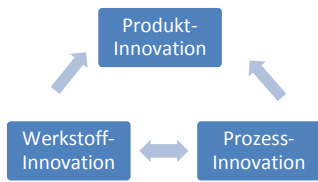


Fertigung: Herstellung von Werkstücken mit geometrisch bestimmter Gestalt und festgelegter stofflicher Eigenschaften.

Heute schwierig: Multifunktionsbauteile

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

Innovation muss wirtschaftlich umsetzbar sein!



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

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 ϵ_{pl} : $\sigma = E \cdot \epsilon$

E = E-Modul Steifigkeit in $\left[\frac{N}{mm^2} \right]$

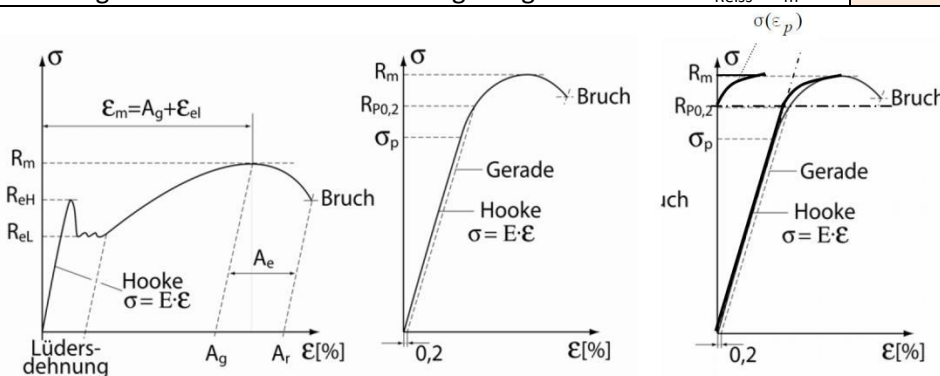
Ludwigsleichung: Materialien mit ausgeprägter Streckgr.

$$\sigma - R_{eL} = C \cdot (\epsilon_p - A_L)^n$$

C,n: Parameter

Bruchverlängerung = Gleichmassverlängerung + Einschürverlängerung
Reisslänge = Bruchverl. + elast. Verlängerung bei Bruch $\rightarrow \sigma_{Reiss} = R_m$

Brucheinschnürung: $Z = \frac{\Delta A}{A_0}$ $\sigma_{zul} = \frac{R_{p0.2}}{S_F}$



Zugfestigkeit R_m
Streckgrenzen $\{R_{eL}, R_{eH}\}$, $R_{0.2}$
Elastische Dehnung ϵ_{el}
Plastische Dehnung ϵ_{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.)

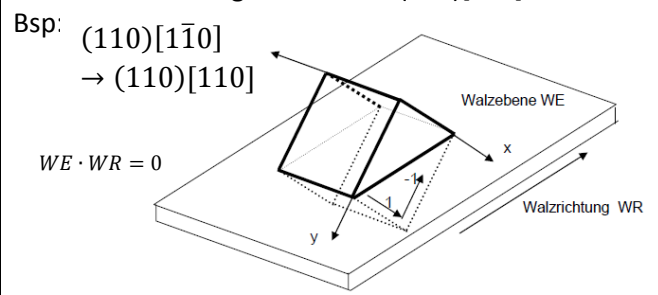
Ebenenfamilie: {hkl}

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

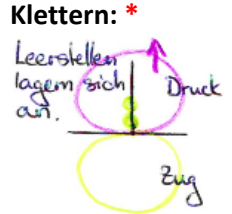
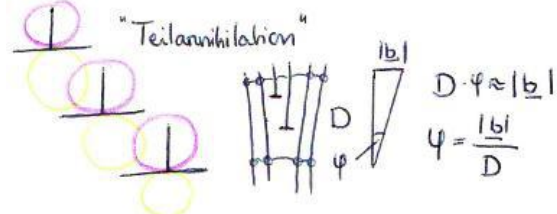
Jedes Korn anders ausgerichtet: Durch Mittelung werden Metalle **quasi isotrop**

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]

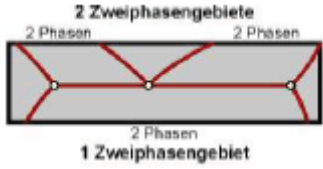

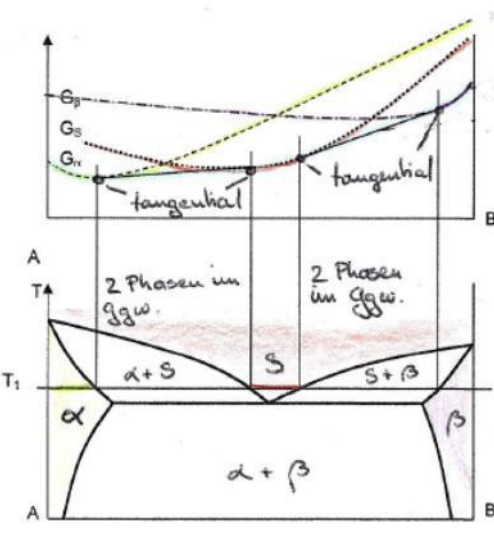
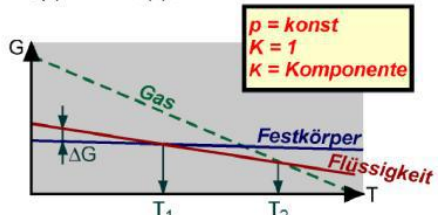


Textur: Bevorzugte Ausrichtung der Körner \rightarrow Durch Walzen, Glühen bei Erstarrung, elektrolytische Abscheidung

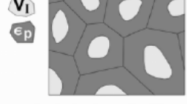
Realstruktur: Gitterbaufehler, Versetzungen		Basisjahr 2010	
Strukturelle Fehlordnung: Gitterbaufehler	Bildungsenergien von Fehlern:	Leerstelle Zw.Gitteratom Versetzung pro Atomlage	1eV 4eV 6-7eV
Chemische Fehlordnung: unerwünschte oder beabsichtigte Fremdatome im Gitter	Arrhenius-Funktion: (gilt nur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

Legierungskunde – Zustandsdiagramme (im Gleichgewicht!)

Basisjahr 2010

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

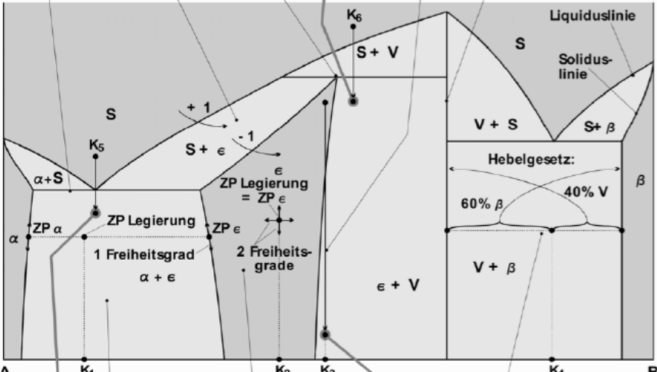


peritektisches Gefüge
mit primärem V

Ausscheidung
im festen Zu-
stand:
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 Zusammen-
setzung, dadurch unendlich
schmaler Existenzbereich.
Einphasenfeld wird zur Linie.



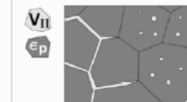
Zweiphasengebiet:
ZP_{Leg.} ≠ ZP_{Phasen}
ZP_{Phasen} auf Phasengrenzlinien

Einphasengebiet:
ZP_{Leg.} = ZP_{Phase}

Legend:
Einphasenraum (grey)
Zweiphasenraum (white)



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 beta: $w_B^\beta = 0.95$

Legierung K₄ aus
40% V + 60% beta:
 $w_B^{K_4} = 0.4 \cdot 0.68 + 0.6 \cdot 0.95$
 $= 0.84$

ZP: Zustandspunkt

Gusseisen:

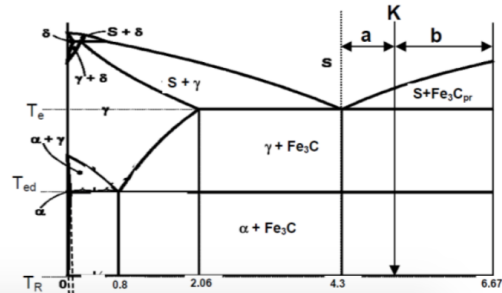
Graues hat geringere Festigkeit

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



$2.06 < w_C < 4.3$

$$w_{\alpha_{ed}} = 0.6917 - 0.3362x$$

$$w_{Fe_3C_e} = 0.486 * x$$

$$w_{Fe_3C_{II}} = 0.215 - 0.1045x$$

$$w_{Fe_3C_{ed}} = 0.0918 - 0.0446x$$

$$w_{Fe_3C_{III}} = 0.001456 - 0.000703x$$

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

$4.3 < w_C < 6.67$

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

$$w_{\alpha_{ed}} = 0.3555x$$

$$w_{Fe_3C_{pr}} = 1 - x$$

$$w_{Fe_3C_e} = 0.486 * x$$

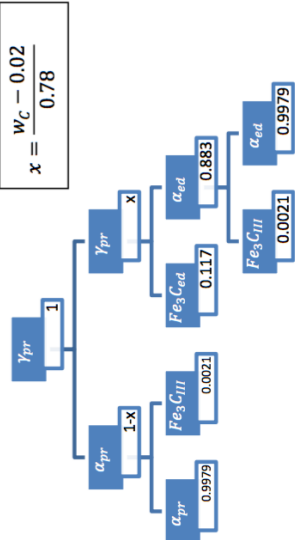
$$w_{Fe_3C_{II}} = 0.111x$$

$$w_{Fe_3C_{ed}} = 0.0472x$$

$$w_{Fe_3C_{III}} = 0.000748x$$

$0.02 < w_C < 0.8$

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

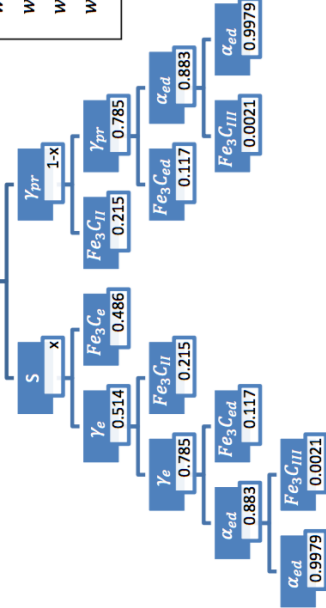


$$w_{\alpha_{ed}} = 0.9979 - 0.117x$$

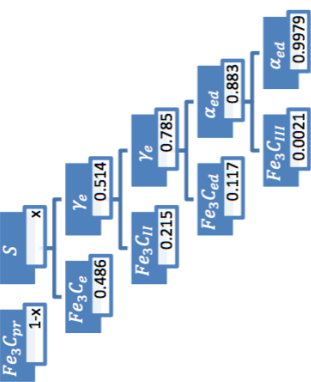
$$w_{Fe_3C_{ed}} = 0.117x$$

$$w_{Fe_3C_{III}} = 0.0021 - 0.000246x$$

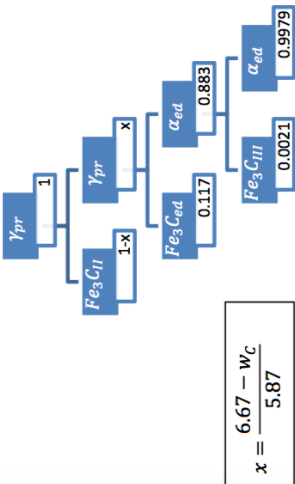
$2.06 < w_C < 4.3$



$4.3 < w_C < 6.67$



$0.8 < w_C < 2.06$



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

$$w_{\alpha_{ed}} = 0.881x$$

$$w_{Fe_3C_{II}} = 1 - x$$

$$w_{Fe_3C_{ed}} = 0.117x$$

$$w_{Fe_3C_{III}} = 0.0019x$$

9. Reales Zustandsdiagramm

9.1. Das Eisen

Eigenschaften

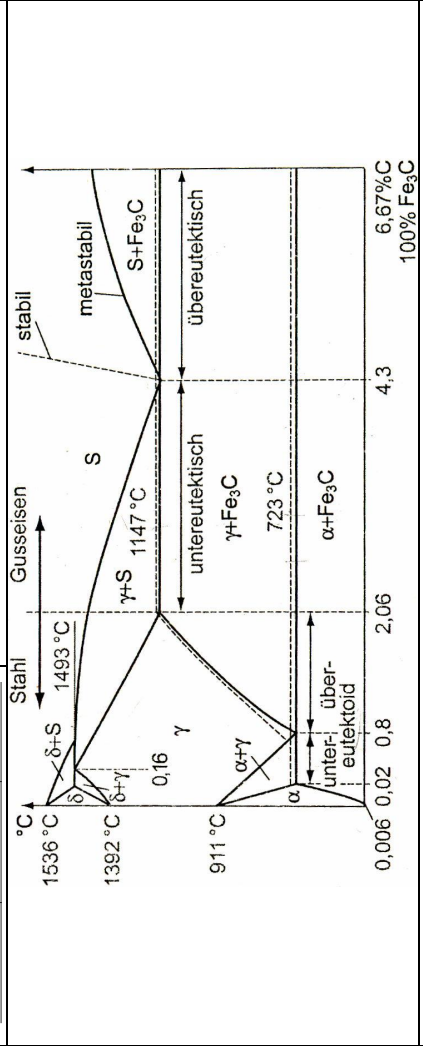
Das Eisen ist das 26. Element im Periodensystem der Elemente. Es gehört zu den Übergangsmetallen. Unter atmosphärischem Druck schmilzt das Eisen bei 1536°C und verdampft bei 2738°C. Seine Atommasse ist 55,85.

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
Schmelze	↔			

A = Arrêt = Haltepunkt

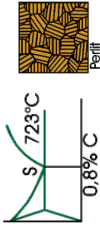
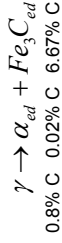
9.2. Das metastabile System Fe-C oder das Fe-Fe₃C-System

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



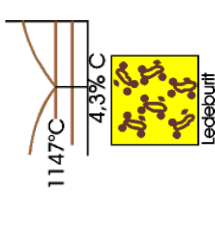
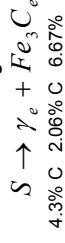
Phase	Gefüge
α-Mk	Ferrit
γ-Mk	Austenit
Fe ₃ C	Zementit
Eutektoid α-Mk + Fe ₃ C	Perlit
Eutektikum γ-Mk+Fe ₃ C	Ledeburit I
Umgewandeltes Eutektikum: α-Mk+Fe ₃ C	Ledeburit II

Bildung von Perlit durch eutektische Umwandlung (Punkt S)



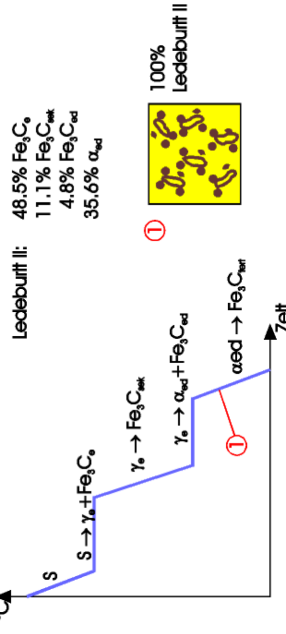
Perlit: 88,2% Ferrit + 11,8% zementit im Bereich 0,02-6,67% Kohlenstoff. T=723°C

Bildung von Ledeburit (Eutektikum) (Punkt C)



Ledeburit I: 51,5% γ + 48,5% Fe₃C bei 1147 °C und 2,06 bzw. 6,67% C

Das Gefüge, welches aus der eutektischen Umwandlung des Ledeburits entsteht, nennt man Ledeburit II:



Ledeburit II:

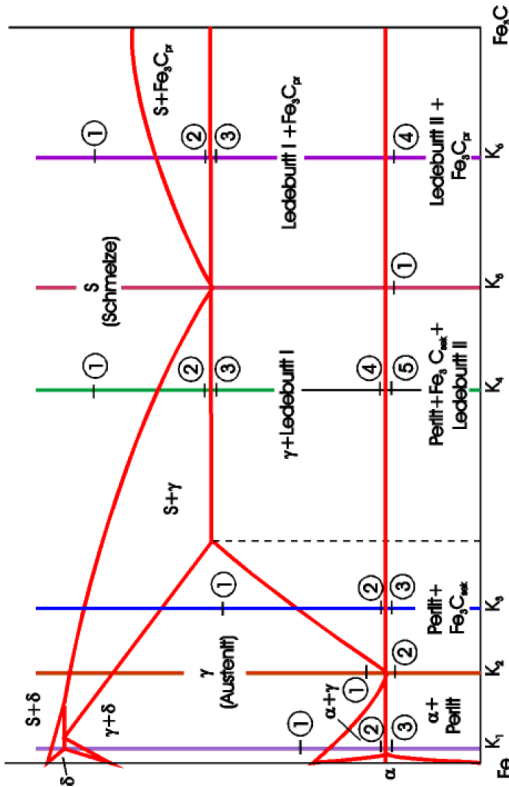
- 48,5% Fe₃C_e
- 11,1% Fe₃C_{mk}
- 4,8% Fe₃C_{ed}
- 35,6% α_{ed}



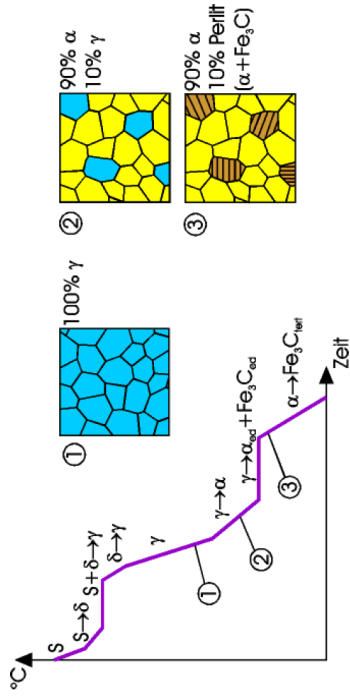
100% Ledeburit II

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 _{ed} + 11,8% Fe ₃ C _{ed}	Perlit
γ-Mk	Punkt P 2,06% C	Austenit	Austenit	51,5% γ _e + 48,5% Fe ₃ C _e	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)	

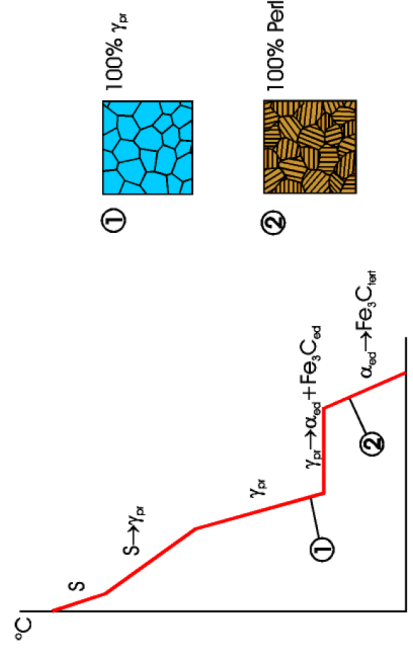
9.3. Beispiele von Gefügen bei verschiedenen Konzentrationen



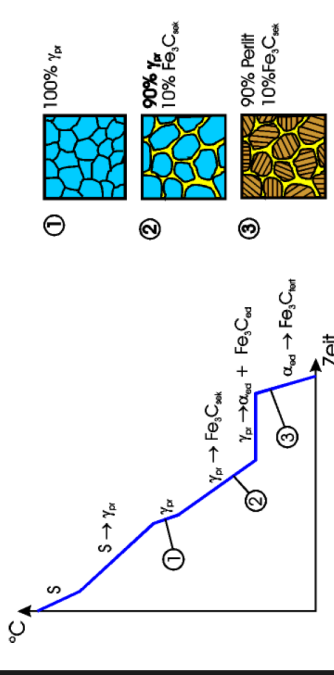
C: >0.02%
<0.8%



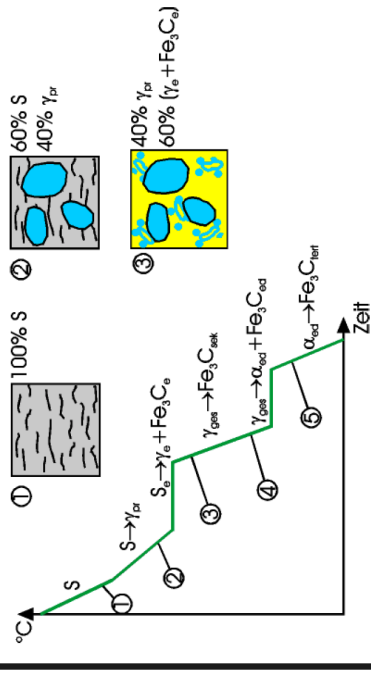
C: 0.8%



C: >0.8%
<2.06%



C: >2.06%
<4.3%



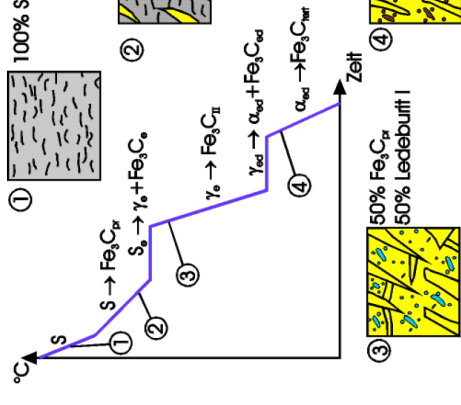
Fe₃C_{sek} (im Mikroskop nicht sichtbar)
31,4% γ_{Fe} + 8,6% Fe₃C_{sek} (nur aus γ_{Fe})
+ 60% Ledeburite I

γ_{Fe} + Fe₃C_e = Ledeburite I

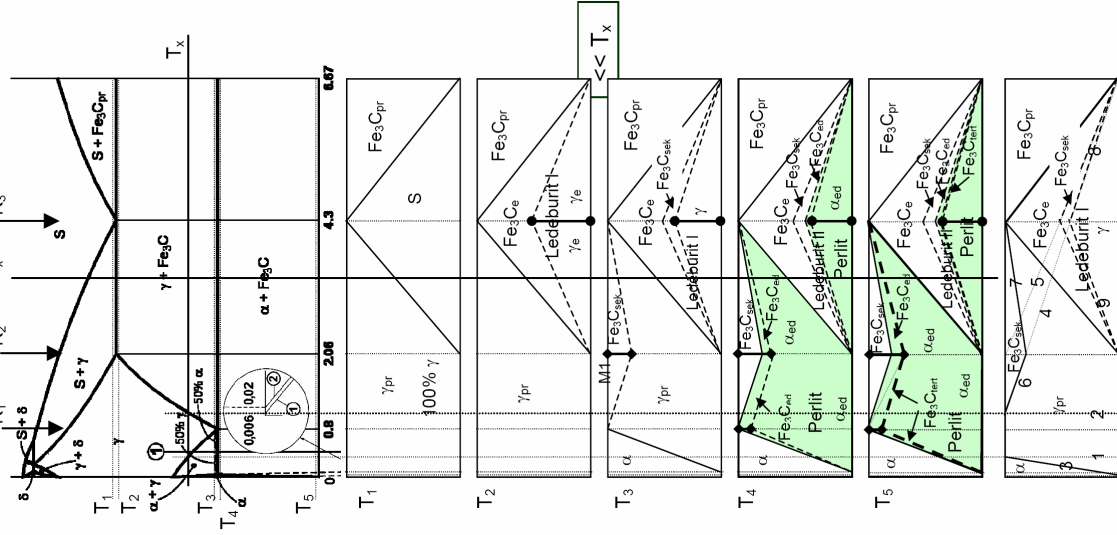
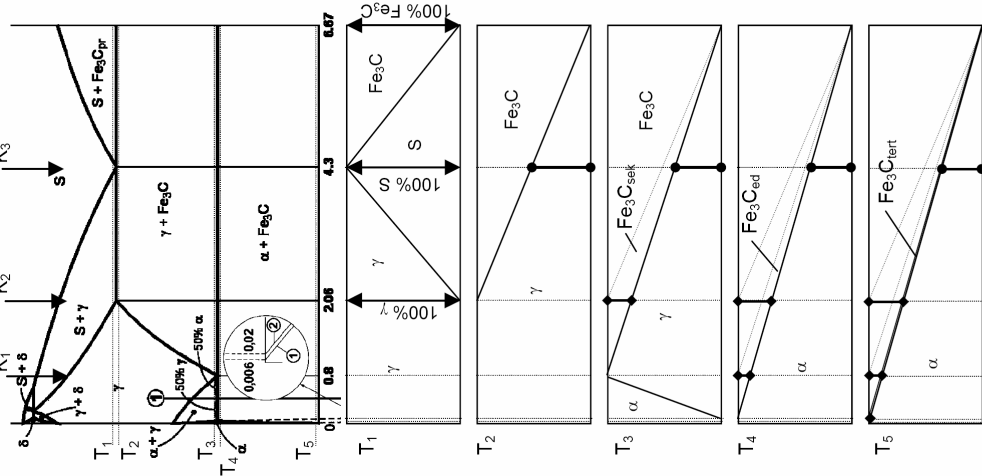
α_{ed} + Fe₃C_{ed} + Fe₃C_{sek} = Ledeburite II

31,4% Peilitt + 8,6% Fe₃C_{sek} (nur aus γ_{Fe})
+ 60% Ledeburite II

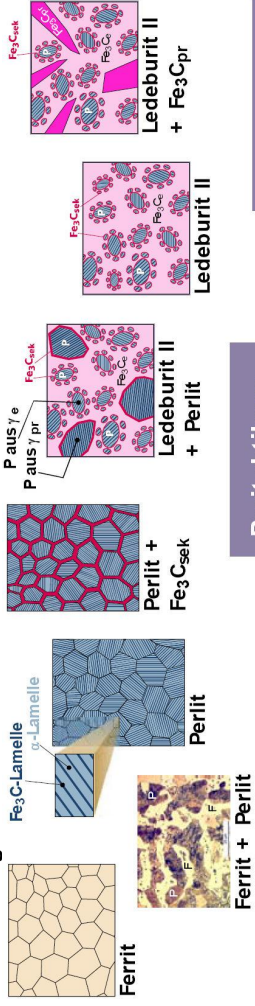
C: >4.3% < 6.7%



9.4. Mengendiagramm



9.5. Anhang



Phasen des Fe-Fe₃C-Systems

Mengendiagramm

- Ledeburit I:** 48.6 % Fe₃Ce, 51.4 % γ_e
- Ledeburit II:** 48.6 % Fe₃Ce, 11.0 % Fe₃C_{sek}, 4.7 % Fe₃C_{ed}, 35.7 % α_{ed}
- Perlit:** 11.7 % Fe₃C_{ed}, 88.3 % α_{ed}

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

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

Fremddiffusion, normale Diff.:	Minimierung ΔG über Entropieterm, Ausgleich Konzentrationsunterschiede	1. Gesetz: 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: $\underline{j} = -D \cdot grad(c)$ Δx 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	2. Gesetz: 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 α an Korngrenze → neuen Phase, Rand c_a aussen B-verarmt; c_0 innen; $x=r_{Korn}$ → bis c_a homogen

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

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

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

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

Erstarrung (Kristallisation)

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

Positiv ΔG_k $\Delta G_k = 4\pi r^2 \sigma$ $\leftarrow T$ -unabhängig
 Energie ~ Masse
 Für $r < r^*$: Oberflächenenergie für Wachstum grösser als frei werdende ΔG vom Volumen
 Totaler Energie
 Volumenenergie $= \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta g_V$ \leftarrow nimmt zu, wenn T abnimmt
 Negativ

$\sigma = \text{Grenzflächenenergie} < 0$
 $\Delta H_e = \text{Erstarrungswärme}$
 $\Delta T = \text{Unterkühlung } (T_S - T)$

#Kluster ($r > r^*$):
 $n = N_A \cdot \exp \left(-\frac{\Delta G(r^*)}{kT} \right)$
 $N_A = \# \text{Atome}$ $k = 1,3807 \cdot 10^{-23} \text{ J/K}$

Freie Enthalpie:
 Heterogene Keimbildung
 $\Delta G = a \Delta g_V \cdot n + (b\sigma - c\sigma_F) \cdot \sqrt[3]{n^2}$
 $a, b, c = \text{Formfaktoren}$
 $n = \# \text{beteiligter Atome}$
 $\sigma_F = \text{Oberflächenenergie Fremdkern}$

Vorkeime wegen **Kluster**: Zusammenballungen von Atomen in der Schmelze
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 Fremdkerne zu fördern ↑ **Keime = Korngrösse** ↓

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

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

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 Homogenisierungsglühn; Blockseigerung: durch Beruhigung

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

Wegen der Δc 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:
 ΔG_{fk-fl} und Bewegl. Atome (mit D) → beide abh. von ΔT

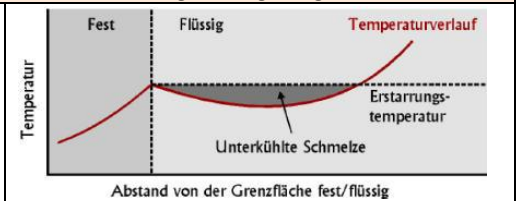
Kochen: Flüssigen Stahl in Kokillen → Fe flüssig viel O₂, fest kaum
 → verbrennt zu CO, Blasen (kocht), nimmt Verunreinig. mit (Si, Mn, S, P)
 → Δc führen zu schlechten mechanischen Eigenschaften
 T_s der verunr. Zone tiefer → Stahl **warmrissanfällig + „rotbrüchig“**

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 O₂); **Nachteil:** Kopflunker grösser
 Unber. nur Mn, beruhigt + Si (>15%) oder Al (>0.02%), stark beruhigt Si + Al

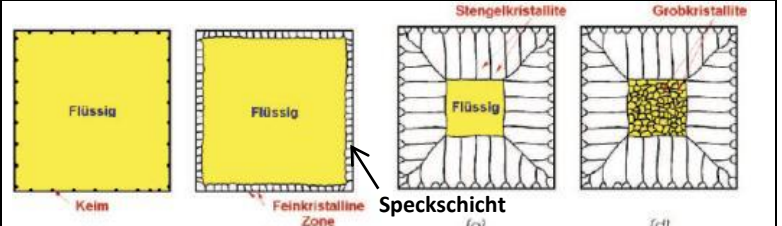
Dendritisch:
a) schwache Keimbildung: Schmelze unterkühlt → Erhebungen in unterkühlten Bereich → erstarren als Dendrite → Latente Wärme zu Schmelze
b) Seigerung hilft: Verunreinigungen v.A. an Front → dort T_s+ ΔT tiefer (T_s ortsabhängig!)

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



Giessen: Schmelze in Gussformen oder Kokillen

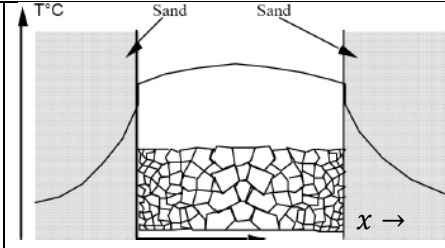
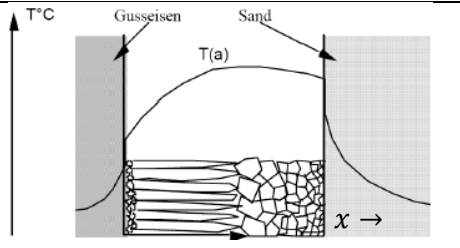
Rtg des Temperaturgradienten (für Wärmeabfuhr)
 → **Form der erstarrten Kristalle.**
 Wachstum in Rtg des Gradienten (v. kalt zu warm)



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)

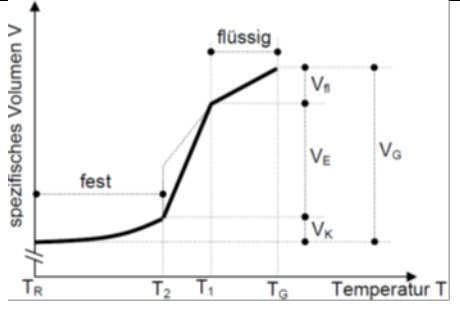
Erstarrungsgefüge: Erklärung: Gusseisen leitet Wärme besser ab als Sand



Abkühlung mit/ohne Kornfeiner (Graph)

Kornfeiner: Kleine heterogene Körner mit höherem T_s 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)

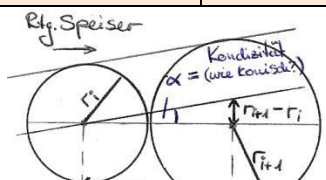
Vorteil eutektischer Gussflüssigkeit → optimales Fließvermögen:
 i) keine dendr. Wachstum (Keime und abgebrochene Dendriten verfangen sich)
 ii) tiefe T_s: Wärmeabfuhr langsam, verringert Schw. + Spannung (+ schon Form)

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>Aufgabe: Kristallseigerung</p> <p>Scheinbare Soliduslinie gibt mittlere Konzentration bei best. T</p> <p>Temperatur ϑ [°C]</p> <p>1500 1400 1300 1250 1200</p> <p>600 500</p> <p>A 10 20 30 40 50 60 70 80 90 B</p> <p>2.5% 15% W_B</p>	<p>Aufgabe: Energie im Spannungs-Dehnungs-Diagramm</p> <p>Beispiel W_{pl}:</p> <p>$W_g = 2983 \text{ N} \cdot 150 \text{ mm} = 447 \text{ J}$ $W_s = 2983 \text{ N} \cdot 2 \text{ mm} = 6 \text{ J}$ $W_c = \frac{1413 \text{ N} \cdot 150 \text{ mm}}{2} = 106 \text{ J}$ $W_e = \frac{1413 \text{ N} \cdot 2 \text{ mm}}{2} = 1 \text{ J}$ $W_{pl} = W_g + W_s + W_c + W_e = 561 \text{ J}$</p> <p>Oder Ludwik: $W_c = \int_0^{\Delta l_g} F dl = A_0 l_0 \int_0^{\Delta \epsilon_g} \sigma d\epsilon_{pl} = \frac{A_0 l_0 C \epsilon_{pl}^{n+1}}{n+1} \Big _0^{\Delta \epsilon_g} = \frac{A_g}{n+1}$</p> <p>$F_m = R_m \cdot A_0$ $F_{RP} = R_{p0.2} \cdot A_0$</p> <p>a, b als Parallelogr. c, d als Dreiecke</p> <p>$\Delta l = \epsilon \cdot l_0$</p> $\Delta l_{el} = \frac{R_m \cdot A_0}{E \cdot \left(\frac{A_0}{l_0}\right)} = \frac{R_m \cdot l_0}{E}$ $h = R_m \cdot A_0 \quad E_{el} = \frac{\Delta l_{el} \cdot h}{2}$ $A_g = \frac{\Delta l_{B1} - \Delta l_{B2}}{l_{01} - l_{02}} \quad \Delta l_g = l_0 \cdot A_g$ <p>Δl_e: $\Delta l_{Bruch} = l_0 \cdot A_g + \Delta l_{Einschnür}$</p> <p>Bsp: $W_a = \Delta l_g \cdot R_{p0.2} \cdot A_0$ Δl_e bei allen Stablängen gleich!!</p> <p>Stress-Var.: $W_{pl} = \frac{R_{p0.2} + R_m}{2} \cdot A_0 \cdot \Delta l_g$</p>
<p>Kristallerholung → Rückbildung der Eigenschaften nach Kalt-Umformung ohne Änderung des Korngefüges, rel. kleine Temp ($0.3T_s$):</p>	
<p>Vorgehen: Wärmebehandlung (Glühen) unterhalb der Rekristallisationstemperatur ($0.3T_s$)</p>	
<p>① Physikalische Eigensch. (elektr. Widerstand): Ausheilen der nulldim. Gitterfehler (Doppel-Leerst., Frenkeldefekt, Zw.Gitteratome) ② Mechanische Eig. (Härte, Streckgrenze): Änderung #Vers./Anordnung → müssen für Annihilation klettern (höhere Temp nötig)</p>	
<p>Kaltumformung – Werkstoff im Unglgw (mehr Gitterfehler, $\Delta G \uparrow$):</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>a) Versetzungsanordnung im verformten Kristall b) Versetzungsanordnung nach der Polygonisation</p> <p>ΔG_2 ΔG_1 $\Delta \rho_v$ $\Delta \rho_v$ ρ_v</p>
<p>③ Polygonisation (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 Zellbildung: In stark verf. Kristallen: Neuordnung Verset. Zellen/Subkörner: Gebiete mit geringer Versetzungsdichte Zellwände/Subkorngrenzen: Versetzungsanhäuf. zw. Zellen</p>
<p>Benötigte Temperatur: Abbau 0-dim. Fehler < Abbau Vers. ($\perp + T = 0$) < Klettern (Leerst. + Vers) < Polygonisation < Zellbildung</p>	
<p>Rekristallisation → Kornneubildung mit Keimbildung → vollständiger Abbau der Eigenschaften durch Verformung</p>	
<p>Primäre Rekristallisation:</p> <p>1. Keimbildung: Stellen höchster ρ_{Vers} → fehlerarme Kristallisationskeime 2. Wachstum: Wanderung der GrosswinkelKG</p>	<p>Ablauf: Bei Mindestverform. und –temperatur: Nach Inkubationszeit beginnt Rekristallisation</p>
<p>Treibende Kraft Korngrenzenbewegung: $\Delta \rho_{Vers} = \Delta$Energie zw. defektem und baufehlerfreiem Kristall (gesp. Verform. Energie) → Antrieb Rekr. -Front: Verkürzung Versetz.-linienlänge</p>	<p>$p_R = -\frac{dG_f}{dV} = -\frac{1}{A} \cdot \frac{dG_f}{dx} = Gb^2(\rho_{verf} - \rho_{rekr})$ $p_R = \frac{\text{Kraft}}{\text{Fläche}}$</p> <p>$dV$: umgewandeltes Volumen G_f: freie Enthalpie G: Schubmodul ρ: Versetz.-Dichte ! $G \neq G_f$</p>
<p>Temperatur Verformungsgrad = konst Rekristallisation Beginn Ende Inkubationszeit Glühzeit</p> <p>Temperatur Zeit = konst Rekristallisation Beginn Ende Minderdeformation Zell = konst $T_R = 0.4 T_s$ Verformung [%]</p> <p>$\Delta E, V/V_0$ $V(t, t_{klein})$ V_0 T_{gross} t z.B. $R_{p0.2}$</p>	<p>Rekristallisationsverhalten abhängig von:</p> <p>i) Verformungsgrad (Mindestverf. $\approx 1-5\%$) ii) Temperatur (Rekristallisationstemp $\sim T_s$) Metalle $T > 0.4 T_s$, kovalent gebundene WS (Keramik) $T > 0.5 T_s$ iii) Glühzeit (t bis Beginn Rekr. → Inkubationszeit)</p> <p>Geschw. Korngrenze: $v = kD \cdot Gb^2(\rho_{verf} - \rho_{rekr})$</p> <p>Inkubationszeit t_{RB}: $t_{RB} = t_0 \cdot \exp\left(\frac{H_R}{RT}\right)$</p>
<p>Korngrosse nach Rekristallisation: Unverformt: Ursprungsgefüge, meist fein Kleiner Verformungsgrad: Grobes Korn (wenig Keime) Mittlerer Verformungsgrad: mittleres Korn nach Rekristallisation Hoher Verformungsgrad: Feines Gefüge (viel ΔG → Antrieb für viele Keime)</p>	<p>H_R: Aktivierungsenthalpie t_0, H_R von ρ_{Vers} abhängig</p> <p>Rekristallisierter Volumenanteil: $\frac{V(t)}{V_0} = 1 - \exp(-at^m)$</p>
<p>Hohe T, kurze Glühzeit: viele Keime → feines Korn Lange Glühen, tiefer T: Kornvergrößerung, ev. Sekundärrekristall. (siehe unten) → Grobes Korn: 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 $\frac{V_0}{V(t)}$ (Grafik)</p>
<p>Kornvergrößerung, Sekundärrekristallisation: Veränderung des primär rekristallisierten Gefüges über KG-Wanderung</p>	
<p>Kornvergrößerung: gleich nach Primärrekr. (ohne Inkubationszeit!) → Allgemeines verschmelzen von kleinen Korngrenzen → verringert Festigkeit ($R_{p0.2}, \sigma_{Bruch}$) und Zähigkeit (Bruchschn.) 120°-Regel: KG-Lage stabil, wenn 120°-Winkel und Flächen gerade</p>	<p>Korngrossen in 1000 μ^2 400 300 200 180 160 140 120 100 80 60 40 0</p> <p>5 10 15 20 30 40 50 65 75 Verformung in %</p> <p>Primärrekristallisation Sekundärrekr.</p>
<p>Sekundärrekristallisation: bei hohen Temp & Verformungsgraden → nur einzelne Körner wachsen (rasches Wachstum erst, wenn ein Korn doppelt so gross wie die benachbarten Körner) Treibende Kraft: ΔG in feinem Gefüge → gleiche Formel wie Primär.</p>	
<p>Endeffekt:</p>	
<p>Glühen: → Verfestigung sinkt durch Versetzungen (Feinkorn verfestigt) Erholung und Rekristallisation: - R_p wird kleiner, weil Vers. therm. aktiviert → müssen Hindernisse überwinden - R_p wird geschw. –abhängiger, weil therm. Aktivierung Zeit benötigt - Verfestigung wird zerstört</p>	

Kontinuumstheorie erlaubt, Bauteilstrukturen innerseits mit den Randbedingungen zu berechnen.

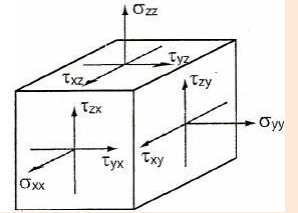
Kleinstes zulässiges Kontrollvolumen meist ca. 10^3 Atome Kantenlänge. Bsp. $\rho = \lim_{dV \rightarrow 0} \frac{dM}{dV}$ (Schwankung 10^{-3} ok)

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:

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



$\sigma = \underline{s} \cdot \underline{n}$ 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: $\underline{S}_t = \tau \cdot \underline{t}$

$\underline{S} = \underline{T} \cdot \underline{n}$
 $d\underline{F} = \underline{T} \cdot d\underline{A}$
 $\underline{n} = \begin{pmatrix} n_x \\ n_y \\ n_z \end{pmatrix}$
Innormiert!

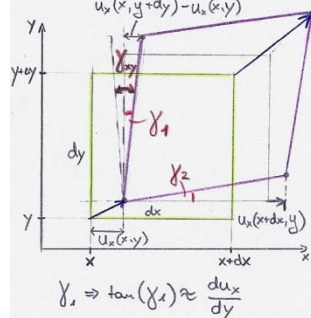
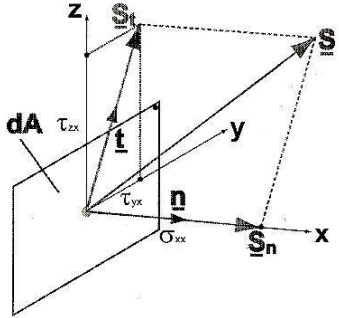
Dehnung $\varepsilon = \Delta l / l_0$

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:

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

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 Gesetz:

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

Gesetz:

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

Kompressionsmodul 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:

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

Mit Betrachtung Querkontraktion (z.B. σ 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 Materialien:

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

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

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

* Formel, falls z.B. Zug in z-Rtg, aber **Dehnung in y gehemmt**: zur Berechnung von σ_y (σ_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:

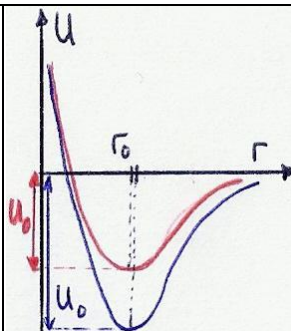
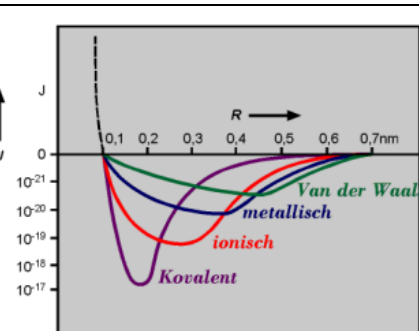
$F(r) = \frac{dU(r)}{dr}$

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 α (Wärmeausdehn.-koeff.)
- Bei asymmetrischem Potentialverlauf: $T \uparrow - r \uparrow$



Normalspannung σ „zu gross“ (Kohäsion überwunden): Bruch vs. Schubspannung τ 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 $A > A_0$

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

τ : Schubspannung an A in Rtg. g (durch σ 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 45° zur Zugrichtung die grössten Schubspannungen.	θ	45°	0°, 90°
	τ	= $\sigma/2$	= 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 τ_{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 <110> =12GS</p> <p>Al, Cu, Ni, Ag, Au</p>	<p>1E(0001)*3R<1120> 3GS</p> <p>3E(1010)*1R<1120> 3GS</p> <p>6E(1011)*1R<1120> 6S</p>
--	---

Gleitmöglichkeiten in einem krz-Gitter (110)-Ebene **Krz: 12 ok, 36 schwer**

6E {110}*2R <111>
=12GS

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

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 α , 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 τ_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 τ_c . Sie sind Träger der **Kaltverfestigung** (Verfest. durch Verformung).

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

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 γ **verändern das Volumen nicht!**

Massnahmen, um die Festigkeit eines Stoffes zu erhöhen:		Streckgrenzenerhöhungen, Verfestigung (-Härtung):	
i) Grundgitter mit hohem Schubmodul ii) kleiner Abstand der Hindernisse ii) Harte Hindernisse	Nach: $\tau = \frac{G b }{D}$	Mischkristall-:	$\Delta\sigma_M \sim \sqrt{c}$ $c = \frac{N}{V} = \frac{N}{Ah} = \frac{1}{D^2h}$
Hochfester Werkstoff: Harte Hindernisse können nicht durch Versetz. geschnitten werden. Hindernisse zur Streckgrenzenerhöhung: 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) $\Delta\sigma_T$		Versetzungs-:	$\Delta\sigma_V \sim A\varepsilon_p^n + B\varepsilon_p^n$ $\Delta\sigma_V \sim \sqrt{\rho_{Vimm}}$
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		Verfestigung , ausgedrückt durch Verformung/Versetzungsdichte	
		Teilchenhärtung: 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	
		Korngrenzen-:	$\Delta\sigma_{KG} = k_C \cdot \frac{1}{\sqrt{D_{KG}}}$ Petch-Hall-Gleichung
		→ Einfluss Korngrösse (D_{KG}) (gilt für tiefe T, bei denen Festigkeit KG (τ_{KG}) > Gleitfestigkeit Kristall): → mikrolegierte Feinkornbaustähle	
		Grundgleichung für Werkstofffestigkeit	$\sigma_S = \sigma_{\perp} + \Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_T + \Delta\sigma_{KG}$ σ_{\perp} : Minimale Spannung, um GS zu aktivieren

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

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

Diskontinuierliches Fliesen: Unstetigkeit im σ - ε -Diagramm → Lüdersdehnung

Streckgrenzenercheinungen wegen Spannungsabhängigkeit der Bewegungsgeschwindigkeit der Versetzungen

Binäre Cu-Legierung	Unlegierte Stähle	Whiskers	Al-Mg-Legierung	Al, Cu, 18/8 CrNi-Stähle	Plastische Dehnungsgeschw. bei Zug:	$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = \dot{\varepsilon}_p = N \cdot b \cdot v$
					N: #gleitfähige Versetz.	v : dessen Wandergeschw.
					Für kleine Verf. in Kristall mit wenig gleitfähigen Vers:	$N = N_0 + c \cdot \varepsilon_p$
					N₀: #gleitfähiger Versetz. in unverformtem Material	

a) **Lüdersdehnung:** Fremdatome erhöhen σ_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 ε_L : Bis Lüdersband über ganzes Stück, danach nimmt Fliessspannung σ_S wieder zu

Grund: Interaktion Fremdatome Versetz.

Schlecht für **Kaltumformung** → Ungleichmässiges Fliessverhalten (sprunghaft) → Fliessfiguren

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

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

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

Portevin-Le-Châtelier-Effekt (Sägezahnfließen): 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 Zwillingbildung: Bei tiefen Temperaturen und hoher Verformungs-Geschw. (**Explosion**)
→ Meist bei hexagonal (Zink) od. tetragonalen (Zinn) Gittern, selten krz: oft mit Knacken verbunden (**Zinneschrei, Zinkschrei**)

Wahre Spannung: k_f : Formänderungsfestigkeit	$\sigma_w = k_f = \frac{F}{A_{momentan}}$	Einkristallverformung	
→ Im Gleichmassdehnbereich richtige Spannung Nach Einschnürung: Spannung steigt infolge Verfestigung Kleine γ_{St}: kontinuierliche Verfestigung (Spannungssteigerung) Grosse γ_{St}: Spannungssättigung (γ_{St} : Stapelfehlerenergie)		Gleiten durch Versetz. (gut verformbar)	Durch mech. Zwillingbildung (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
Wahre (logarithmische) Dehnung:	$\varphi = \int_{\varphi(l_2)}^{\varphi(l_1)} d\varphi = \ln\left(\frac{l_1}{l_0}\right) = \ln(\varepsilon + 1)$		
Vorteil: Verschiedene Dehnungen → addieren (nicht auf l_0 bez.)			
Volumenkonstanz:	$V_0 = A_0 \cdot l_0 = A_1 \cdot (l_0 + l_0 \cdot \varepsilon_{pl}) = A_1 \cdot l_1$		
Gleichmassdehn.: $-\frac{1}{2} \varphi_g = \varphi_b = \varphi_h = \ln\left(\frac{d}{d_0}\right)$	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 $\varepsilon \ll 1$: $\varphi = \varepsilon$; ε : lin. Dehnung

Einschnürung: Am Punkt, wo als Erstes die Querschnittsabnahme 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 γ_{St} → mehr Stapelfehler → höhere Verfestigung bei Kaltverformung → Term $C \cdot \varphi^n$ wird grösser

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

Kriechen und Kriechbruch:

Kriechen: Fließen bei σ 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
		Die Verfestigung wird durch parallel laufende Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge verringert.

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

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

Versetzungskriechen (Klettern): Normalerweise: Versetzungen nur in Richtung \vec{b} Thermisch aktiviert auch $\perp \vec{b}$ → Kletterkraft $\tau_b \cdot \tan(\theta)$ $\theta = \angle$ Bewegung-Gleitebene	Diff.-unterstütztes Korngrenzengleiten: Bei hohen Temperaturen sind KG gleitfähiger als die Kristallite selber → Vorstehende Kornecken (Tripelpunkte) werden infolge lokaler Spannungsüberhöhung ausgeebnet.	Diffusionskriechen: $\dot{\epsilon}_S \sim \sigma$ Kleine Temp: Korngrendiffusion 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: Gitterdiffusion Nach Nabarro-Herring: $\dot{\epsilon}_S = \frac{C \cdot D_{KG} \cdot \sigma^n}{d^2} = \frac{C' \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q_{KG}}{RT}\right)}{d^2}$
Verknüpfung $\sigma - \dot{\epsilon}_{cr}$: $\sigma \uparrow - \text{Kletterkraft } \tau_b \cdot \tan(\theta) \uparrow - \dot{\epsilon}_{cr} \uparrow$		

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

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

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

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

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

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.

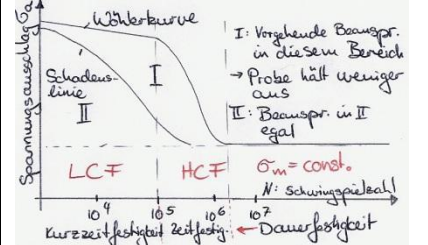
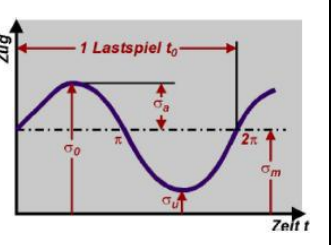
LCF: Low Cycle Fatigue, (Plasto-)Kurzzeitermüdung:
 - $\sigma >$ makroskopische Fließgrenze (auch plastisch verformt)
 - plastische Wechselverformung
 - kleine Anzahl Lastwechsel bis Bruch

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.: σ_o / σ_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. $\sigma_m = \sigma_a$ (σ_o oder σ_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

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

ε_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 σ 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

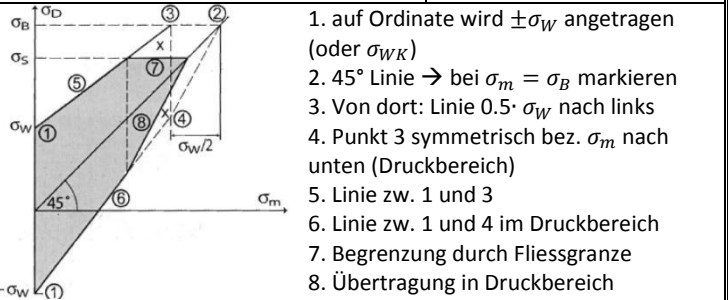
Beanspruchung und Smithdiagramm mit Formfaktoren

(Diagramm vereinigt Dauerfestigkeit für viele versch. σ_m)

α_k : Einfluss Kerbe auf Spannungsfeld $K_W = \frac{1}{b_0 b_1 \delta_{Wk}}$
 K_W : Einfluss Kerbe auf Wechselfestigkeit

σ_W : Wechselfestigkeit (σ_a bei $\sigma_m = 0$)
 σ_B : Bruchfestigkeit (auch R_m)
 σ_S : Fließ- oder Streckgrenze ($R_{p0.2}$)

	$\sigma_{max} = \alpha_k \cdot \sigma_n$	Nennspannungen	Kerbspannungen
Beanspruchung	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.:	$\sigma_{na} = \frac{\sigma_{no} - \sigma_{nu}}{2}$	$\sigma_{ka} = \alpha_k \cdot \sigma_{na}$



1. auf Ordinate wird $\pm\sigma_W$ angetragen (oder σ_{WK})
 2. 45° Linie → bei $\sigma_m = \sigma_B$ markieren
 3. Von dort: Linie 0.5 · σ_W nach links
 4. Punkt 3 symmetrisch bez. σ_m nach unten (Druckbereich)
 5. Linie zw. 1 und 3
 6. Linie zw. 1 und 4 im Druckbereich
 7. Begrenzung durch Fließgrenze
 8. Übertragung in Druckbereich

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

Beanspruchungsfrequenz egal, solange nicht Probe erwärmt.

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

Aufgabe: Einfach schauen, dass Belastungen innerhalb Smith

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

Schadensakkumulationshypothese & Betriebsfestigkeit

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

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

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

N_{Bi} : Bruchlastspielzahl für i-te Beanspruchungsbedingung

→ Beanspr. von N_i Zyklen (bei der Spannung wäre Bruch bei N_{Bi})

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

Kerbst.-Faktor c

1. Spannungsausschläge im Dauerfestigkeits-Bereich:

Beanspruchung: Zug-Druck Biegung Rundstab Biegung Flachstab Torsion Rundstab

Haibachgerade beschreibt Verhalten in Dauerfestigkeit

Wert: 1 1.7 1.5 1.3 (τ_F statt σ_S)

2. Reihenfolge der Beanspruchungen:

Sicherheit: Mit Formzahlen α_k Mit Kerbwirkungszahl β_k

Hochtrainieren: Vorherige Wechselbeanspr. bei einer Spannung $\sigma_a < \sigma_D - \sigma_m$ steigert Dauerfestigkeit.

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

Grund: Reckalterung: → Fremdatome können wandern und Versetzungen blockieren

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

→ Fremdatome können wandern und Versetzungen blockieren

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

σ_{AK} aus Gestaltsfestigkeitsdiagramm: σ_{km} : zugehöriges σ_{AK}

σ_{AK} aus Gestaltsfestigkeitsdiagramm: σ_{km} : zugehöriges σ_{AK}


σ_{AK} aus Gestaltsfestigkeitsdiagramm: σ_{km} : zugehöriges σ_{AK}

σ_{AK} aus Gestaltsfestigkeitsdiagramm: σ_{km} : zugehöriges σ_{AK}

σ_{AK} aus Gestaltsfestigkeitsdiagramm: σ_{km} : zugehöriges σ_{AK}

σ_{AK} aus Gestaltsfestigkeitsdiagramm: σ_{km} : zugehöriges σ_{AK}

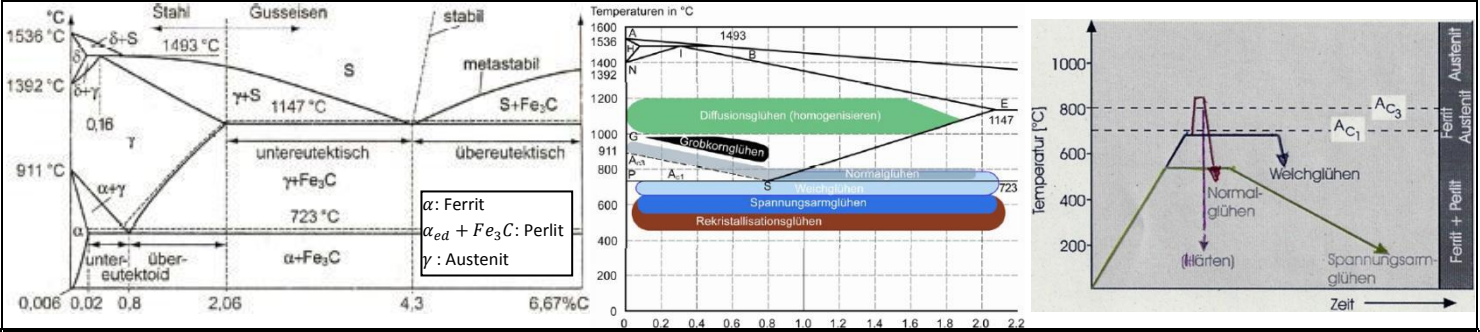
σ_{AK} aus Gestaltsfestigkeitsdiagramm: σ_{km} : zugehöriges σ_{AK}

Betriebsfestigkeit:		Basisjahr 2011	
Belastungskollektive: 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
		Lebensdauer Bauteil: $\frac{1}{D_{BK}}$: #ertragbarer Kollektive	$T_L = \frac{1}{D_{BK}} \cdot T_{BK}$
Gestaltfestigkeit: Begriffe und Einflüsse auf Dauerfestigkeit			
Gestaltfestigkeit:	Dynamische Festigkeit eines Bauteils beliebiger Gestalt und ungleichförmiger Belastung		
Stützwirkung:	Je steiler Spannungsanstieg, desto stützt Umgebung (Fließgrenze steigt) Statische: Einfluss Bruch-, Fließgrenze; Wechselfestigkeitsverhältnis δ_{Wk} : Erhöhung Kerbwechselfestigkeit		
Oberfläche b_s:	Rauhe Oberflächen erleichtern Rissinitiierung, wirken wie Mikrorisse.	$b_s \downarrow$ – spröde \uparrow – Rissbildung \uparrow	
Größenfakt. b_0:	Grosse Teile halten σ_w schlechter aus, da eher Fehler (Poren, Mikrorisse...)	$b_0 \uparrow$ – Fehler \uparrow	
Kerbwirkung:	Spannungsüberhöhung bei Kerbe	$\alpha_k \uparrow$ – Übergangsradius \downarrow – $\Delta\sigma_d \uparrow$	
Zugspannungen immer gefährlicher als Druckspannungen		Reibungsüberlagerung bei σ_{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			
Ermüdungsbruch – 4 Bereiche: Stabilität ist Frage der Energieaufnahme			
a) Lokalisierung, Verfestigung : $\sigma < \sigma_F$, Rissbildung ausschlaggebend, Verteilung Vers. inhomogen \rightarrow Gleitbahnen (Gleitverform. lokalisiert) b) Risskeimbildung (Schadenslinie): Bei wiederholtem Gleiten der gleichen Versetzungen entstehen persistente Gleitbänder Risskeime entstehen durch: Extrusionen und Intrusionen mit Bildung von Kerben, Inkompatible Verformung benachbarter Körner, Debonding von Harten Einschlüssen, Brechen harter Einschlüsse c) Stabile Rissausbreitung: Riss geht immer von Ort mit Spannungskonz. aus, hier: pro Zyklus um konstanten Betrag (Ripples, ev. Rastlinie) d) Instabile Rissausbreitung: durch c) verändert sich Belastung auf Querschnitt \rightarrow Riss breitet sich unhaltbar aus \rightarrow Restgewaltbruch			
Rissbildung: zuerst 45° , dann \perp Zugrichtung		Charakteristisch für Ermüdungsbruch:	
Rastlinien:	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)	
Schwingungstreifen (Ripples):	#Lastspiele = #Ripples		
		Ermüdungsfeste Werkstoffe:	
		1) hohe Zähigkeit 2) tiefe γ_{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.



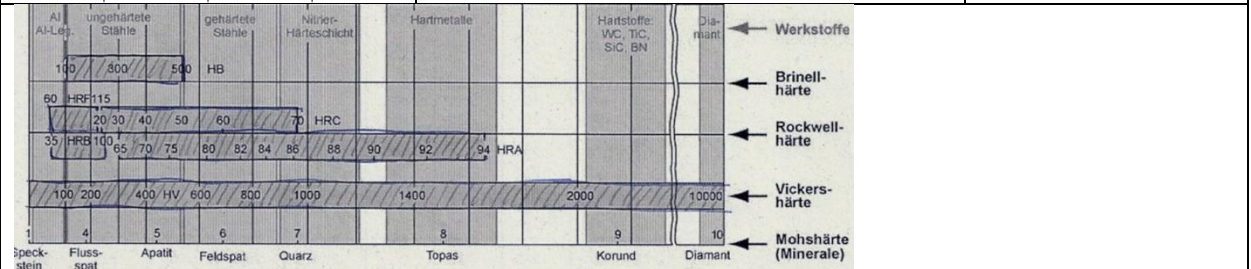
Glühverfahren	Ablauf	Wirkung	Ziel
Rekristallisationsglühen Zwischenglühen	Unterhalb Ac1 ohne Phasenumwandlung	Neubildung Gefüge durch Rekr. (nach Kaltverf.) → feines Korn, tiefe T (über 0.4 T _S) nach Verform.	Aufhebung Effekte der Kaltverformung in Stählen
Normalglühen 	Untereutektoid: über Ac3 Übereutektoid: über Ac1 mit Phasenumwandlung	Zweifach Umwandlung (2x feineres Korn) Hohe Unterkühlung um Umwandlungstemperatur Beseitigung von Widmanstättenischem Gefüge	Feinkorn Abbau Eigenspannungen Bessere Zerspanbarkeit
Korngröße bei Normalglühen ↓ - Ausgangskorngröße ↓ - Erwärmungsgschw. ↑ - Glühzeit ↓ - Glühtemperatur ↑ - Abkühlgeschwindigkeit ↑			
Weichglühen (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
Spannungsarmglühen Berechnung: siehe Fließen 	Unterhalb Ac1 Ohne Phasenumwandl.	Senkung Fließgrenze, damit Eigenspannungen durch Kriechen/Relaxation abgebaut. ($\epsilon_{el} \Rightarrow \epsilon_{pl}$)	Ausbildung des Verzuges vor der Endbearbeitung
Diffusionsglühen 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
Tempern	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

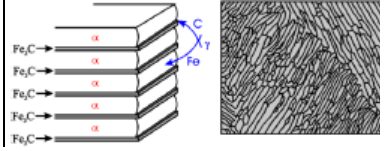
EN ISO 6506/7/8	Prüfverfahren	Sonstiges	Formel
Brinellhärte HB 100-610 $R_m \approx 3.38 \cdot HB$	Kugel Mittlerer Durchmesser d des Abdrucks	D = Durchmesser Kugel d = Durchmesser Abdruck F = Prüfkraft $B = \frac{0.102 \cdot F}{D^2}$	$HB = \frac{0.102 \cdot F}{A} = \frac{0.204 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$ $d = \left[D^2 - \left(D - \frac{0.204 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot HB} \right)^2 \right]^{1/2}$
Bezeichnung: 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 $d = \frac{d_1 + d_2}{2}$ $A = d^2$	$HV = \frac{0.102 \cdot F}{A} = \frac{0.204 \cdot \sin(68^\circ) \cdot F}{d^2}$
Universellstes Prüfverfahren: Man kann weiche und sehr harte WS messen, sowie Messung kleinster Proben (Bis 1 Korn!) Bezeichnung: 210 HV50/30 => 210 HV, F = 490 N = 50 kp, Einwirkdauer 30 s			
Knoophärte	Ähnlich Vickers: 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 ₀ = Vorlast, 98N F ₁ = Prüflast, je nach WS	→ Messung schnell → gut für Serienprüfung $HRC = 100 - \frac{e}{0.002}$ Für HRB 130 statt 100
Verfahren und zugehörige Prüflast [N]		1. Zuerst mit Vorlast 98N durch Oxid-/Walzschicht 2. Prüflast einige sek. → Tiefe a 3. Wieder Vorlast → Tiefe b	
Häufigstes: HRC Hartmetalle: HRA	HRC 1373.0	HRA 490.3	HRB 882.6
		HRF 490.3	



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

Keimbildung und Wachstum erfolgen durch Diffusion: $v_{abkühl} \uparrow$: γ -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
 γ – Perlit Umwandlung nur noch teilweise and gew. Stellen
 → globulitische, strahlenförmig eingeformte (wie Seeigel) feinst-perlitische Gefüge



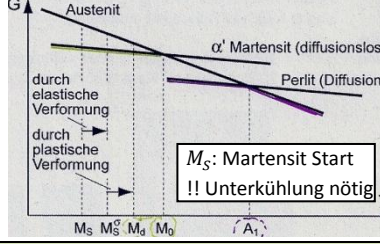
Abstand Fe_3C -Lamellen $d \sim \frac{15}{\Delta T} \mu m$

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

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



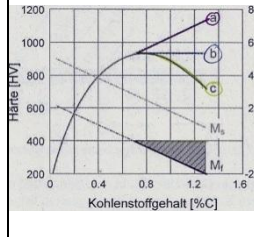
Umwandlungstemperatur:
 Martensitbildung beginnt bei M_S und schreitet erst bei sinkender Temperatur fort. Beendet bei Temperatur M_f .
 $v_{abkühl}$ keinen Einfluss auf Bildung, solange keine Diffusion.
 M_S beeinflussbar ... Grundsätzlich: Was σ_S erhöht, senkt M_S

M_S	Martensitbildung nur mit Unterkühlung ΔT
M_S^σ	Bildung unter Beanspruchung (Spannung)
M_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 ϵ -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 ϵ -Karbide
 3. Stufe ($260^\circ - 360^\circ C$) ⇒ $\Delta\sigma_M \downarrow - \Delta\sigma_V \downarrow - \Delta\sigma_T \downarrow$
 Zähigkeit \uparrow – Härte \downarrow : ϵ -Karbide → Fe_3C
 4. Stufe ($500^\circ - 600^\circ C$) ⇒ $\Delta\sigma_T \uparrow$
 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

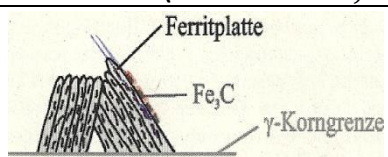
Verformungsinduzierter Martensit
 Umwandlung oberhalb M_S möglich → Keimbildung durch pl. Verform.

- 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

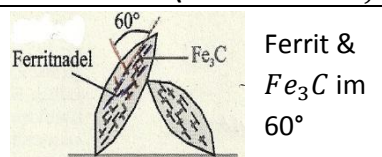
Umwandlung in der Zwischenstufe → Bainit

- $v_{Abkühl}$ zwischen Diffusion und Martensit → Zwischenstufengefüge
1. Martensitische Umwandlung (diff-frei) $\gamma \rightarrow \alpha_{\text{übersättigt}}$
 2. Nachdiffusion über kurze Wegstrecken (C-Diffusion)

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

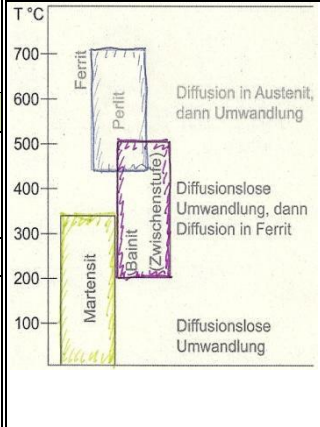


Unterer Bainit ($\approx 250 - 350^\circ C$)

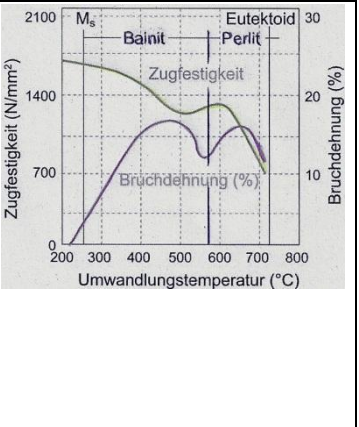


Übersicht: Einfluss der Umwandlungstemperatur

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 VS. Temp \downarrow – $v_{Diff} \downarrow$ → Nase: bei best. Temperatur minimale Umwandlungszeit Bedingung: Genug Keime $f(\Delta G)$ und $v_{Diffusion}$ gross genug	$v_{Umwandlung}$: Triebkraft (ΔG) * 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
 → Umwandlungsstop:
 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 γ -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

ZTU bei welchem C-Gehalt? (auch isotherm)	Ferrit: C < 0.8% Nur Perlit: C = 0.8% Fe ₃ C: C > 0.8%	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. Abschreckung , so dass M_s erreicht, bevor Diffusionsprozesse mit Ferrit, Bainit etc. einsetzen. (kritische $v_{Abkühl}$) 3. ev. Anlassen → Details siehe letzte Seite	Bemerkungen: - \uparrow C-Gehalt (bis 0.8%) – Härte \uparrow - Stähle für Härtebehandlung deshalb viel C - Max. Härte bei unlegierten Stählen ≈ 65 HRC - höhere Materialdichte: $v_{abkühl} \downarrow$	Durchhärtebarkeit: - 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 σ_s/σ_B , Kerbschlagarbeit α_k , Bruchdehnung +

Beurteilung gemäss Streckgrenzenverhältnis σ_s/σ_B , Kerbschlagzähigkeit, Bruchdehnung + Brucheinschnürung

Anlassvergüten: - Härten mit nachfolgendem Anlassen auf Temperaturen zwischen 450°C und 600°C - Mindestmartensitanteil (50% bei legierten, sonst noch mehr) - braucht ferritfreien Gefügezustand - Am Besten, wenn vorher durchgehärtet	Problem: Anlasssprödigkeit: → bei 450-600° sehr spröde, Umformung dann nicht möglich Lösung: Zwischenstufenvergüten (isothermes Vergüten) Anstatt Martensit, 100% Bainit → kein Anlassen nötig Patentieren (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
Wirkung: Zugfestigkeit $R_m \downarrow$ – Streckgrenze $R_e \downarrow$ Bruchdehnung, - einschnürung, Kerbschlagarbeit \uparrow	

Thermochemische Behandlung → sehr hohe Festigkeiten bei begrenzter Duktilität

Kontrolliertes Walzen: Herstellung von Blech aus hochfestem, schweisbarem Stahl i) über Ac3 erwärmen ii) plastische Verformung mit Rekristallisation iii) Umwandlung und Ausscheidung bei ii)&iii): $\gamma_{verformt} = \alpha_{rekrist} + \text{Teilchen}$	Austenitformhärten (Ausformstähle): Ziel: Gefüge mit möglichst vielen Vers.-Hindernissen 1. Über Ac3 erwärmen, unterkühlen zw. Perlit & Bainit 2. Dort plastisch. Verform. ohne 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 Glühtemp. und -dauer

Borieren:

- Bei 800°-1000°C
- Boride → sehr hohe Festigkeit

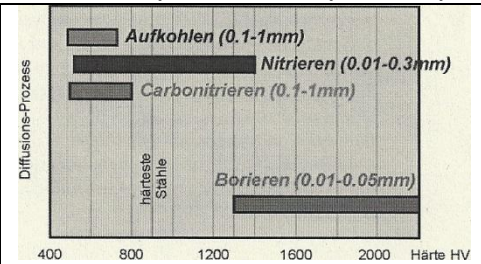
Nitrierhärten:

- 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 ΔG → Teilchenabstand sinkt, Streckgrenze auch

Ausscheidungsvorgang:

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

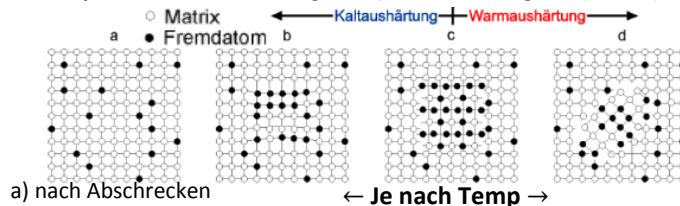
Kohärente, teilweise kohärente und inkohärente Teilchen → Art & Geschwindigkeit der Ausscheidungen ist T-abhängig

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.)

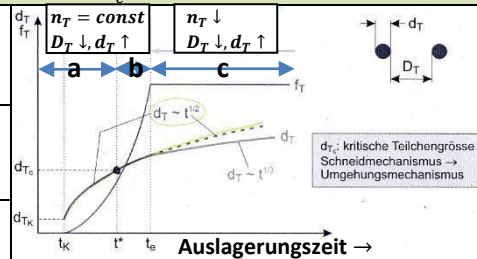
→ kohärente Teilchen führen nicht zu Anrissen
→ Bei der homogenen Keimbildung ist keine Aktivierung (τ_{krit}^*) notwendig

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

Durchmesser Teilchen d_T :

Während Ausscheidung: $d_T \sim \sqrt{t}$

Nach Ausscheidung (Ostwald): $d_T \sim \sqrt[3]{t}$

t_K : Inkubationszeit, t_e : Beginn Ostwald

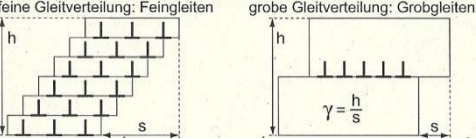
n_T : Teilchenanzahl $T_A \uparrow - n_T \downarrow$

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

Möglichst viele Teilchen ausgeschieden, noch keine Vergrößerung. 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:

- τ_c verringert sich
- Konzentration von Vers. (Aufstau)
- grobe Gleitverteilung, spröde

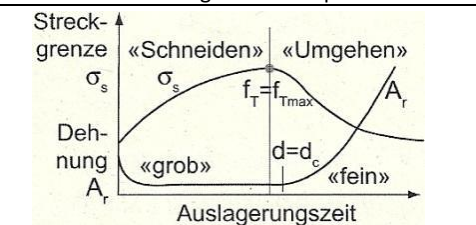
$$\tau_S = \frac{\tau_c}{(D_T + d_T)^2} \cdot \left(\frac{d_T}{2}\right)^2 \cdot \pi \cdot i$$

Umgehen:

- Verfestigung in allen Ebenen, Klettern
- feine Gleitverteilung

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

i = #Teilchen (! Anteil), τ_c : Scherfestigkeit, τ_U , τ_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 (Warmaushärtung)
- Reckalterung:** Verspröden des Stahles nach Kaltverformung wegen Einwandern von Fremdatomen in die vermehrten Versetzungen. (Härte - Kaltaushärtung)
- Blausprödigkeit:** Sonderfall Reckalterung: Fremdatome wandern schon während Verformung ein. → Abfall Dehnungswerte und $\sigma_B \uparrow$

Härteverlauf:

Kaltaushärtung: Härte mit Sättigungswert

Warmaushärtung: 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
niedriglegierte Stähle:	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 _Ü			+	-	+	-	-		-
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 γ -Gebiet:
 → 18%Cr und 8% Ni: umwandlungsfrei austenitisch
 - verhindert Ausscheidung v. KG-Karbid, 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, $0 < C < 0.6\%$)

Einsatzstähle: ($0.1 < C < 0.25\%$)	- harte, verschleissfeste Oberfläche → Aufkohlen, Einsatzhärten - Kern hohe Zähigkeit nach Wärmebehandlung - Festigkeitssteigerung mit Mn, Cr, Mo, Ni	Automatenstähle: → 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
Vergütungsstähle ($0.25 < C < 0.55\%$)	- hohe Festigkeit mit guter Zähigkeit - Legierungselemente, damit kritische $v_{Abkühl}$ ↓ → Durchhärthbarkeit, Festigkeit ↑ Ni für Zähigkeit ↑, Übergangstemperatur ↓	Korrosionsbeständige Stähle (Cr>12%):	- 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.
Nitrierstähle: (Elektrolytenstahl)	- verschleissfeste Oberfläche (Fressen), Kern zäh - Leg.-El. für Festigkeit ↑, Zähigkeit ↑ - Al und V als Nitridbildner	Warmfeste Werkstoffe (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:

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

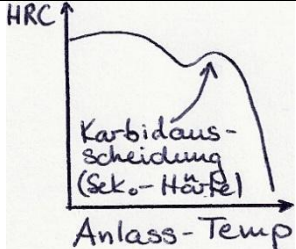
- Festigkeit und Verschleisswiderstand auch bei hohen Temp → Sonderkarbide mit geringer Verschweissneigung (W, Mo, V, Cr)
- Ni: Zähigkeit und Durchhärtung, Si: Dauerfestigkeit und Anlassbeständigkeit
- Hohe Wärmeleitfähigkeit & Zunderfestigkeit (wegen Thermoschock)

Kaltarbeitsstähle (54-64 HRC)

Unlegiert	- gute Verschleissfestigkeit - hohe Kernzähigkeit - hoher C-Gehalt (übereutektoid: harter Zementit) - Anlassen bis 200°C (Karbide + Rest- γ -Zerfall)	Legiert:	- 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																																	
Gussqualität	Hauptsymbol für Verwendungszweck		Mindeststreckgrenze	Kerbschlagzähigkeit oder Angabe über die Beruhigung				spezielle Eigenschaften																																	
(sonst leerlassen)	S	Stahl für Stahlbau	Mindeststreckgrenze = maximale Spannung bevor plastisches Fließen eintritt	Kerbschlagzähigkeit: Kerbschlagarbeit T <table border="1"> <tr> <th>27J</th> <th>40J</th> <th>60J</th> <th>in °C</th> </tr> <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> </table>				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
	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																																						
			T=Prüftemperatur				S	für Schiffsbau																																	
			Beruhigung:				T	für Rohre																																	
							<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	W	Wetterfest																					
G1	unberuhigt																																								
G2	beruhigt																																								
G3	stark beruhigt																																								
G4	sehr stark beruhigt																																								
							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:

St	37
Festes Symbol	Mindestzugfestigkeit für kleinstes Erzeugnis in kp/mm ²

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

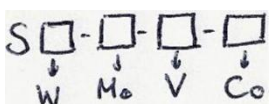
42	CrMn	4
C-Gehalt Faktor 100	Legierungsbestandteile Absteigend nach Gehalt Max 5% !	Verschlüsselung Gehalte: Gehalt x Faktor = Zahl
		x4 Co Cr Mn Ni Si W
		x10 Al Be Cu Mo Nb Pb Ta Ti V Zr
		x100 C Ce N P S
		x1000 B

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

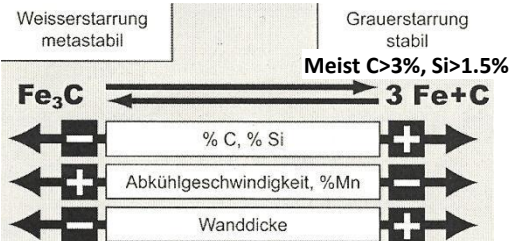
Bezeichnung gleich wie Stahlwerkstoffe mit „G“ vorgehängt:

- 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 perlitische Grundmasse**
- meliert:** 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)

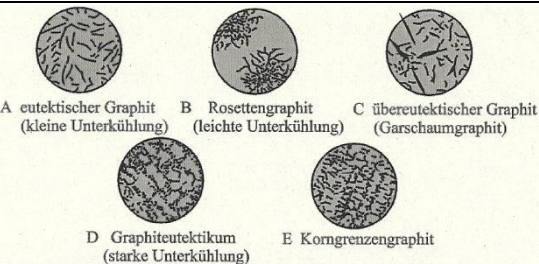
Materialdämpfung ↑ – Grenzfläche Graphit-Grundmasse ↑, also GJL>GJS

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 ↓



Charakteristische Ausbildungsformen des Graphits

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

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

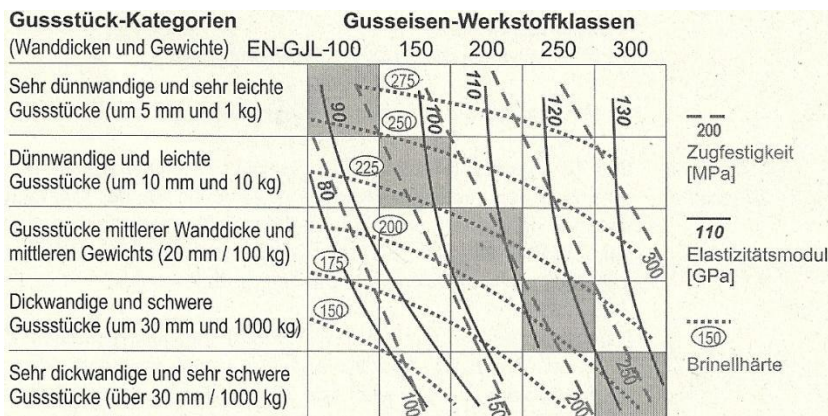
Gusseisendiagramm → Collaud-Diagramm

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

Gleiche Matrix = Gleiche Festigkeitswerte für DRUCK

Graue Felder: am besten vergiessbar, perlitisch **Collaud-Diagramm**

Gute Bearbeitung: <240 HB



Bemerkungen:

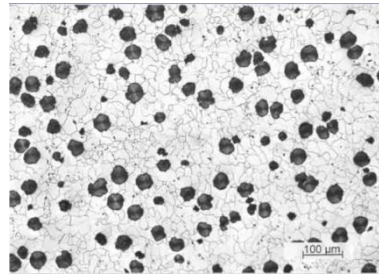
- Zahlen Collaud-Diagramm (z.B. Wanddicke) für Mitte von Feld, lineare Veränderung

grobkörnig, ferritisch ← ... → feinkörnig, lunkeranfällig, karbidisch

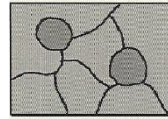
Zugfestigkeit der mitgegossenen Probe von 30 mm Ø [MPa]*	100	150	200	250	300
Sättigungsgrad	1.10	1.04	0.98	0.92	0.86

* entspricht einer massgebenden Wandstärke von 15 mm

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

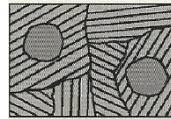


EN-GJS-400



ferritisch

EN-GJS-700



perlitisch

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

Eigenschaften von Kugelgraphit (GJS):

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

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

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

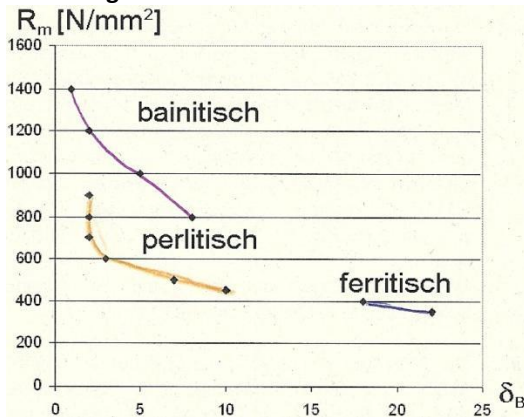
- Zugfestigkeiten bis 1400 MPa!
- austenitisieren und schnelles Abkühlen (Zwischenstufenvergüten)

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:



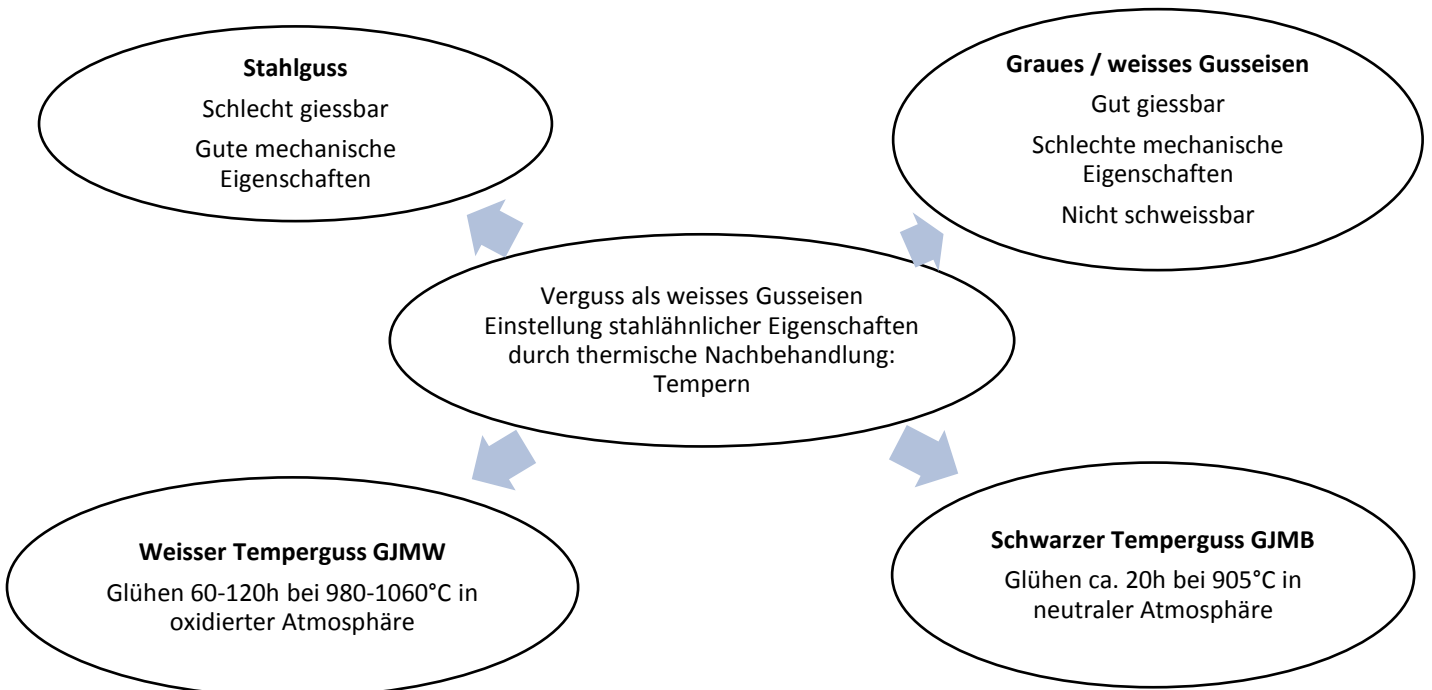
Weisser Temperguss (GJMW):

- 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

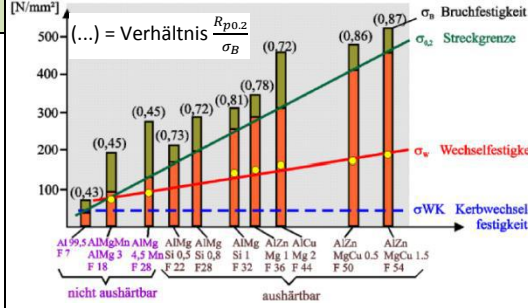
Alte Bezeichnung	Neue Bezeichnung	Werkstoffnr.	Eigenschaften	Gültig bei
DIN 1691	(SN) EN 1561	(SN) EN 1561		
GG10	EN-GJL-100	EN-JL1010	Rm= 100 N/mm ²	Wandstärke 15 mm
GG35	EN-GJL-350	EN-JL1060	Rm=350 N/mm ²	Wandstärke 15 mm
GGG35	EN-GJS-350-22	EN-JS1010	Rm=350 N/mm ² A=22%	Wandstärke 15 mm
GGG70	EN-GJS-700-2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

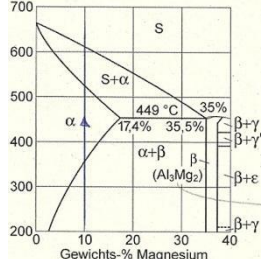
- MK-Härtung: gelöste Fremdatome
 - KG-Härtung: Feinkorn
 - Versetzungs-Härtung: Kaltverfest., Kornfeinung
 - Teilchenhärtung → nur bei aushärtbaren Leg.
- Verfestigung durch Ausscheidung v. Teilchen, Ausscheidungshärtung möglich Teilchen, die Plus-Minus-Regel genügen und AlCu (Teilchen dort genügend 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 (α), die übrigen Leg.-Elemente werden zu einer zweiten Phase ausgeschieden (β – hier Al_3Mg_2).
 β : hohe Oberflächenenergie bez. Matrix, Ausscheidung metastabil
→ **Keine** Festigkeitssteigerung durch diese β – 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.

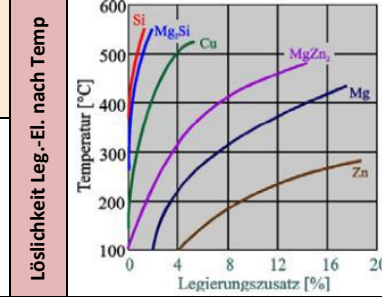
MK-Härtung sehr gut bei **AlMg-Leg:**
Keine Ausscheidung bis 5% Mg (aber auch Versetzungs-, KG-Härtung)

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 α 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)

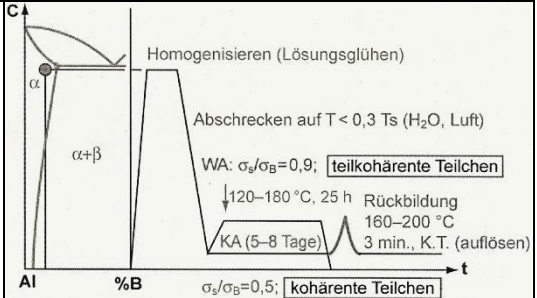
1. Lösungsglügen: (siehe oben)
 $\alpha + \beta \rightarrow \alpha$ (reine Phase unter Eutektikalen!)

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 Glüh-Temp. 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 (Kaltauslagern) $\frac{\sigma_s}{\sigma_B} \approx 0.5$
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 Kaltauslagertung.

3. Warmauslagern (Warmauslagern) $\frac{\sigma_s}{\sigma_B} \approx 0.9$
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 ↓ – σ_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:**
Anodische Oxid. Eloxieren
10 – 20 μm dicke Oxidschicht wird durch anhängen an **Gleichstromquelle** in einem H_2SO_4 -Bad gebildet
Schicht ist **porös** → Poren schliessen durch:
- Quellprozess in kochendem Wasser (Verdichten, **Sealing**)
- korrosionsfeste Lacke. (dekorativer Effekt durch Farbe mögl.)
Hartanodisieren: Oxidschicht bis 100 μm (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 ν	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 Inicht bei Druck & T hoch
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.
Bedeutung	Leg-System	0: Original (99% Al) 1-9: Abwandlung	Al-% (nur 1000er) Serie		Nationale Variante	Verfestigungszustand	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	Masseln
C	Gussstücke
M	Vorlegierungen
W	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		Energie/Frequenz Phononen:	$E = \frac{hc}{\lambda} = h\nu$					
		$h = 1.055 \cdot 10^{-34} \text{ Js} = 6.582 \cdot 10^{-16} \text{ eVs}$						
Molare Wärmekapazität (Molwärme): Energie, um T um 1° zu erhöhen. Bei hohen T (Metall bei RT, Keramik ca. 1000°): $C_{p\text{lim}} = 3R = 25 \text{ J/mol} \cdot \text{K}$		Spezifische Wärmekapazität: $C_p = \frac{\text{Molwärme}}{\text{Molmasse}} \left[\frac{\text{J}}{\text{kgK}} \right]$						
Metall	Fe	Al	Cu	Ti	Ni	Mg	Wärmemenge Q:	$Q = C_p \cdot m \cdot \Delta T = m \cdot \Delta H$
$C_p \left[\frac{\text{J}}{\text{kgK}} \right]$	460	920	380	530	440	1005	Aufgaben mit Mischung von Stoffen:	$\Delta H_1 + \Delta H_2 = 0$ $m_1 \cdot c_{p1} \cdot (T_x - T_1) = m_2 \cdot c_{p2} \cdot (T_2 - T_x)$
Thermodynamische Grundgleichung: $G(T) = H(T) - T \cdot S(T)$								Es wird immer das $C_p(T)$ der zu untersuchenden Phase betrachtet.
Wärmeausdehnung: Bei asymmetrischem Potentialverlauf: $T \uparrow - r \uparrow$ → Wärmeausdehnungskoeffizient nimmt mit steigendem T zu.								$H(T) = H(0) + \int_0^T C_p(T) dT$ $S(T) = S(0) + \int_0^T \frac{C_p}{T} dT$
$\Delta l = \alpha l_0 \Delta T \rightarrow T_t = T_0 - \frac{\sigma}{E \cdot \alpha}$								Lineare Wärmedehnung α : Wärmedehnungskoeff.

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

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

Bändermodell:	Elektronen werden nicht einzeln auf Orbitalen, sondern alle zusammen in Energiebereiche (Bänder) betrachtet	
Grund-/Valenzband:	Als letztes mit Elektronen besetztes Band (d.h. Energieband der äussersten Schale)	
Verbotenes Band: Bandgap E_g	Bandgap: Nicht abgedeckter Energiebereich zw. Valenz- und Leitungsband → je grösser Bandgap, desto schlechter Leiter	
Leitungsband:	Erstes elektronenfreies Energieband	
Fermi-Energie E_f:	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.	

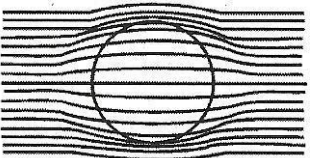
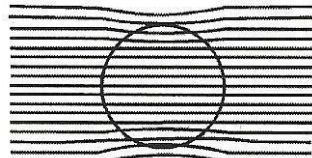
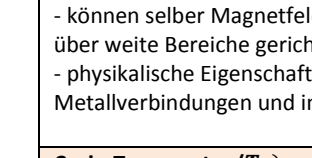
Elektronen in den höheren Schalen interagieren mehr mit Nachbaratomen und weichen stärker von ihrer Ggw-Lage ab → breitere Bänder	
Isolatoren:	Leitungsband nicht besetzt, auf bei hohen T zu grosser Bandgap (> 3eV) → hoher spezifischer Widerstand
Halbleiter:	Voll besetztes Valenzband und leeres Leitungsband, durch Bandgap getrennt. Energiedifferenz jedoch klein genug, um überwunden zu werden.
Leiter:	Valenzband ist fast gleich dem Leitungsband, Elektronen können sich schon bei sehr kleiner Spannung frei bewegen.
Eigenhalbleiter: Bsp. reines Si / Ge	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“
Supraleiter:	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 Cooper-Paaren (e-Paare mit entgegengesetztem Spin). Bei diesen verschwindet Streuung an Verunreinigungen und die Kollision mit schwingenden Gitteratomen. Probleme: spröde, kritische Stromdichte

Einflüsse auf Leitfähigkeit:			
Temperatur \uparrow	Metalle \downarrow (viele Kollisionen) – Halbleiter und Isolatoren \uparrow (Wahrscheinlichkeit grösser, ins Leitungsband zu kommen)		
Leg.-Elemente:	Gitterfehler (gelöste Gitteratome, Versetzungen, etc.) senken die elektrische Leitfähigkeit enorm. Schlecht: Mischkristallhärtung, besser: Teilchenhärtung mit im Grundgitter nicht löslichen Teilchen		
ρ_0 : spez. W. Bei 0 K	$\Delta\rho_D$: Änderung durch Gitterdefekte	$\Delta\rho_T$: Änderung durch Gitterschwingungen (Temp)	Matthiessen-Regel: $\rho = \rho_0 + \Delta\rho_D + \Delta\rho_T$ $\rho = \frac{1}{\chi}$ Bei mehreren Phasen: $\rho = \rho_\alpha w_\alpha + \rho_\beta w_\beta \text{ [}\Omega\text{m]}$
Austauschenergie – Arbeit, die es braucht, um Spins zweier e^- aus der Parallelstellung um α zu verdrehen (Parallelstellung: magn. Effekt)			
→ Je grösser Austauschenergie, desto höher muss die Wärmebewegung sein, um den Selbstorganisationseffekt zu stören (Ferromagnetismus)		Austauschenergie: $W = C \cdot (1 - \cos(\alpha))$	$W \sim a_0$ a_0 : Gitterkonstante




Magnetische Eigenschaften

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

Verhalten von Stoffen im Magnetfeld:

Diamagnete: Cu, Pb $\chi < 0, \mu_r < 1$	Paramagnete: Al, Cr, Mn $\chi > 0, \mu_r > 1$	Ferromagnete: 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
Curie-Temperatur (T_C): 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 (Stahl) = 768°C		

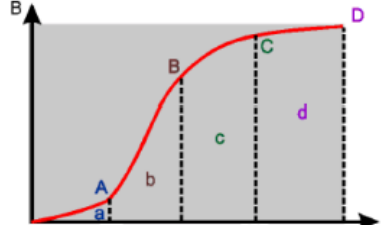
Magnetische Beeinflussbarkeit: **Pauliprinzip:** Elektronen in vollbesetzten Orbitalen haben entgegengesetzten Spin, das magnetische Moment hebt sich auf. Eine magnetische Beeinflussbarkeit besteht also nur dann, wenn ein Orbital mit nur einem Elektron besetzt ist.

Struktureller Magnetismus: (Selbstorganisation)	Werkstoff hat die Fähigkeit, die Elementarmagnete (d.h. Spins), auch ohne äussere magnetische Einwirkung zu ordnen. Weissche Bezirke: Geordnete Bereiche → Solche geordneten Spinzustände nur möglich, wenn mehrere Orbitale nur 1 e ⁻	Ferro-magnetisch: Fe, Co, Ni 	Antiferro-magnetisch: Mn, Cr 	Ferri-magnetisch: 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)

Austauschenergie:	→ Arbeit, die es braucht, um Spins zweier e ⁻ aus Parallelstellung um α 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 (10¹¹-10¹⁵ Atome) der Ferromagnetika. (kontinuierlicher Übergang)

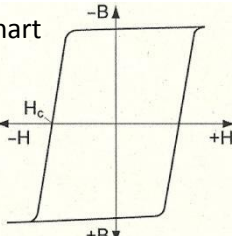
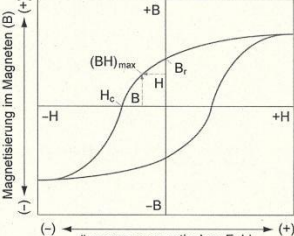
Magnetisierungsprozess (Neukurve): Einfluss H - B	In jedem Bereich existiert eine am leichtesten magnetisierbare Richtung vor (z.B. Fe [100], Ni [111]). Im Einfluss eines Magnetfeld richten sich allmählich alle Elementarmagnete aus. Zu Beginn (Bsp. Fe): Rgt. um 90°/180° versch. 1. kleine Feldstärke: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

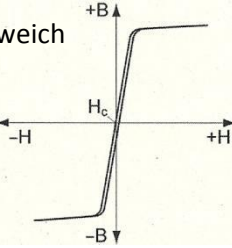
Hysterese: Da gewisse Bereiche nicht zurückklappen, geht die Magnetisierungskurve bei Verringerung von H nicht gleich zurück.

Remanenz: Höhe der zurückbleibenden Induktion (Magnetisierung) bei H = 0 aufgrund der 180°-Verschiebungen.

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

Magnetische Härte:

hart 		Magnetisch hart (Bewegung der Blochwände behindert): - hohe Remanenz B_r , für hohe Kraftwirkung bei Abwesenheit eines äusseren Magnetfeldes - hohe Koerzitivkräfte H_C , damit Eigenschaften auch bei Störfeldern bleiben - Sättigungswert der Magnetisierung möglichst hoch $M_S = \frac{B_S}{\mu_0} - H$	→ Ziel: $(B \cdot H)_{max}$ möglichst gross
Alnico-Magnete aus z.B. Al, Ni, Co, Ti: kleine ferromagn. Teilchen in nicht ferromagn. Material einbetten → homogen magnetisierte Teilchen (keine Blochwand) Seltenerd-Magnete: Verbindung mit Seltenerd-Übergangsmetall, z.B. SmCo ₅			

weich 	Magnetisch weich: - Fläche innerhalb Hystereseschleife → Ummagnetisierungsverlust → möglichst klein - hoher Sättigungswert für hohe Kraftwirkung - Blochwände leicht beweglich: grobkörniges Gefüge mit wenig Einschlüssen → leichteste Magnetisierbarkeit in Rtg H - Grobkornglühung ermöglichen: bis 4% Si - beste weichmagn. Stoffe: amorphe Fe-B-Si Werkstoffe	Einsatz: Magnetisch hart: → Magnet. Feld bleibt auch ohne Strom Dauermagnete, Datenträgerbeschichtungen, magnetische Speicherzellen Magnetisch weich: → 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	<div style="display: flex; justify-content: space-between;"> <div style="width: 60%;"> <p>der Wasserstoff bei Aromaten</p> <p>die Hydroxylgruppe von Alkoholen</p> <p>die Aldehydgruppe des Formaldehyds</p> <p>die Carboxylgruppe von organischen Säuren</p> <p>die Isocyanatgruppe von Isocyanaten</p> <p>die Epoxidgruppe von Polyepoxiden → Gut für Polyaddition</p> <p>die Amidogruppe von Amiden und Polyamiden</p> <p>die Aminogruppe</p> </div> <div style="width: 35%; background-color: yellow; padding: 5px;"> <p>— H</p> <p>— OH</p> <p>— C=O</p> <p>— C(=O)OH</p> <p>— N=C=O</p> <p>— CH—CH₂ O</p> <p>— CO—NH₂</p> <p>— NH₂</p> </div> </div>
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:

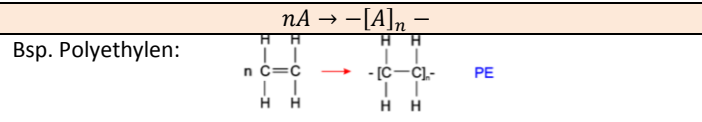
→ Pauliprinzip (max. 2 e pro Orbital) mit Hund'scher Regel
 → „normal“: Orbitale (1s²)(2s²)(2p²), Winkel 109°
 → Hybridisierung:
 Energiezufuhr → 1 e vom (2s) ins dritte p → 4 ungepaarte e
 → starke Bindung, viel Bindungsenergie wird frei
 → sp³: 4 gleichwertige Orbitale, oft sp²: 3sp² und 1 p-Orb.

sp²-Hybridisierung
 Ethylen
 H₂C = CH₂

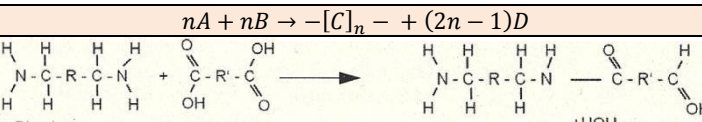
σ, π-Bindungen

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

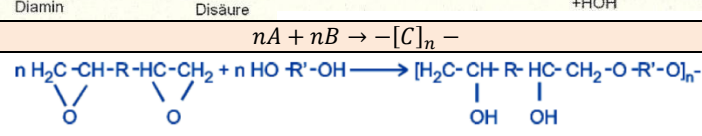
Polymerisation (Polyethylen)
 Aufspalten von Mehrfachbindungen von **gleichen** niedermolekularen Monomeren und chem. Verknüpf. zu Polymeren (Makromoleküle), meist über einen Katalysator (Aktivierungsenergie nötig).



Polykondensation über Endgruppen ~140°C (Polyamide)
 Verknüpfung gleicher oder verschiedener Moleküle unter **Abspaltung** eines niedermolekularen Stoffes (oft H₂O, HCL, ...). Verknüpfung durch **reaktionsfähige Endgruppen** der Monomere.



Polyaddition über Endgruppen (Epoxidharze)
 Verknüpfung gleicher oder versch. Moleküle **ohne Abspaltung** eines Stoffes, sondern durch **intramolekulare Umlagerung**. H-Atome leicht aus OH, NH₂, COOH-Gruppen lösbar, werden verschoben.



Mischpolymerisate (Polyblends, Polymerlegierungen)

→ Rein mechanisches Mischen von Polymerisaten:
 - **Kombination** der einzelnen Ausgangsstoffeigenschaften
 - **kaum Löslichkeit** zwischen Polymerschmelzen
 2 **Grundarten** von Gemischen:
 - Partikel von Polymer B als disperse Matrix in Phase von A eingelagert
 - Bildung von Durchdringungsnetzwerken (selten)

Mischungstyp	Technische Produkte
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

Kettenmoleküle	Beispiel	Eigenschaften
lineare Kettenmoleküle	(Polyamid) Plastomere= Thermoplast	● quellbar ● schmelzbar ● löslich
verzweigte Kettenmoleküle		
schwach vernetzte Kettenmoleküle	Elastomer	● nicht schmelzbar ● quellbar ● unlöslich
stark vernetzte Kettenmoleküle	Duroplast Duromer	● nicht schmelzbar ● nicht quellbar ● unlöslich

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. H₂O
 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, Kalandrier; niederviskos Spritzgussverarbeitung

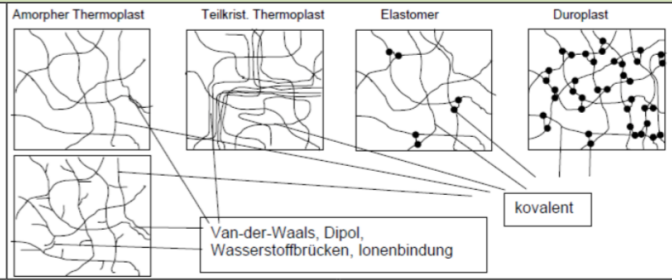
Thermoplaste:	Schmelzflüssiges Endprodukt; Spritzgiessen, Extrudieren, Verschäumen, Kalandrieren Nachbearbeitung: Umformen (Strecken), Schweißen, spanende Bearbeitung
Duroplaste:	Vorprodukt mit anschließender Polyreaktion; Spritzgiessen, Verschäumen, Strangpressen, Giessen Nachbearbeitung: spanende Bearbeitung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

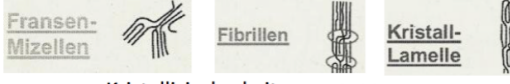
- kristalline (streng geordnete) und amorphe Bereiche
- Zähigkeit **und** Festigkeit
- mehrere Gittertypen in der gleichen Struktur möglich

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.



Kristallisierbarkeit -----> ++

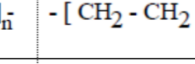
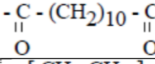
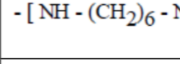
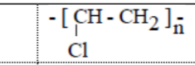
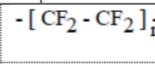
Lamellen: Makromoleküle mehrmals im gleichen Kristallit eingebaut („gefaltet“)

Sphärolite: kugelförmige Überstrukturen, Kettenmoleküle tangential → lamellenartige Mizellenform

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:



Bsp. Amorph (Benzolring)



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)

Kräfte in Polymeren

Hauptvalenzkräfte:

- Kovalente Bindung (Atombindung)
- innerhalb Kettenmoleküle und an Vernetzungsstellen

Nebenvalenzkräfte (je nach EN):

- Dispersionskräfte (Van-der-Waals), Dipolkräfte, H-Brücken, Ionenbindungen
- zwischen Ketten (Makromolekülen)

Zusammenhalt Kunststoffe:

- Festigkeit → Nebenvalenzen entscheidend**
- Stärke ↑ - Berührungsfläche ↑ - Packungsdichte ↑
- Mehr Endgruppen → mehr Nebenvalenzen

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

mechanische 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).

abhängigkeit E-Modul bei keramischen Stoffen:

- oft mehrere Phasen → E-Modul mit Mischregel berechnen
- stark von Porosität abhängig
- Porosität ↑ → E-Modul ↓
- 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

Keramiken brechen spröde, weil:

- Zu wenig günstige Gleitsyst. in den komplizierten Kristallsyst. v. Keramiken
- ig: Für plast. Fließen bei tiefen T (Versetzungsleitungen) → braucht Gleitsysteme
- Verschlebung: Gleich geladene Ionen geraten aneinander → Abstossung
- öglichkeiten für plast. Fließen (Verformung) bei erhöhten Temp:**
- irngrenzengleiten, Erweichen glasier 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).

Zusammenhang zwischen Beanspruchungsarten und deren Festigkeitswerte:

$$\frac{\sigma_{3B}}{\sigma_{Zug}} = [2 \cdot (m+1)^2]^{\frac{1}{m}}$$

$$\frac{\sigma_{4B}}{\sigma_{Zug}} = [4 \cdot \frac{(m+1)^2}{m+2}]^{\frac{1}{m}}$$

$\sigma_{Zug} < \sigma_{4B} < \sigma_{3B}$

leaktest-link-concept mit Weibullstatistik:

Da sehr spröde: Festigkeitswerte streuen: kleinste Fehlstellen → Versagen

edes link-Element bekommt Bruchwahrscheinlichkeit (Weibull-Verteilung)

lokales Versagen → Gesamtzerstörung

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

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

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

ilfriche mformungen:

$$\sigma_{3B} = \sigma_{nB} \cdot \left(\frac{m+2}{2}\right)^{\frac{1}{m}}$$

$$\sigma_{4B} = \sigma_{nB} \cdot \left(\frac{2}{m+2}\right)^{\frac{1}{m}}$$

$0 \leq F_i \leq 1$
 $-\infty < B_i \leq 0$

uchrischkeit El. i: $B_i = \ln(1 - F_i) = -\frac{\Delta V_i}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma - \sigma_n}{\sigma_0}\right)^m$

Überlebenswahrscheinlichkeit einer Zugprobe = 1 - Bruchwahrscheinlichkeit einer Probe

ispiel 1: Probekörper mit $V_1 = 10cm^3, \sigma_1 = 300MPa \rightarrow B = 50\%$

iges: Spannung für $V_2 = 100cm^3$ bei gleicher Bruchwahrscheinlichkeit! **Leiten sie notwendige Beziehungen her.** ($m=10$)

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right] \rightarrow e^{-\left(\frac{V_2}{V_0} \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_0}\right)^m\right)} = e^{-\left(\frac{V_1}{V_0} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m\right)}$$

→ $\frac{V_1}{V_0} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m = \frac{V_2}{V_0} \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_0}\right)^m \rightarrow \sigma_2 = \sigma_1 \cdot \left(\frac{V_1}{V_2}\right)^{\frac{1}{m}} = 238.3MPa$

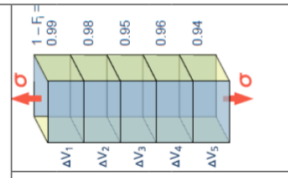
Berechnen sie die Bruchwahrscheinlichkeit für V_2 mit $\sigma_2 = 150MPa$

→ Brauchen σ_0 : Nehmen $V_1 = 10cm^3$ und $V_0 = 1$ (Einheitsvolumen!)

$$\frac{V_1}{V_0} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m = -\ln(0.5) \rightarrow \sigma_0 = 391.8MPa$$

$$F(\sigma_2) = 1 - \exp\left[-\frac{V_2}{V_0} \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_0}\right)^m\right] = 0.0067 = 0.67\%$$

Basisjahr 2011

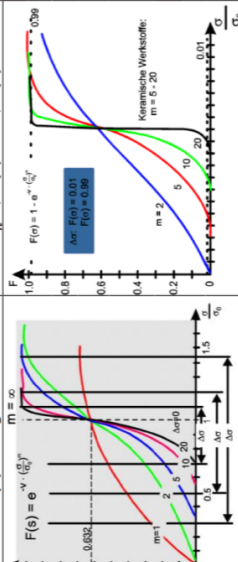


Beispiel 2: **Bruchwahrscheinlichkeit**

Überlebenswahrsch. aller ΔV_i :

$0.99 \cdot 0.98 \cdot 0.95 \cdot 0.96 \cdot 0.94 = 0.83$

→ Bruchwahrscheinlichkeit = 17%



ilfriche mformungen:

$$\sigma_{3B} = \sigma_{nB} \cdot \left(\frac{m+2}{2}\right)^{\frac{1}{m}}$$

$$\sigma_{4B} = \sigma_{nB} \cdot \left(\frac{2}{m+2}\right)^{\frac{1}{m}}$$

$0 \leq F_i \leq 1$
 $-\infty < B_i \leq 0$

uchrischkeit El. i: $B_i = \ln(1 - F_i) = -\frac{\Delta V_i}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma - \sigma_n}{\sigma_0}\right)^m$

Überlebenswahrscheinlichkeit einer Zugprobe = 1 - Bruchwahrscheinlichkeit einer Probe

ispiel 1: Probekörper mit $V_1 = 10cm^3, \sigma_1 = 300MPa \rightarrow B = 50\%$

iges: Spannung für $V_2 = 100cm^3$ bei gleicher Bruchwahrscheinlichkeit! **Leiten sie notwendige Beziehungen her.** ($m=10$)

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right] \rightarrow e^{-\left(\frac{V_2}{V_0} \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_0}\right)^m\right)} = e^{-\left(\frac{V_1}{V_0} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m\right)}$$

→ $\frac{V_1}{V_0} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m = \frac{V_2}{V_0} \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_0}\right)^m \rightarrow \sigma_2 = \sigma_1 \cdot \left(\frac{V_1}{V_2}\right)^{\frac{1}{m}} = 238.3MPa$

Berechnen sie die Bruchwahrscheinlichkeit für V_2 mit $\sigma_2 = 150MPa$

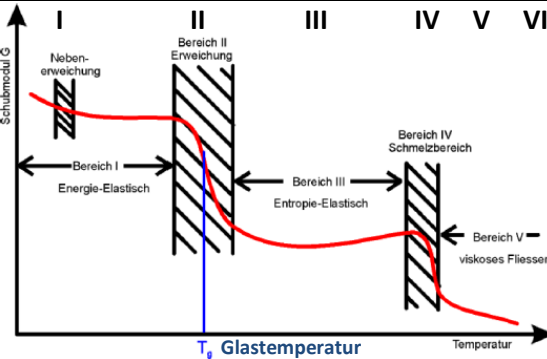
→ Brauchen σ_0 : Nehmen $V_1 = 10cm^3$ und $V_0 = 1$ (Einheitsvolumen!)

$$\frac{V_1}{V_0} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right)^m = -\ln(0.5) \rightarrow \sigma_0 = 391.8MPa$$

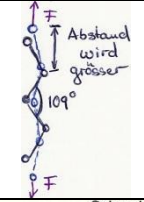
$$F(\sigma_2) = 1 - \exp\left[-\frac{V_2}{V_0} \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_0}\right)^m\right] = 0.0067 = 0.67\%$$

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

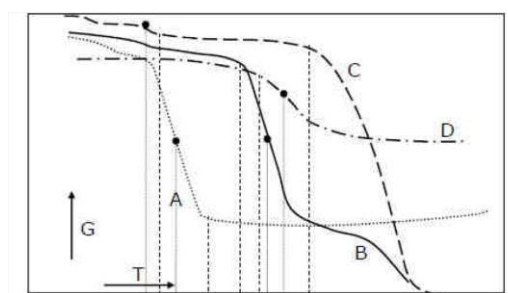
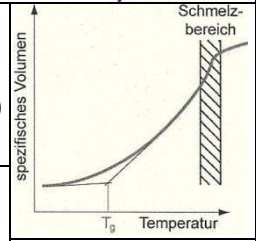
Bei Polymeren spielt die Temperatur stets eine Rolle. Anders als bei Metallen → keine genaue Schmelztemperatur → alles in Bereichen Elastische Verformung nur bei Duromeren (engmaschig vernetzt), bei Thermoplasten zeitabhängiges Fließen (**viskoelastisches Verhalten**)
 → Thermisch-mechanische Betrachtung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



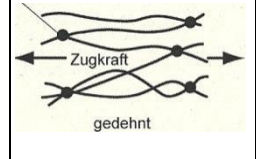
I: Energieelastischer Bereich (falls zeitabhängig -> viskoelastisch)
 - reversible Dehnung der Atomabstände und Valenzwinkel
 - Molekularbewegungen eingeschränkt, Moleküle nicht frei gegeneinander verschiebbar → **hart, spröde**
 - teilkristallin: amorpher Teil gibt gewisse Zähigkeit, kristalliner hohe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

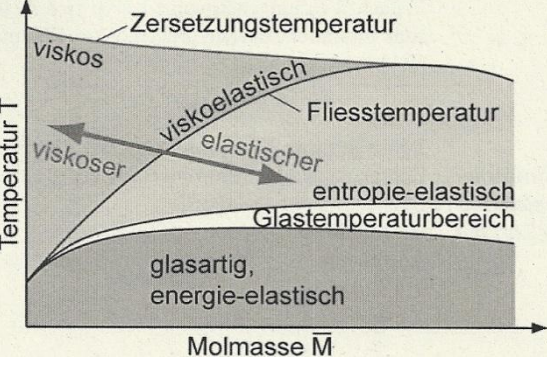
- Weitmaschige Vernetzung gegen Fließen
- Schwache Sekundärbindung für genügende Kettenbeweglichkeit
- Reversible Kristallisation zur Verfestigung (schwache Sek.-Bindungen)

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

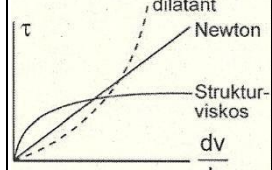
Lösung:

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

	Gebrauchsbereich	Glastemperatur T_g	Schmelztemp. T_s
A
B
C
D



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

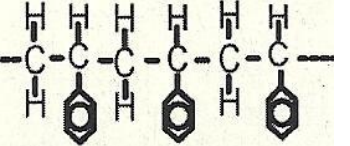
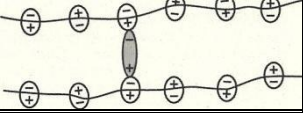
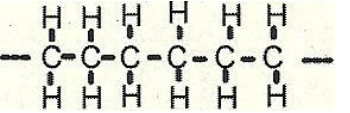
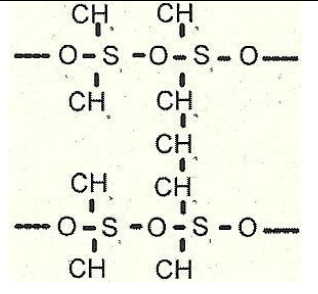
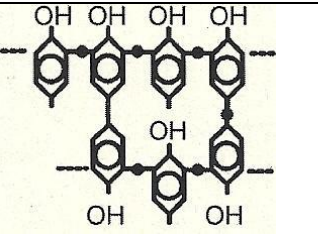
VI: Zersetzung → Lösen der Primärbindungen und Abbau der Makromoleküle

Kunststoffe vs. Metalle

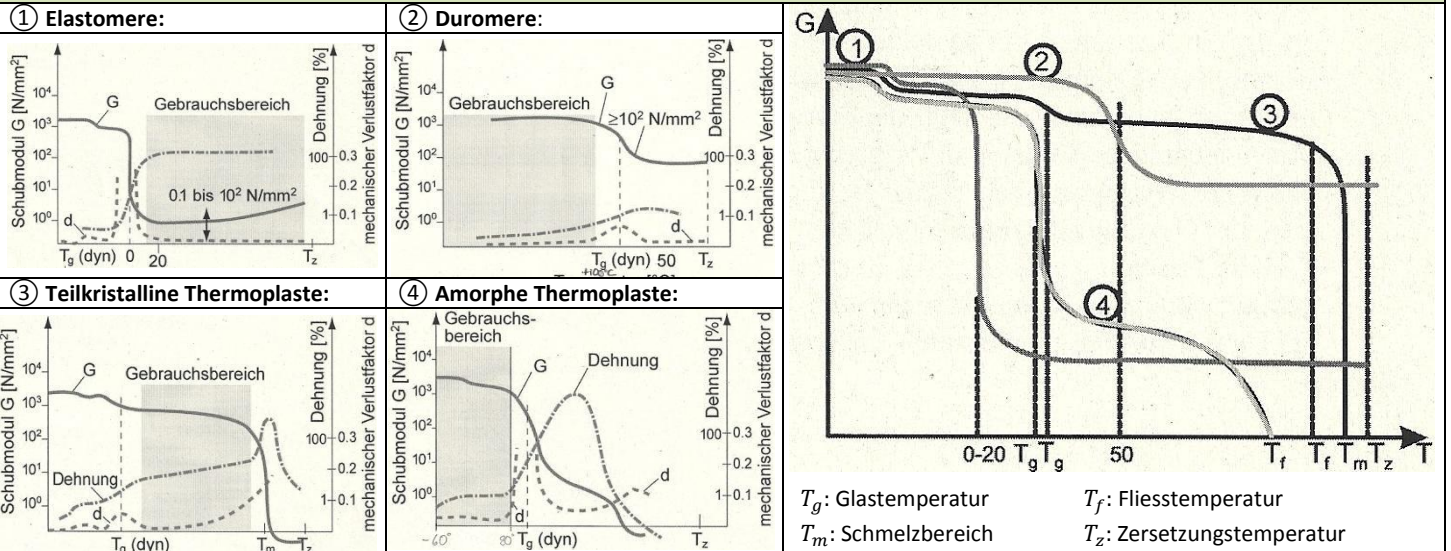
Kunststoffe:

- 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 Amorphe Thermoplaste:</p>	<p>Gebrauchsbereich: -60 ... +80°C G-Modul: 10²-10⁴ MPa Anwendung: Für bestimmte Festigkeits- und Steifigkeitsanforderungen - energieelastisch, Erweichung grösser je „amorph“, - Steigerung Molekulargewicht → entropieelastischer Bereich vergrössert - Keine scharfe Fließgrenze, in beide Rtg. überschreitbar: Verarbeitung!</p>	
<p>Weichmacher: 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 (T_g verschieben) Innere Weichmacher: in Makromol. eingebaut (z.B. Copolymerisation), schwingen wegen geringem Platzbedarf auch unterhalb T_g, frieren erst im Nebenerweichungsbereich ein</p>	<p>Äussere Weichmacher: nachträglich eingearbeitet, lagern sich zwischen Makromol. an Dipolen in den Ketten an</p> 
<p>③ Teilkristalline Thermoplaste:</p>	<p>Gebrauchsbereich: Entropieelastisch Glasktemperatur: ≈ -50°C → darunter: spröde, Weichmacher nötig G-Modul: ≈ 100 – 5000 MPa Anwendung: elastisch-biegsames Verhalten von amorphen, gute Festigkeit von kristallinen Bereichen (unzerbrechlich) - Bei T_g nur amorphe Bereiche entropieelastisch, krist. noch energieelastisch - relativ genauer Schmelzbereich (gleichmässiger Aufbau der krist. Bereiche), dennoch kein scharfer Kristallitenschmelzpunkt (T_m) wegen dem Abgleiten einzelner Ketten in den amorphen Bereichen und dem Schmelzen kleinerer Kristallite</p>	
<p>② Duomere: Bsp: Ungesätt. Polyester Epoxidharze (EP) Phenolharze (PF) Silikonharze (SI)</p>	<p>Gebrauchsbereich: Glaszustand Glasktemperatur T_g: ≈ +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: - $T \uparrow$ - Festigkeit sinkt wenig, Dehnung steigt wenig - Erweichungsbereich erst kurz vor Zersetzung, Fließbereich inexistent - Formgebung vor Aushärtung, danach nur noch spanabhebende Verarb.</p>	
<p>① Elastomere:</p>	<p>Gebrauchsbereich: entropieelastischer Zustand Glasktemperatur T_g: ≈ -80°... -10°C G-Modul: <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 nicht schmelzbar, kein Fließen (gleich Zersetzung)</p>	

Thermisch-mechanische Kurven (siehe auch eine Seite vorher)

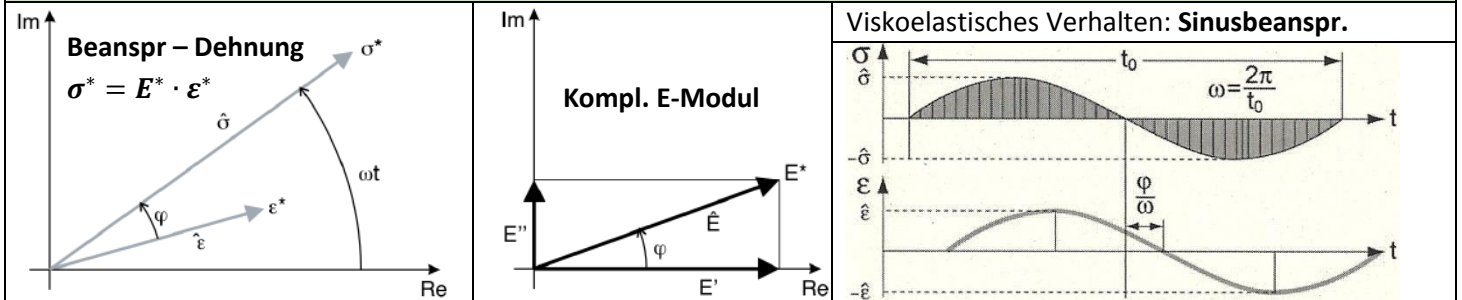


Polymere – Mechanische Eigenschaften im festen Zustand				Basisjahr 2011		
Streckgrenze R_p bei viel höherer Dehnung als bei Metallen (ausgeprägt: $\varepsilon > 1\%$, sonst $R_{p2\%}, R_{p4\%}$) Dehnungsprozesse sind allerdings viskos , nicht elastisch!						
Streckgrenze → Kaltverformung (Thermoplast)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

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

	Modell		<ol style="list-style-type: none"> 1: ϵ_e 2: ϵ_{vis} 3: ϵ_r 	Resultierende ϵ_{tot} mit $\tau = \frac{\eta}{E} [s]$ Rechnen: η 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



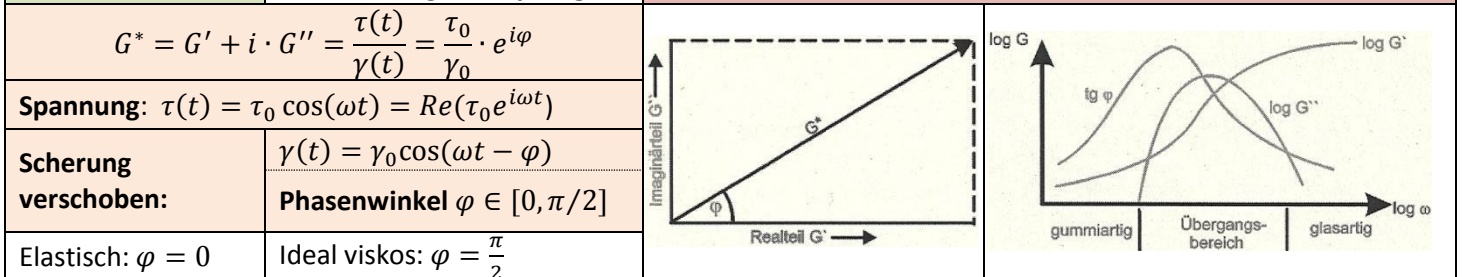
Komplexer E-Modul:	E' : Speichermodul Elastischer Anteil: Energie bei Entlastung wieder da	$E' = Re(E^*) = E$	$E^* = \frac{\sigma^*}{\epsilon^*} = \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}} \cdot e^{i\varphi} = \hat{E} \cdot e^{i\varphi}$	$\hat{E} = \sqrt{E'^2 + E''^2} = \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}}$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

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

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

Komplexes Schubverhalten – Schubmodul analog zum komplexen E-Modul

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



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

Elektronegativität	H							Ionencharakter:						
	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_mB_nX_p – Gitter: Beispiele, Bemerkungen
ABX₃ – Perowskit-Struktur: Supraleiter: CaTiO₃, BaTiO₃, SrSnO₃, YAlO₃

3 Wichtigste AX₂ – Gitter

a) ●=F ○=Ca Fluorit CaF₂ (z.B. ZrO₂) KZ 8 der Kationen KZ 4 der Anionen
 b) ●=O ○=Ti Rutil TiO₂ KZ 6 der Kationen KZ 3 der Anionen
 c) ●=O ○=Si Hoch-Cristobalit SiO₂ KZ = 4 für Kationen KZ = 2 für Anionen

AB₂X₄ – Spinell-Struktur: X meist Sauerstoff, ähnlich Metallgittern
 Dichteste Packungen von Anionen, hex, kfz
Speziell: Kationen auf Zwisch.-gitterplätzen
 Bsp: MgAl₂O₄, FeAl₂O₄

Silikate (O₂ + 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)

Ca²⁺ hat KZ 12
 Ti⁴⁺ hat KZ 6 gegenüber O²⁻
 Bsp.: SrTiO₃, CaTiO₃ Bsp.: CaZrO₃, YAlO₃

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 sp², 1x p. Wärmeleiter, Leiter.

Diamant: 4x sp³. sehr guter Wärmeleiter, Isolator.

Fullerene: 3x sp², 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)

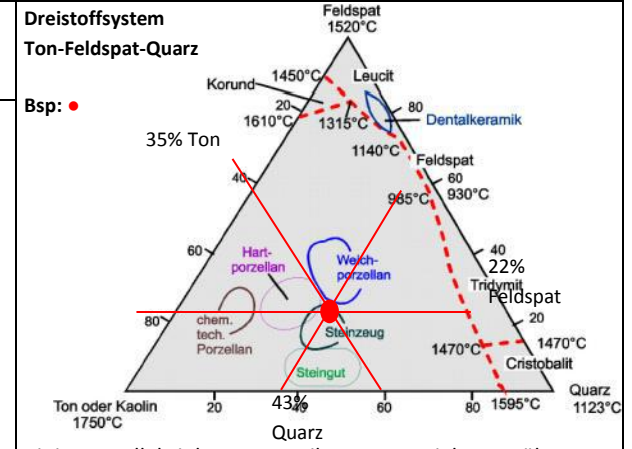
Bindemittel: (Zement)			Glas			Keramik		
Erhitzen → Sintern Gestein- mischung	Pulver → Mahlung	Formgebung Mit Zuschlags- stoffen giesen, stampfen	Pulver → Gemenge von Quarzsand, Kalkstein	Erhitzen → Schmelzen	Formgebung Giesen, Blasen,...	Pulver → Mischung Rohstoffe	Formgebung → z.B. Trocken- pressen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

Pulvermetallurgische Verfahren

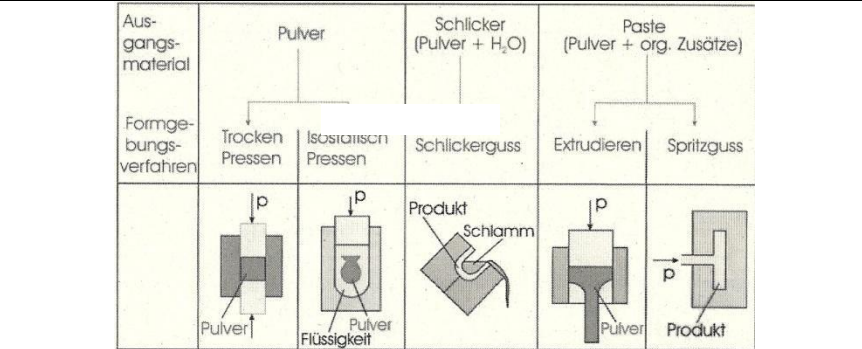
Wichtigste Komponenten der klassischen Keramiken: Ton (für Plastizität), Feldspat und Quarz (sonst noch Sand, Kalk-/Sandstein, ...)

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:

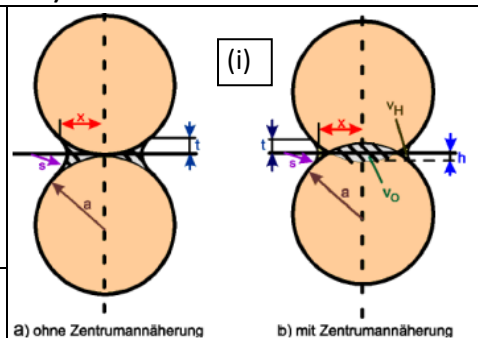
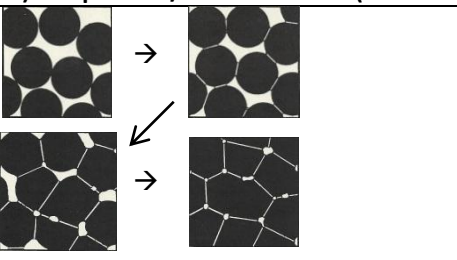
Bei allen Sinter/ Heisspressverfahren sinkt das Volumen stark!

- 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: $P = \frac{V_{Poren}}{V_{ges}} = \frac{\rho_{th} - \rho}{\rho_{th}}$
 ρ_{th} : theoretische Dichte
bei P=0 (auch ρ_{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					
Schwerkraftverfahren: Schmelze durch Schwerkraft in Form gebracht							
Vollformgiessen: Modell aus Schaumstoff, welches zum Vergiessen in der Form bleibt und verdampft							
Druckgiessen: Sehr hohe Geschwindigkeit + Druck							
Warmkammerverfahren: 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 σ_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 σ_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 σ_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 (σ_1) und grösste (σ_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

σ_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: $304 \text{ MPa} > 276.6 \text{ MPa} \rightarrow$ Proben des Kollegen haben höhere Festigkeit!

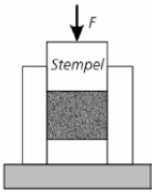
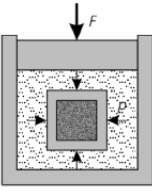

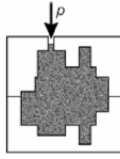
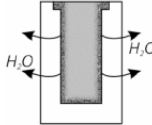
Wärmebehandlungen:

Verfahren	Festigkeit	Wann machen?	Phasenumwandl.?	Notizen
Rekristall.-Glühen	↓: Zerstörung Verfes.	Nach Kaltverformung (Aufhebung Effekte)	Nein	
Normalglühen	↑: feines Korn	Nach Walzen → Feinkorn	Ja	
Weichglühen	↓: weicher Zustand	Vor Walzen, Stanzen → besser verformbar	Beides möglich	
Spannungsarmgl.	→ kein Einfluss	Nach Walzen, Schweißen (Vor Zerspanung)	Nein	
Diffusionsglühen	↓: Schalenzem. weg	Nach Giessen gegen Seigerung	ja	
Härten	↑: 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 Vorteile: Automatisierung, hohe Massgenauigkeit, gute Reproduzierbarkeit Nachteile: 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 HIP: Heissisostatisches Pressen: Vorteile: Formgebung und Sintern erfolgt in einem einzigen Schritt, Druck erhöht die Triebkraft fürs Sintern, daher wird der Vorgang effizient Nachteile: 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 ₂ O oder Polymerbindern)	prismatische Geometrien	Ziegel, Röhrchen, Katalysatorträger Vorteile: nicht zu teuer, komplexe Formen möglich Nachteile:
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) Vorteile: Hohe Genauigkeit, schnell, Werkzeuge lange brauchbar Nachteile: 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 Vorteile: komplizierte Geometrien, gleichmässige Dichteverteilung Nachteile: geringere Festigkeit als Trockenpressteile