsatzstähle:</b> ( $0.1 < C < 0.25\%$ )	- harte, verschleissfeste Oberfläche → Aufkohlen, Einsatzhärten - Kern hohe Zähigkeit nach Wärmebehandlung - Festigkeitssteigerung mit Mn, Cr, Mo, Ni	<b>Automatenstähle:</b> → Spanbearbeitung → Material, nicht Klinge!	- PB → Selbstschmierung - S → kurzbrechende Späne, geringer Werkzeugverschleiss bei span. Bearb. - niedriger C-Gehalt: für Einsatzhärten - hoher C-Gehalt: Zum Vergüten
Beispiele:	C10, 16MnCr5, 17CrNiMo6 Hebel, Zapfen, Kolbenbolzen, Zahnräder, Spindeln	Beispiele:	9S Mn Pb28, 10S Pb20, 45S Pb20 Bolzen, Stifte, Schrauben, Wellen, Muttern
<b>Vergütungsstähle</b> ( $0.25 < C < 0.55\%$ )	- hohe Festigkeit mit guter Zähigkeit - Legierungselemente, damit kritische $v_{Abkühl}$ ↓ → Durchhärthbarkeit, Festigkeit ↑ Ni für Zähigkeit ↑, Übergangstemperatur ↓	<b>Korrosionsbeständige Stähle (Cr&gt;12%):</b>	- Ferritische Stähle: billig, aber interkr. K.! → können aber gehärtet werden - Ni > 8% → austenitische Stähle, resistent gegen interkristalline Korrosion - viel Ni & Mo: säurebeständiger Stahl - S: gute Zerspanbarkeit
Beispiele:	C45, 42CrMo4, 30CrNiMo6 Bolzen, Achsen, Wellen, Getriebe, Zahnräder	Beispiele:	X6Cr17, X5CrNi18-10, X5CrNiMo17-12-2 Nahrungs- und chemische Industrie u.v.m.
<b>Nitrierstähle:</b> (Elektrolytenstahl)	- verschleissfeste Oberfläche (Fressen), Kern zäh - Leg.-El. für Festigkeit ↑, Zähigkeit ↑ - Al und V als Nitridbildner	<b>Warmfeste Werkstoffe</b> (meist auch verzunderungsbest.)	- Hohe Standzeiten im Kriechversuch bei möglichst hohen Temperaturen - Ni → senkt $v_{Diff}$ (allg. Therm. Vorg.) - Ni + (Al, Si, Ti, V, Mo, W) → Ausscheid. aus Überstruktur gegen Kriechen
Beispiele:	34CrAl6, 34CrAlMo5, 31CrMoV9 Warm-, verschleissfeste Teile bis 100mm Dicke	Beispiele:	X15CrMo 12-1 (1.4920) Druckbehälter, Gasturbinen, Ventile

**Werkzeugstähle (Umwandlungshärtbare Stähle) – arbeitende Stähle → verschleissende Beanspruchung**

**Anforderungen und Massnahmen:**

<b>Festigkeit:</b>	- hoher C-Gehalt & Leg-Zusätze für Mk- und Teilchenhärtung, Durchhärthbarkeit	<b>Zähigkeit:</b>	- Lokale Überlastung abbauen durch lokales Fließen
<b>Verschleisswiderstand:</b>	- hängt direkt von der Härte ab - viel C & Sonderkarbide (W, Cr, Mo, V)	<b>Durchhärtung:</b>	- Cr, Mo, V, W, (Mn): verbessert Durchhärtung & auch Sonderkarbide
<b>Formhaltigkeit (massbeständig)</b>	- verliert Form: Gefüge-/Korngrößenänderung, pl. Verformung, Rest- $\gamma$ -zerfall - sehr gut: 12% Cr	<b>Schneidhaltigkeit:</b>	- feinkörniges Gefüge

**Werkzeugstahltypen (meist je nach Härte)**

**Warmarbeitsstähle (26-50 HRC) – < 0.5% C zur Vermeidung Randentkohlung bei hohen Temp.**

**Zur Warmverarbeitung von Metallen, Schmieden & Giessen** (Gesensschmieden, Warm- und Halbwarmfliesspressen, Druckgusswerkzeug)

- Festigkeit und Verschleisswiderstand auch bei hohen Temp → Sonderkarbide mit geringer Verschweissneigung (W, Mo, V, Cr)
- Ni: Zähigkeit und Durchhärtung, Si: Dauerfestigkeit und Anlassbeständigkeit
- Hohe Wärmeleitfähigkeit & Zunderfestigkeit (wegen Thermoschock)

**Kaltarbeitsstähle (54-64 HRC)**

<b>Unlegiert</b>	- gute Verschleissfestigkeit - hohe Kernzähigkeit - hoher C-Gehalt (übereutektoid: harter Zementit) - Anlassen bis 200°C (Karbide + Rest- $\gamma$ -Zerfall)	<b>Legiert:</b>	- Für Umformung unterhalb 200°C → Cr, Mo, V, W → Bildung von Sonderkarbiden: Anlassbeständigkeit, Schneidhaltigkeit, Härte, Verschleissfestigkeit → Zähigkeit ↑ durch Kornfeinung und Ni
------------------	---	-----------------	--

**Schnellarbeitsstähle (65+ HRC) – Zerspanen unter hohen Schnittgeschwindigkeiten**

Um benötigte Härte zu erreichen:  
**Sekundärhärte** beim Anlassen durch Sondercarbidausscheidung

**Spezielle Bezeichnung:**

S - □ - □ - □ - □  
↓ ↓ ↓ ↓  
W Mo V Co

Wolframbasis: 12-18.5% W  
Molybdänbasis: 9% Mo, 2% W  
Wolfram-Molybdänbasis: 6%W, 5% Mo

**Wärmebehandlung der Werkzeugstähle – Spannungsarmglühen, Härten und Anlassen**

**Unlegierte Werkzeugstähle:  $0.5\% < C < 1.5\%$**

**Warum nicht höhere Legierungsgehalte?**

- Legierungselemente senken Wärmeleitfähigkeit
- Schlecht wegen Thermoschock, sehr hohe Zugspannungen (Werkzeug wird stark erhitzt, abgeschreckt, erhitzt, etc.)

# Bezeichnung von Stählen

## Unlegierte Stähle:

a) nach Kohlenstoffgehalt: Bsp: C15E (0.15% C, E: vorgeschriebener max. S-Gehalt < 0.035%)

b) nach Gebrauchseigenschaften, Mindestangaben: Anwendungsgebiet, Mindeststreckgrenze, Kerbschlagarbeit → Tabelle

G	S		235	JO				W																																					
<b>Gussqualität</b>	<b>Hauptsymbol für Verwendungszweck</b>		<b>Mindeststreckgrenze</b>	<b>Kerbschlagzähigkeit oder Angabe über die Beruhigung</b>				<b>spezielle Eigenschaften</b>																																					
(sonst leerlassen)	S	Stahl für Stahlbau	(für Halbzeug mit Bezugsdurchmesser)  Mindeststreckgrenze = maximale Spannung bevor plastisches Fließen eintritt	Kerbschlagzähigkeit:  <table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="3">Kerbschlagarbeit</th> <th>T</th> </tr> <tr> <th>27J</th> <th>40J</th> <th>60J</th> <th>in °C</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>JR</td> <td>KR</td> <td>LR</td> <td>+20</td> </tr> <tr> <td>JO</td> <td>KO</td> <td>LO</td> <td>0</td> </tr> <tr> <td>J2</td> <td>K2</td> <td>L2</td> <td>-20</td> </tr> <tr> <td>J3</td> <td>K3</td> <td>L3</td> <td>-30</td> </tr> <tr> <td>J4</td> <td>K4</td> <td>L4</td> <td>-40</td> </tr> <tr> <td>J5</td> <td>K5</td> <td>L5</td> <td>-50</td> </tr> <tr> <td>J6</td> <td>K6</td> <td>L6</td> <td>-60</td> </tr> </tbody> </table>				Kerbschlagarbeit			T	27J	40J	60J	in °C	JR	KR	LR	+20	JO	KO	LO	0	J2	K2	L2	-20	J3	K3	L3	-30	J4	K4	L4	-40	J5	K5	L5	-50	J6	K6	L6	-60	C	mit besonderer Kaltumformbarkeit
	Kerbschlagarbeit							T																																					
	27J	40J						60J	in °C																																				
	JR	KR						LR	+20																																				
	JO	KO						LO	0																																				
	J2	K2						L2	-20																																				
	J3	K3						L3	-30																																				
	J4	K4						L4	-40																																				
	J5	K5						L5	-50																																				
	J6	K6						L6	-60																																				
	E	Maschinenbaustahl						D	für Schmelztauchübergänge																																				
	B	Betonstahl						E	für Emallierung																																				
	D	Flacherzeugnisse für Kaltumformen						F	Schmieden																																				
H	Flacherzeugnisse aus höherfestem Stahl zum Kaltumformen	H	Hohlprofile																																										
L	Stahl für Leitungsrohren	L	für tiefere Temperaturen																																										
M	Elektroblech	M	Thermomechanisch gewalzt																																										
P	Stahl für Druckbehälter	N	Normalgeglüht oder normalisierend gewalzt																																										
R	Stahl für Schienen	O	für Offshore																																										
T	Verpackungsblech und -band	P	Spundwandstahl																																										
Y	Spannstähle	Q	Vergütet																																										
			<b>T=Prüftemperatur</b>		S	für Schiffsbau																																							
			<b>Beruhigung:</b>  <table border="1"> <tr> <td>G1</td> <td>unberuhigt</td> </tr> <tr> <td>G2</td> <td>beruhigt</td> </tr> <tr> <td>G3</td> <td>stark beruhigt</td> </tr> <tr> <td>G4</td> <td>sehr stark beruhigt</td> </tr> </table>		G1	unberuhigt	G2	beruhigt	G3	stark beruhigt	G4	sehr stark beruhigt	T	für Rohre																															
G1	unberuhigt																																												
G2	beruhigt																																												
G3	stark beruhigt																																												
G4	sehr stark beruhigt																																												
					W	Wetterfest																																							
					Cu	Chemische Symbole für vorgeschriebene Elemente																																							
					+C	Grobkornstahl																																							
					+F	Feinkornstahl																																							
					+H	mit besonderer Härbarkeit																																							
					+Z	Feuerverzinkt																																							
					+ZE	Elektrolytisch verzinkt																																							
					+A	Weichgeglüht																																							
					+N	Normalgeglüht																																							
					+QT	Vergütet																																							

Alle Bezeichnung für Stähle:

<b>St</b>	<b>37</b>
Festes Symbol	Mindestzugfestigkeit für kleinstes Erzeugnis in kp/mm <sup>2</sup>

## Niedriglegierte Stähle: ! Schauen, dass nirgends >5% (sonst falsch gerechnet)

C-Gehalt (Zahl = Gehalt \* 100); chem. Symbole d. wichtigsten Leg. Elemente (absteigend nach Gehalt), Verschlüsselte Gehalte

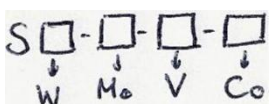
42	CrMn	4
C-Gehalt Faktor 100	Legierungsbestandteile Absteigend nach Gehalt Max 5% !	Verschlüsselung Gehalte: Gehalt x Faktor = Zahl
		x4 Co Cr Mn Ni Si W
		x10 Al Be Cu Mo Nb Pb Ta Ti V Zr
		x100 C Ce N P S
		x1000 B

## Hochlegierte Stähle (X-...):

X, C-Gehalt (Zahl = Gehalt \* 100), wichtigste Elemente, Gehalt unverschlüsselt

X	5	CrNi	18 10
Kennbuchstabe hochlegiert	für Kohlenstoffgehalt Faktor 100	Legierungsbestandteile	Gehalt Faktor 1 Legierungsbestandteile

## Schnellarbeitsstähle:



Zwei Aspekte ausschlaggebend für Wahl der Legierungszusammensetzung:  
 1. Vergießbarkeit:  $T_S$ , Viskosität, Lunker/Seigerungsneigung, Formfüllungsvermögen  
 2. Technische Eigenschaften im festen Zustand

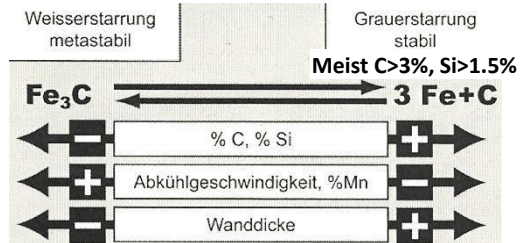
**Stahlguss (C <2.06%) → hohe Festigkeit (hoher E-Modul) und Zähigkeit, Schweissbarkeit**

Stahlguss immer seltener (schwierig zu vergiessen): - Hohe Schmelztemperatur 1400-1600°C - ≈ 2% lin. Schwindung → Gefahr von Lunkern/Rissen	Bezeichnung gleich wie Stahlwerkstoffe mit „G“ vorgehängt: Bsp. GS235JR ist vergossener S235JR → Unlegierter Stahlguss: Normalglühung gegen Widmannstättengefüge → Stahlguss kann gehärtet und vergütet werden.
---	--

**Gusseisen allgemein**

Gusseisensorten: Je nach Gestalt des Kohlenstoffs:  
 - graues Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL), Kugelgraphit (GJS)  
 - weisses Gusseisen (Hartguss) (GJN, metastabil)  
 - Temporguss (GJM)

Da >2% C → Eutektikum:  
**weiss:** metastabil:  $S_e \rightarrow \gamma_e + Fe_3C_e$  (Zementit), **perlitisches** Grundmasse  
 → hart, verschleissfest, spröde; höhere Festigkeit als ferritische Grundmasse  
**grau:** stabil:  $S_e \rightarrow \gamma_e + C_e$  (Graphit), **ferritisch bis perlitisch** Grundmasse  
**meliiert:** dazwischen, Ledeburit + Eut.



Eigenschaften sind bestimmt durch:  
**Graphitausscheidung, Gefüge der Grundmasse**

**Innere Kerbwirkung:**  
**Zug:** Graphiteinschlüsse wie Hohlräume (Kugeln wie Poren, Lamellen wie Risse) → Kerbwirkung: je kleiner Hohlräume, desto stärker  
 → Dafür geringe äussere Kerbempfindlichkeit  
**Druck:** Graphiteinschlüsse tragen mit ( $\sigma_{dB} > \sigma_{zB}$ )

**Sättigungsgrad: Einfluss Leg-El. auf Eutektikum:**

$$S_c = \frac{C}{4.23 - 0.31Si - 0.33P + 0.07Mn}$$

$S_c < 1$ : untereutektischer Zustand  
 $S_c = 1$ : eutektischer Zustand  
 $S_c > 1$ : übereutekt. Zustand (grobe Lamellen)

**Materialdämpfung** ↑ – Grenzfläche Graphit-Grundmasse ↑, also GJL>GJS

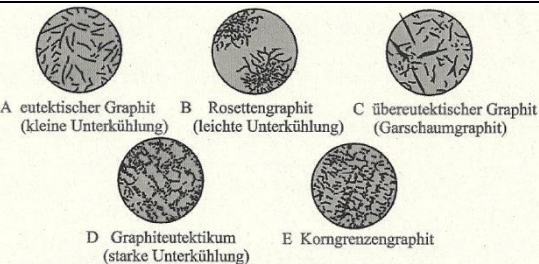
**Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL) → Graphit als Lamellen, dazwischen Austenit**

Ohne zus. Behandlung: bei Erstarrung von Gusseisen → Lamellengraphit  
 → Billigster Eisenguss-WS, damit stabile Erstarrung: >1.5% Si

**Eigenschaften GJL aufgrund Lamellen:**

**E-Modul:** spannungsabh.! ( $\sigma - \epsilon$  nicht-linear), abhängig von Festigkeit des Gusseisens (d.h. von der Qualität)  
**Materialdämpfung:** sehr gut, Streuung der Wellen zw. Fe&C  
 Dämpfung ↑ – Festigkeit ↓ – C ↑ – Grenzflächen ↑ – grobe Graphitlamellen ↑  
**Innere Kerbwirkung:** spröde, Zug- & Dauerfestigk. schlecht  
 → Lamellen wirken auf Zug wie Risse (Bruchdehn. ≈0.8%)  
**Festigkeit** ↑ –  $Fe_3C_{sek}$  ↑, d.h. Perlitanteil ↑ - Wanddicke ↓

Verhältnis Zug-Druck- $\sigma_B$ :  $|\sigma_{dB}| = 3 \cdot \sigma_{zB}$

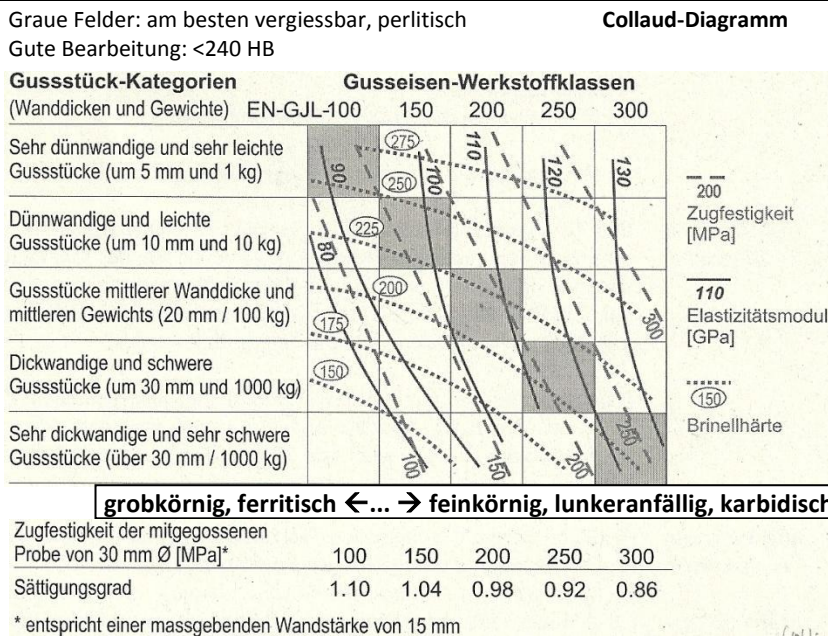


**Charakteristische Ausbildungsformen des Graphits**  
 → hohe Gussqualität (A):  
 - hohe Festigkeit (kl. Zellen mit perlit. Grundgefüge)  
 - geringe Härte (<240HB) für Bearbeitung

**Gusseisendiagramm → Collaud-Diagramm**

→ Sättigungsgrad und Abkühlgeschw. (Wanddicke) bestimmen die Gefügeausbildung & mech. Eigenschaften (Zugfestigkeit, Härte)

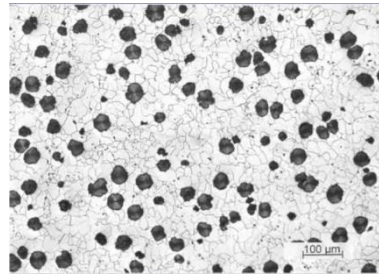
**Gleiche Matrix = Gleiche Festigkeitswerte für DRUCK**



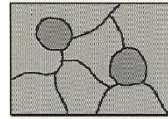
Bemerkungen:  
 - Zahlen Collaud-Diagramm (z.B. Wanddicke) für Mitte von Feld, lineare Veränderung



Impfen der Schmelze mit Mg oder Ce  
 → Fremdkeime ↑, Grenzflächenenergie zw. Graphit/Eisen ↑  
 → Agglomeration von Graphit zu Kugeln schon bei Erstarrung

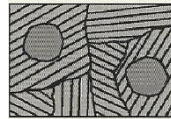


EN-GJS-400



ferritisch

EN-GJS-700



perlitisch

Metallurgisch hängt Festigkeit von Grundgefüge ab (ferritisch, perlitisch, bainitisch)

**Eigenschaften von Kugelgraphit (GJS):**

- E-Modul:** fast unabh. von Festigkeitsklasse ≈ 170'000 Mpa
- Innere Kerbwirkung:** deutlich geringer, Graphit-Kugelgestalt
- Äussere Kerbwirkung:** grösser
- Materialdämpfung:** deutlich schlechter als GJL
- Bruchdehnung:** bis 22%! (vs. ≈ 0.8% bei GJL) → duktiler

$$Kugeln \text{ tragen bei Druck: } |\sigma_{dB}| = (1.5 \dots 2) \cdot \sigma_{zB}$$

Wie GJL:

**Festigkeit** ↑ – C ↓ – Zementit ↑ –  $v_{Abkühl}$  ↑ – Wanddicke ↓

Aufgrund der guten mechanischen Eigenschaften des GJS verdrängt dieser im Maschinenbau weitgehend den Stahlguss.  
 Typische Anwendungen: Gehäuse, Zahnräder, Fittigs, Pleuelstange, Kurbelwellen

**Bainitisches Gusseisen**

→ aus Sphäroguss durch Wärmebehandlung

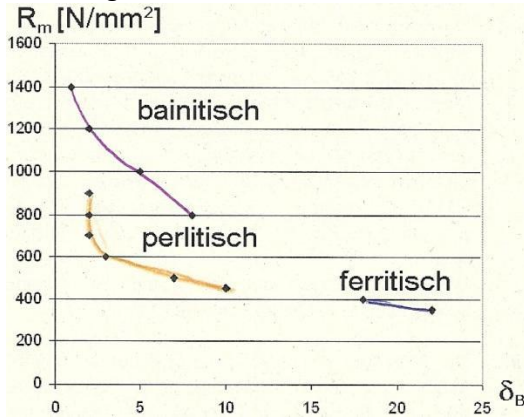
- Zugfestigkeiten bis 1400 MPa!
- austenitisieren und schnelles Abkühlen (Zwischenstufenvergüten)

**Temperguss**

→ weiss (GJMW), schwarz (GJMB) – „M“ für malleable

- Graphitfreie, untereutekt. Erstarrung → weisses Gusseisen
- gut vergiessbar, schweisbar, duktiler, erhält durch Glühen stahlähnliche Eigenschaften

Vergleich verschiedener GJS-Sorten:



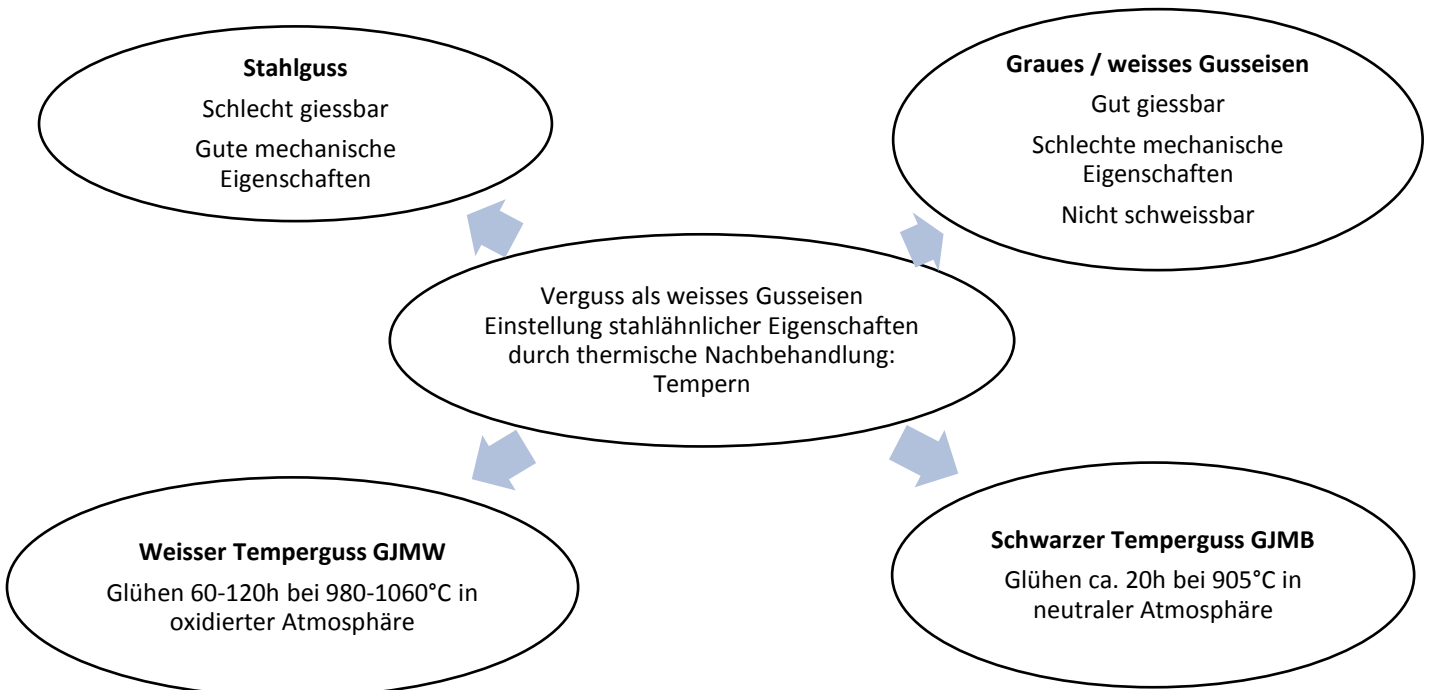
**Weisser Temperguss (GJMW):**

- 60-120h bei 980-1060°C in oxidierter Atmosphäre geblüht
- weisserstarrtes, ledeburitisches instabiles Gusseisen
- C oxidiert am Rand (**Randentkohlung**) → Diff. von C an Rand: → ferritischer Rand
- Kern aus Perlit und Graphitnestern (**Temperkohle**)
- Bsp: Fittings, Bremsstrommeln, Ventilgehäuse, Schaltstangen

**Schwarzer Temperguss (GJMB):**

- 20h bei 950°C in neutraler Atmosphäre geblüht
- ledeburitische Karbide zerfallen zu C (**Graphitnester**) und Fe
- langsame Abkühlung: → Umwandlung stabil, Grundmasse ferritisch, C Graphitnester
- schnelle Abkühlung: Grundmasse ferritisch-perlitisch
- mechanische Eigenschaften ähnlich GJS (**duktil**)
- Bsp: Getriebegehäuse, Kardankabel, Träger Planetengetriebe

**Übersicht Guss-Sorten und Verfahren**



## Bezeichnung Eisengusswerkstoffe

**Stahlguss:** „G“ + normale Stahlbezeichnung, siehe entsprechende Seite

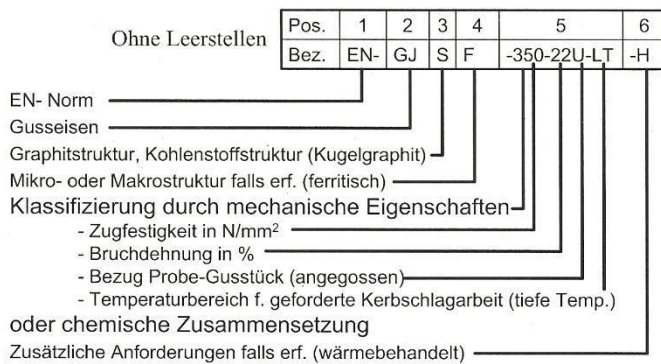
**Gusseisen:** Mindestangaben: Feld 3 & 5, statt Zugfestigkeit kann auch die Härte angegeben werden

➔ **Legierte Sorten (selten):** Bezeichnung in Feld 5 wie für Stähle, ohne Angabe C-Gehalt

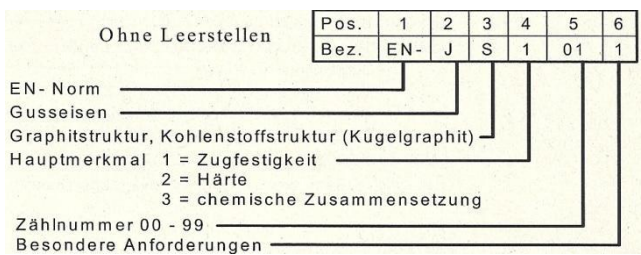
Bsp: EN-GJL-X350-NiMn13-7, EN-GJL-XniMn13-7

➔ **Allgemein:** Festigkeitsangaben für 15 mm Wanddicke

### Nach Gebrauchseigenschaften:



### Nach Werkstoffnummern:



Pos. 3: Graphitstruktur	
L	lamellar
S	kugelig
M	Getempert (malleable)
V	vermikular
N	graphitfrei, ledeburitisch
Y	Sonderstruktur

Pos. 4: Mikro-, Makrostruktur	
A	austenitisch
F	ferritisch
P	perlitisch
M	martensitisch
L	ledeburitisch
Q	abgeschreckt
T	vergütet
B	nicht entkohlend gegläht
W	entkohlend gegläht

Pos. 6: Besondere Anforderungen	
0	ohne
1	Getrennt gegossenes Probestück
2	Angegossenes Probestück
3	Einem Gussstück entnommenes Probestück
4	Schlagzähigkeit bei Raumtemperatur
5	Schlagzähigkeit bei tiefer Temperatur
6	Festgelegte Schweisseignung
7	Rohgussstück
8	Wärmebehandeltes Gussstück
9	Zusätzliche Anforderung oder Anforderungskombinationen (zu spezifizieren)

Pos. 5: Herstellung Probestück	
S	Getrennt gegossenes Probestück
U	Angegossenes Probestück
C	Einem Gussstück entnommenes Probestück

Pos. 5: Prüftemperaturbereich	
RT	Raumtemperatur
LT	Tieftemperatur

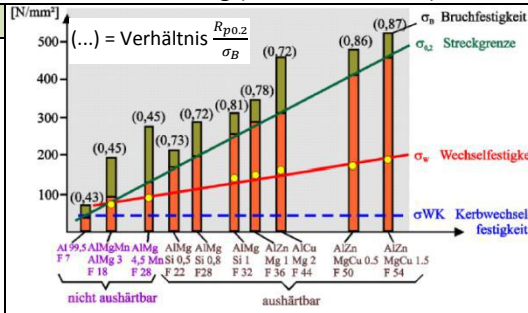
Alte Bezeichnung	Neue Bezeichnung	Werkstoffnr.	Eigenschaften	Gültig bei
DIN 1691	(SN) EN 1561	(SN) EN 1561		
GG10	EN-GJL-100	EN-JL1010	Rm= 100 N/mm <sup>2</sup>	Wandstärke 15 mm
GG35	EN-GJL-350	EN-JL1060	Rm=350 N/mm <sup>2</sup>	Wandstärke 15 mm
GGG35	EN-GJS-350-22	EN-JS1010	Rm=350 N/mm <sup>2</sup> A=22%	Wandstärke 15 mm
GGG70	EN-GJS-700-2	EN-JS1070	Rm=700 N/mm <sup>2</sup> A=2%	Wandstärke 15 mm.

Lamellengraphit: GG  
 Kugelgraphit: GGG

**Allgemein:** Alu ist guter Leiter, an der Luft und in Wasser sehr beständig (nicht Seewasser!) durch Oxidschicht

**Festigkeitssteigerung Alu:**

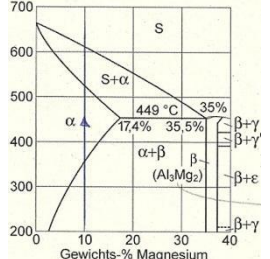
- MK-Härtung: gelöste Fremdatome
  - KG-Härtung: Feinkorn
  - Versetzungs-Härtung: Kaltverfest., Kornfeinung
  - Teilchenhärtung → nur bei aushärtbaren Leg.
- Verfestigung durch Ausscheidung v. Teilchen, Ausscheidungshärtung möglich Teilchen, die Plus-Minus-Regel genügen und AlCu (Teilchen dort genügend hohe Scherfestigkeit).  
→ siehe auch Kapitel „Teilchenhärtung“



**Einsatztypen:**

- Alu-Gusslegierungen:**  
Für Druck-, Kokillen oder Sandguss  
→ Legierung nahe eutektisch für bessere Formfüllung
- Aluminium-Knetlegierungen:**  
Für Kaltumformung, enthalten max. 5-8% Leg.-El. wegen Duktilität.

**Nichtaushärtbare Legierungen (nur MK-, Versetzungs- und KG-Härtung)**



Fast alle WS auf Aluminiumbasis bilden bei RT einen fast reinen Alu-mischkristall ( $\alpha$ ), die übrigen Leg.-Elemente werden zu einer zweiten Phase ausgeschieden ( $\beta$  – hier  $Al_3Mg_2$ ).  
 $\beta$ : hohe Oberflächenenergie bez. Matrix, Ausscheidung metastabil  
→ **Keine** Festigkeitssteigerung durch diese  $\beta$  – Ausscheidung!  
Zustände **hart** und **halbhart** eingestellt durch Kaltverform. (Vers.-Härte):  
Hartes Blech: bis 90% verformt, halbhart: 10-30%, viertelhart: <10%  
→ Kann auch durch Entfestigung (Erholungsglügen) von hartem Material erreicht werden.

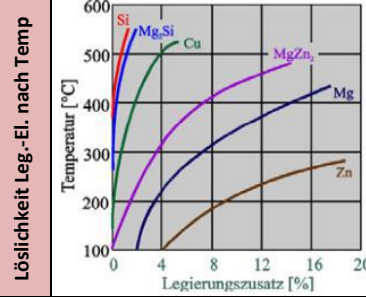
**MK-Härtung** sehr gut bei **AlMg-Leg:**  
Keine Ausscheidung bis 5% Mg (aber auch Versetzungs-, KG-Härtung)

**AlMgCr-Legierung:**  
→ je tiefer T, desto grösser: Bruchdehnung, Zugfestigk., Streckgrenze (Bei allen anderen Legierungen/Metallen andersrum)

**Aushärtbare Legierungen → wichtigste Form der Festigkeitssteigerung: Ausscheidungshärtung/Aushärtung (Teilchenhärtung)**

**Beste T/Leg. für Lösungsglügen:**  
Von  $\alpha + \beta$  so hohe T und weit „rechts“ durch  $\alpha$  wie möglich, aber nicht über Eutektikale!

**Festigkeitssteigerung** hängt von der **Art der Ausscheidung** ab:  
Gleichwsphasen nie Grund für Steigerung! ( $Al_2Cu$ ,  $MgSi_2$ ,  $Mg_2Zn$ )  
Braucht meist **metastabile** Phasen



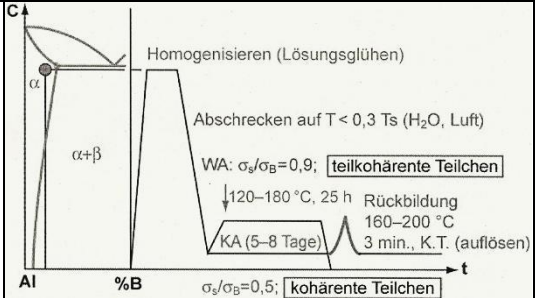
**Plus-Minus-Regel:**  
Bildung Überstruktur:  
Benötigte Versetzungsenergie 4 mal grösser ( $|b|$  doppelt so lang). → Festigkeitssteigerung

**Kombination von kleinen (Cu, Si, Zn) Atomen mit grossen (Mg, Li)**  
Bsp: Distanz Li-Cu gleich wie Al-Al, aber Überstruktur: Burgersvektor verdoppelt.

**Ablauf der Aushärtung: Glühen, Abschrecken (übersätt. MK), Auslagern (Keimbildung, Teilchenwachstum und Ostwaldreifung)**

**1. Lösungsglügen: (siehe oben)**  
 $\alpha + \beta \rightarrow \alpha$  (reine Phase unter Eutektikalen!)  
  
T muss sehr genau eingehalten werden.  
**Zu hoch:** Ausschwitzungen, Abfall der Festigkeit  
**Zu tief:** unvollständige Lösung, tiefer Festigkeit  
  
Ausnahme: Al-Zn-Mg1  
Da Material meist gleich rekristallisiert, möglichst rasch Aufheizen für feines Korn

**2. Abschrecken:**  
Von der Glühtemp. aus wird abgeschreckt (meist Wasser), um Diff-Vorgänge zu verhindern, wodurch ein übersättigter Kristall entsteht.  
  
Keine Zeit zw. Glühen und Abschrecken, sonst sinkt Festigkeit. (Ausser Al-Zn-Mg1)



**3. Kaltauslagern (Kaltaushärten)**  $\frac{\sigma_s}{\sigma_B} \approx 0.5$   
Nach kurzer Inkubationszeit nach Abschrecken. Kann beliebig lange gelagert werden.  
→ relativ kleine, kohärente Teilchen (Schneiden)  
Vor Verarbeitung → **4. Rückbildung:**  
Verteilen der entmischten Atomsorte durch kurzzeitiges Erwärmen eines kaltausgelagerten Werkstoffes. Bei RT erneute Kaltaushärtung.

**3. Warmauslagern (Warmaus härten)**  $\frac{\sigma_s}{\sigma_B} \approx 0.9$   
Auslagerung über 150° C:  
stabile Phase → Härte meist höher als Kaltauslagern  
→ Teilchen grösser, inkohärent (Umgehen)  
Sofort nach Abschrecken beginnen, sonst Festigkeit ↓  
Al-Zn-Mg-Legierung:  
Zweistufenauslagerung (100°C, dann 150°C)  
→ höchste Festigkeitswerte

**Übersicht Effekte:**  
- T ↑ – Auslagerung schneller  
Kaltauslagern:  
- Bruchdehnung ≈ const.  
Warmauslagern:  
- Bruchdehnung ↓ –  $\sigma_s$  ↑

**Gefahr: Überhärten** = zu lange Auslagern → Teilchenzahl nimmt ab (**Ostwaldreifung**) → Härte- und Festigkeitsabfall

**Glühen von Alu-Werkstoffen**

- Barren-Hochglühen: Barren aus Stranggiessen vor Weiterverarbeitung hochglühen → Abbau Kornseigerung und Übersättigungen
- Weichglühen: Werkstoffe in leichter verformbaren Zustand zurückführen. Aushärtbare Legierungen langsam abkühlen, nicht abschrecken!

**Alu-Gusslegierungen → Al-Si, Al-Cu, Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg, Zusätze von Pb und Bismut für Zerspanbarkeit (Automatenlegierung)**

- Al-Si-Gusslegierung:** Si (5-12%), Mg (<0.7%), Mn (<0.3%)  
Gut giessbar bei mittleren bis hohen Festigkeitswerten  
Geringe Zugabe von Mg → aushärtbar
- Impfen mit Na und Sr (Strontium):**  
Na: kurzzeitig  
Sr: bleibende Veredelung  
Im Gegensatz zum **Kokillenguss (höhere Festigkeit)** erstarrt das Eutektikum im **Sandguss** mit grossen Si-Nadeln. Durch Zugabe von Na/Sr wird die Umwandlung verzögert.  
→ Eutektikum wird verschoben:  $Al_{pr}$  statt  $Si_{pr}$  und durch grössere Unterkühlung: mehr Keime

**Korrosionsverhalten von Aluminium: trotz unedlem elektrochem. Potential mit Wasser → Dank Oxidschicht korrosionsbeständig**

- Natürlicher Schutz:** *Widerstandsfeste Oxidhaut* von 25 Atomabständen ( $\approx 0.01\mu m$ ), regeneriert sich bei Verletzung sehr *schnell*.  
→ Bei aushärtbaren Al-Cu-Leg. wege Inhomogenität (viel Cu) keine solche Oxidschicht → korrosionsanfällig.
- Künstlicher Schutz:** 10 – 20 $\mu m$  dicke Oxidschicht wird durch anhängen an **Gleichstromquelle** in einem  $H_2SO_4$ -Bad gebildet
- Anodische Oxid. Eloxieren**  
Schicht ist **porös** → Poren schliessen durch:  
- Quellprozess in kochendem Wasser (Verdichten, **Sealing**)  
- korrosionsfeste Lacke. (dekorativer Effekt durch Farbe mögl.)
- Hartanodisieren:** Oxidschicht bis 100 $\mu m$  (HB>500)

## Eigenschaften von Leichtmetallen im Vergleich:

Eigenschaften	Al	Mg	Ti
Dichte [ $g/cm^3$ ]	2.7	1.8	4.5
E-Modul [ $N/mm^2$ ]	70'000	43'000	107'000
Poisson-Zahl $\nu$	0.34	0.29	0.34
Kristallform	Kfz	Hdp	Hdp
$T_S$ rein [ $^{\circ}C$ ]	660	651	1668
$R_m$ rein (Zug) [ $\frac{N}{mm^2}$ ]	40 ... 130	-	290 ... 740
Elektr. Leitfähigkeit rein [%Cu]	60	40	4
Wärmeleitfähigkeit rein [%Cu]	56	5	5
Festigkeitssteigerung	Kaltverformung Auslagern bis $R_m = 700 MPa$	Auslagern bis $R_m 350 MPa$	Stabilisieren krz Ausscheidung TiAl, $TiAl_3$ bis $R_m = 1500 MPa$
Fügen	Schweisbar (Nachbehandlung) Schlecht lötbar	WIG-Scheissen möglich Nicht lötbar	Schweisbar mit 7% Al Lötbar im Vakuum
Korrosion	Beständig (Oxidhaut) Nicht seewasserbest.	Empfindlich Kontaktkorrosion	Oxidhaut, Seewasserbeständig, Säurefest <b>Inicht bei Druck &amp; T hoch</b>
Bemerkung	Gut kaltumformbar Eloxierbar (korrosionsbest. ↑)	Nicht kaltumformbar (hdp)	Schwer kaltumformbar (hdp)
Brennbarkeit	Schleifstaub explosiv	Späne entflammbar Schleifstaub explosiv	Schleifstaub feuergefährlich

### Einige Alu-Legierungselemente:

Element	Ordnungszahl	Atomgewicht	Atomradius (pm)
Al Aluminium	13	27	143
Cu Kupfer	29	63	128
Mg Magnesium	12	24	160
Li Lithium	3	7	152
Si Silizium	14	28	117
Zn Zink	30	65	133

**Bezeichnung Alu-Legierungen: Numerischer Schlüssel (EN- 573-1), Bsp: EN AW-6061A**

**Bezeichnung nach chemischen Gehalten (EN-573-2), Bsp: EN AW-Al Mg1SiCu(A)**

Mischform: **Numerisch mit chem. Zusatz, Bsp: EN AW-6061A [Al Mg1SiCu(A)]**

Ziffer	1.	2.	3.	4.	A (optional)	H	1.	2.
<b>Bedeutung</b>	Leg-System	0: Original (99% Al) 1-9: Abwandlung	Al-% (nur 1000er) Serie		Nationale Variante	Verfestigungs-zustand	Wie verfestigt?	$\chi^{1/8}$ max. verfestigt

### Unlegiertes Alu:

EN AW-1199 [Al 99,99]

EN AW-Al 99,99

Reinheitsgrad: eine od. mehrere Dezimalstellen

**Knetlegierungen:** EN AW-6061A [Al Mg1SiCu(A)]

Al Mg1 Si1 Cu1

EN AW-Al Mg1SiCu(A)

Hauptlegierungselement

Variante

Massenanteil in Prozent

In fallender Reihenfolge des Nenngehalts

### Gusslegierungen:

Beispiel: EN1706 AC-Al Si7MgKT6

Beispiel: EN1706 AC-42000KT6

A: Aluminium

Erzeugnis (C:Gussstück)

Zifferschlüssel  
Chemische Zusammensetzung

Besondere Anforderungen

Werkstoffzustand nach EN 515

Gussverfahren:  
S: Sandguss  
K: Kokillenguss  
D: Druckguss  
L: Feinguss

### Ziffer 2: Hauptlegierungselemente:

1xyz: mind. 99% Al (1000er Serie)

2: Cu, 3: Mn, 4: Si, 5: Mg, 6: Mg&Si, 7: Zn

8: Sonstige, (9 nicht verwendet)

### Erzeugnisform:

<b>B</b>	Masseln
<b>C</b>	Gussstücke
<b>M</b>	Vorlegierungen
<b>W</b>	Halbzeuge (gewalzt, geschmiedet...)

Code	Zustand
O	weichgeglüht
F	Gusszustand
H12	Kaltverfestigt → 1/4 - hart
H22	Kaltverfestigt und rückgeglüht → 1/4 - hart
H14	Kaltverfestigt → 1/2 - hart
H24	Kaltverfestigt und rückgeglüht → 1/2 - hart
H18	Kaltverfestigt → 4/4 - hart
H28	Kaltverfestigt und rückgeglüht → 4/4 - hart
H112	Durch Warmumformung oder begrenzte Kaltumformung geringfügig verfestigt (festgelegte mechanische Eigenschaften)
T1	Kontrollierte Abkühlung nach dem Guss und kaltausgelagert
T4	Lösungsgeglüht und kaltausgelagert
T5	Kontrollierte Abkühlung nach dem Guss und warmausgelagert
T6	Lösungsgeglüht und vollständig warmausgelagert

# Physikalische Eigenschaften der Metalle

Basisjahr 2011

## Thermische Eigenschaften – durch thermische Gitterschwingungen induziert

Wärmeschwingungen haben Quantencharakter (elastische Wellen und Teilchen) → Phononen		<b>Energie/Frequenz Phononen:</b>	$E = \frac{hc}{\lambda} = h\nu$						
		$h = 1.055 \cdot 10^{-34} \text{ Js} = 6.582 \cdot 10^{-16} \text{ eVs}$							
<b>Molare Wärmekapazität (Molwärme):</b> Energie, um T um 1° zu erhöhen. Bei hohen T (Metall bei RT, Keramik ca. 1000°): $C_{p\text{lim}} = 3R = 25 \text{ J/mol} \cdot \text{K}$		<b>Spezifische Wärmekapazität:</b> $C_p = \frac{\text{Molwärme}}{\text{Molmasse}} \left[ \frac{\text{J}}{\text{kgK}} \right]$							
Metall	Fe	Al	Cu	Ti	Ni	Mg	<b>Wärmemenge Q:</b>	$Q = C_p \cdot m \cdot \Delta T = m \cdot \Delta H$	
$C_p \left[ \frac{\text{J}}{\text{kgK}} \right]$	460	920	380	530	440	1005	<b>Aufgaben mit Mischung von Stoffen:</b>	$\Delta H_1 + \Delta H_2 = 0$ $m_1 \cdot c_{p1} \cdot (T_x - T_1) = m_2 \cdot c_{p2} \cdot (T_2 - T_x)$	
<b>Thermodynamische Grundgleichung:</b> $G(T) = H(T) - T \cdot S(T)$								$H(T) = H(0) + \int_0^T C_p(T) dT$	$S(T) = S(0) + \int_0^T \frac{C_p}{T} dT$
Es wird immer das $C_p(T)$ der zu untersuchenden Phase betrachtet.								<b>Lineare Wärmedehnung</b>	
<b>Wärmeausdehnung:</b>		Bei asymmetrischem Potentialverlauf: $T \uparrow - r \uparrow$			$\Delta l = \alpha l_0 \Delta T \rightarrow T_t = T_0 - \frac{\sigma}{E \cdot \alpha}$		$U \uparrow - T_s \uparrow - \alpha \uparrow [10^{-6} \text{K}^{-1}]$		
		→ Wärmeausdehnungskoeffizient nimmt mit steigendem T zu.					$\alpha$ : <b>Wärmedehnungskoeff.</b>		

<b>Wärmeleitung:</b>	Transport von Wärme (über Elektronen, Phononen) in einem Festkörper wegen Temp.-Gradient.	<b>Stationär (Fourier-Gesetz):</b>	<b>Instationär:</b>
$\lambda_p$ : über Phononen	→ $\lambda = \lambda_e + \lambda_p$ (je grösser $\lambda$ , desto besser Leitung)	<b>Wärmeleitfähigkeit <math>\lambda</math>:</b>	<b>Temperaturleitfähigkeit a:</b>
$\lambda_e$ : über Elektronen		$\dot{q} = -\lambda \frac{\Delta T}{\Delta x}$	$\lambda = \left[ \frac{\text{W}}{\text{mK}} \right]$
Gute Wärmeleiter sind meist auch gute elektrische Leiter			
<b>Wärmestrom:</b> $\dot{Q} = \frac{dQ}{dt} = \dot{q} \cdot A [W]$	<b>Wärmeverlust:</b> $Q_x = \dot{Q} \cdot t [kWh]$	T-Gradient: $\frac{dT}{dx}$	$\Delta x$ : Abstand
<b>Wärmestromdichte:</b> $\dot{q} = \frac{\dot{Q}}{A} \left[ \frac{\text{W}}{\text{m}^2} \right] = -\lambda \frac{\Delta T}{\Delta x}$			
Leitfähigkeit $\lambda$ : Diamant (2000) > Silber (428) > Eisen (76) > X5CrNi18-8 (14)			

<b>Elektrische Eigenschaften</b> ( $\epsilon_0 = 8.85 \cdot 10^{-12} \left[ \frac{\text{As}}{\text{Vm}} \right]$ )			
<b>Elektronengasmodell</b>	Klassische Theorie: Metallatome geben Valenzelekt. ab → Elektronengas um Atomrümpfe	<b>Ohmsches Gesetz:</b>	$U = R \cdot I$ $P = U \cdot I$
<b>Leitungselektronen:</b>	Elektronen im Elektronengas → transportieren Strom	<b><math>e^-</math>- Dichte:</b>	$\eta_e = \frac{\#e}{V}$
<b>Elektrisches Feld E:</b>	Bei Spannung: Technischer Strom in Rtg. des Feldes	<b>(Spez.) el. Leitfähigkeit <math>\chi</math>:</b>	$\chi = \frac{1}{\rho} \left[ \frac{1}{\Omega\text{m}} \right] \dots \left[ \frac{\text{A}}{\text{Vm}} \right]$
<b>Driftgeschw. <math>v \approx 0.1 \frac{\text{mm}}{\text{s}}</math></b>	<b>Stromdichtevektor:</b> $\underline{j} = \frac{1}{\rho} \cdot \underline{E} = \underline{v} \cdot q_e \eta_e = \frac{I}{A}$	<b>Wiedemann-Franz Regel:</b>	$\frac{\lambda}{\chi} = L \cdot T$   $L$ : Lorenz-Zahl
<b>Elektr. Perm.: <math>\epsilon = \epsilon_0 \epsilon_r</math></b>	<b>Elektrische Flussdichte:</b> $D = \epsilon_0 \epsilon_r E$	<b>El. Feldstärke:</b> $E = \frac{U}{L}$	<b> Ladung:</b> $Q = D \cdot A$   $A$ : Fläche
Gute elektrische Leiter sind auch gute Wärmeleiter, ausser wenn Phononen von Bedeutung sind (bei Legierungen der Fall)			

<b>Bändermodell:</b>	Elektronen werden nicht einzeln auf Orbitalen, sondern alle zusammen in Energiebereiche (Bänder) betrachtet	
<b>Grund-/Valenzband:</b>	Als letztes mit Elektronen besetztes Band (d.h. Energieband der äussersten Schale)	
<b>Verbotenes Band:</b>	<b>Bandgap:</b> Nicht abgedeckter Energiebereich zw. Valenz- und Leitungsband → je grösser Bandgap, desto schlechter Leiter	
<b>Leitungsband:</b>	Erstes elektronenfreies Energieband	
<b>Fermi-Energie <math>E_f</math>:</b>	Energie, die die Elektronen bei 0 K maximal besitzen. (höchstens bei 0 K besetztes Energieniveau). Bei $T \uparrow$ bleibt $E_f$ gleich, Elektronen gelangen aber in höhere Niveaus.	

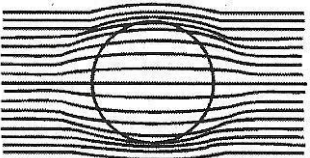
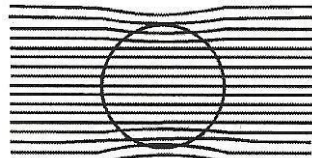
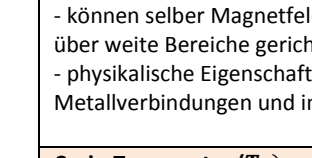
Elektronen in den höheren Schalen interagieren mehr mit Nachbaratomen und weichen stärker von ihrer Ggw-Lage ab → breitere Bänder	
<b>Isolatoren:</b>	Leitungsband nicht besetzt, auf bei hohen T zu grosser Bandgap (> 3eV) → hoher spezifischer Widerstand
<b>Halbleiter:</b>	Voll besetztes Valenzband und leeres Leitungsband, durch Bandgap getrennt. Energiedifferenz jedoch klein genug, um überwunden zu werden.
<b>Leiter:</b>	Valenzband ist fast gleich dem Leitungsband, Elektronen können sich schon bei sehr kleiner Spannung frei bewegen.
<b>Eigenhalbleiter:</b>	Bandgap $E_g$ ist so schmal, dass stets einige e genügend thermische Energie besitzen, um ins Leitungsband zu kommen. Diese hinterlassen im Gitter „Löcher“, in welche andere Elektronen springen → Strom von „Elektronen und Löchern“
<b>Bsp. reines Si / Ge</b>	
<b>Supraleiter:</b>	Bei sehr tiefen Temperaturen verschwindet elektrischer Widerstand ( $T_c$ : Sprungtemperatur). Auch wichtig sind das äussere Magnetfeld (kritisch. $H_C$ ) und die Dichte des im Leiter fliessenden Stroms (krit. $j_c$ ). Bei Supraleitern entsteht der Strom nicht mehr wegen Einzelelektronen, sondern <b>Cooper-Paaren</b> (e-Paare mit entgegengesetztem Spin). Bei diesen verschwindet Streuung an Verunreinigungen und die Kollision mit schwingenden Gitteratomen. <b>Probleme:</b> spröde, kritische Stromdichte




<b>Einflüsse auf Leitfähigkeit:</b>			
<b>Temperatur <math>\uparrow</math></b>	Metalle $\downarrow$ (viele Kollisionen) – Halbleiter und Isolatoren $\uparrow$ (Wahrscheinlichkeit grösser, ins Leitungsband zu kommen)		
<b>Leg.-Elemente:</b>	Gitterfehler (gelöste Gitteratome, Versetzungen, etc.) senken die elektrische Leitfähigkeit enorm. <b>Schlecht:</b> Mischkristallhärtung, <b>besser:</b> Teilchenhärtung mit im Grundgitter nicht löslichen Teilchen		
$\rho_0$ : spez. W. Bei 0 K	$\Delta\rho_D$ : Änderung durch Gitterdefekte	$\Delta\rho_T$ : Änderung durch Gitterschwingungen (Temp)	<b>Matthiessen-Regel:</b> $\rho = \rho_0 + \Delta\rho_D + \Delta\rho_T$
			$\rho = \frac{1}{\chi}$   Bei mehreren Phasen: $\rho = \rho_\alpha w_\alpha + \rho_\beta w_\beta [\Omega\text{m}]$
<b>Austauschenergie – Arbeit, die es braucht, um Spins zweier <math>e^-</math> aus der Parallelstellung um <math>\alpha</math> zu verdrehen (Parallelstellung: magn. Effekt)</b>			
→ Je grösser Austauschenergie, desto höher muss die Wärmebewegung sein, um den Selbstorganisationseffekt zu stören (Ferromagnetismus)		<b>Austauschenergie:</b> $W = C \cdot (1 - \cos(\alpha))$	$W \sim a_0$ $a_0$ : Gitterkonstante

**Magnetische Eigenschaften**

<b>Magnetismus:</b>	Eigenschaft eines Magneten, magnetische Stoffe wie Eisen, Nickel, Kobalt sowie deren Legierungen anzuziehen.		
Elektrische Ladungen in <b>Bewegung</b> induzieren in ihrer Umgebung magnetische Felder. Die <b>Vektoren</b> der Feldstärke $\underline{H}$ und Induktion $\underline{B}$ sind <b>parallel</b> zueinander.	Kraftwirkung:	$F = I \cdot \Delta r \cdot B$ aus $dF = I \cdot (dr \times B)$	
Magnetische Feldstärke einer <b>Spule</b> :	$H = \frac{\Theta}{L} = \frac{N \cdot I}{L} \left[ \frac{A}{m} \right]$	L: Länge der Spule N: Windungszahl Θ: Elektrischer Fluss	Magnetische Perm. im <b>Vakuum</b> : $\mu_0 = 4\pi 10^{-7} \left[ \frac{Vs}{Am} \right]$
<b>Feldstärke <math>\underline{H}</math>:</b> <b>Flussdichte (Induktion) <math>\underline{B}</math>:</b>	$\underline{B} = \mu \cdot \underline{H} = \mu_0(\underline{H} + \underline{M})$ in $[T] = \left[ \frac{Vs}{m^2} \right] = \text{Tesla}$ $\mu$ : <b>magnetische Permeabilität</b> , M: <b>Magnetisierung</b>	$\underline{M} = \underline{H}(\mu_r - 1)$	<b>Stoffliches Medium:</b> $\mu = \mu_0 \cdot \mu_r$ <b>Suszeptibilität:</b> $\chi = \frac{M}{H} = \mu_r - 1$

**Verhalten von Stoffen im Magnetfeld:**

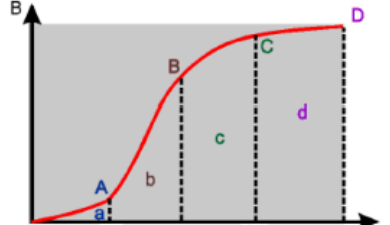
<b>Diamagnete:</b> Cu, Pb $\chi < 0, \mu_r < 1$	<b>Paramagnete:</b> Al, Cr, Mn $\chi > 0, \mu_r > 1$	<b>Ferromagnete:</b> Fe, Co, Ni, Gd, viele Leg. $\chi \gg 0, \mu_r \gg 1$
		
- von Magnetfeldern abgestossen - Dichte Feldlinien im Innern kleiner als im freien Raum - Spinnmomente der Elektronen heben sich auf (gleich viele $e^-$ mit Links- wie mit Rechtsspin)	- von Magnetfeldern angezogen - Dichte Feldlinien im Innern grösser als im freien Raum - paramagnetische Momente (Spin) regellos verteilt, Summe=0 - Richten sich an äusserem Feld aus.	- können selber Magnetfelder hervorrufen, da $e^-$ -Spin schon über weite Bereiche gerichtet (Struktureller Magnetismus) - physikalische Eigenschaft, tritt bei verschiedenen Metallverbindungen und in Sinterwerkstoffen auf
<b>Curie-Temperatur (<math>T_C</math>):</b> Ferromagnetische/-elektrische Eigenschaften verschwinden, oberhalb von $T_C$ nur noch Paramagnetismus vorhanden, Störung der Selbstordnung durch hohe T → Effekt reversibel  Wert ist Werkstoffabhängig, $T_C(\text{Stahl}) = 768^\circ C$		

<b>Magnetische Beeinflussbarkeit:</b>	<b>Pauliprinzip:</b> Elektronen in vollbesetzten Orbitalen haben entgegengesetzten Spin, das magnetische Moment hebt sich auf. Eine magnetische Beeinflussbarkeit besteht also nur dann, wenn ein Orbital mit nur einem Elektron besetzt ist.		
<b>Struktureller Magnetismus: (Selbstorganisation)</b>	Werkstoff hat die Fähigkeit, die Elementarmagnete (d.h. Spins), auch ohne äussere magnetische Einwirkung zu ordnen. <b>Weissche Bezirke:</b> Geordnete Bereiche → Solche geordneten Spinzustände nur möglich, wenn mehrere Orbitale nur 1 $e^-$	<b>Ferro-magnetisch:</b> Fe, Co, Ni 	<b>Antiferro-magnetisch:</b> Mn, Cr 
		<b>Ferri-magnetisch:</b> Ferrite 	

Tritt also bei unaufgefüllten inneren Schalen auf, z.B. 3d Schale der Übergangsmetalle (Sc, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni) und 4f und 5d Schale der Seltenen Erden (Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, ..., Yb) → Besetzung der Orbitale nach der Hund'schen Regel (zuerst alle mit 1 Spin, erst dann 2. Elektron)

<b>Austauschenergie:</b>	→ Arbeit, die es braucht, um Spins zweier $e^-$ aus Parallelstellung um $\alpha$ zu drehen → Je grösser Austauschenergie, desto höher muss die Wärmebewegung sein, um den Selbstorganisationseffekt zu stören (Ferromagnetismus)	$W = C \cdot (1 - \cos(\alpha))$ $W \sim a_0$ $a_0$ : Gitterkonst.
--------------------------	---	---

**Blochwand:** Grenze zwischen den Weisschen Bezirken ( $10^{11}$ - $10^{15}$  Atome) der Ferromagnetika. (kontinuierlicher Übergang)

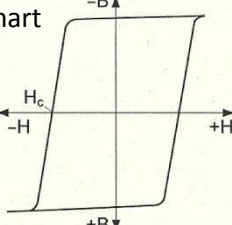
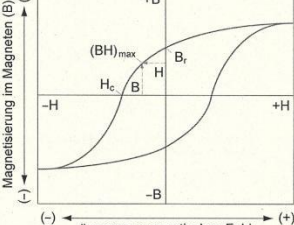
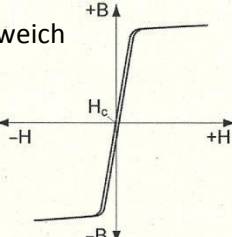
<b>Magnetisierungsprozess (Neukurve): Einfluss H - B</b>	In jedem Bereich existiert eine am leichtesten magnetisierbare Richtung vor (z.B. Fe [100], Ni [111]). Im Einfluss eines Magnetfeld richten sich allmählich alle Elementarmagnete aus. Zu Beginn (Bsp. Fe): Rgt. um $90^\circ/180^\circ$ versch. 1. kleine Feldstärke: $90^\circ$ Wandverschiebungen in Richtung des äusseren Feldes → <b>reversibel (a)</b> 2. stärkeres Feld: $180^\circ$ Verschiebungen ( <b>Barkhausensprünge</b> , hörbar) → <b>irreversibel (b)</b> → magn. hart 3. noch stärker: Rotation → <b>reversibel (c)</b>	
--	---	---

**Hysterese:** Da gewisse Bereiche nicht zurückklappen, geht die Magnetisierungskurve bei Verringerung von H nicht gleich zurück.

**Remanenz:** Höhe der zurückbleibenden Induktion (Magnetisierung) bei  $H = 0$  aufgrund der  $180^\circ$ -Verschiebungen.

**Koerzitivfeldstärke ( $H_C$ ):** Magnetische Feldstärke, die erforderlich ist, um die  $180^\circ$  Verschiebungen rückgängig zu machen (d.h. B auf 0 bringen)

**Magnetische Härte:**


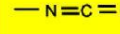
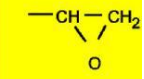
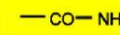

<b>hart</b> 		<b>Magnetisch hart</b> (Bewegung der Blochwände behindert): - <b>hohe Remanenz <math>B_r</math></b> , für hohe Kraftwirkung bei Abwesenheit eines äusseren Magnetfeldes - <b>hohe Koerzitivkräfte <math>H_C</math></b> , damit Eigenschaften auch bei Störfeldern bleiben - <b>Sättigungswert</b> der Magnetisierung möglichst hoch $M_S = \frac{B_S}{\mu_0} - H$	→ Ziel: $(B \cdot H)_{max}$ möglichst gross
<b>weich</b> 	<b>Magnetisch weich:</b> - <b>Fläche</b> innerhalb Hystereseschleife → Ummagnetisierungsverlust → <b>möglichst klein</b> - hoher Sättigungswert für hohe Kraftwirkung - Blochwände leicht beweglich: grobkörniges Gefüge mit wenig Einschlüssen → leichteste Magnetisierbarkeit in Rtg H - <b>Grobkornglühung</b> ermöglichen: bis 4% Si - beste weichmagn. Stoffe: amorphe Fe-B-Si Werkstoffe	<b>Alnico-Magnete</b> aus z.B. Al, Ni, Co, Ti: kleine ferromagn. Teilchen in nicht ferromagn. Material einbetten → homogen magnetisierte Teilchen (keine Blochwand) <b>Seltenerd-Magnete:</b> Verbindung mit Seltenerd-Übergangsmetall, z.B. SmCo <sub>5</sub>	<b>Einsatz:</b> <b>Magnetisch hart:</b> → Magnet. Feld bleibt auch ohne Strom Dauermagnete, Datenträgerbeschichtungen, magnetische Speicherzellen <b>Magnetisch weich:</b> → Magnetfeld muss umgepolt werden Bleche für Elektromaschinen, Abschirmung, Tonköpfe, Transformator

**Magnetostriktion:** Längenänderung eines Materials bei spontaner Magnetisierung. Effekt dicht unter der Curie-Temperatur am grössten.

**Lippmann-Effekt:** Supraleiter ideal diamagnetisch → Magnetfelder mit Feldstärken unterhalb  $H_C$  werden aus dem Leiter gedrängt.

**Meissner-Ochsenfeld-Effekt:** Eigenmagnetfeld des Stroms wird bei Supraleiter in dünne Schicht verdrängt → Induktionsströme auch

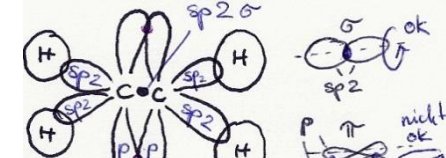
**Polymere:** Materialien, deren wesentliche Bestandteile aus makromolekularen Verbindungen bestehen, die synthetisch oder durch Umwandlung von Naturprodukten entstehen. **Vorteil:** Material kann präzise bestimmt werden

Code	Bezeichnung	Anwendung	Monomere & reaktionsfähige Endgruppen
PVC	Polyvinylchlorid	Fussbodenbeläge	der Wasserstoff bei Aromaten  -H die Hydroxylgruppe von Alkoholen  -OH die Aldehydgruppe des Formaldehyds  -C(=O)H die Carboxylgruppe von organischen Säuren  -C(=O)OH die Isocyanatgruppe von Isocyanaten  -N=C=O die Epoxidgruppe von Polyepoxiden  $\begin{matrix} \text{---CH---CH}_2 \\   \\ \text{O} \end{matrix}$ → Gut für <b>Polyaddition</b> die Amidogruppe von Amiden und Polyamiden  -CO-NH <sub>2</sub> die Aminogruppe  -NH <sub>2</sub>
PET	Polyethylenterephthalat	Getränkeflaschen	
PE (tk)	Polyethylen	Kunststoffverpackungen, Folien	
PS (a)	Polystyrol	Gehäuse, Plastikmodell, Schaum	
PTFE (tk)	Polytetrafluorethylen	Pfannenbeschichtung, Gleitbuchsen	
PA (tk)	Polyamid	Air Bag, Maschinenteile	
PP (tk)	Polypropylen	Gehäuse, Koffer, Gartenmöbel	
SP, UP (d)	Polyester	Gewebebestandteil	
PU	Polyurethan	Bauschaum	
NBR	Acrylnitril-Butadien-Kautschuk	Dichtungen	
PMMA (a)	Polymethylmethacrylat	Klarsichtscheiben (Plexiglas)	
PC (a)	Polycarbonat	Schutzscheiben, CD, Glasersatz	

**Chemischer Aufbau – Polymere basieren auf der Fähigkeit von C, sich zu Ketten (oder Ringen) zu binden:**

→ Pauliprinzip (max. 2 e pro Orbital) mit Hund'scher Regel  
 → „normal“: Orbitale (1s<sup>2</sup>)(2s<sup>2</sup>)(2p<sup>2</sup>), Winkel 109°  
 → Hybridisierung:  
 Energiezufuhr → 1 e vom (2s) ins dritte p → 4 ungepaarte e  
 → starke Bindung, viel Bindungsenergie wird frei  
 → sp<sup>3</sup>: 4 gleichwertige Orbitale, oft sp<sup>2</sup>: 3sp<sup>2</sup> und 1 p-Orb.

**sp<sup>2</sup>-Hybridisierung**  
 Ethylen  
 H<sub>2</sub>C = CH<sub>2</sub>



σ, π-Bindungen

**Ungesättigte Bindungen (C-C-Bindungen):** Doppel- und Dreifach-Bindungen möglich, aber zwei Einfachbindungen stärker als 1 Doppel-Bindung

**Polymerisation (Polyethylen)**

Aufspalten von Mehrfachbindungen von **gleichen** niedermolekularen Monomeren und chem. Verknüpf. zu Polymeren (Makromoleküle), meist über einen Katalysator (Aktivierungsenergie nötig).

Bsp. Polyethylen:  $n \text{ H}_2\text{C}=\text{CH}_2 \rightarrow -[\text{CH}_2-\text{CH}_2]_n-$  PE

**Polykondensation über Endgruppen** ~140°C (Polyamide)

Verknüpfung gleicher oder verschiedener Moleküle unter **Abspaltung** eines niedermolekularen Stoffes (oft H<sub>2</sub>O, HCL, ...). Verknüpfung durch **reaktionsfähige Endgruppen** der Monomere.

Diamin + Disäure → Polyamid + H<sub>2</sub>O

**Polyaddition über Endgruppen (Epoxidharze)**

Verknüpfung gleicher oder versch. Moleküle **ohne Abspaltung** eines Stoffes, sondern durch **intramolekularer Umlagerung**. H-Atome leicht aus OH, NH<sub>2</sub>, COOH-Gruppen lösbar, werden verschoben.

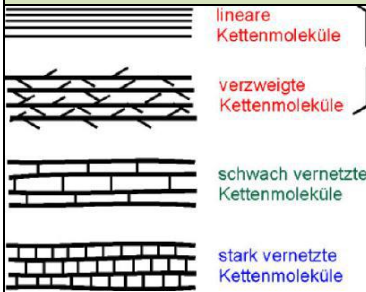
$n \text{ H}_2\text{C}-\text{CH}-\text{R}-\text{HC}-\text{CH}_2 + n \text{ HO}-\text{R}'-\text{OH} \rightarrow [\text{H}_2\text{C}-\text{CH}(\text{OH})-\text{R}-\text{HC}(\text{OH})-\text{CH}_2-\text{O}-\text{R}'-\text{O}]_n-$

	<b>Mischpolymerisate (Polyblends, Polymerlegierungen)</b>	
	Mischungstyp	Technische Produkte
→ Rein mechanisches Mischen von Polymerisaten: - <b>Kombination</b> der einzelnen Ausgangsstoffeigenschaften - <b>kaum Löslichkeit</b> zwischen Polymerschmelzen 2 <b>Grundarten</b> von Gemischen: - Partikel von Polymer B als disperse Matrix in Phase von A eingelagert - Bildung von Durchdringungsnetzwerken (selten)	Phase A (Matrix) und B (Partikel)	
	Weiche Matrix + weiche disperse Phase	Elastomer-Blends
	Weiche Matrix + harte disperse Phase	Polymergefüllte Elastomere (verstärkt)
	Harte Matrix + weiche disperse Phase	Schlagzähe Thermoplaste
	Harte Matrix + harte disperse Phase	Thermoplast-Blends

**IPN:** interpenetrierende Netzwerke: Vernetzung zweier Polymerarten, aber nur untereinander (bessere mech. Eig – selten) (thermoplastisch Nicht verarbeitbar)

**Copolymerisate:** Polymerisation von zwei oder mehr **verschiedenen** Monomeren für spezielle Eigenschaften (sehr schwer, eher neu)

**Gestalt der Makromoleküle von Polymeren**



lineare Kettenmoleküle	<b>(Polyamid) Plastomere= Thermoplast</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>● quellbar</li> <li>● schmelzbar</li> <li>● löslich</li> </ul>
verzweigte Kettenmoleküle	
schwach vernetzte Kettenmoleküle	<b>Elastomer</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>● nicht schmelzbar</li> <li>● quellbar</li> <li>● unlöslich</li> </ul>
stark vernetzte Kettenmoleküle	<b>Duroplast Duromer</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>● nicht schmelzbar</li> <li>● nicht quellbar</li> <li>● unlöslich</li> </ul>

Bifunktionelle Monomere (Monomere mit 2 reakt. Endgruppen)  
 → lineare Kettenmoleküle (Polymerisation, Polykondensation)  
 → Bsp. C=C, HO-R-OH, HOOC-R-COOH

Mehr als 2 funktionelle Gruppen: vernetzte Makromoleküle  
 Umlagerung Atome durch Polyaddition → neue funktionelle Gruppen:  
 → verzweigte oder vernetzte Moleküle → Bsp. C=C-R-C=C...

**Quellbar:** andere Moleküle können sich einlagern, z.B. H<sub>2</sub>O  
 Nicht schmelzbar: viele Valenzen, keine Nachbearbeitung möglich

**Eng vernetzte Kunststoffe:** nach Vernetzung → nur noch spanabhebende Bearb. möglich, deshalb meist **Formgebung vor Vernetzung**

**Verarbeitung:** hochviskos (hoch Molek.-Massen) im Extruder, Kalandrieren; niederviskos Spritzgussverarbeitung

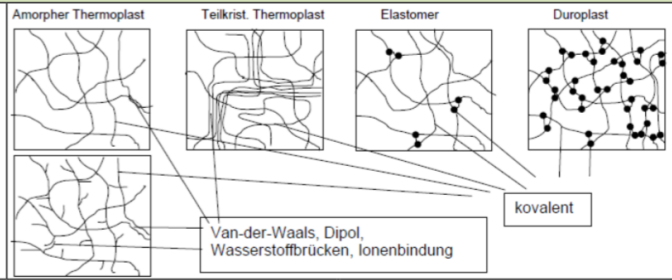
Thermoplaste:	Schmelzflüssiges Endprodukt; Spritzgiessen, Extrudieren, Verschäumen, Kalandrieren Nachbearbeitung: Umformen (Strecken), Schweißen, spanende Bearbeitung
Duroplaste:	Vorprodukt mit anschließender Polyreaktion; Spritzgiessen, Verschäumen, Strangpressen, Giessen Nachbearbeitung: spanende Bearbeitung
Elastomere:	Vorprodukt unvernetzt, Vulkanisation durch z.B. S, Metalloxide, Strahlung; Formpressen, Strangpressen
<b>Extruder:</b>	Lange Maschine für Profile, Granulat wird eingesaugt, erhitzt, verdichtet, und durch eine Düse gedrückt
<b>Kalander:</b>	Zuerst extrudieren, dann Verformung über Walzensystem

Ordnung der Makromoleküle - Lineare und verzweigte Makromoleküle können **amorph, teilkristallin, raumvernetzt angeordnet** sein

**Thermoplaste, Fadenmoleküle**

**Amorph (glasartig):**

- wie unterkühlte Flüssigkeit, oft durchsichtig
- Makromoleküle ungeordnet (keine Fernordnung)
- Moleküle orientieren sich unter Belastung in Zugrichtung (Hauptstärker als Nebenvalenzen) → grosse Bruchdehnung möglich



**Teilkristallin:**

- kristalline (streng geordnete) und amorphe Bereiche
- Zähigkeit **und** Festigkeit
- mehrere Gittertypen in der gleichen Struktur möglich

**Kristallite:**

eingebettete kristalline Bereiche.

**Kristallit - Formen**

**Fibrillen** (=Fransenmizellen): Im allgemeinen ungeordnet, drehen sich aber unter Belastung in Zugrichtung (Faserstruktur), halten viel höhere Spannungen aus, Fibrillen mit umgebenden Lamellen können als Kristallisationskeime wirken.



**Lamellen:** Makromoleküle mehrmals im gleichen Kristallit eingebaut („gefaltet“)

**Sphärolite:** kugelförmige Überstrukturen, Kettenmoleküle tangential → lamellenartige Mizellenform

Kristallisierbarkeit -----> ++

**Kristallinität**

- Raumnetzmoleküle (**Duroplaste**) können sich nicht ordnen → **Kristallisation nicht möglich**
- Thermoplaste: niedrige  $v_{Abkühl}$ , gewisse Beweglichkeit nötig, **Einschränkung Kristallisation durch:**
  - lange Seitenketten
  - ungleich grosse Substituenten (Benzolringe)
  - ungleichmässige Verteilung Substituenten (Taktizität)

Bsp. Teilkristalline Strukturen:	$-\text{[CF}_2-\text{CF}_2\text{]}_n$	$-\text{[CH-CH}_2\text{]}_n$ Cl
Bsp. Amorph (Benzolring)	$-\text{[CH-CH}_2\text{]}_n$	$-\text{[CH}_2-\text{CH}_2\text{]}_n$

Kristallinität ↑ – Schmelztempbereich ↑ – Festigkeit ↑ – Zähigkeit ↓ – Bruchdehnung ↓ – Transmissionsgrad (Licht) ↓ – Dichte ↑

Polymere sind nie 100% kristallin! → für Kristallisierung möglichst grosser isotaktischer Teil

→ Konfigurationen nach Ausrichtung der Monomere: ataktisch (regellos), isotaktisch (alle gleich), syndiotaktisch (abwechslungsweise)

<b>Kräfte in Polymeren</b>	<b>Hauptvalenzkräfte:</b> Kovalente Bindung (Atombindung) → innerhalb Kettenmoleküle und an Vernetzungsstellen	<b>Nebervalenzkräfte (je nach EN):</b> Dispersionskräfte (Van-der-Waals), Dipolkräfte, H-Brücken, Ionenbindungen → zwischen Ketten (Makromolekülen)	<b>Zusammenhalt Kunststoffe:</b> <b>Festigkeit → Nebervalenzen entscheidend</b> Stärke ↑ - Berührungsfläche ↑ - Packungsdichte ↑ Mehr Endgruppen → mehr Nebervalenzen
----------------------------	--	---	--

**Bsp. Polyamid:** mehr Endgruppen (d.h. mehr Nebervalenzen) → weniger quellbar, höherer Krist.-Grad, Dichte,  $T_S$ , Festigkeit, E-Modul

**Basissjahr 2011**

**eramiche Werkstoffe – Mechanische Eigenschaften**

mechanische Eigenschaften von Keramiken sind i.a. sehr gut, die Dimensionierung ist jedoch schwieriger (nur Festigkeit reicht nicht)

**astisches Verhalten** (z.B. E-Modul) stark von Bindungsstärke abhängig. Höchste E-Module bei kovalenten Bdg (oder ionischen).

**hängigkeit E-Modul** bei keramischen Stoffen:

- Oft mehrere Phasen → E-Modul mit Mischregel berechnen
- stark von Porosität abhängig
- Poren gut für Aufnahme & Zufuhr von Schmierstoffen
- Falls Festig./Steifigkeit erwartet → Keramik dichtbrennen
- kristallographisch Rtg. Sind jedoch meist anisotrop, als vernachlässigbar.
- Temperatur fast **keinen Einfluss**, deshalb gut für hohe Temp.

**erformungsverhalten bei Raumtemperatur**

Zu wenig günstige Gleitsyst. in den komplizierten Kristallsyst. v. Keramiken  
lg: Für plast. Fließen bei tiefen T (Versetzungsleitungen) → braucht Gleitsysteme  
Verschiebung: Gleich geladene Ionen geraten aneinander → Abstossung  
**öglichkeiten für plast. Fließen (Verformung) bei erhöhten Temp:**  
• Kriechprozesse, Erweichen glasiger Bestandteile, Diffusionsprozesse  
• **öglichkeit von Keramiken** – abhängig von Porosität und mittlerer Korngrösse  
**porosität:**  $\sigma_{BB} = \sigma_{B0} \cdot \exp(-n \cdot P)$   $\sigma_{B0} \sim n$ : Materialkonstante

**oder 4-Punkt Biegeversuch**, da Zugversuch bei Keramiken zu teuer (Problem) und aufwendig (Einspannen).

Biegefestigkeitswerte  
abhängig von:  
- Probengeometrie  
- Oberflächliche Prüfkörper  
- Krafteinleitungspunkte

$\sigma_{Zug} < \sigma_{AB} < \sigma_{3B}$

**least-link-concept mit Weibullstatistik:**  
Da sehr spröde: Festigkeitswerte streuen: kleinste Fehlstellen → Versagen  
des link-Element bekommt Bruchwahrscheinlichkeit (Weibull-Verteilung)  
lokales Versagen → Gesamtzerstörung

$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right]$  → mit  $\sigma_n = 0, F(\sigma) = 0.01, F(\sigma) = 0.99$

$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right]$   
 $F(\sigma) = 0.99 \rightarrow \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m = -\ln(1 - 0.99) = 0.01$   
 $\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m = 0.01 \rightarrow \frac{\sigma}{\sigma_0} = 0.01^{1/m}$   
Keramische Werkstoffe:  
 $m = 5 - 20$

**ilfriche mformungen:**  $\sigma_{3B} = \sigma_{AB} \cdot \left(\frac{m+2}{2}\right)^{1/m}$   $\sigma_{AB} = \sigma_{3B} \cdot \left\{ \frac{2}{m+2} \right\}^{1/m}$

**uchrische El. I:**  $B_I = \ln(1 - F_I) = -\frac{\Delta V_I}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma - \sigma_n}{\sigma_0}\right)^m$   $0 \leq F_I \leq 1$   
 $-\infty < B_I \leq 0$

**Überlebenswahrscheinlichkeit einer Zugprobe = 1 - Bruchwahrscheinlichkeit einer Probe**

**ispiel 1:** Probekörper mit  $V_1 = 10\text{cm}^3, \sigma_1 = 300\text{MPa} \rightarrow B = 50\%$   
iges: Spannung für  $V_2 = 100\text{cm}^3$  bei gleicher Bruchwahrscheinlichkeit! **Leiten sie notwendige Beziehungen her.** ( $m=10$ )

$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right] \rightarrow e^{-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m} = e^{-\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m}$   
→  $\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m = \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_0}\right)^m \rightarrow \sigma_2 = \sigma_1 \cdot \left(\frac{V_1}{V_2}\right)^{1/m} = 238.3\text{MPa}$   
Berechnen sie die Bruchwahrscheinlichkeit für  $V_2$  mit  $\sigma_2 = 150\text{MPa}$   
• Brauchen  $\sigma_0$ : Nehmen  $V_1 = 10\text{cm}^3$  und  $V_0 = 1$  (Einheitsvolumen!)  
 $\frac{V_1}{V_0} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m = -\ln(0.5) \rightarrow \sigma_0 = 391.8\text{MPa}$   
 $F(\sigma_2) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{V_2}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_0}\right)^m\right)\right]_{V_0=1} = 0.0067 = 0.67\%$

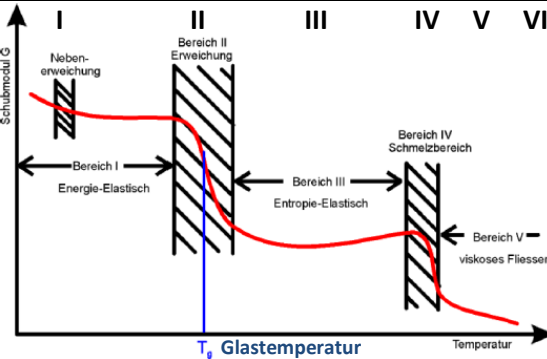
**Überlebenswahrscheinlichkeit einer Zugprobe = 1 - Bruchwahrscheinlichkeit einer Probe**

**Beispiel 2: Bruchwahrscheinlichkeit**  
Überlebenswahrsch. aller  $\Delta V_I$ :  
 $0.99 \cdot 0.98 \cdot 0.95 \cdot 0.96 \cdot 0.94 = 0.83$   
→ Bruchwahrscheinlichkeit = 17%

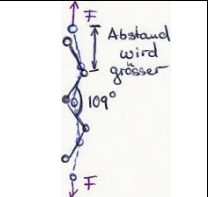


# Klassifizierung nach physikalischen Eigenschaften – Thermomechanische Kurven für den Schubmodul Basisjahr 2011

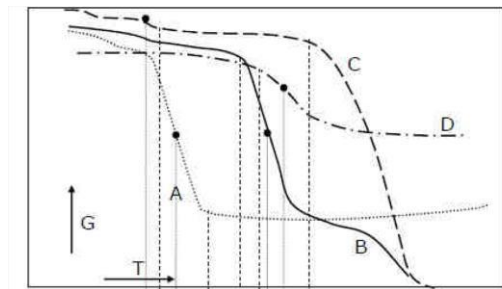
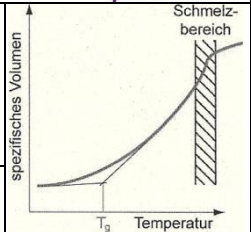
Bei Polymeren spielt die Temperatur stets eine Rolle. Anders als bei Metallen → keine genaue Schmelztemperatur → alles in Bereichen Elastische Verformung nur bei Duromeren (engmaschig vernetzt), bei Thermoplasten zeitabhängiges Fließen (**viskoelastisches Verhalten**)  
 → Thermisch-mechanische Betrachtung gilt für elastische und viskoelastische Bereiche



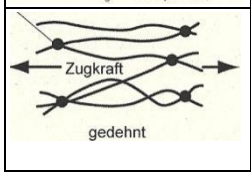
**I: Energieelastischer Bereich** (falls zeitabhängig → viskoelastisch)  
 - reversible Dehnung der Atomabstände und Valenzwinkel  
 - Molekularbewegungen eingeschränkt, Moleküle nicht frei gegeneinander verschiebbar → **hart, spröde**  
 - teilkristallin: amorpher Teil gibt gewisse Zähigkeit, kristalliner hohe Festigkeit, kristalliner Teil **bleibt energieelastisch bis Aufschmelzen**



**II: Erweichungszustand** (Einfrierbereich, Glasübergangsbereich)  
 - Existiert nur für **amorphe Phasen!** Dort werden die Zwischenmol. Kräfte überwunden → werden beweglich  
 - Volumen nimmt zu → braucht Arbeit (Grund für **Verlustfaktor**)  
 - **Glastemperatur:** extrapolierter Knickpunkt der V-T-Kurve



**III: Entropieelastischer Zustand** (gummi-, weichelastisch)  
 → Mikrobrown'sche Bewegung voll entfaltet!  
 - **Voraussetzung:** weitmaschige Verknüpfung der Makromol.  
 → existiert nicht für hohe Kristallinität/Quervernetzung  
 - Wärmebewegung: Ketten in grösster Unordnung (Entropie)  
 → Bewegung wegen Drehbarkeit von C-Bindungsachsen  
 - Entropieelastischer Rückstellung: unter Belastung dehnen/verdrehen sich Ketten, dann wieder ursprüngl. Gestalt



Besonders bei **Thermoplasten:** entropieelastische Verformung von Fließen überlagert:

Temp ↑ – Dehnung ↑ – Belastungszeit (Kriechen) ↑ – Molekul.-Gewicht ↓ → **Fließen** ↑

**Verfestigung:** Bei Dehnung → Ketten parallel → Tendenz zur Kristallisation im Zustand

Voraussetzungen für **grosse reversible Dehnungen** (ideal → **Elastomere**):

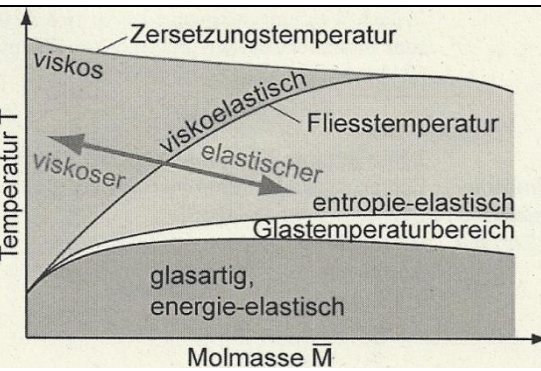
- Weitmaschige Vernetzung gegen Fließen
- Schwache Sekundärbindung für genügende Kettenbeweglichkeit
- Reversible Kristallisation zur Verfestigung (schwache Sek.-Bindungen)

**Memory-Effekt:** Thermoplast im entropieelastischen Bereich verformen und einfrieren → Bei Erwärmung: nimmt ursprüngliche Gestalt wieder an (Thermorückfederung)

Lösung:

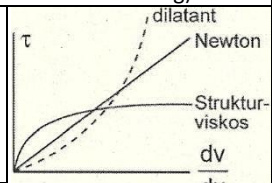
a) A: Elastomer, B: amorpher Thermoplast C: teilkristalliner Thermoplast, D: Duromer

Gebrauchsbereich	Glastemperatur $T_g$	Schmelztemp. $T_s$
A	$T_g$	$T_s$
B	$T_g$	$T_s$
C	$T_g$	$T_s$
D	$T_g$	$T_s$



**IV: Fließbereich**

- Kettenmoleküle → freie gegenseitige Beweglichkeit:  
 - Amorph: Verschlaufungen und Nahordnung werden gelöst  
 - stark kristalline Stoffe: Eng begrenzter Schmelzbereich  $T_m$ , dennoch kein fixierter Schmelzpunkt. Breite Bereich je nach → Kristallinität, Einheitlichkeit Kristallgrösse



- **Hohes Molekulargewicht:**  
 → breiter Fließbereich  
 → hohe Viskosität im plastischen Zustand (Schmelze)

plastischer Bereich:  
 Kettenmoleküle sind gegeneinander frei beweglich

**V: Plastischer Bereich** (eigentlich viskos, da zeitabhängig)

Nur vorhanden, falls Makromoleküle mehr oder weniger frei gegeneinander verschiebbar → stark kristallisierte Stoffe kurz vor Zersetzung, vernetzte gar nicht

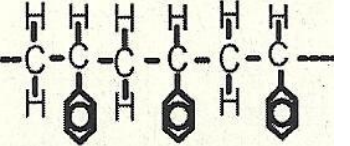
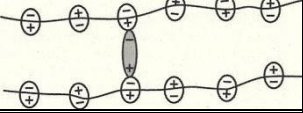
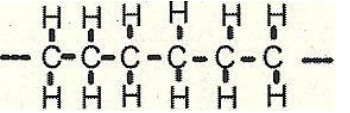
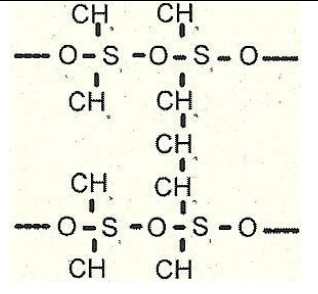
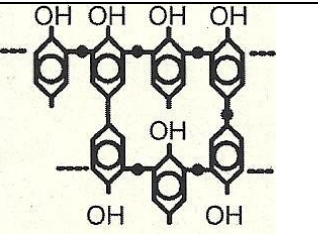
**VI: Zersetzung** → Lösen der Primärbindungen und Abbau der Makromoleküle

## Kunststoffe vs. Metalle

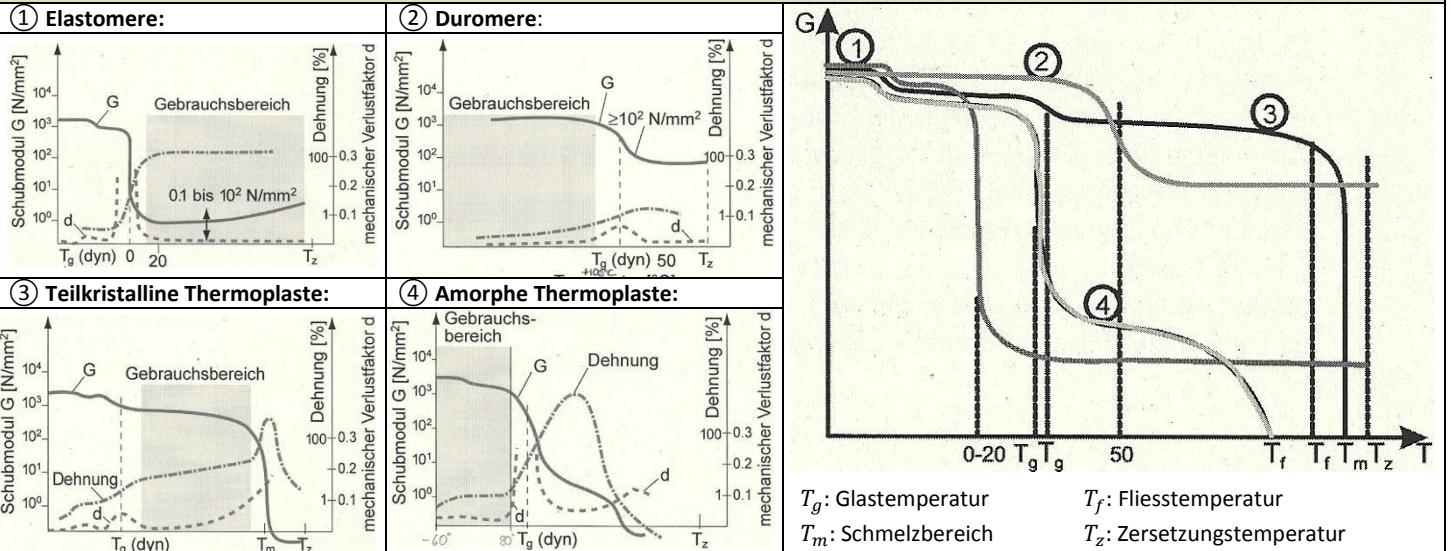
Kunststoffe:

- Streckgrenze bei viel höheren Dehnungswerten als bei Metallen
- Niedrige Dichte
- Hohen elektrischen Widerstand
- Hohes Dämpfungsvermögen
- Geringe Wärmeleitfähigkeit
- Gute Beständigkeit gegen elektrolytische Korrosion
- Einsatztemperatur im Vergleich zu Metallen und Keramiken sehr niedrig
- Eigenschaften sind stark von der Zeit und Umgebung abhängig

**Thermisch-mechanisches Verhalten, nach Stoffen sortiert** (Für Bsp. siehe Polymere Struktur 1)

<p>④ <b>Amorphe Thermoplaste:</b></p>	<p>Gebrauchsbereich: -60 ... +80°C                  G-Modul: 10<sup>2</sup>-10<sup>4</sup> MPa                  Anwendung: Für bestimmte Festigkeits- und Steifigkeitsanforderungen                  - energieelastisch, Erweichung grösser je „amorph“,                  - Steigerung Molekulargewicht → entropieelastischer Bereich vergrössert                  - Keine scharfe Fließgrenze, in beide Rtg. überschreitbar: <b>Verarbeitung!</b></p>	
<p><b>Weichmacher:</b> Für amorphe Stoffe</p>	<p>- polare, niedermolekulare Substanz                  - Durch die Moleküle werden Wechselwirkungen unterbunden → Makromoleküle auch bei tiefen T beweglicher                  → Zustand lässt sich mit Menge gezielt einstellen (<math>T_g</math> verschieben)  <b>Innere Weichmacher:</b>                  in Makromol. eingebaut (z.B. Copolymerisation), schwingen wegen geringem Platzbedarf auch unterhalb <math>T_g</math>, frieren erst im Nebenerweichungsbereich ein</p>	<p><b>Äussere Weichmacher:</b>                  nachträglich eingearbeitet, lagern sich zwischen Makromol. an Dipolen in den Ketten an</p> 
<p>③ <b>Teilkristalline Thermoplaste:</b></p>	<p>Gebrauchsbereich: Entropieelastisch                  Glastemperatur: ≈ -50°C → darunter: spröde, Weichmacher nötig                  G-Modul: ≈ 100 – 5000 MPa                  Anwendung: elastisch-biegsames Verhalten von amorphen, gute Festigkeit von kristallinen Bereichen (unzerbrechlich)                  - Bei <math>T_g</math> nur amorphe Bereiche entropieelastisch, krist. noch energieelastisch                  - relativ genauer Schmelzbereich (gleichmässiger Aufbau der krist. Bereiche), dennoch kein scharfer Kristallitenschmelzpunkt (<math>T_m</math>) wegen dem Abgleiten einzelner Ketten in den amorphen Bereichen und dem Schmelzen kleinerer Kristallite</p>	
<p>② <b>Duomere:</b> Bsp: Ungesätt. Polyester Epoxidharze (EP) Phenolharze (PF) Silikonharze (SI)</p>	<p>Gebrauchsbereich: Glaszustand                  Glastemperatur <math>T_g</math>: ≈ +100°C                  G-Modul: 5-15'000 MPa                  Anwendung:                  - härtbare Formmassen und Reaktionsharze                  - Hohe Festigkeit und gute Steifigkeit ohne Versprödung bei tiefen T                  Wegen Engmaschigkeit:                  - <math>T \uparrow</math> - Festigkeit sinkt wenig, Dehnung steigt wenig                  - Erweichungsbereich erst kurz vor Zersetzung, Fließbereich inexistent                  - Formgebung <b>vor</b> Aushärtung, danach nur noch spanabhebende Verarb.</p>	
<p>① <b>Elastomere:</b></p>	<p>Gebrauchsbereich: entropieelastischer Zustand                  Glastemperatur <math>T_g</math>: ≈ -80°... -10°C                  G-Modul: &lt;100 MPa                  Anwendung: grosses elastisches Verformungsverhalten oder Dämpfung                  - loser Zusammenhalt und geknäuelte Moleküle geben entropieelastisches Verhalten, verhindern viskoses Fließen und Aufschmelzen                  - Festigkeitssteigerung durch Verfestigung bei Verformung                  - Wegen Vernetzung <b>nicht schmelzbar, kein Fließen</b> (gleich Zersetzung)</p>	

**Thermisch-mechanische Kurven** (siehe auch eine Seite vorher)

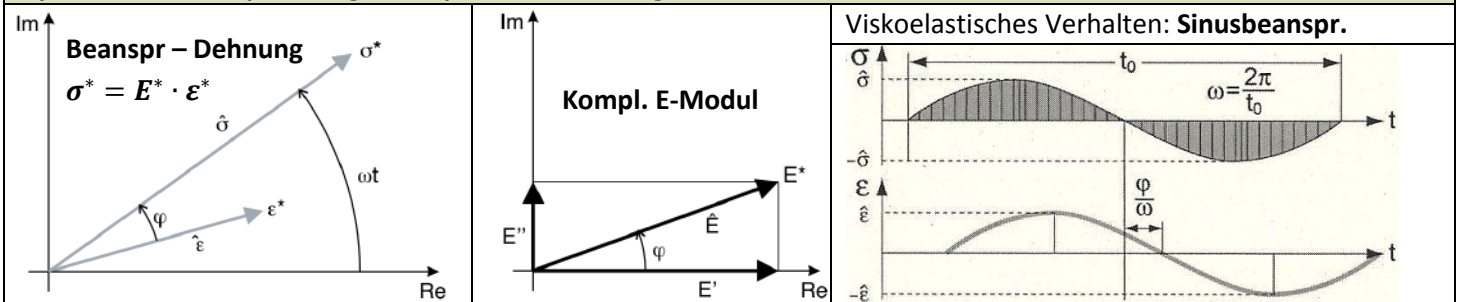


Polymere – Mechanische Eigenschaften im festen Zustand				Basisjahr 2011	
Streckgrenze $R_p$ bei viel höherer Dehnung als bei Metallen (ausgeprägt: $\varepsilon > 1\%$ , sonst $R_{p2\%}, R_{p4\%}$ ) Dehnungsprozesse sind allerdings <b>viskos</b> , nicht elastisch!					
<b>Streckgrenze</b> → Kaltverformung (Thermoplast) → oft Einschnürung, Orientierung Moleküle → Primärbindungen stärker belastet → <b>Steifigkeit steigt</b>					
Zeitabhängiges (viskoses) Verhalten – Rheologische Modelle mit Federn (Hooke) und Dämpfern (Newton)					
Wichtigster Unterschied zwischen elastischem und viskoelastischem Verhalten: Bei Beanspruchung dehnt sich elastisches Material zeitgleich, während sich beim viskoelastischen erst verzögert eine Verformung einstellt.					
<b>Serieschaltung:</b> Dehnungen addieren: $\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon_2$ <b>Parallelschaltung:</b> Spannungen addieren: $\sigma = \sigma_1 + \sigma_2$		<b>Elastisch:</b> Hooke $\varepsilon_{el} = \frac{1}{E} \cdot \sigma_0$		<b>Viskos:</b> Newton $\dot{\varepsilon}_{vis} = \frac{1}{\eta} \cdot \sigma_0$	
<b>Maxwell-Modell:</b> Formeln siehe Tabelle <b>Serieschaltung:</b> $\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{vis}$ $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{el} + \dot{\varepsilon}_{vis} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + \frac{\sigma}{\eta}$				<b>Voigt-Kelvin-Modell:</b> Formeln siehe Tabelle <b>Parallelschaltung:</b> $\sigma = \sigma_1 + \sigma_2$ $\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 = \eta \cdot \dot{\varepsilon} + E \cdot \varepsilon$	
<b>1. Relaxation:</b> $\varepsilon_0 = \varepsilon_e + \varepsilon_v = \text{const}$ , d.h. $\dot{\varepsilon} = 0$ Ab $t=0$ wird Bauteil $\varepsilon_0 = \text{const}$ unterworfen, die zunächst <b>elastisch</b> aufgenommen wird → <b>verzögerte Spannungsaufnahme</b>		<b>2. Retardation:</b> $\sigma_0 = \text{const}$ Ab $t=0$ wird Bauteil durch $\sigma_0 = \text{const}$ belastet → <b>verzögerte Formänderung</b> $\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E} \left( 1 - \exp\left(-\frac{E}{\eta} \cdot t\right) \right)$			
$\sigma(t) = \sigma_0 \cdot \exp\left(-\frac{E}{\eta} \cdot t\right)$		$\sigma_0 = \varepsilon_0 \cdot E$		→ Bei <b>sinusförmiger</b> Beanspruchung: Phasenverschiebung	
<b>Relaxationszeit λ:</b> → Zeit bis $\sigma = e^{-1} \cdot \sigma_0 = 0.37 \cdot \sigma_0$ (bei Metallen $\sigma = 0.5 \cdot \sigma_0$ )		$\sigma(t) = \hat{\sigma} \cdot \cos(\omega t)$		$\varepsilon(t) = \hat{\varepsilon} \cdot \cos(\omega t - \varphi)$	
$\lambda = t = \frac{\eta}{E} \left[ \frac{N \cdot s/m^2}{N/m^2} \right]$		$-\frac{E}{\eta} \cdot t = -1$		<b>Phasenverschiebung φ:</b> $\tan(\varphi) = \frac{\eta \cdot \omega}{E}$	
Nach 4-facher Relaxationszeit:		$\frac{\sigma}{\sigma_0} = e^{-4} = 0.018$		<b>Periode T:</b> $\omega = \frac{2\pi}{T}$	
<b>Beispiel Superpositionsprinzip:</b> <b>Geg:</b> Polymer nach Voigt-Kelvin $E_r = 1900 \text{ MPa}$ , $\eta_r = 5.5 \cdot 10^9 \text{ Pas}$ Belastung: 40 MPa für 2s, dann 80MPa <b>Ges:</b> Dehnung nach 4s		<b>Wichtig: horizontale Aufteilung! η in MPas!</b> $\varepsilon = \varepsilon(\sigma_1, 4s) + \varepsilon(\sigma_2 - \sigma_1, 2s)$ $\varepsilon = \sigma_1 \cdot \left( \frac{1}{E_r} \cdot \left( 1 - \exp\left[-\frac{t(4s)E_r}{\eta_r}\right] \right) \right) + (\sigma_2 - \sigma_1) \cdot \left( \frac{1}{E_r} \cdot \left( 1 - \exp\left[-\frac{t(2s)E_r}{\eta_r}\right] \right) \right)$ $\varepsilon = 0.0158 + 0.0105 = 0.0263 = 2.63\%$			
Schubverhalten → komplexe Formeln siehe andere Seite					
<b>Torsionsschwingversuch:</b>		Elastisches Verhalten über grossen T-Bereich bestimmen. Streifen wird eingespannt, eine Seite mit Torsion beansprucht. → Schwingen, dann schauen wie Mat. zurückwirkt.		<b>Reaktion auf:</b> $\tau(t) = \tau_0 \cos(\omega t) = \text{Re}(\tau_0 e^{i\omega t})$ <b>Ideal elastisch:</b> $\gamma(t) = \gamma_0 \cos(\omega t)$ <b>Ideal viskos:</b> $\gamma(t) = \gamma_0 \cos\left(\omega t - \frac{\pi}{2}\right)$	
Logarithmisches Dekrement $\Lambda$ der <b>mechanischen Dämpfung</b>		<b>Schwingungsdämpfung:</b> $\Lambda = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right)$ $A_n/n+1$ : 2 aufeinanderfolgende <b>Amplituden</b>		<b>Energieverlust:</b> Verlustfaktor d: $d = \frac{\Lambda/\pi}{1 + \Lambda^2/4\pi^2} = \tan(\varphi) = \frac{G'}{G''}$	
<b>Fliesszonen <math>\varepsilon_F</math>:</b> → darüber: <b>Schädigung</b>		Kurve, die Zeit-Dehnungspunkte verbindet, bei denen bei versch. Spannungen Fließen beginnt. <b>Unterhalb Kurve: keine Rissbildung</b>		<b>Aufgaben:</b> $\varepsilon \leq \varepsilon_{F\infty} = \varepsilon_{zul} [\%]$	
<b>Mit Tabelle rheologischer Modelle</b>					
<b>Werkstoff</b> $\varepsilon_{f\infty} [\%]$	Amorphe Thermopl. ohne PS <b>0.9%</b>	Polystyrol PS (spröd) <b>0.2%</b>	Teilkrist. Therm. hart <b>0.5%</b>	Teilkrist. Thermopl. weich <b>2.0%</b>	Faserverstärkte Kunststoffe <b>0.5%</b>

**Superpositionsprinzip - Kombination Rheologischer Modelle mit  $\sigma_0 = const$**

	Modell		<ol style="list-style-type: none"> <li>1: <math>\epsilon_e</math></li> <li>2: <math>\epsilon_{vis}</math></li> <li>3: <math>\epsilon_r</math></li> </ol>	Resultierende $\epsilon_{tot}$ mit $\tau = \frac{\eta}{E} [s]$ Rechnen: $\eta$ in MPas = $10^6 Pas$
Hooke			elastisch	$\epsilon_e = \frac{1}{E_1} \cdot \sigma_0$
Newton			viskos	$\epsilon_{vis} = \frac{1}{\eta_1} \cdot t \cdot \sigma_0$
Maxwell			elastisch-viskos	$\epsilon_e + \epsilon_{vis} = \left(\frac{1}{E} + \frac{t}{\eta}\right) \cdot \sigma_0$
Voigt			viskoelastisch	$\epsilon_r = \frac{1}{E_2} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right)\right) \cdot \sigma_0$
Hooke-Voigt			viskoelastisch	$\epsilon_e + \epsilon_r = \left(\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right)\right)\right) \sigma_0$
Maxwell-Voigt			viskoelastisch	$\epsilon_e + \epsilon_{vis} + \epsilon_r = \left(\frac{1}{E_1} + \frac{t}{\eta_1} + \frac{1}{E_2} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right)\right) \sigma_0$

**Dynamische Beanspruchung – komplexe Betrachtung**



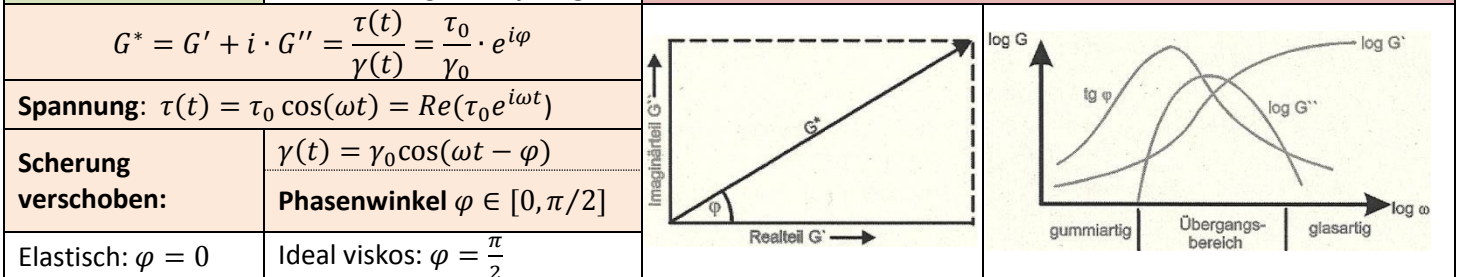
Komplexer E-Modul:	$E'$ : <b>Speichermodul</b> Elastischer Anteil: Energie bei Entlastung wieder da	$E' = Re(E^*) = E$	$E^* = \frac{\sigma^*}{\epsilon^*} = \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}} \cdot e^{i\varphi} = \hat{E} \cdot e^{i\varphi}$	$\hat{E} = \sqrt{E'^2 + E''^2} = \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}}$
	$E''$ : <b>Verlustmodul</b> Viskoser Anteil: Energiedissipation	$E'' = Im(E^*) = \omega\eta$		

<b>Zusammenhänge:</b> $\sigma^* = \hat{\sigma} \cdot e^{i\omega t} = \hat{\sigma} \cdot \cos(\omega \cdot t) + i \cdot \hat{\sigma} \cdot \sin(\omega \cdot t)$ $\epsilon^* = \hat{\epsilon} \cdot e^{i(\omega t - \varphi)} = \hat{\epsilon} \cdot \cos(\omega t - \varphi) + i \cdot \hat{\epsilon} \cdot \sin(\omega t - \varphi)$ $E^* = E' + i \cdot E'' = \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}} \cdot \cos(\varphi) + i \cdot \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}} \cdot \sin(\varphi)$	<b>Feder</b> (rein elastisch): $E^* = E' = E$ $E'' = 0; \varphi = 0$
	<b>Dämpfer</b> (nur viskos): $\sigma = \eta \cdot \dot{\epsilon}$ $E^* = i\omega\eta = E''$ $\sigma^* = \eta \cdot i\omega\epsilon^*$ $E' = 0; \varphi = \frac{\pi}{2}$

<b>Serieschaltung:</b>	$\frac{1}{E_{res}^*} = \frac{1}{E_1^*} + \frac{1}{E_2^*}$	<b>Parallelschaltung:</b>	$E_{res}^* = E_1^* + E_2^*$ mit $E_2^* = i\omega\eta$
------------------------	---	---------------------------	--

**Komplexes Schubverhalten – Schubmodul analog zum komplexen E-Modul**

Komplexer Schubmodul:	<b>Speichermodul <math>G'</math>:</b> Elastischer Anteil	<b>Verlustfaktor d:</b> $d = \tan(\varphi) = \frac{G''}{G'} = \frac{\Lambda/\pi}{1 + \Lambda^2/4\pi^2}$
	<b>Verlustmodul <math>G''</math>:</b> Verlust infolge <b>Dämpfung</b>	



$G^* = G' + i \cdot G'' = \frac{\tau(t)}{\gamma(t)} = \frac{\tau_0}{\gamma_0} \cdot e^{i\varphi}$
<b>Spannung:</b> $\tau(t) = \tau_0 \cos(\omega t) = Re(\tau_0 e^{i\omega t})$
<b>Scherung verschoben:</b> $\gamma(t) = \gamma_0 \cos(\omega t - \varphi)$
<b>Phasenwinkel <math>\varphi \in [0, \pi/2]</math></b>
Elastisch: $\varphi = 0$ Ideal viskos: $\varphi = \frac{\pi}{2}$

Meist sind es Verbindungen zwischen Metallen und Elementen der Hauptgruppen II bis VII (z.B. B, N, O, C, Halbleiter)

→ nur ionische und kovalente Bindungsteile, oft Mischbindungen

**Eigenschaften von Keramiken:**

<b>Elektronegativität</b>	H							<b>Ionencharakter:</b>						
	2.1							ΔEN	0.4	0.8	1.2	1.6	2.0	3.0
	Li	Be	B	C	N	O	F	% ion	4	15	30	46	63	89
	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	Bsp:						
	Na	Mg	Al	Si	P	S	Cl	Karbide: 5 ... 25% ionisch						
	0.9	1.2	1.5	1.8	2.1	2.5	3.0	Nitride: 20 ... 40% ionisch						
	K	Ca	Ga	Ge	As	Se	Br	Boride: 5 ... 10% ionisch						
	0.8	1.0	1.6	1.8	2.0	2.4	2.8							
	Rb	Sr	In	Sn	Sb	Te	I							
	0.8	1.0	1.7	1.8	1.9	2.1	2.5							
Cs	Ba	Tl	Pb	Bi	Po	At								
0.7	0.9	1.8	1.8	1.9	2.0	2.2								

- anorganisch, nichtmetallisch
- schwer in Wasser löslich
- mind. zu 30% kristallin
- sehr hart, spröde
- gute Temperaturbeständigkeit
- verschleissfest
- hoher  $T_S$
- geringe el. und therm. Leitfähig.
- gute chem. und therm. Resistenz
- hohe Druckfestigkeit

**Strukturbestimmung – Betrachtung als Ionengitter mit Kationen und Anionen (Anionen meist grösser), nie perfekt wie Metallgitter!**

**Nahordnung:** Wird mit dem Koordinationspolyeder beschrieben. Wird bestimmt durch:

- Bindungsart (ionisch, kovalent), Grössenverhältnis & Anzahl versch. Ionen, Bestreben nach möglichst dichter Packung

**Fernordnung:** Verknüpfung von Koordinationspolyedern über Ecken, Kanten oder Flächen

**Koordinationspolyeder:** Geom. Figur durch Verbindung der Anionen

#Eckpunkte Polyeder = Koordinationszahl

- Bauprinzipien von Keramiken:**
- ① Geom. Stabile Anordnung (Radien!)
  - ② elektrische Neutralität

**Stabile Anordnung:** - Anionen **berühren** Kationen  
 (oft  $r_{Kation} < r_{Anion}$ ) - Anionen berühren **keine** Anionen

Gittertyp?	$r_{i,Kat}/r_{a,An}$	Koord.-Polyeder	KZ	Ideales Verhältnis
	①	< 0.155	Linear: O-o-O	2
	0.155 ... 0.255	Dreieck	3	0.155
	0.225 ... 0.414	Tetraeder	4	0.225
	0.414 ... 0.732	Oktaeder	6	0.414
	0.732 ... 0.904	Hexaeder	8	0.732
	0.904 ... 1.000	Ikosaeder	12	0.904

**Faustregel:** Koordinationszahl ↑ – Stabilität ↑

$r/r_a = 0.155$  **KZ = 3**    0.225 **4**    0.414 **6**    0.732 **8**    0.904 **12**

② **el. Neutralität:** **A, B = Kationen**  $AX/A_mX_n$   
**X = Anion oder Sauerstoff**  $A_mB_nX_p$

**Meist:** - Kationen auf normalen Gitterplätzen  
 - Anionen auf 1 oder mehreren Zw.-Gitterpl.

**AX – Gitter:** Nach wichtigen Bsp. benannt  
 Oktaeder → **NaCl**-Struktur ( $r_{Na}/r_{Cl} = 0.56$ )  
 Hexaeder → **CsCl**-Struktur ( $r_{Cs}/r_{Cl} = 0.94$ )  
 Tetraeder → **ZnS**-Struktur ( $r_{Zn}/r_{S} = 0.38$ )

**Wichtigsten 4 Typen AX**

a) ●=Cl ○=Na Steinsalz NaCl KZ 6  
 b) ●=Cl ○=Cs Cäsiumchlorid CsCl KZ 8  
 c) ●=S ○=Zn Zinkblende ZnS KZ 4  
 d) ●=S ○=Zn Wurtzit ZnS KZ 4

**A<sub>m</sub>B<sub>n</sub>X<sub>p</sub> – Gitter:** Beispiele, Bemerkungen  
**ABX<sub>3</sub> – Perowskit-Struktur:** Supraleiter: CaTiO<sub>3</sub>, BaTiO<sub>3</sub>, SrSnO<sub>3</sub>, YAlO<sub>3</sub>

**3 Wichtigste AX<sub>2</sub> – Gitter**

a) ●=F ○=Ca Fluorit CaF<sub>2</sub> (z.B. ZrO<sub>2</sub>) KZ 8 der Kationen, KZ 4 der Anionen  
 b) ●=O ○=Ti Rutil TiO<sub>2</sub> KZ 6 der Kationen, KZ 3 der Anionen  
 c) ●=O ○=Si Hoch-Cristobalit SiO<sub>2</sub> KZ = 4 für Kationen, KZ = 2 für Anionen

**AB<sub>2</sub>X<sub>4</sub> – Spinell-Struktur:** X meist Sauerstoff, ähnlich Metallgittern  
 Dichteste Packungen von Anionen, hex, kfz  
**Speziell:** Kationen auf Zwisch.-gitterplätzen  
 Bsp: MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>

**Silikate (O<sub>2</sub> + Si):** Etwa 50% ionisch, 50% kovalent,  $SiO_4^{4-}$   
 → Letztere sehr stark, da aufgrund der Grössenverhältnisse der gleiche Polyeder entsteht wie er aufgrund der Orbitalstruktur vorliegen müsste

**Dimension** der Fernordnung = (#Ecken verknüpft – 1)

Ca<sup>2+</sup> hat KZ 12  
 Ti<sup>4+</sup> hat KZ 6    gegenüber O<sup>2-</sup>  
 Bsp.: SrTiO<sub>3</sub>, CaTiO<sub>3</sub>    Bsp.: CaZrO<sub>3</sub>, YAlO<sub>3</sub>

● = Ca    ● = Ti    ○ = O

**Polymorphismen:** Quarz, Tridymite, Cristobalit (Gerüstsilikat)  
 → Räumliche Anordnung in alle Richtungen, wobei auf der Oberfläche die freien Valenzen durch andere Kationen abgesättigt werden

**Kohlenstoff:** Dank Hybridisierung 100% kovalente Struktur möglich  
 - ähnliche Kristallformen wie bei Silikaten, Diamantstruktur

**C-Modifikationen**

**Graphit:** 3x sp<sup>2</sup>, 1x p. Wärmeleiter, Leiter.

**Diamant:** 4x sp<sup>3</sup>. sehr guter Wärmeleiter, Isolator.

**Fullerene:** 3x sp<sup>2</sup>, 1x p. Isolator, Halbleiter, Leiter, Supraleiter.

**Bsp: Packungsdichte Diamantgitter**  
 ! anders als Metalle: nicht alle Plätze besetzt

$\sqrt{a_0} = 8r$      $P_{Dichte} = \frac{(8 \text{ Atome})}{\text{Zelle}} \cdot \frac{(\frac{4}{3} \pi r^3)}{a_0^3} = 0.34$

Atome, Leerstellen

Keramische Produkte fast ausschliesslich pulvermetallurgisch hergestellt. Pulver zu Form verdichtet und dann gebrannt (gesintert)

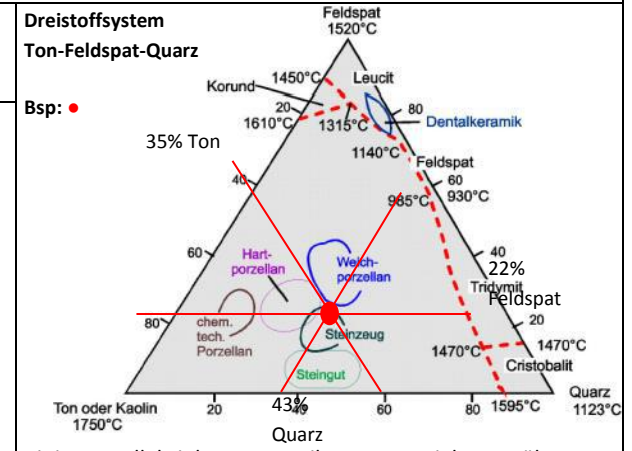
Bindemittel: (Zement)			Glas			Keramik		
Erhitzen → Sintern Gestein- mischung	Pulver → Mahlung	Formgebung Mit Zuschlags- stoffen giesen, stampfen	Pulver → Gemenge von Quarzsand, Kalkstein	Erhitzen → Schmelzen	Formgebung Giesen, Blasen,...	Pulver → Mischung Rohstoffe	Formgebung → z.B. Trocken- pressen	Erhitzen Sintern, Brennen

**Pulvermetallurgische Verfahren**

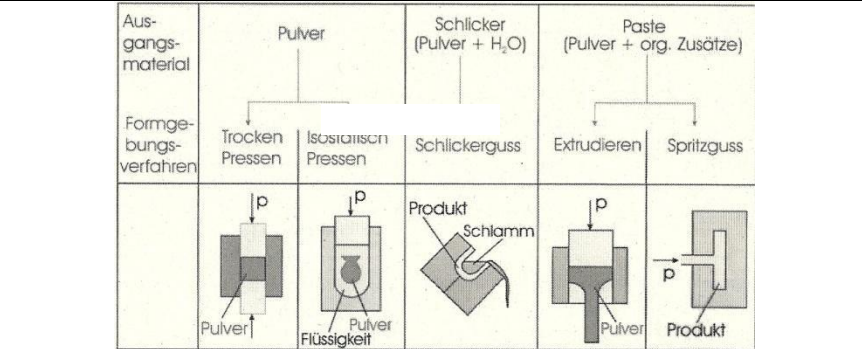
**Wichtigste Komponenten** der klassischen Keramiken: Ton (für Plastizität), Feldspat und Quarz (sonst noch Sand, Kalk-/Sandstein, ...)

**Pulverherstellung:** Herstellung verarbeitbarer Masse, Einstellung Körnung und Fließfähigkeit, Zugabe von Bindern

**Formgebung:** Verdichtung Pulver, muss fest genug sein für Transport in Ofen



Linien parallel ziehen → Anteil vom Material gegenüber



Ablauf:  
**Pulversynthese → Masseaufbereitung → Formgebung → Sintern → Endbearbeiten**

**Sintern – Verfestigung & Verdichtung eines Pulvers oder porösen Körpers durch Temp- / Druckbehandlung ohne Formänderung**

**Prinzip des Sinterns:**  
System will Zustand mit  $\min\{\Delta G = \Delta H - T\Delta S\}$ . Pulver → grosse Oberfläche → beim Sintern: Oberfl.-Energie verringert → mehr Bindungen → Verfestigung

**Warum pulvermetallurgische Verfahren?**  
- Keramik → sehr hoher  $T_s$  → nur Sintern möglich  
**Technisch:**

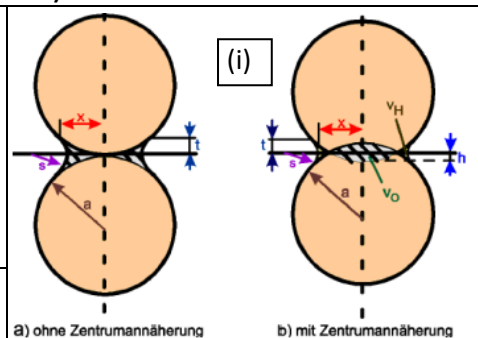
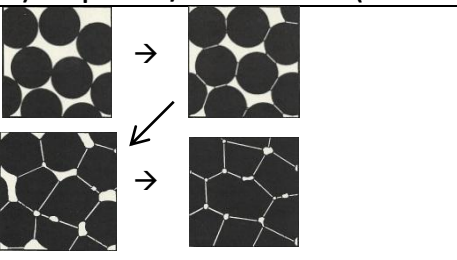
**Bei allen Sinter/ Heisspressverfahren sinkt das Volumen stark!**

- Phasenkombination, die über Schmelze unmöglich
  - Porosität (z.B. für Filter)
  - Keine Seigerung (Isotropie & Homogenität)
  - Manipulation des Gefüges (Korngrösse) möglich
  - Reaktion mit Kokillenmaterial wird vermieden
- Wirtschaftlich:**
- Niedriger Energiebedarf
  - Materialeinsparung

**Pulverherstellung:**  
Ausgangsstoffe werden nach Reinheit, Feinheit und Reaktivität charakterisiert und portioniert. Mischung Rohstoffe in Kugelmöhlen.  
**Kalzination:** Reaktion der Mischung zur endgültigen Zusammensetzung  
**Formgebungsmethoden:** Verdichtung Pulver in gewünschter Form  
Werkstoff kann als Pulver, plastische Masse (Ton, Zugabe von Plastifizierern), oder als Schlicker (Suspension flüssig-Pulverteilchen) vorliegen.

**Sinterverfahren:**

**a) Festphasen-/Trockensintern (herkömmlich):** Keramiken sintern erst bei sehr hohen T. Vorgang in 3 Stufen:



Zwei Teilchen Sintern mit Schwindung

**Sintergleichungen**

**Halswachstum**  $\left(\frac{x}{a}\right)^n = \frac{c}{a^m} \cdot t$

**Zentrumsannäherung:**  $\left(\frac{h}{a}\right)^{\frac{n}{2}} = \frac{c}{2^n \cdot a^m} \cdot t$

Nach Arrhenius:  $C = C_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$

a: Teilchenradius, x: Halsradius h: halbe Annäherung  
C, n (2-7), m (1-4) je nach Transportmechanismus

**Dichteänderung (mit  $\epsilon = -h/a$ ) und  $h/a \approx 0.03$**

$$\frac{V}{V_0} = \frac{\rho_0}{\rho} = 1 - 3 \left(\frac{C \cdot t}{2^n a^m}\right)^{\frac{2}{n}} \approx 1 + 3\epsilon$$

**(i) Bildung von Werkstoffbrücken:**  
- Halswachstum zwischen Pulverteilchen  
- Abrundung Teilchen/Poren  
Halsbildung abgeschlossen bei  $\frac{h}{a} = 0.3$

**(ii) Verkleinerung der offenen Porosität:**  
- Einschnürung Poren → Netz von kanalförmigen Poren (keine einzelnen Teilchen mehr unterscheidbar)

**Porenvolumenanteil:**  $P = \frac{V_{Poren}}{V_{ges}} = \frac{\rho_{th} - \rho}{\rho_{th}}$   
 $\rho_{th}$ : theoretische Dichte  
bei P=0 (auch  $\rho_{Matrix}$ )  $\rho = \rho_{th} \cdot (1 - P)$

Sinterprozess abgeschlossen bei  $P(t) = 0$

Nach Arrhenius:  $K = K_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$

**Abnahme Porosität:**  $\left(\frac{P_0}{P}\right)^n = 1 + Kt$

**(iii) Bildung isolierter Poren:** schnelles Kornwachstum: Poren bleiben hinter KG zurück. Sintergeschw. kann durch Additive erhöht werden. Diese bilden Defektstellen oder sinteraktive Phasen an den KG. Dadurch auch möglich → Steuerung Gefügeentwicklung

**b) Flüssigphasensintern:** Kovalente Stoffe sind reaktionsträge → Trockensintern unmöglich: Zugabe von Legierungselementen ( $Al_2O_3$ ) → eutektische Zusammensetzung → Flüssige Phase: erhärtet und dient als Bindung  
Stadien: (1) Teilchenumlagerung, (2) Abnehmende Löslichkeit mit  $T \downarrow$ : Lösung und Wiederausscheidung, (3) Skelettsintern (Traggerüst über Körner)

**c) Reaktionssintern:** Chemische Reaktion im Pulver überlagert sintern

Giessereien		Basisjahr 2010					
Verlorene Formen		Dauerform					
Dauermodelle	Verlorene Modelle	Ohne Modelle					
Handformen Herdformen Schablonenformen	Feingiessen	Druckgiessen Warmkammer-Verfahren Kaltkammer-Verfahren					
Maschinenformen Kastenformen Kastenlose Formen		Kokillengiessen: Voll-, Halb-, Gemischtkokillen					
Maskenformen Croning-Verfahren	Vollformgiessen	Schleudergiessen und Stranggiessen horizontal					
Verbundgüsse		Verbundgiessen					
<b>Schwerkraftverfahren:</b> Schmelze durch Schwerkraft in Form gebracht							
<b>Vollformgiessen:</b> Modell aus Schaumstoff, welches zum Vergiessen in der Form bleibt und verdampft							
<b>Druckgiessen:</b> Sehr hohe Geschwindigkeit + Druck							
<b>Warmkammerverfahren:</b> Hohe Schussfolgen, nur niedrigschmelzende Werkstoffe und solche, die eine geringe Affinität zum Eisen haben							
Auswahlkriterien für Gussverfahren							
	Stückgewicht		Stückzahl				
Giesserei	Min [kg]	Max [kg]	Min	Max	Genauigkeit	Material	Bemerkung
Vollformgiessen, Handformen (Sand)	1	30'000	1	5	Mittel	Alle	Verlorene Form, verlorenes Modell
Handformen mit Dauermodell, (Sand)	1	30'000	3	100-1'000	Gering	Alle	Verlorene Form
Kokillengiessverfahren	1	100	5000	200'000	Mittel bis gut	Alle ausser Stahl	Niederdruck, gute Oberflächen
Druckguss	0.01	40	50'000	2 Mio	Gut	Leichtmetalle, Zink, Blei-Zinn	Sehr teure Form und Maschine, 70-1000 bar
Feinguss	0.002	9	10'000	200'000	Mittel bis gut	Alle	Ohne Teilungsgrat, viel Handarbeit
Schleuderguss	5	100	1'000	10'000	Mittel	Alle	Rotationssymm. Teile

**Lösungsmuster für Aufgaben mit Weibullstatistik:**

**Aufgabentyp:**

In einem 3-Punkt-Biegeversuch haben Sie die Bruchfestigkeit  $\sigma_B$  von 9 A1203-Proben gemessen und erhalten folgende Resultate: 247, 301, 288, 229, 232, 245, 299 und 263 MPa. Für die Zuordnung der Bruchwahrscheinlichkeit ordnet man die Proben nach aufsteigendem  $\sigma_B$  und ordnet ihnen die Bruchwahrscheinlichkeit  $F = \frac{i}{N+1}$  zu (i = Probennummer, N = Anzahl Proben).

**Bestimmen Sie den Weibullmodul m und die normierte Festigkeit  $\sigma_0$ :**

Mit  $V_0 = 1$  und  $\sigma_n = 0$ :

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right]$$

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-F}\right)\right) = m \cdot \ln(\sigma) - m \cdot \ln(\sigma_0)$$

$$y = m \cdot x - b$$

**Schnellversion: Gerade durch 2 Punkte**

Wähle kleinste ( $\sigma_1$ ) und grösste ( $\sigma_9$ ) Probebruchspannung:

$$m = \frac{y_9 - y_0}{x_9 - x_0} = 8.519$$

$$b = y_9 - m \cdot x_9 = -48.542$$

$$\sigma_0 = \exp\left(\frac{b}{m}\right) = 298.3 \text{ [MPa]}$$

**korrekte Version: Lineare Regression mit allen Punkten**

$\sigma_B$	229	232	245	247	263	288	299	301	329
i	1	2	3	4	5	6	7	8	9
F	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9

2. Mit Regression Gerade berechnen: ( $\bar{x}$ : Schnitt aller x)

$$m = \frac{(\sum_{i=1}^n x_i y_i) - n \cdot \bar{x} \cdot \bar{y}}{(\sum_{i=1}^n x_i^2) - n \cdot (\bar{x})^2} = 7.279$$

$$b = \bar{y} - m \cdot \bar{x} = -41.194$$

→ Oder einfach lineare Regression mit TR

3.  $\sigma_0 = \exp\left(-\frac{b}{m}\right) = 287 \text{ MPa}$

Ihr Kollege hat mit einem ähnlichen Werkstoff mit gleichem Weibullmodul m die normierte Festigkeit  $\sigma_0 = 224 \text{ MPa}$  bestimmt. Zur Messung wurden 4-Punkt-Biegeproben verwendet, die in doppelt so grosses Probenvolumen aufwiesen wie die von Ihnen verwendeten Proben. Welcher der beiden Werkstoffe weist die höhere Festigkeit auf?

oder: 3-Punktbiegeversuch:  $\sigma_{3P1} = 287 \text{ MPa}$  bei  $V_0 = V_1$   
 oder: 4-Punktbiegeversuch:  $\sigma_{4P2} = 224 \text{ MPa}$  bei  $V_0 = 2 \cdot V_1$

Ihr Vergleich:

- Umrechnung 4-Punktversuch in 3-Punktversuch:  
 $\sigma_{3P2} = \sigma_{4P2} \cdot \left\{\frac{m+2}{2}\right\}^{\frac{1}{m}} = 276.6 \text{ MPa}$
- Anpassung Probenvolumen:  
 $\sigma_{3P2} = \sigma_{4P2} \cdot \left(\frac{V_2}{V_1}\right)^{\frac{1}{m}} = \sigma_{4P2} \cdot \left(\frac{2 \cdot V_1}{V_1}\right)^{\frac{1}{m}} = \sigma_{4P2} \cdot (2)^{\frac{1}{m}} = 304 \text{ MPa}$
- Vergleich:  $304 \text{ MPa} > 276.6 \text{ MPa}$  → Proben des Kollegen haben höhere Festigkeit!

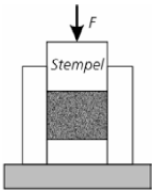
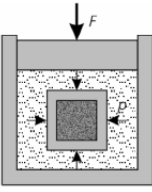

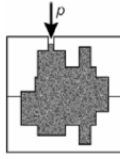
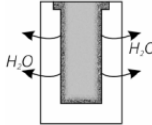
**Wärmebehandlungen:**

Verfahren	Festigkeit	Wann machen?	Phasenumwandl.?	Notizen
<b>Rekristall.-Glühen</b>	↓: Zerstörung Verfes.	Nach Kaltverformung (Aufhebung Effekte)	Nein	
<b>Normalglühen</b>	↑: feines Korn	Nach Walzen → Feinkorn	Ja	
<b>Weichglühen</b>	↓: weicher Zustand	Vor Walzen, Stanzen → besser verformbar	Beides möglich	
<b>Spannungsarmgl.</b>	→ kein Einfluss	Nach Walzen, Schweißen (Vor Zerspanung)	Nein	
<b>Diffusionsglühen</b>	↓: Schalenzem. weg	Nach Giessen gegen Seigerung	ja	
<b>Härten</b>	↑: Prinzip	Je nach Verfahren, oft gegen Verschleiss	Immer (per Def.)	

**Eigenschaften verschiedener Typen C**

- Ferrit:** Relativ weich und korrosionsanfällig. Unterhalb der Curie-Temperatur ( $T_C$  für Stahl: 768°C) ferromagnetisch, darüber paramagnetisch
- Perlit:** Lamellar angeordnetes, eutektoides Phasengemisch aus Ferrit und Zementit. Bildet sich durch abwechselnd C-arme/reiche Lamellen
- Sorbit:** Veralteter Begriff, feinstreifiger Perlit, entsteht beim Anlassen von Martensit, feines nadelförmiges Strukturbild, Eigsch. ähnlich Bainit
- Troostit:** Begriff veraltet, entsteht bei hoher  $v_{Abkühl}$  (zu schnell für Diff, zu langsam für Martensit), rosettenförmige Struktur
- Bainit:** Zwischenstufengefüge zw. Perlit und Martensit, besteht aus Ferrit und Zementit. Verminderte Eigenspannungen, Erhöhung Zähigkeit  
→ Oberer Bainit: nadelförmiger Ferrit in Paketen mit parallel liegenden Carbidefilme.  
→ Unterer Bainit: Ferritplatten, Carbide in 60° Winkel dazu
- C-Martensit:** Ferromagnetisches, metastabiles Gefüge, entsteht diffusionslos durch Abschrecken von Austenit. Sehr hart
- Graphit:** Kohlenstoff in Reinform, säurebeständig, diamagnetisch, stark anisotrop bez. Härte und elektrischer Leitfähigkeit
- Austenit:** Nichtrostende Wirkung in Stählen, geringe Härte, Festigkeit steigt stark durch Kaltverf., schlecht zerspanbar
- Zementit:** metastabile Verbindung  $Fe_3C$  in Stahl und weissem Gusseisen. Sehr hart, verschleissfest, spröde, schlecht verformbar, Dichte geringer als Eisen, magnetisch, Magnetische Wirkung geht bei Erwärmung über 215°C verloren

**Keramiken: Formgebungsverfahren für Sintern**

Prozess	Skizze	Prozess- beschreibung	Ausgangs- material	Typische Formen	Beispiele, Bemer- kungen
Pressen		Pulverhaufwerk wird durch einachsigen Druck verdichtet und in Form gebracht	Granulat	einfache Geometrien, Dicke > 0.5 mm	→ für grosse Stückzahlen <b>Vorteile:</b> Automatisierung, hohe Massgenauigkeit, gute Reproduzierbarkeit <b>Nachteile:</b> teure Formwerkzeuge aufwendige Pulveraufbereitung, nur einfache Geometrien, Gefahr der Inhomogenität
Isostatisch Pressen		Pulverhaufwerk in Gummiform, Verdichtung durch allseitigen Druck in Flüssigkeit	Granulat	einfache Geometrien, Teile mit Ausdehnung in einer Richtung	Rohre <b>HIP:</b> Heissisostatisches Pressen: <b>Vorteile:</b> Formgebung und Sintern erfolgt in einem einzigen Schritt, Druck erhöht die Triebkraft fürs Sintern, daher wird der Vorgang effizient <b>Nachteile:</b> Teuer, da hohe Werkzeuganforderung
Strangpressen		Plastische Masse wird durch ein Rohr mit definierter Öffnung ausgepresst; Materialtransport durch Kolben oder Schnecke	Plastische Masse (Tonkeramik oder Pulver mit H <sub>2</sub> O oder Polymerbindern)	prismatische Geometrien	Ziegel, Röhrchen, Katalysatorträger <b>Vorteile:</b> nicht zu teuer, komplexe Formen möglich <b>Nachteile:</b>
Spritzguss		Plastische Masse wird durch Druck in geschlossene Form eingebracht	Plastische Masse (s. Strangpressen)	kleine Teile mit hohen Anforderungen an die Massgenauigkeit	Humanimplantate, Isolatoren; nur für Grossserie lohnend (teure Formen) <b>Vorteile:</b> Hohe Genauigkeit, schnell, Werkzeuge lange brauchbar <b>Nachteile:</b> Werkzeug teuer → gross Stückzahlen
Schlicker-guss		Schlicker wird in poröse Form gegossen, durch Wasserentzug entsteht festes Teil	Schlicker (Keramikteilchen in Flüssigkeit suspendiert)	Hohlkörper mit konstanter Wandstärke, relativ komplizierte Geometrien möglich	Sanitärkeramik <b>Vorteile:</b> komplizierte Geometrien, gleichmässige Dichteverteilung <b>Nachteile:</b> geringere Festigkeit als Trockenpressteile