

Werkstoffe und Fertigung I/II

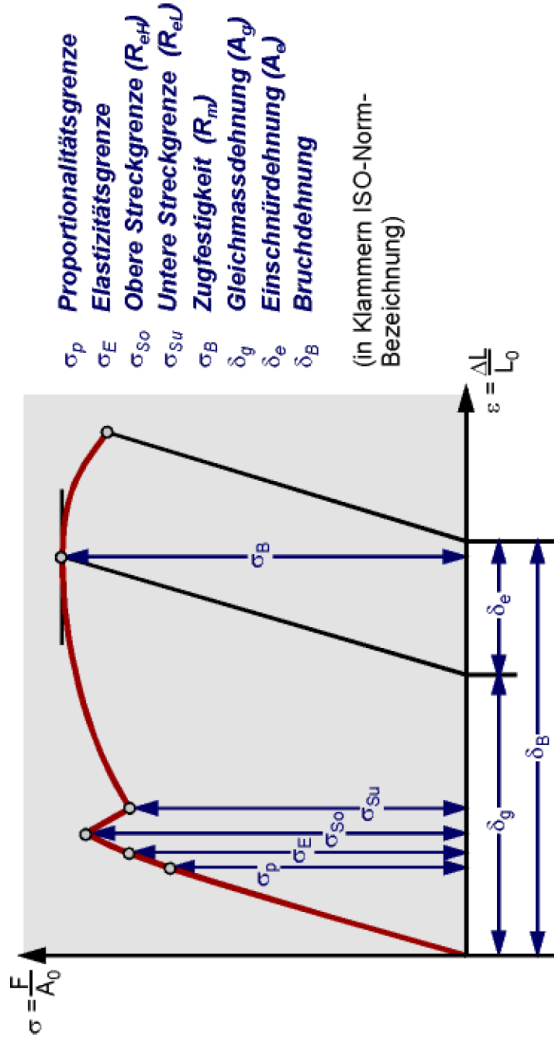
Prof. Dr. K. Wegener

Zusammenfassung

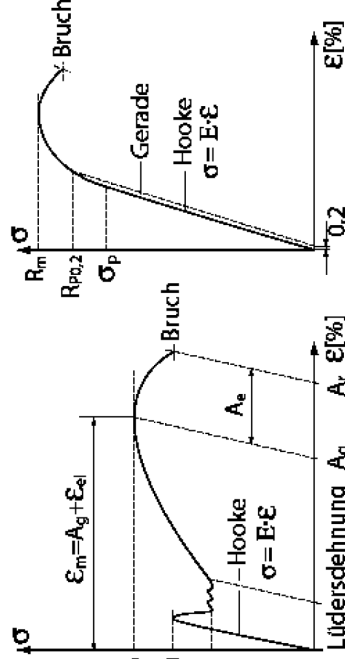
5.2.	Vergütungsstähle	0.25 < C < 0.55 %	32	2.3.	Entropieelastischer Zustand (auch gummi- oder weichelastischer Bereich)	41
5.3.	Nitrierstähle	32	2.4.	Thermorückfederung, Memory-Effekt	42	
5.4.	Automatenstähle	32	2.5.	Flie遙bereich	42	
5.5.	Korrosionsbeständige Stähle	32	2.6.	Plastischer Zustand	42	
5.6.	Wärmefeste Werkstoffe	32	2.7.	Thermisch-mechanisches Verhalten verschieden Kunststoffe	43	
5.7.	Unlegierte Werkzeugstähle	0.5 < C < 1.5 % (Umwandlungshärtbare Stähle)	Kap. 23 Polymere – Mechanische Eigenschaften im festen Zustand.....			
5.8.	Anforderung	32	1.	Zeitabhängiges Verhalten.....	43	
5.9.	Kaltarbeitsstähle	32	2.	Rheologische Modelle.....	43	
5.10.	Warmarbeitsstähle	32	3.	Superpositionsprinzip (Beispiel).....	43	
5.11.	Schnellarbeitsstähle	32	4.	Dynamische Beanspruchung.....	44	
5.12.	Wärmebehandlung der Werkzeugstähle	32	5.	Bestimmung des Schubmoduls viskoelastischer Kunststoffe.....	44	
Kap. 16 Eisen – Kohlenstoff – Gusswerkstoffe.....			5.1.	Flie遙zonen.....	44	
1.	Einführung und Übersicht.....	33	6.	Polymere unter mechanischer Belastung.....	44	
2.	Stahlgu遙 (C < 2%).....	33	7.	Dimensionierung.....	45	
3.	Gusseisen (C > 2%) allgemein.....	33	Kap. 24 Polymere – Physikalische Eigenschaften.....			
4.	Bezeichnungssystematik von Guss-eisen.....	33	1.	Wärmeleitfähigkeit.....	45	
5.	Guss-eisen mit Lamellengraphit (GJL).....	33	2.	Wärmeausdehnung.....	45	
5.1.	Guss-eisendiagramm (GJS).....	33	3.	Elektrische Eigenschaften.....	45	
6.	Guss-eisen mit Kugeligraphit (GJS).....	34	3.1.	Dielektrisches Verhalten.....	45	
7.	Festigkeit von Grauguss.....	34	3.2.	Leitfähigkeit.....	46	
8.	Sphäroguss, Temperguss.....	34	Kap. 27 Keramische Werkstoffe - Struktur.....			
9.	Bainitischen Guss-eisen.....	34	1.	Definition.....	46	
10.	Temperguss.....	34	2.	Atomistische Grundlagen.....	46	
10.1.	Weisser Temperguss GJMw	34	3.	Kristalline Festkörper.....	46	
10.2.	Schwarzer Temperguss GJMB	34	4.	Fehler in Kristallen.....	47	
Kap. 17 Aluminium und Aluminium-Legierungen.....			4.1.	Punkfehler.....	47	
1.	Leichtmetalle.....	35	4.2.	Verset-zungen.....	47	
2.	Bezeichnung.....	35	4.3.	Stapelfehler, Zwillingsbildung, Kongrenzen.....	47	
3.	Nichtaustauschbare Legierungen (Mischkristallhärtung und Härtung durch Verset-zungen).....	35	4.4.	Oberflächen.....	47	
4.	Austauschbare Legierungen.....	35	4.5.	Fremdbausteine.....	47	
4.1.	Durchführung der Aushärtung.....	35	5.	Nichtkristalline Festkörper.....	47	
5.	Gluhen von Al-Werkstoffen.....	36	6.	Der porige Festkörper.....	47	
5.1.	Barren-Hochgluhen.....	36	7.	Bemerkungen.....	47	
5.2.	Weichgluhen.....	36	7.1.	Bemerkungen über die Strukturu.....	47	
6.	Aluminiumgusslegierungen.....	36	Kap. 28 Keramische Werkstoffe – Herstellung.....			
6.1.	Wichtigste Gusslegierungen.....	36	1.	Herstellung.....	48	
6.2.	Impfen mit Na und Sr.....	36	2.	Gründe / Zwänge, die den Einsatz pulvermetallurgischer Verfahren notwendig machen.....	48	
7.	Korrosionsverhalten von Aluminium.....	36	2.1.	Sinterverfahren.....	48	
7.1.	Oxidschicht.....	36	3.	Pulverherstellung und Formgebung.....	48	
7.2.	Natürlicher Korrosionsschutz.....	36	4.	Formgebungsmethoden.....	48	
7.3.	Künstlicher Korrosionsschutz.....	36	5.	Der Brand (incendo) keramischer Werkstoffe (Sinterung).....	48	
Kap. 20 Physikalische Eigenschaften.....			5.1.	Festphasensintern.....	49	
1.	Thermische Eigenschaften.....	36	5.2.	Flüssigphasensintern.....	49	
1.1.	Wärmeschwingu-gen des Kristallgitters.....	36	Kap. 29 Keramische Werkstoffe – Mechanische Eigenschaften.....			
1.2.	Molwärme und spezifische Wärmekapazität.....	36	1.	Einführung.....	49	
1.3.	Spezifische Wärmekapazität $C_p(T)$ und freie Enthalpie $G(T)$	36	2.	Elastisches Verhalten.....	49	
1.4.	Bindungsenergie.....	36	3.	Verformungsverhalten bei Raumtemperatur.....	49	
1.5.	Wärmeausdehnung.....	37	4.	Festigkeit von keramischen Werkstoffen.....	49	
1.6.	Wärmeleitung.....	37	5.	Bruchverhalten.....	50	
2.	Elektrische Eigenschaften.....	37	5.1.	Energiekonzept (G-Konzept).....	50	
2.1.	Klassische Elektrophentheorie.....	37	5.2.	Spannungskonzept (K- und R-Konzept).....	50	
2.2.	Bandmodell.....	37	6.	Langzeitfestigkeit (Lebensdauer unter statischer Last).....	50	
2.3.	Elektrische Strom und Spannung.....	38	7.	Lebensdauer unter dynamischer Last.....	50	
2.4.	Elektrische Leistung.....	38	8.	Kriechen.....	50	
2.5.	Widerstand eines Kristallgemisches.....	38				
3.	Magnetische Eigenschaften.....	38				
3.1.	Eigenschaften und Grundgrößen.....	38				
3.2.	Der atomare Ursprung des Magnetismus.....	38				
3.3.	Struktureller Magnetismus.....	38				
Kap. 21 Polymere – Struktur.....			39			
1.	Definition und chemischer Aufbau.....	39				
1.1.	Ungesättigte Bindungen oder Kohlenstoff – Kohlenstoff – Bindungen, Polymerisation.....	39				
1.2.	Monomere mit reaktionsfähigen Endgruppen, Polyaddition und Polykondensation.....	40				
1.3.	Polymerisation.....	40				
1.4.	Polykondensation.....	40				
1.5.	Polyaddition.....	40				
1.6.	Copolymerisate und Mischpolymerisate.....	40				
2.	Gestalt der Makromoleküle von Polymeren.....	40				
3.	Grö遙e der Makromoleküle von Polymeren.....	40				
4.	Ordnung der Makromoleküle.....	40				
4.1.	Glasartige amorphe Strukturen.....	40				
4.2.	Voraussetzungen für die Kristallbarkeit.....	40				
4.3.	Teilkristalline Strukturen.....	41				
4.4.	In Teilkristallinen (partiell kristallinen) Kunststoffen sind folgende Kristallformen möglich:.....	41				
4.5.	Bindungskräfte der Makromoleküle.....	41				
4.6.	Physikalische sind folgende Nebenzustände möglich:.....	41				
4.7.	Einteilungsmöglichkeiten.....	41				
Kap. 22 Polymere – Klassifizierung und Zustände der Polymere.....			41			
1.	Klassifizierung nach physikalischen Eigenschaften.....	41				
2.	Polymerzustände.....	41				
2.1.	Energieelastischer Zustand (oft auch hartelastischer Bereich).....	41				
2.2.	Erweichungszustand (auch Einfrierbereich oder Glasübergangsbereich).....	41				

1. Eigenschaften der Werkstoffe (Zugversuch)

1.1. Spannungs-Dehnungsdiagramm



(in Klammern ISO-Norm-
Bezeichnung)



Spannung

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

Sie zählt per Definition positiv, wenn es eine Zugspannung ist und negativ, wenn es eine Druckspannung ist.

Dehnung

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{\Delta x}{a}$$

Dehnung ist die werkstoffspezifische Verformungsgröße.

Alle im Kristallus liegenden Atomen um den Betrag ΔX auseinandergezogen. Je mehr solcher Atomen innerhalb der Länge Δ (a ist die Atomabstand) Platz haben, desto grösser ist also die Gesamtverlängerung Δl des Probestabs. (a ist die Atomabstand)

$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad [E] = \frac{N}{mm^2}$	
Die Grösse E heisst Elastizitätsmodul und ist die Wichtigste Kenngrösse mechanischer Werkstoffeigenschaften	
1.1.1. <u>Grenzen</u>	
Proportionalitätsgrenze	
σ_p	Die Grenze bis zu der das Hookesche Gesetz gilt, nennt man Proportionalitätsgrenze
Elastizitätsgrenze	
$R_{p0.01}$ $R_{p0.02}$	
Für den Ingenieur ist die Spannung, bis zu der das Bauteil keine bleibenden Verformung erleidet, als Betriebsbeanspruchungsbereich von Interesse. Physikalisch wird gerne $R_{p0.01}$, d.h. die Spannung, bei der die bleibende Dehnung 0.01% beträgt, als Elastizitätsgrenze festgelegt. Technisch verwendet man als Auslegungsgrenze $R_{p0.02}$, d.h. die Spannung, bei der eine bleibende Dehnung von 0.2% verbleibt.	
R_{eL} R_{eH}	
Es gibt Werkstoffe bei denen die Bleibende Dehnung plötzlich einsetzt, während die Spannung bzw. die Kraft zur weiteren Verlängerung kleiner wird. Man sagt diese Werkstoffe haben eine ausgeprägte Streckgrenze R_e . Man unterscheidet die obere R_{eH} und die untere Streckgrenze R_{eL} .	
Zugfestigkeit	
R_m	
Die Spannungs-Dehnungskurve erreicht ein Maximum, welches man die Zugfestigkeit R_m nennt. Eine grössere Nominalspannung kann das Bauteil ohne zu brechen nicht ertragen.	
1.1.2. <u>Gesamtdehnung</u>	
$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl}$	
Die Gesamtdehnung zusammengesetzt sich aus elastischer und plastische Dehnung.	

Kap. 1 Kristallzustand der Metalle

1. Raumgitter und Kristallsysteme

–Geht man in vom Punkt 0 aus und verschiebt man diese um den Vektor $\vec{a}$ bzw. um $2\vec{a}$ usw., so entsteht eine Gittergerade.

–Wird eine Gittertranslation mit dem Vektor $\vec{b}$ eingeführt und lässt man diesen auf die Gittergerade einwirken, so entsteht eine **Gitterebene**, wenn $\vec{b}$ nicht parallel zu $\vec{a}$ verläuft.

–Führt man nun eine Gittertranslation mit einem zu $\vec{a}$ und $\vec{b}$ nicht koplanaren Vektor $\vec{c}$ ein und lässt sie auf die Gitterebene einwirken, so entsteht ein Raumgitter.

Gitterkonstante: $ \vec{a} = a_0$	
Elementarzelle	
Die Vektoren $\vec{a}, \vec{b}, \vec{c}$ spannen eine Elementarzelle auf, die durch die Angaben von sechs Gitterkonstanten bestimmt ist:	
Translationsbeträge	
$ \vec{a} = a_0$	$\angle \vec{a}\vec{b} = \gamma$
$ \vec{b} = b_0$	$\angle \vec{a}\vec{c} = \beta$
$ \vec{c} = c_0$	$\angle \vec{b}\vec{c} = \alpha$

Kristallsysteme

Variiert man die Winkel α, β, γ zwischen den Achsen eines Translationsgitters und verändert man die Identitätsabstände (Achsenlänge) in den drei Richtungen unter Beachtung der Symmetrie, so erhält man sieben **Kristallsysteme** die man als BRAVAISSchen Gittertypen bezeichnet.

Kristallsystem	Achsenlänge	Winkel zwischen den Achsen
triklin	$a_0 \neq b_0 \neq c_0$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq \alpha; (\alpha, \beta, \gamma \neq 90^\circ)$
monoklin	$a_0 \neq b_0 \neq c_0$	$\alpha = \gamma = 90^\circ; (\beta \neq 90^\circ)$
rhombsch (orthorhombisch)	$a_0 \neq b_0 \neq c_0$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
hexagonal und trigonal	$a_0 = b_0 \neq c_0$	$\alpha = \beta = 90^\circ; \gamma = 120^\circ (60^\circ)$
rhomboedrisch	$a_0 = b_0 = c_0$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
tetragonal	$a_0 = b_0 \neq c_0$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
kubisch	$a_0 = b_0 = c_0$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

2. Gitteraufbau

Wichtigste Gittertypen

Kubisch flächenzentriert (KFZ) – Hexagonal dichtest (hdP) – kubisch raumzentriert (krz) – tetragonal innenzentriert

kubisch primitiv

Kenngroße der kubischen Elementarzelle

–1. Atomanzahl je Elementarzelle (A_E)

–2. Koordinationszahl KZ

–3. Gitterkonstante a_0

–4. Packungsdichte

2.1. Atomanzahl

Beispiel

Beim kubisch-raumzentrierten Gitter sind die Würfecken anteilig mit Atomen besetzt. Da jedes Eckatom gleichzeitig am Aufbau von insgesamt 8 Elementarzellen beteiligt ist, ergibt sich die Atomzahl je Elementarzelle zu:

$A_E = 8 \cdot \frac{1}{8} + 1 = 2 \text{ Atome/Zelle.}$

$A/E = 8 \cdot \frac{1}{8} + 1 = 2$

2.2. Koordinationszahl

Die **Koordinationszahl** gibt die Anzahl der Atome an, die von einem Atom den kürzesten gleichgrossen Abstand haben. Die Koordinationszahl beim krz-Gitter ist KZ = 8.

2.3. Packungsdichte

Die Raumerfüllung einer Elementarzelle mit Atomen wird als Packungsdichte P bezeichnet und ergibt sich aus dem Quotient der Volumina der als sich berührende Kugeln aufgefassen Atome und dem Volumen der Elementarzelle

$$P = \frac{\text{Atomvolumen innerhalb der Elementarzelle}}{\text{Volumen der Elementarzelle}} = \frac{V_{\text{At}}}{V_E}$$

Der Zusammenhang zwischen Gitterkonstante und Atomradius ist in krz durch $a_0 \cdot \sqrt{3} = 4 \cdot r_0$ gegeben, weil sich die Atome entlang der Raumdiagonale berühren.

Dichteste Packung

Kante	Gittertyp	A/E	KZ	PD
Raumdiagonale	kubisch-primitiv	$8 \cdot \frac{1}{8} = 1$	6	0.52
	kubisch-raumzentriert	$8 \cdot \frac{1}{8} + 1 = 2$	8	0.68
Flächendiagonale	kubisch-flächenzentriert	$8 \cdot \frac{1}{8} + 3 = 4$	12	0.74
	hexagonal-dichtest-gepackt	$12 \cdot \frac{1}{6} + 2 \cdot \frac{1}{2} + 3 = 6$	12	0.74

2.4. Stapelfolge und Stapelfehler

ABABABABABAB.....

3. Die Bezeichnung von Punkten, Geraden und Ebenen im Raumgitter (Millersche Indizes)

{xyz}	Einzelne Richtung
<xyz>	Richtungsfamilie, Kristallographisch äquivalent
{xyz}	Einzelne Ebene (Ebenennormale)
{xyz}	Ebenenfamilie, Kristallographisch äquivalent (Ebenennormale)
$\bar{x}$	Negative Koordinate

3.1. Millersche Indizes

Eine Gitterebene schneidet die Achsen x, y, z in den Punkten mit den Koordinaten auf der x-Achse m00, auf der y-Achse 0n0 und auf der z-Achse 00p.

Das kleinste ganzzahlige Vielfache der reziproken Achsenabschnitte einer Ebene nennt man deren Millersche Indizes (hkl)

$$x\text{-Achse: } h \sim \frac{1}{m} \quad y\text{-Achse: } k \sim \frac{1}{n} \quad z\text{-Achse: } l \sim \frac{1}{p}$$

Bei einer Netzebene betragen die Achsenabschnitte:

$$m \ n \ p = 2 \ 1 \ 3$$

Beispiel

$$\text{reziprok} \quad \frac{1}{2} \quad \frac{1}{1} \quad \frac{1}{3}$$

Dies führt zu (3 6 2) als Millersche Indizes.

Andere Methode: 2 geraden auf Ebene, dann: $\underline{a} \times \underline{b} = \underline{n} \Leftarrow$ Mill. Indizes

3.1.1. Miller-Bravais-Indizes für hexagonale Gitter

Wegen der spezifischen Symmetrie der hexagonalen Gitter ist ein spezielles Koordinatensystem a_1, a_2, a_3, c gebräuchlich. Dabei ist mit a_3 eine redundante Achse eingeführt, die mit a_1 und a_2 in der gleichen Ebene liegt. Seien u, v, t, w die Koordinaten im 4-achsigen System und u', v', w' diejenigen im 3-achsigen System a_1, a_2, c . Dann gelten folgende Transformationsgleichungen, wobei der Faktor n so gewählt wird, dass kleinste ganze Zahlen entstehen:

$$u = \frac{n}{3} (2u' - v')$$

$$u' = \frac{1}{n} (2u + v)$$

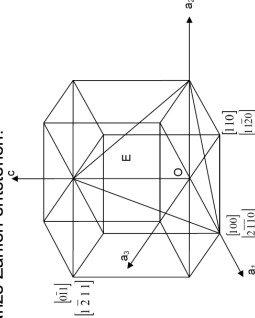
$$v = \frac{n}{3} (2v' - u')$$

$$v' = \frac{1}{n} (2v + u)$$

$$t = -\frac{n}{3} (u' + v') = -(u + v) \Leftrightarrow u + v + t = 0$$

$$w = \frac{1}{n} w'$$

$$w' = n \cdot w$$



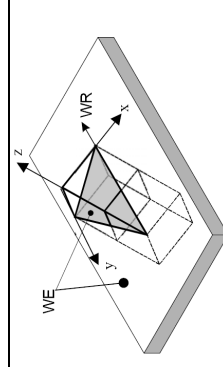
4. Anisotropie und Textur

4.1. Isotropie und Anisotropie

Man nennt einen Körper **anisotrop**, wenn seine **Eigenschaften** von der **Richtung** abhängen, in der sie gemessen werden. Liegt keine Änderung der Eigenschaften in Abhängigkeit der Richtung vor, so ist ein Körper **isotrop**.

4.2. Textur

Wenn in einem Metallstück die Gitter der Kristallkörner eine Bestimmte Lage bevorzugen, die ideale Lage
 - Wird beschrieben indem Walzebene und Walzrichtung im Koordinatensystem des Kristallgitters eines Korns in idealer Lage dargestellt werden. Z.B.: (110)[001], (Walzebene WE)[Walzrichtung WR]
 - Textur => Anisotrop!!



5. Realstruktur: Gitterbaufehler

5.1. Nulldimensionale Gitterfehler (Punktförmige Fehler)

a) Leerstelle	b) Zwischengitteratom
Häufigkeit des (Zwischengitteratom):	Fehler
$C_L = \frac{n_L}{N}$	$N = \sum n_i$
-n _i : Anzahl der Atome oder Fehlstellen im Gitter	-N: Anzahl der Atome bzw. Gitterstellen
Bildungsenergie $h, [n] = eV$	
Mit zunehmender h nimmt Wahrscheinlichkeit des Auftretens des Defektes ab, mit zunehmender Temperatur hingegen zu.	

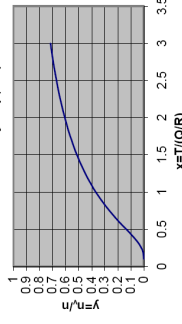
5.1.1. Arrhenius-Funktion

Ist die Beziehung, die die thermisch aktivierte Prozesse beschreibt, z.B für die Leerstellkonzentration c_L :

$$c_L = c_L \exp\left(-\frac{h_L}{kT}\right) \quad c_L = c_L \exp\left(-\frac{H_L}{RT}\right)$$

$$\begin{aligned} -k: \text{ Boltzmannkonstante: } k &= 1,38 \cdot 10^{-23} \frac{J}{K} = 8,62 \cdot 10^{-5} \frac{eV}{K} \\ -R &= 8,31 \text{ J/molK} \end{aligned}$$

Arrheniusfunktion $y = \exp(-1/x)$



5.2. Eindimensionale Gitterfehler (Versetzungen)

-Burgsvektor b	-Burgsumlauf b : Verbindung zwischen Ausgangspunkt A und Endpunkt E des Burgsumlauf (Uhrsinnt!)
-Versetzungslinie	
-Gleitebene: Die Ebene die dabei von der Versetzungslinie überstrichen wird => Plastische verformung.	
-Tangenteinheitsvektor t: in jedem Punkt tangential zu ihrer Achse gerichtet, die Richtung kann sich ändern.	
-Burgsvektor b: von der Kristallstruktur abhängiger Verzerrungsvektor, ändert sich nicht.	
-Die Versetzungslinie kann nie im Gitter enden. Sie muss in sich im Gitter geschlossen sein oder an einer Grenzfläche enden.	
-Eine Vollständige Versetzung geht von ein Atom bis ein andere, die andere sind Teilversetzungen.	

Der Burgsvektor steht in ganz bestimmter Beziehung zur Kristallstruktur:

$$\underline{b} = \frac{a_0}{n} \langle h_1 v_1 \rangle \quad |b| = \frac{a_0}{n} \sqrt{h^2 + v^2 + w^2}$$

-Die Wahrscheinlichste Versetzungen sind die **Kleinste!**

-B schaut immer in Richtung von Nachbar Atome!

Stufenversetzung:

$\vec{b} \perp \vec{t} \rightarrow \vec{b} \cdot \vec{t} = 0$

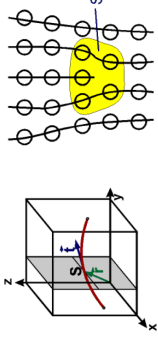
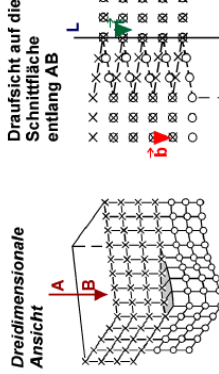


Fig. 1.22 Versetzungslinie
t: Tangentialheitsvektor
s: Ort der Versetzungslinie

Schraubenversetzung

$\vec{b} \parallel \vec{t} \rightarrow \vec{b} \cdot \vec{t} = \max$



Versetzungsenergie:

Erforderliche Energie für die Bildung einer Versetzung, $E \sim b^2$

Bemerkung II:

- Gleitungen immer in Richtung dichtester Atompackungen (k

Versetzungsdichte ρ_v

$\rho_v = \frac{1}{V} \sum_i l_i \approx \frac{N}{A}$ Ist die Summe der Länge alle Versetzungen pro Volumeneinheit, oder Anzahl N der Durchstoßpunkte von Versetzungslinie durch eine Kontrollfläche A definiert.)

5.3. Zweidimensionale Gitterfehler, Stapelfehler

Kristallgitter Stapelfolge von Gitterebenen, z. B. hdp: ABAB, kfz: ABCABC...

5.3.1. Störungen Stapelfolge: Stapelfehler

Stapelfehler liegen vor, wenn z.B. beim kubisch flächenzentrierten Gitter die dichtest gepackten Ebenen nicht wie ABCA übereinander liegen sondern wie ABA. Zwischen Stapelfehlerbereichen und dem ungestörten Kristall liegen Teilversetzungen, Stapelfehler behindern die Versetzungsbewegungen. Das führt zu einer Verfestigung bei plastischer Verformung. Die Energie, welche nötig ist um einen Stapelfehler zu erzeugen, die Stapelfehlerenergie, ist abhängig vom Material und der Fläche des Stapelfehlers. Je höher die Stapelfehlerenergie, umso kleiner sind die Stapelfehler, umso beweglicher sind die Versetzungen, umso kleiner ist die Verfestigung bei plastischer Verformung. Man braucht 2 Teilversetzungen um ein Stapelfehler zu bilden!

- Überstrukturen: Ordnung oberhalb des Ordnungsprinzips des Kristalls

- Erzeugung von Stapelfehlern: die Stapelfehlerenergie γ_{sf} muss als Energie pro Fläche des Stapelfehlers aufgebracht werden. Der Abstand d zwischen zwei Teilversetzungen im Gleichgewichtszustand ist der Stapelfehlerenergie umgekehrt proportional.

$d \sim \frac{1}{\gamma_{sf}}$

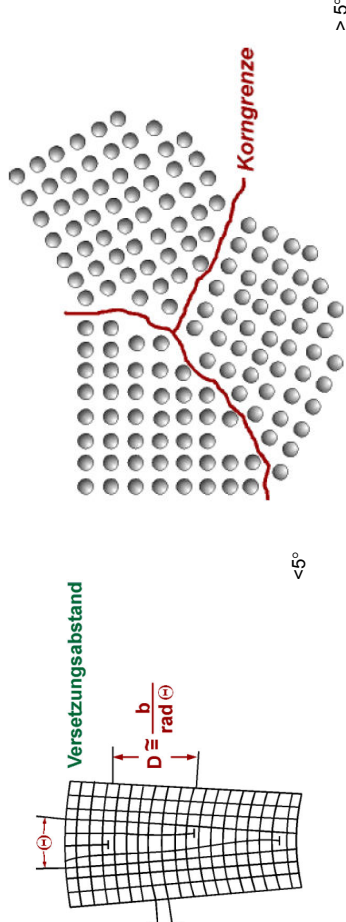
$\gamma_{sf} [\text{J/m}^2]$				
18/8CrNi 7 10 ⁻³	Ms30 7 10 ⁻³	Au 10 10 ⁻³	Cu 100 10 ⁻³	Al 250 10 ⁻³

5.3.2. Korngrenzen, Phasengrenzflächen

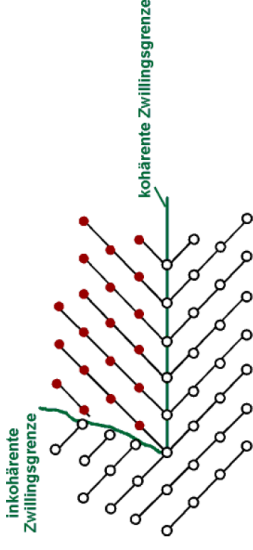
- Korngrenze: Grenzflächen zwischen Kristallen einer Phase
- Phasen Grenzflächen, Korngrenzflächen sind Grenzflächen zwischen Phasen unterschiedlicher Struktur und Zusammensetzung

Kleinwinkelkorngrenzen

Kristallorientierung Differenz von bis zu 5°, falls >5° spricht man von Grosswinkelkorngrenzen (Grossgrenz. Sind schwierig zu beschreiben).



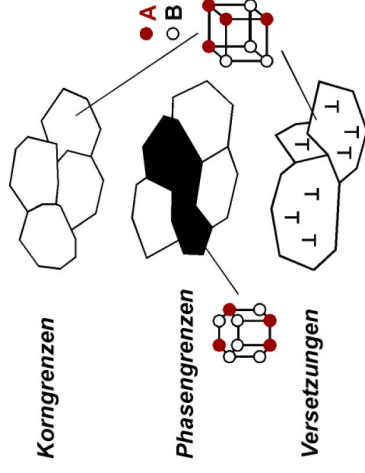
Zwillingsgrenze



5.4. Gefüge und Legierungsstrukturen

5.4.1. Gefüge

Anordnung von Gitterbaufehlern, die nicht im thermodynamischen Gleichgewicht sind. Dazu gehören Korngrenzen, Phasengrenzen oder Versetzungen.



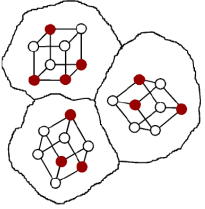
5.4.2. Legierungen

Mischung eines Metalls mit einem oder mehreren anderen Metallen oder Nichtmetallen

Phase

Die dadurch entstandenen Bereiche einer Legierung, die gleiche physikalische und chemische Eigenschaften und gleiche strukturellen Aufbau haben.

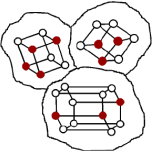
Wenn ein Kristall nicht aus einer einzigen Atomart, sondern aus mehreren Atomarten besteht.



Eine Mischkristallart – eine Phase

5.4.2.2. Kristallgemisch

Ein Kristallgemisch besteht aus mindestens zwei verschiedenen Phasen, von denen jede für sich betrachtet entweder Mischkristalle oder reine Kristalle darstellt.



Kristallgemisch – zwei Phasen (2 Mischkristalle)

5.4.2.3. Vegardsche Regel

Der Gitterabstand in vollkommenen Mischkristallreihen ändert sich im allgemeinen linear mit der Konzentration

w_A Konzentration A (Atom-%)

w_B Konzentration B (Atom-%)

a_A Gitterkonstante Komponente A

a_B Gitterkonstante Komponente B

$$a = \frac{(w_A a_A + w_B a_B)}{100}$$

Kap. 2 Legierungskunde – Zustandsdiagramme

1. Einleitung

1.1. Gehalt

Massengehalt (w)	
$w_A = \frac{m_A}{m}$	Masse der Komponente A Gesamtmasse der Legierung

Stoffmengengehalt	
$c_A = \frac{n_A}{n}$	Anzahl der Atome A Gesamtzahl der Atome

Gehalt...		
Einer Komponente in der Legierung	Einer Komponente in einer Phase	Einer Phase in der Legierung
Benennung	Phasengehalt	Gehalt einer Phase in der Legierung
Zeichen für Massengehalt	w_B^α, w_A^β $w_B^\alpha + w_A^\alpha = 100$	$w_\alpha, w_\beta, w_\alpha + w_\beta = 100$
Zeichen für Stoffmengengehalt	C_A, C_B	C_α, C_β

2. Thermodynamische Grundbegriffe, Hauptsätze, Potentiale

$dE_{kin} + dE_{pot} = dW_{mech}$	=>	$dU + dE_{kin} + dE_{pot} = dW_{mech} + dQ$
Speicherung	Zufuhr (Arbeit)	Mit Wärmebewegung
		Speicherung
		Zufuhr (Arbeit)

1. U: Funktion einer weitere Zustandgröße, Entropie genannt, dem Volumen und den Komponentengehalten W_i

$$U = U(S, V, W_1, \dots, W_n)$$

$$2. TdS = dW_{reib} + dQ$$

3. Abgeschlossen System: $dS \geq 0$

Freie Energie F
$F = U - TS, F = F(T, V, W_1, \dots, W_n)$

Enthalpie H
$H = U + pV, H = H(S, p, W_1, \dots, W_n)$

Freie Enthalpie G
$G = H - TS, G = G(T, p, W_1, \dots, W_n)$

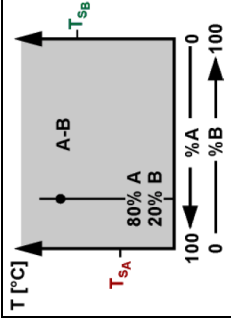
Beispiel

System welches durch Vergrößerung des Volumens mechanische Arbeit leistet:

$$dU = -pdV, dH = -Vdp = 0, dQ = Tds, dU = dQ = Tds, dF = -SdT$$

Im Gleichgewichtszustand erreicht die freie Enthalpie G ein relatives Minimum

3. Binäres Zustandsdiagramm und Phasenregel



Konvention für die Phasenbezeichnungen

Reine Stoffe: **A, B**
 Verbindungen mit konstantem Verhältnis: **A/B : C, V**
 Mischkristall: $\alpha, \beta, \gamma, \varepsilon$
 Ueberstruktur: α', β'
 Schmelze: **S**
 Komponentengehalt der Phasen: w_A, w_B usw.

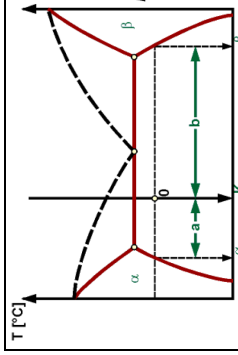
Konode: Isotherme

3.1. Gibb'sches Phasengesetz

$P + F = K + 2$
 -P: Phasen
 -F: Freiheitsgraden
 -K: Komponenten

$P + F = K + 1$ Gilt nur mit konstanter Druck (p = konst)

4. Phasengleichgewichte, Gesetz der wechselnden Phasenzahl, Hebelgesetz (Phasenräume)



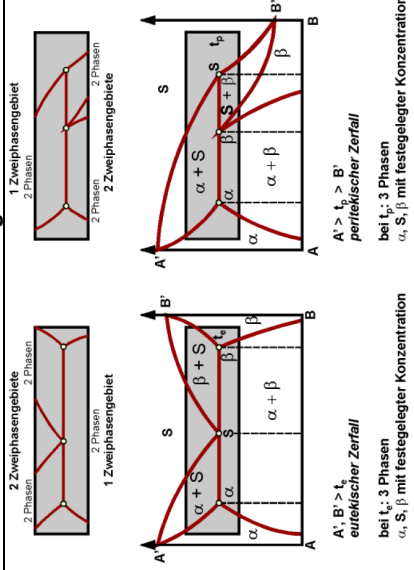
$$m_\alpha = \frac{\beta}{w_A - w_A^\alpha} \cdot m_{K_1} = \frac{b}{a+b} \cdot m_{K_1}; \quad m_\beta = \frac{a}{a+b} \cdot m_{K_1}$$

$$w_\alpha = \frac{b}{a+b} \quad w_\beta = \frac{a}{a+b} \cdot 100$$

Hebelgesetz

$$\frac{m_\alpha}{m_\beta} = \frac{b}{a}$$

4.1. Eutektische und Peritektische Umwandlung



Beispiel

Veränderung der Zusammensetzung w_A bei T nicht konstant: $\frac{dG}{dw} = 0$, $\frac{dG}{dw_A} \cdot dw_A = 0$
 $\Rightarrow dw_A^{Hk} = -dw_A^S$, $dG = dG_{Hk} + dG_S$

$$\Rightarrow \frac{dG_{Hk}}{dw_{w_A^{Hk}}} \cdot dw_{w_A^{Hk}} + \frac{dG_S}{dw_{w_A^S}} \cdot dw_{w_A^S} = 0 \quad \Rightarrow \quad \frac{dG_{Hk}}{dw_{w_A^{Hk}}} = -\frac{dG_S}{dw_{w_A^S}}$$

Schmelze und Mischkristall nehmen diejenigen Gehalte an, welche durch die Tangentialpunkte gegeben sind:

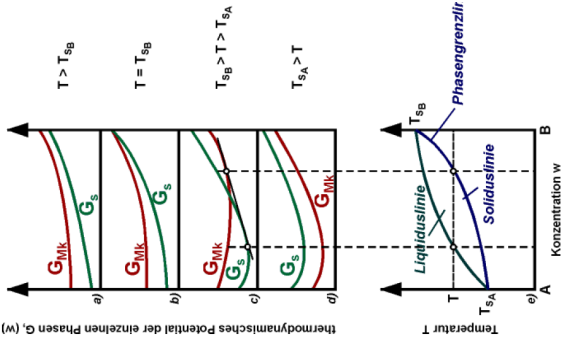
- Falls 2 Phasen gemeinsam liegen vor $\Rightarrow$ Gleiche G!
 - Mehrere Phasen: die Stabiler ist die, die die kleinste G besitzt!

$$G_T = G_K$$

$$H_T - TS_T = H_K - TS_K$$

$$\Delta H = T \Delta S$$

Dove c'è una tangente in comune tra due linee significa che in quel punto sono presenti due fasi!!
 Nel caso di tre curve di G (ad esempio G_L, G_A, G_B) significa che a quella Temperatura coesistono tre fasi, di conseguenza si avrà un Eutektikum o un Peritektikum a dipendenza del grafico della G.



Die Stabilität eines Systems ist abhängig:

- vom Energieinhalt
- vom Ordnungsgrad der atomaren Bausteine

G = Stabilitätsmaß

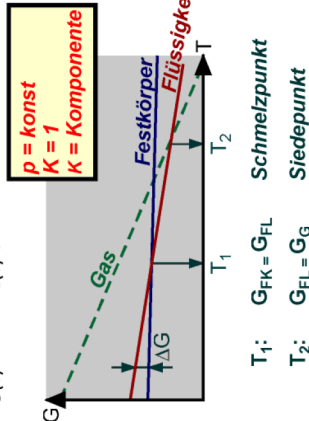
ΔG = Mass für die Triebkraft der Umwandlung

$$G(T) \downarrow \rightarrow s(T) \uparrow$$

$$\Rightarrow \Delta G_{fk} = \Delta H_{fk} - \Delta S_{fk} T$$

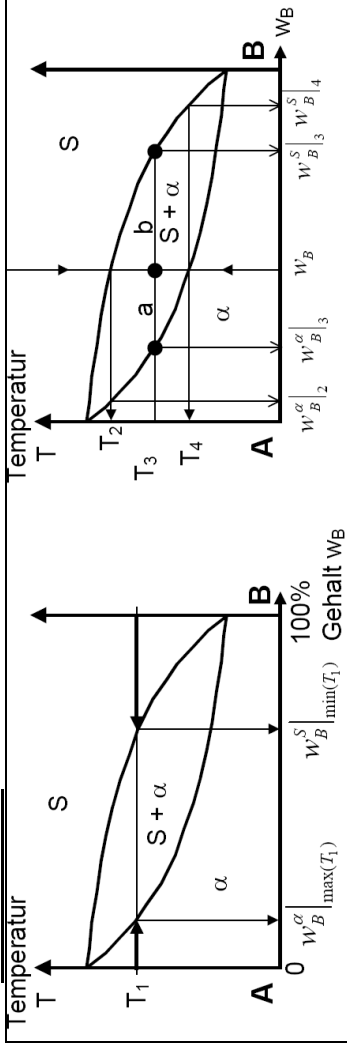
$$\Rightarrow \Delta G_{fk} = \Delta H_{fk} - \frac{\Delta H_{fk}}{T_{fk}} \cdot T$$

$$\Rightarrow \Delta G_{fk} = \Delta H_{fk} + \left(\frac{T_{fk} - T}{T_{fk}} \right)$$



$T_1: G_{FK} = G_{FL}$ Schmelzpunkt
 $T_2: G_{FL} = G_G$ Siedepunkt

5. Beispiel 1: System mit unbegrenzter Löslichkeit von A und B im Mischkristall α .



Das Zustandsdiagramm gibt an, in welchen Bereichen von Temperatur T und Komponentenanteil w_B (=1- w_A) die Legierungen flüssig, fest oder als Mischung zwischen fest und flüssig vorliegen. Man kann das Zustandsdiagramm horizontal lesen entlang einer Isothermen (Konode) T_1 :

- Welches ist der höchste Gehalt an B im Mischkristall α , ohne dass auch Schmelze vorliegt (= kleinster Gehalt von A in α): $w_B^{\alpha}(\max(T_1))$
- Welches ist die niedrigste Konzentration an B, welche die Schmelze enthalten kann, ohne dass auch feste Kristalle vorliegen: $w_B^S(\min(T_1))$

Man kann das Zustandsdiagramm vertikal lesen entlang einer Linie konstanten Gehaltes w_B :

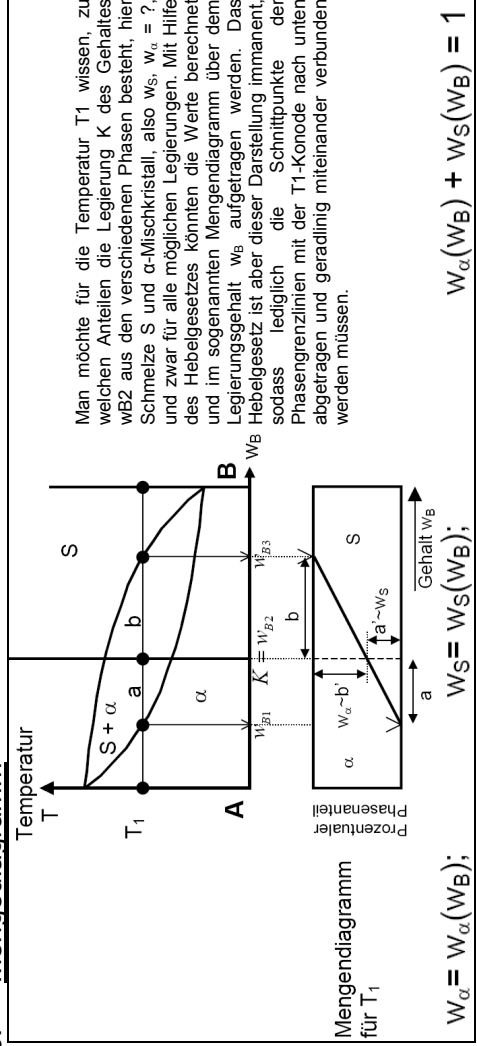
- Von oben nach unten (Abkühlung): Bei welcher Temperatur T_2 beginnt die Kristallisation, bei welcher Temperatur T_4 ist die Kristallisation abgeschlossen?
- Von unten nach oben (Erwärmung): Bei welcher Temperatur T_4 beginnt der Mischkristall zu schmelzen, bei welcher Temperatur T_2 ist der Mischkristall ganz aufgeschmolzen.

Das Zustandsdiagramm stellt Gleichgewichtszustände dar. Bei Fortschreiten von einem Zustand zum anderen muss man genügend lange warten, bis sich der Gleichgewichtszustand eingestellt hat.

Nochmals Abkühlung entlang w_B :

Bei T_2 können sich erste vereinzelte Mischkristalle mit der Konzentration $w_B^{\alpha}(\min)$ bilden. Bei T_3 besteht die Legierung aus $a/(a+b)=w_S$ Schmelze und $b/(a+b)=w_B$ Mischkristall. Der Gehalt an B in der Schmelze ist größer als es der Legierung entspricht $w_B < w_B^S$. Der Gehalt an B der bei T_3 gebildeten Kristalle ist immer noch kleiner als es der Legierung entspricht, aber größer als derjenige der bei T_1 gebildeten Kristalle. Diese müssen aus der Schmelze oder den angrenzenden Kristallen zusätzlich A-Atome aufnehmen, um den Gleichgewichtszustand zu erreichen.

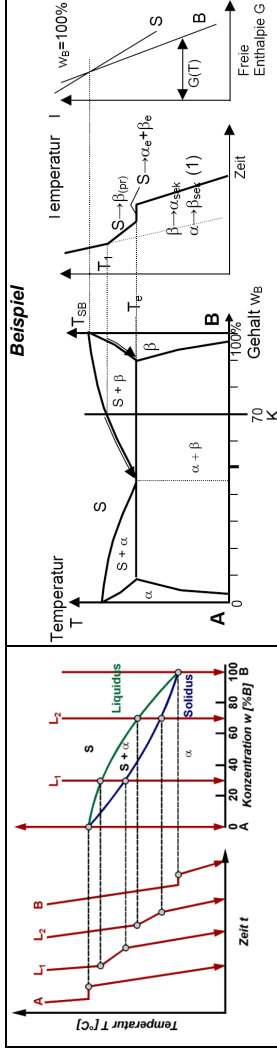
6. Mengendiagramm



7. Abkühlungskurven

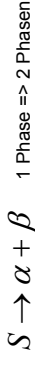


- Haltepunkte.** Die Temperatur der abkühlenden Legierung bleibt bis zur vollständigen Phasenänderung konstant. Der Freiheitsgrad $F = 0$ ist Null. Die in dieser Zeit abgeführte Wärme wird durch die freiwerdende Umwandlungswärme (Kristallisationswärme) erzeugt.
- Knickpunkte.** Die Temperatur nimmt langsamer ab als im Einphasengebiet, ebenfalls wegen der freiwerdenden Umwandlungswärme (Kristallisationswärme), bleibt aber nicht konstant. Die Knickpunkte markieren die endpunkte der Phasenumwandlung, grenzen also ein zweiphasiges Gebiet mit $F=1$ ab, in dem ein Gemenge aus den sich ineinander umwandelnden beiden Phasen vorliegt.



8. Grundtypen der Zustandsdiagramme

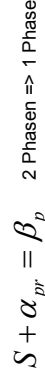
Eutektische Reaktion



Eutektoid

Dreiphasenreaktion, bei denen Abkühlung nicht die Schmelze sondern eine feste Phase in zwei Bestandteile zerfällt, nennt man Eutektoid.

Peritektische Reaktion



8.1. Kochrezept zur Bestimmung einer Legierung mit unbeschrifteten Zweistoffsystem

1. Festlegen der Phasenräume

Ein-, Zwei-, Dreiphasenräume mit dem Gesetz der wechselnden Phasenzahl. Einphasenräume sind die Schmelze und die Gebiete ganz aussen

2. Beschriften der Phasenräume

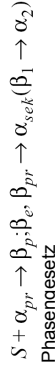
A, B, C, V $\alpha, \beta, \gamma, \delta, \epsilon, \zeta, \eta$ S, nach Konvention

3. Bestimmung der Art der Dreiphasenräume

Eutektisch, peritektisch, eutektoid, peritektoid $1P \Rightarrow 2P$ (eutektisch, eutektoid) $2P \Rightarrow 1P$ (peritektisch, peritektoid)

4. Abkühlungskurve mit Beschriftung

(für bestimmten Gehalt, welche Phase(n) wandelt sich in welche andere um)
 $S \rightarrow \alpha_{pr}(S \rightarrow \alpha_1); S \rightarrow \alpha_e + \beta_e$



Phasengesetz

5. Bestimmung der Gehalte der Phasen in der Legierung

40% S, 60% α_{pr}

Hebelgesetz

6. Bestimmung der Phasengehalte

(Gehalte der Komponenten in den Phasen)

$w_A^S = 80\%$, $w_B^S = 65\%$

Einphasenräume: ZPL = ZPP (Zustandspunkt der Legierung = Zustandspunkt der Phase(n))

Zweiphasenräume: ZPL $\neq$ ZPP

9. Reales Zustandsdiagramm

9.1. Das Eisen

Eigenschaften

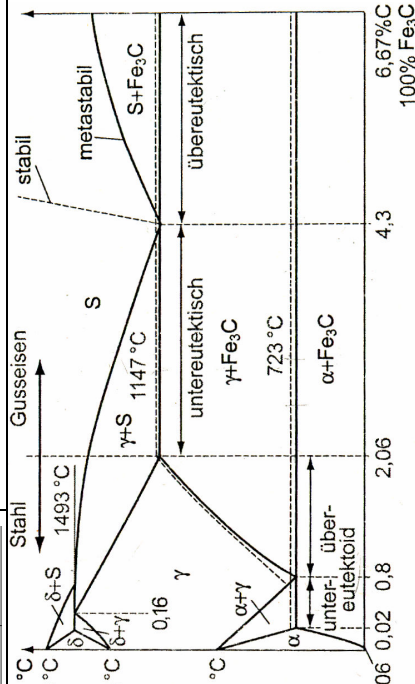
Das Eisen ist das **26.** Element im Periodensystem der Elemente. Es gehört zu den Übergangsmetallen. Unter atmosphärischem Druck schmilzt das Eisen bei **1536°C** und verdampft bei **2738°C**. Seine Atommasse ist **55,85**.

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

A = Arrêt = Haltepunkt

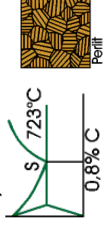
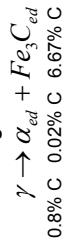
9.2. Das metastabile System Fe-C oder das Fe-Fe₃C-System

α -Fe	bei 723°C 0,02% C bei RT 0,006% C	Peritektikum $\delta + S$	1493°C	γ
δ -Fe	bei 1493°C 0,10% C	Eutektikum S	1147°C	$\gamma + Fe_3C$
γ -Fe	bei 1493°C 0,16% C bei 723°C 0,80% C bei 1147°C 2,06% C	Eutektoid γ	723°C	$\alpha + Fe_3C$
Schmelze	bei 1493°C 0,51% bei 1147°C 4,3%			



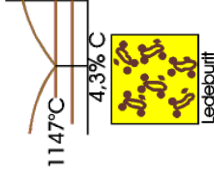
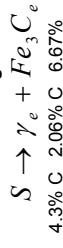
Phase	Gefüge
α -Mk	Ferrit
γ -Mk	Austenit
Fe_3C	Zementit
Eutektoid α -Mk + Fe_3C	Perlit
Eutektikum γ -Mk + Fe_3C	Ledeburit I
Umgewandeltes Eutektikum: α -Mk + Fe_3C	Ledeburit II

Bildung von Perlit durch eutektische Umwandlung (Punkt S)



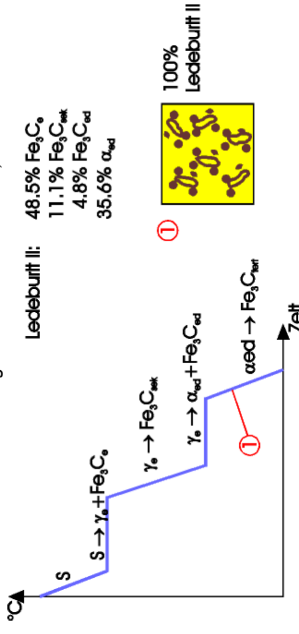
Perlit: 88,2% Ferrit + 11,8% zementit im Bereich **0,02-6,67%** Kohlenstoff. **T=723°C**

Bildung von Ledeburit (Eutektikum) (Punkt C)



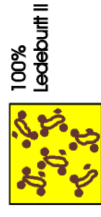
Ledeburit I: 51,5% γ + 48,5% Fe_3C bei **1147 °C** und **2,06 bzw. 6,67% C**

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



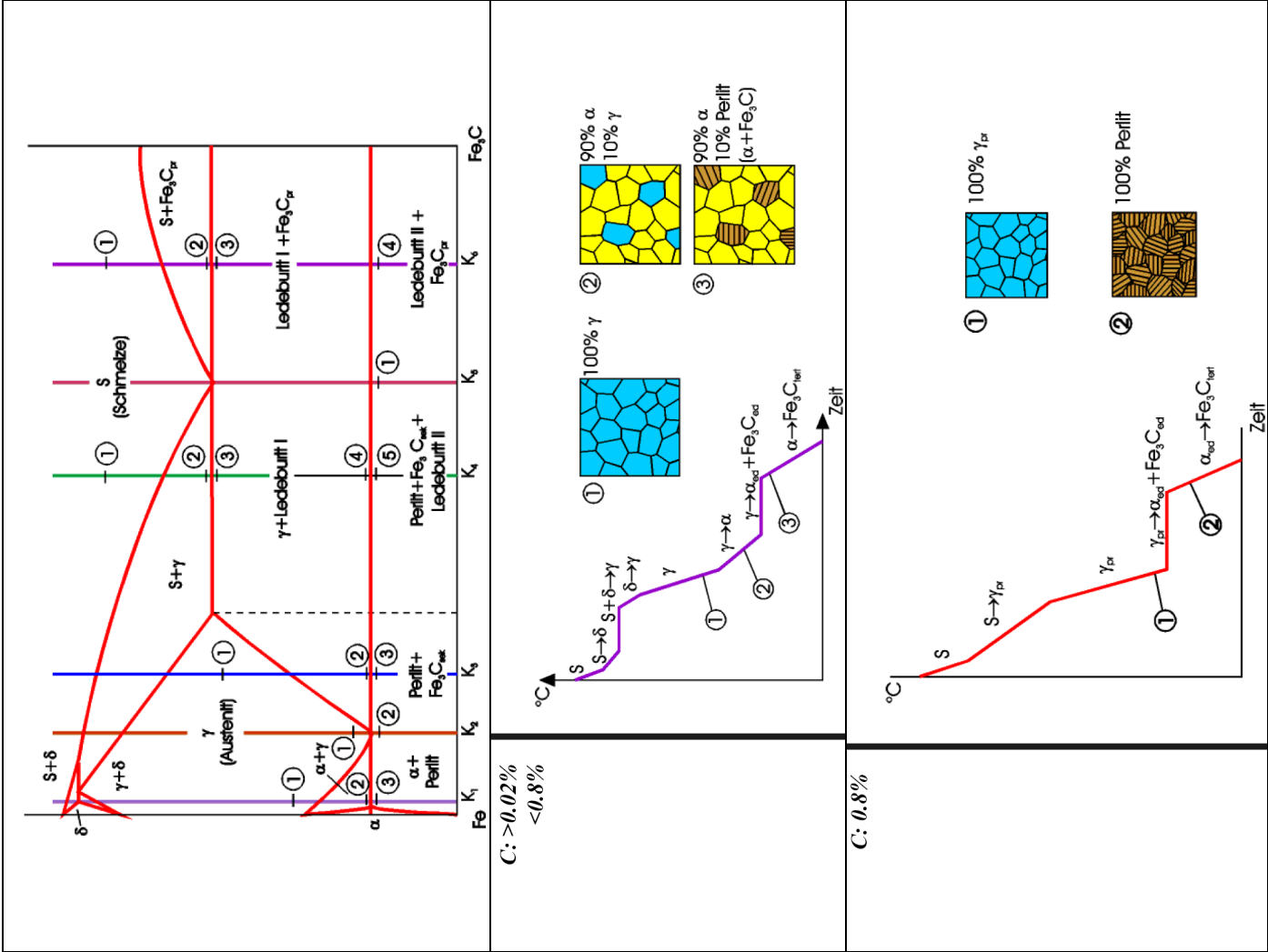
Ledeburit II:

48,5% Fe_3C_e
11,1% Fe_3C_{ed}
4,8% Fe_3C_{ed}
35,6% α_{ed}

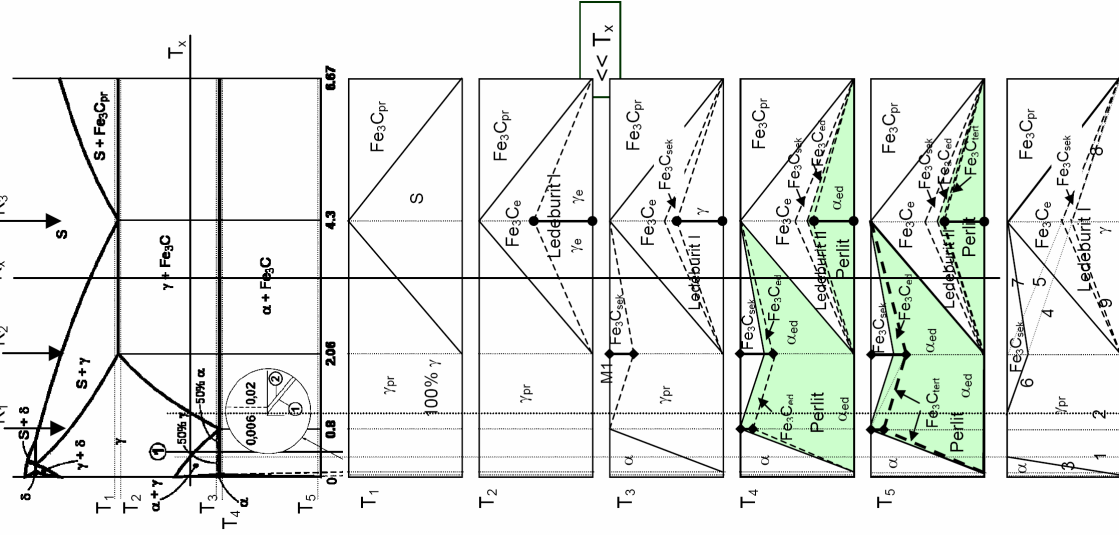
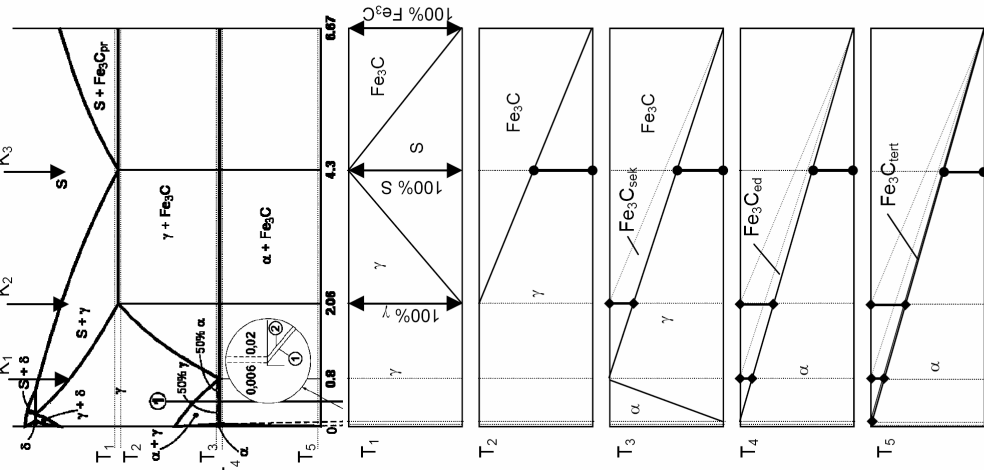


Bezeichnung	Nähere Kennzeichnung	Lage im EKS, Gefügeskizzen	besteht aus	Metallographische Bezeichnung
α -Mk	Maximaler C-Gehalt		88,2% α_{ed} + 11,8% Fe_3C_{ed}	Perlit
γ -Mk	0,02%, Punkt P			
δ -Mk	2,06%, Punkt E 0,1%, Punkt H			
Eutektoid (Punkt S)				
Eutektikum (Punkt C)				
Primär Zementit				
Sekundär Zementit				
Tertiär Zementit				

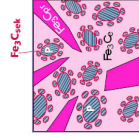
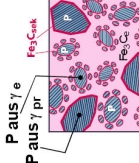
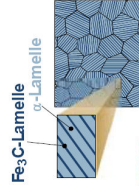
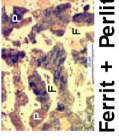
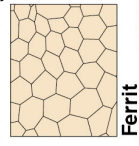
9.3. Beispiele von Gefügen bei verschiedenen Konzentrationen



9.4. Mengendiagramm



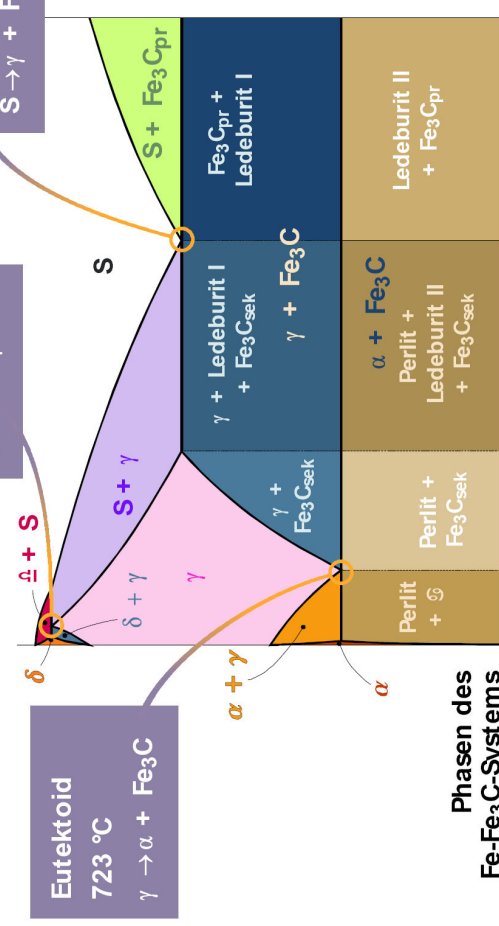
9.5. Anhang



Peritektikum
1493 °C
 $\delta + S \rightarrow \gamma$

Eutektikum
1147 °C
 $S \rightarrow \gamma + Fe_3C$

Eutektoid
723 °C
 $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$



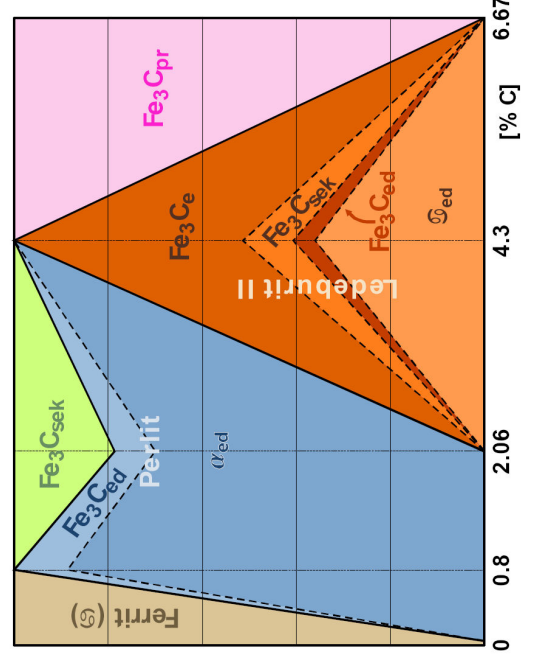
Phasen des
Fe-Fe₃C-Systems

Mengen-
diagramm

Ledeburit I:
48.6 % Fe₃C_e
51.4 % γ_e

Ledeburit II:
48.6 % Fe₃C_e
11.0 % Fe₃C_{sek}
4.7 % Fe₃C_{ed}
35.7 % α_{ed}

Perlit:
11.7 % Fe₃C_{ed}
88.3 % α_{ed}



Kap. 3 Diffusion

1. Definition

Als Diffusion bezeichnet man irreversible Platzwechselvorgänge von Atomen, Ionen oder Molekülen in festen, flüssigen oder gasförmigen Phasen zur Minimierung der freien Enthalpie.

2. Diffusionsarten

2.1. Selbstdiffusion (Thermodiffusion)

Vielmehr liegt bei einer entsprechenden Zahl von Atomen eine Energieverteilung gemäss der Gauss'schen Glockenkurve vor, d. h. eine bestimmte Anzahl von Atomen hat eine geringe, eine Reihe von Atomen hat eine mittlere und eine weitere Anzahl von Atomen hat eine hohe kinetische Energie. Das Bestreben der Atome, einen Ausgleich der kinetischen Energie durch Platzwechsel herbeizuführen, heisst **Thermomodiffusion**. Sind dabei nur Atome einer Art, d. h. Atome des reinen Metalls, beteiligt, so bezeichnet man diese Art als **Selbstdiffusion**.

2.2. Fremddiffusion (konzentrationsabhängige Diffusion)

In vielen praktisch relevanten Fällen erfolgt die Diffusion über den Entropieterm, d. h. Ausgleich der Konzentrationsunterschiede der Komponenten im Kristall. Diesen Fall, der im folgenden weiter betrachtet wird, bezeichnet man auch als normale Diffusion.

3. Diffusionsgesetze

3.1. 1. Fick'sches Diffusionsgesetz – Diffusionsstromdichte (j) (Stationäre diffusion)

Es gibt wie viel Atome pro Zeiteinheit durch eine Einheitsfläche hindurchtreten. Die mathematische Beziehung zur Bestimmung des Diffusionsstromes heisst erstes **Fick'sches Gesetz**:

$$J = -D \frac{\Delta c}{\Delta x}$$

J ist der Diffusionsstrom (Atome/cm²s), D der **Diffusionskoeffizient** (cm²/s) und $\Delta c/\Delta x$ das **Konzentrationsgefälle** (Atome/cm³cm).

3.2. Konzentrationsgefälle

Δc ist die Änderung der Konzentration auf der Länge Δx .

$$j = -D \cdot \text{grad}(c)$$

3.3. 2. Fick'sches Diffusionsgesetz – Konzentrationsprofil (Instationäre diffusion)

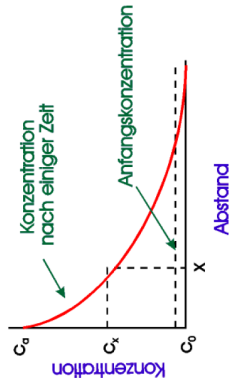
Es ist eine Bilanzgleichung, d. h. stoffunabhängig. Sie beschreibt, dass sich die Atome, die in ein definiertes Kontrollvolumen eintreten und selbiges nicht wieder verlassen im dem Volumen befinden müssen:

$$\frac{dc}{dt} = D \cdot \frac{d^2 c}{dx^2}$$

Mit Hilfe dieser partiellen Differentialgleichung kann man diese Gleichung finden:

$$\text{erf}(y) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^y \exp(-\xi^2) d\xi$$

ca bedeutet eine konstante Konzentration an der Oberfläche des betrachteten Volumens, c0 ist die Ausgangskonzentration im Inneren und cx die Konzentration an der Stelle x nach der Zeit t. erf steht für die sogenannte Fehlerfunktion.



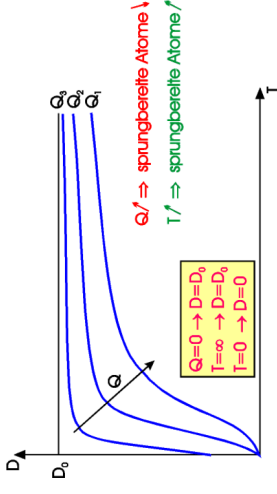
$\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$	$\text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$
0	0
0,10	0,1125
0,20	0,2227
0,30	0,3286
0,40	0,4284
0,50	0,5205
0,60	0,6039
0,70	0,6778
0,80	0,7421
0,90	0,7970
1,00	0,8427
1,50	0,9661
2,00	0,9953

3.4. Diffusion ein thermisch aktivierter Vorgang

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q}{RT}}$$

D_0 Konstante, R Gaskonstante, Q Aktivierungsenergie, T Temperatur [K]

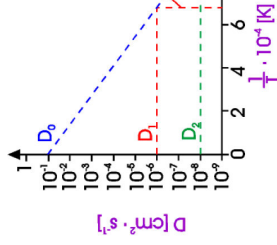
D_0 ist eine Konstante, die vor allem von der Frequenz der Temperaturschwingung abhängt und so Mass ist für die Häufigkeit mit der Atom seine Extremlage mit Sprungmöglichkeit erreicht.



$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q}{RT}$$

bzw.

$$\log D = \log D_0 - \left(\frac{Q}{19150} \cdot \frac{1}{T} \right)$$



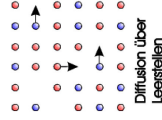
Die Aktivierungsenergie Q ist die Energie, die erforderlich ist, damit ein Atom seinen Gitterplatz verlassen kann. Ein Zwischengitteratom benötigt normalerweise weniger Energie, um sich an den umgebenden Atomen vorbeizudrängen. Daher sind die Aktivierungsenergien für Diffusion von Zwischengitteratomen kleiner als die für Leerstellendiffusion

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

4. Diffusionsmechanismen

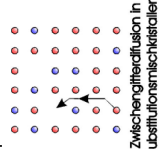
Wager-Schootky-Mechanismus

Nach diesem Mechanismus verlässt ein Atom seinen Gitterplatz, wobei der Platzwechsel eines Atoms über thermisch bedingte Zwischengitterplätze erfolgt. Die weitere Diffusion soll auf weiteren, freiliegenden Gitterplätzen und vor allem auf Zwischengitterplätzen stattfinden.



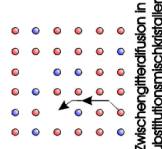
Frenkel-Mechanismus

Danach verlässt ein Atom seinen Gitterplatz, wobei der Platzwechsel eines Atoms über thermisch bedingte Zwischengitterplätze erfolgt. Die weitere Diffusion soll auf weiteren, freiliegenden Gitterplätzen und vor allem auf Zwischengitterplätzen stattfinden.



Diffusion über Zwischengitterplätze

Die Diffusion erfolgt über Zwischengitterplätze, wobei der Platzwechsel eines Atoms über thermisch bedingte Zwischengitterplätze erfolgt. Die weitere Diffusion soll auf weiteren, freiliegenden Gitterplätzen und vor allem auf Zwischengitterplätzen stattfinden.



Kap. 4 Elastizität

1. Das Kontinuum, Verallgemeinerte Spannungen und Dehnungen

Die Dichte ρ

$$\rho = \lim_{dV \rightarrow 0} \frac{dM}{dV}$$

Der mathematische Grenzwert existiert nicht. Das kleinste zulässige Kontrollvolumen ist abhängig von der zu erzielenden Genauigkeit, generell Kantenlänge ca. 10^{-3} Atome. Dann ist der Grenzwert erreicht, wenn durch weitere Verkleinerung des Volumenelements um eine Atomreihe Schwankungen nur noch 10^{-3} betragen. Dies ist dann die Grenze der Anwendbarkeit einer Kontinuumsmechaniktheorie

Der Spannungstensor $\underline{\underline{S}}$

$$\underline{\underline{S}} = \lim_{dA \rightarrow 0} \frac{d\underline{\underline{F}}}{dA}$$

Die Verkleinerung der Kontrollfläche erfolgt bis auf Dimensionen (Seitenlängen) von ca. 10^{-3} Atomen. Aus dieser Grenzwert ist erreicht, wenn die Schwankungen des Spannungstensor nur noch 10^{-3} betragen.

$$d\underline{\underline{F}} = d\underline{\underline{F}}_n + d\underline{\underline{F}}_t = d\underline{\underline{F}}_n \cdot \underline{\underline{n}} + d\underline{\underline{F}}_t \cdot \underline{\underline{t}}$$

Vektoren

$$\underline{\underline{S}}_n = \sigma \cdot \underline{\underline{n}}$$

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

Beträge

$$\sigma = \lim_{dA \rightarrow 0} \left(\frac{dF_n}{dA} \right)$$

$$\tau = \lim_{dA \rightarrow 0} \left(\frac{dF_t}{dA} \right)$$

Normalspannung: Vektorkomponente normal zur Fläche
 Schubspannung: Vektorkomponente tangential an der Fläche

Einheiten: $[\sigma] = \text{N/m}^2 = \text{Pa}$ (Pascal) $[\tau] = \text{N/mm}^2 = 10^6 \text{Pa} = \text{MPa}$

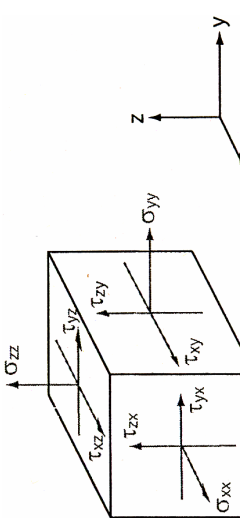
Der Spannungstensor $\underline{\underline{T}}$

$$\underline{\underline{T}} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix}$$

$$\underline{\underline{S}}_x = \sigma_{xx} \cdot \underline{\underline{n}}_x + \tau_{xy} \cdot \underline{\underline{n}}_y + \tau_{xz} \cdot \underline{\underline{n}}_z$$

$$\underline{\underline{S}}_y = \tau_{yx} \cdot \underline{\underline{n}}_x + \sigma_{yy} \cdot \underline{\underline{n}}_y + \tau_{yz} \cdot \underline{\underline{n}}_z$$

$$\underline{\underline{S}}_z = \tau_{zx} \cdot \underline{\underline{n}}_x + \tau_{zy} \cdot \underline{\underline{n}}_y + \sigma_{zz} \cdot \underline{\underline{n}}_z$$



Der Deformationstensor $\underline{\underline{\epsilon}}$
 Multipliziert man diesen Tensor mit einem Richtungsvektor zwischen zwei Materialpunkten, so erhält man dessen Verlängerung und Verdrehung durch den Verformungszustand, der immer als symmetrisch zur Hauptdiagonalen aufgefasst wird

$$\underline{\underline{\epsilon}} = \begin{bmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{xy} & \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_{yy} & \epsilon_{yz} \\ \epsilon_{zx} & \epsilon_{zy} & \epsilon_{zz} \end{bmatrix}$$

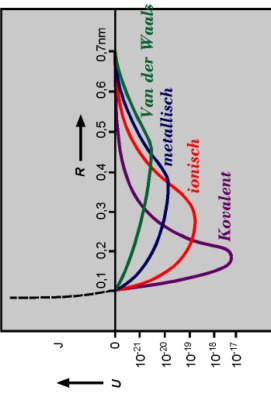
2. Elastische Verhalten, atomarer Beschreibung

2.1. Bindungskräfte in Festkörpern

Bindungsenergie U (zwischen Atome)
 $U_{Bo} = U(r_0)$, dessen Lage den Gleichgewichtsabstand r_0 (als Mittelwert) darstellt. Sie charakterisiert die Arbeit, die aufgewendet werden muss, um die Atome voneinander zu trennen. Die Größe der Bindungsenergie und der elastischen Konstanten werden durch die Bindungsart bestimmt.

U_{Bo} bestimmt:

1. TS (Schmelzpunkt)
2. TR (Rekristallisationstemperatur)
3. TE (Erholungstemperatur)
4. Q (Aktivierungsenergie der Selbstdiffusion)



Wechselwirkungskraft
 Die Wechselwirkungskraft F_N zwischen zwei Atomen ist die Summe der anziehenden und der abstossenden Kraft:

$$F_N = F_{an} + F_{ab}, \text{ in Gleichgewichtsabstand wird: } F_N = F_{an} + F_{ab} = 0$$

Wechselwirkungsenergie
 Manchmal ist es einfacher mit der Wechselwirkungsenergie $U(r)$ zu arbeiten:

– Ionenbindung $m=1, n=16$
 – Van der Waals $m=6, n=12$

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

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

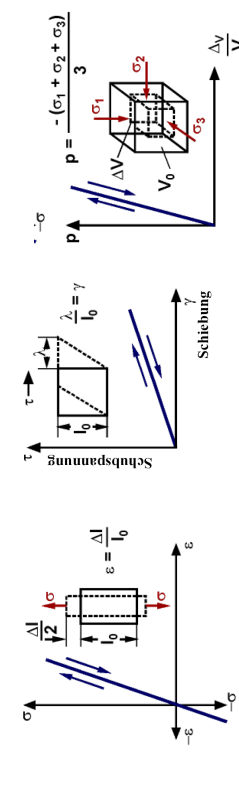
$$= U_{an} + U_{ab}$$

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

Proportionalitätskonstante C
 Sie steht in direktem Zusammenhang mit den elastischen Konstanten

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

2.2. Elastische Konstanten E, G, V, K



Der Zusammenhang wird durch das Hooke'sche Gesetz beschrieben:

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$
 für Normalspannungen, E .. Elastizitätsmodul

$$\tau = G \cdot \gamma$$
 für Schubspannungen, G .. Schubmodul

$$p = -\frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{3}$$

Der Kompressionsmodul K dient zur Beschreibung der Volumenänderung eines Körpers unter allseitigem Druck

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

p äußerer Druck
 V : Volumen

Die Volumendehnung lässt sich berechnen als

$$\epsilon_{Vol} = \epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z$$

Die Poisson - Zahl ν gibt an, wie sich die Dimensionen eines Körpers quer zu Zugrichtung bei Zugdehnung verändern

$$-\epsilon_x = -\epsilon_y = \nu \cdot \epsilon_z$$

ν mit ϵ_z

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

Bei Volumenkonstanz:

$$\frac{\Delta V}{V_0} = 0 \Rightarrow \nu = 0,5$$

$$-\epsilon_x = -\epsilon_y = 0,5 \cdot \epsilon_z$$

Beziehungen zwischen elast. Konstante

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

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

Metall	ν	E [N/mm ²]	G [N/mm ²]
Mg	0.28	45'150	18'000
Al	0.34	71'900	26'800
Ti	0.33	108'300	40'600
Fe	0.28	216'900	84'700
Cu	0.35	125'000	46'400
Zn	0.29	94'000	34'000

Kap. 5 Plastisches Verhalten der Metalle

1. Schmidisches Schubspannungsgesetz

Das Schmidische Schubspannungsgesetz gibt für den Lastfall der einachsigen reinen Zug- oder Druckbeanspruchung an, wie gross die Schubspannung an einem schiefen Flächenelement in einer bestimmten Richtung ist.

$$\sigma = \frac{F_0}{A_0}$$

Diese ist die Spannung in Flächenelement A_0 . F_0 wirkt auch am um den Winkel θ schief stehenden Flächenelement A , bewirkt hier aber eine kleinere Spannung S , weil $A > A_0$. S ist an diesem Flächenelement keine Normalspannung: $A = \frac{A_0}{\cos \theta}$

$$F_g = F_0 \cdot \cos \lambda \Rightarrow \tau = \frac{F_g}{A} = \frac{F_0 \cdot \cos \lambda}{A_0 / \cos \theta}$$

$$\tau = \sigma \cdot \cos \lambda \cdot \cos \theta$$

τ ist die Schubspannung am Flächenelement A in Richtung g , hervorgerufen durch die Normalspannung σ an A_0

Liegt der Winkel θ fest, das Maximum wird erreicht wenn $\lambda = 90^\circ - \theta$, also (mit $\cos(90^\circ - \theta) = \sin(\theta)$):

$$\tau = \sigma \cdot \sin \varphi \cdot \cos \varphi \quad , \quad \tau = \frac{1}{2} \cdot \sigma \cdot \sin 2\varphi$$

Dies ist maximal für $\theta = 45^\circ$

Die sehr wichtige Aussage ist also, dass in einem Zugstab an einem Flächenelement unter 45° zur Beanspruchungsrichtung die grössten Schubspannungen auftreten.

τ nimmt bei $\theta = 0^\circ$ und $\theta = 90^\circ$ einen Wert von 0 an

Normalspannungshypothese

Spröde Material: Trennbruch mit einer senkrecht zur äusseren Kraft liegenden Bruchfläche; $\sigma < \sigma_{Zul}$

Schubspannungshypothese

Duktilmaterial: Trennbruch unter 45° ; $\tau \leq \tau_{Zul}$

2. Einkristallverformung: Theoretische Schubspannung

τ_{th} ist die erforderliche Schubspannung um eine Abgleitung ohne Versetzungen zu ermöglichen:

$$\tau_{th} = \frac{Gb}{2\pi a} \approx \frac{G}{6}$$

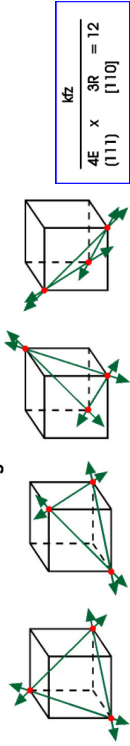
für Metalle ist $\frac{b}{a} \approx 1$

3. Einkristallverformung

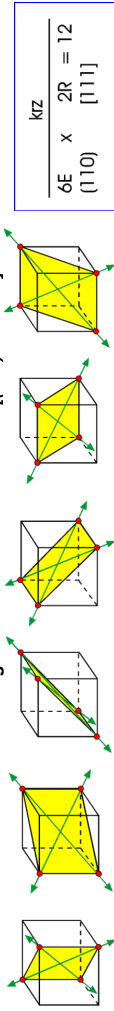
Eine Gleitung ist praktisch grundsätzlich mit der Wanderung von Versetzungen verbunden. Des weiteren wurde gezeigt, dass Versetzungen mit einem hohen $b/2$ -proportionalen Energieinhalt haben. Dies führt nach dem Prinzip vom Minimum der freien Enthalpie in der Gleichgewichtslage dazu, dass Versetzungen nur in Richtung dichtest gepackter Richtungen gleiten. Es zeigt sich aber auch, dass Gleitebenen bevorzugt solche Kristallebenen sind, die selber möglichst dicht gepackt sind.

Das Paar Gleitebene und Gleitrichtungen nennt man ein Gleitsystem :									
Gittertyp	Basis	Gleitebenen G			Basis	Gleitebenen G			Gesamtzahl der Gleitsysteme
		Typ	Zahl	Gleichrichtung		Typ	Zahl	Gleichrichtung	
kubisch	Al, Cu, Ni, Ag, Au	(111)	4	[110]	Cd, Zn, Mg, Ti _α , Be	(0001)	1	[1120]	3
	Fe _{αδ} , W, Mo, Nb, Ta	(110)	6	[111]	Cd, Zn, Mg, Ti _α , Be, Zr _α	(1010)	3	[1120]	1
	Fe _{αδ} , W, Mo, Nb	(112)	12	[111]	Mg, Ti _α	(1011)	6	[1120]	1
	Fe _{αδ} , W, Mo	(123)	24	[111]					6

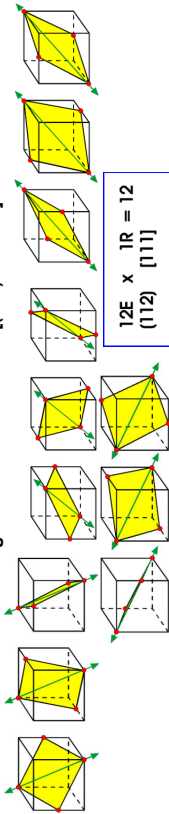
Gleitmöglichkeiten in einem **kfz**-Gitter:



Gleitmöglichkeiten in einem **krz**-Gitter [(110) – Ebene]:



Gleitmöglichkeiten im **krz**-Gitter [(112) – Ebene]



Gleitmöglichkeiten im krz-Gitter [(123) – Ebene]

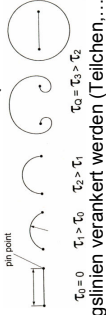
4. Versetzungsbewegung

Die Versetzungsbewegung ist Trägerin der Plastischer Deformation. Es werden bevorzugt die Gleitsysteme aktiviert, in denen die nach dem Schmidchen Schubspannungsgesetz berechneten Spannungen am grössten sind:
 $\tau = \sigma \cdot \cos \lambda \cdot \cos \theta \geq \tau_c$

Versetzungsquellen

Überschreiten einer Kritischen Schubspannung => neue Versetzungen in sog. Versetzungsquellen produziert.

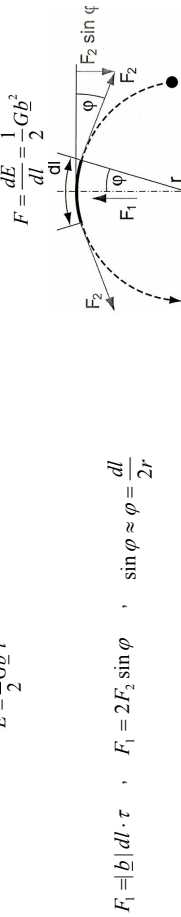
FRANK – READ – Quelle



Pin – Punkte: Punkte an denen Versetzungslinien verankert werden (Teilchen,..., Hindernis)

Linienspannung

Da nun die Versetzungslinie sich zu verkürzen sucht, wird eine Kraft benötigt, die der Anknüpfungspunkt der Versetzungslinie aufnehmen muss.:
 $E = \frac{1}{2} G b^2 l$
 $F = \frac{dE}{dl} = \frac{1}{2} G b^2$



Kritische Schubspannung τ_c (Aktivierungsschubspannung = Quellschubspannung)

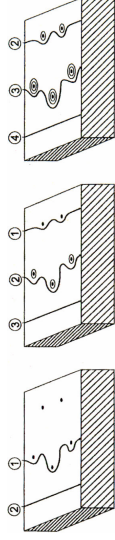
Spannung erforderlich um neue Versetzungen zu bilden

Aktivierungsenergie

Es folgt: $\tau = \frac{G |b|}{2r}$ Wo: r=S/s mit S dem Abstand zwischen 2 Pin-Punkten. => $\tau_c = \frac{Gb}{S}$

Daraus folgt unmittelbar, dass die Schubspannung, die erforderlich ist, um die Versetzungslinie durch das Feld der Teilchen mit einem Abstand von D zu treiben

$$\tau_c = \frac{Gb}{D}$$



Seitenansicht eines unter Schubspannungen verscherenden Kristalls

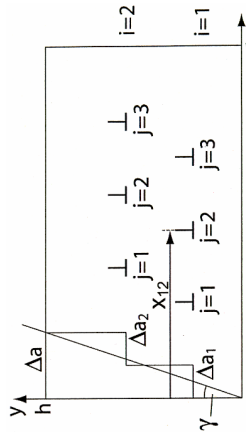
Abgleitbetrag der Gleitebene i: $\Delta a_i = \sum_j \frac{x_{ij}^2}{l}$

Abgleitbetrag aller Gleitebenen: $\Delta a = \sum_i \Delta a_i = \sum_{i,j} \frac{x_{ij}^2}{l}$

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

Abgleitbetrag: $\Delta a = \frac{\rho}{l} \bar{x} N$

Scherwinkel: $\gamma = \frac{\Delta a}{h} = b \sum_i \frac{N_i}{l h}$ $\gamma = b \rho_p \bar{x}$



Waldversetzungen Kaltverfestigung

Es gibt mobile und immobile Versetzungen. Immobile Versetzungen bilden Pin-Punkte und führen zu einer Steigerung der kritischen Schubspannung. Sie sind Träger der sog. Kaltverfestigung, der Verfestigung durch Verformung. Der Abstand D der Pin-Punkt nimmt entsprechend:

$$\rho_{\text{imm}} = \frac{k_1}{D^2}, \quad k_1 \text{ ist eine Proportionalitätskonstante.}$$

Zusammenhang zwischen der plastische Dehnung und der kritischen Schubspannung aus den immobilen Versetzungen:

$$\tau_c = \tau_{c0} + G b \sqrt{k_1 \rho_{\text{imm}}} = \tau_{c0} + \sqrt{G b} \sqrt{\frac{k_1}{b x}} \cdot \gamma^{0.5}$$

Geschwindigkeit v von mobile Versetzungen ist von der τ_c übersteigende Schubspannung, der sog. Überspannung abhängig, während die Änderung der Scherung von der Zahl der mobilen Versetzungen und deren Geschwindigkeit abhängt:

$$\dot{\gamma} = \frac{d\gamma}{dt} = \rho_{\text{mob}} \cdot b \cdot v \quad v = k_2 (\tau - \tau_c)^{1/m} \quad \rho_{\text{mob}} = \rho_{\text{mob}0} + k_3 \gamma'$$

=>

$$\tau = \tau_{c0} + G b \sqrt{\frac{k_1}{b x}} \cdot \gamma^{0.5} + \left(\frac{1}{k_3 b \rho_{\text{mob}0}} \right)^{1/m} \dot{\gamma}^m$$

Volumenkonstanz der plastischen Verformung

Eine Gleitung auf einer Gleitebene ebenso wie eine durch beschriebene Scherverformung verändern das Volumen nicht

5. Verformung von Vielkristallen

In den meisten Fällen setzt die plastische Verformung schleichend ein. Ursache für das schleichende Einsetzen:

- Unterschiedliche Lastspannung pro Korn
- Unterschiedliche Lage der Gleitsysteme
- Unterschiedliche Größe der τ_c
- Nur begrenztes Gleiten möglich, wenn benachbarte Körner und Gleitsysteme noch nicht aktiv.

Berechnet man nun in einem quasistatischen Vielkristall für eine Ebene, die sich über mehrere Körner erstreckt die kritische Schubspannung, die benötigt wird, um in einem vielkristallinen Werkstoff makroskopische Gleitungen anzulösen, ergibt sich experimentell wie auch nach der sog. Taylor-Theorie des Vielkristalls:

$$\tau_{c, \text{vielkristall}} = 1.5 \cdot \tau_c$$

Und mit Hilfe des Schmidtschen Schubspannungsgesetzes:

$$\sigma_S = 3 \cdot \tau_c \approx R_e \approx R_{p0.2} \quad (\text{Streckgrenze})$$

Bei Beanspruchungen mit hohen Deformationsgeschwindigkeit:

$$\sigma_S = R_{el} + C \phi^m + B \dot{\phi}^m \quad (\text{Fließspannung, } \phi \text{ die plastische Verformung, für kleine plastische Dehnungen gilt: } \phi = \epsilon_p)$$

6. Steigerung der Streckgrenze

Massnahmen, die die Festigkeit eines Werkstoffes gesteigert werden kann:

- Grundgitter mit hohem Schubmodul
- Möglichst kleiner Abstand der Hindernisse
- Möglichst harte Hindernisse

Hochfester Werkstoff

- Nulldimensionale Hindernisse: Fremdatome (Mischkristall) $\Delta \sigma_M$
- Eindimensionale Hindernisse: Versetzungen (Plastische Verformung) $\Delta \sigma_V$
- Zweidimensionale Hindernisse: Korngrenzen

–Dreidimensionale Hindernisse: Teilchen einer zweiten Phase (Ausscheidung) $\Delta \sigma_T$
Mischkristallhärtung
 $c = \frac{N}{V} = \frac{N}{A \cdot h} = \frac{1}{D^2} \cdot h \Rightarrow$ Weil auf eine Fläche $A=D^2$ gerade ein Fremdatom kommt
 $c = \frac{N}{V} = \frac{1}{\Delta \sigma_M} \sim c^{\frac{1}{2}}$, c = Konzentration der Fremdatome

Versetzungshärtung

$$\Delta \sigma_V \sim A \phi^m + B \dot{\phi}^m \quad \text{Verfestigung} \quad , \quad (\Delta \sigma_V \sim \sqrt{\text{Versetzungszahl}})$$

Teilchenhärtung

$$\Delta \sigma_T \sim D_T^{-1} \quad D_T: \text{Teilchenabstand}$$

Korngrenzenhärtung

$$\Delta \sigma_{KG} = k_C \cdot D_{KG}^{-\frac{1}{2}} \quad D_{KG}: \text{Durchmesser Korn.}$$

Grundgleichung für Werkstofffestigkeit

$$\sigma_S = \sigma_{\perp} + \sigma_M + \sigma_V + \sigma_T + \sigma_{KG}$$

Beispiel

Wie ändert sich bei einem Werkstoff mit gleichgrossen Streckgrenzenanteilen der Streckgrenzwert, wenn die Anzahl der Substitutionsatome und die Versetzungsanzahl verdoppelt sowie der Teilchenabstand halbiert werden?

$$\sigma_{\perp} = \sigma_M = \sigma_V = \sigma_T = \sigma_{KG} \Rightarrow \sigma_S = 5 \sigma_{\perp}$$

$$\text{Streckgrenzwert des Endgefüges: } \sigma_S = \sigma_{\perp} + 1.414 \sigma_{\perp} + 1.414 \sigma_{\perp} + 2 \sigma_{\perp} + \sigma_{\perp} = 6.828 \sigma_{\perp}$$

7. Wahre Dehnung

Um irgendein Dehnungsschritt zu beschreiben, muss man immer die ursprüngliche Ausgangslänge des Materials nach dem Strangguss im Stahlwerk kennen. Es wird also eine Beschreibung der Dehnung gesucht, bei der die Verlängerung jeweils auf die augenblicklich vorliegende Länge bezogen wird. Diese nennt man **wahre Dehnung**. Die bisher eingeführte Dehnung nennt man lineare **Dehnung**.

$$\text{Wahre Spannung: } \sigma_v = k_f = \frac{F}{A} \quad \text{Wahre oder logarithmische Dehnung: } d\phi = \frac{dl}{l}$$

$$\phi = \ln(1 + \epsilon), \quad d\phi = \frac{d\epsilon}{1 + \epsilon}$$

$$\phi = \int_{l_0}^l \frac{1}{l} dl = \ln \frac{l}{l_0}$$

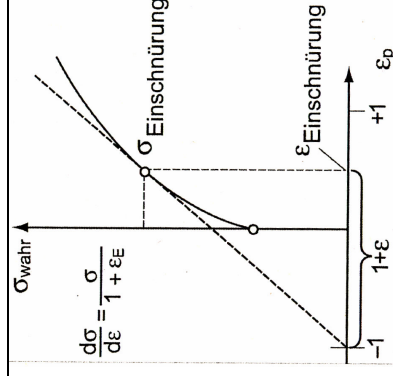
$$\phi = \epsilon - \frac{\epsilon^2}{2} + \frac{\epsilon^3}{3} - \dots \Rightarrow \phi \approx \epsilon \quad \text{für } \epsilon \ll 1$$

Die wahre Dehnung wird daher auch logarithmische Dehnung genannt. Beide Dehnungen lassen sich ineinander umrechnen. Insbesondere sind diese Verformungen identisch, unterscheiden sich aber mit zunehmender Dehnung beliebig stark.

$$\frac{d\sigma}{d\phi} = \sigma \quad (\text{v. Theorie}) \Rightarrow \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \frac{\sigma}{1 + \epsilon_E}$$

Gleichmassdehnung ϕ_G :

$$C_p \phi_G^{n+1} = R_p + C \phi_G^n$$



Kap. 6 Erstarrung (Kristallisation)

Blockseigerung

Auf die Letzen noch flüssigen Zonen konzentriert.
=>Konzentrationsunterscheidung im ganzem Block

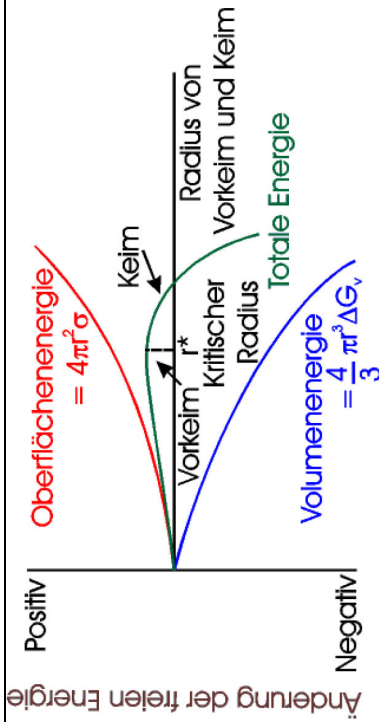
Erstarrung

Anordnung => Nahordnung => Fernordnung

1. Keimbildung

Keimbildung

Am ende Herausbildung von Stabiler Partikel, Keime



Für Radien kleiner als der **kritische Radius** ist die für ein Keimwachstum aufzuwendende **Oberflächenenergie** (proportional zu der Oberfläche) größer als der Gewinn an **freier Enthalpie** (proportional zum **Volumen**). Erst wenn der Keim **größer** ist als der kritische Radius, kann er stabil weiterwachsen.

Kluster

Zusammenballungen von Einzelnen Atomen, mit Radius r

Anzahl Kluster mit $r > r^*$ (krit. Radius):

$$n = N_A \cdot \exp\left(\frac{-\Delta G(r^*(\Delta T))}{kT}\right)$$

Homogene Keimbildung

In reinen schmelze ohne Hilfe von Fremdoberflächen. Viele Atome, geschieht im **Grundmaterial allein**.

Heterogene Keimbildung

startet an Verunreinigungen, (Kornfeinern, Fremdpartikeln, Fremdoberfläche...), und an Wänden. Weniger Atome

Impfen

Körner feiner machen durch Fremdpartikel. Impfen heisst zugeben von **Fremdpartikeln**, welche die (heterogene) **Keimbildung** fördern.

Korngrösse

Korngrösse ist Proportional zu $1/\Delta T$

Keimzahl

Die Keimzahl ist Proportional zu ΔT

↑ Keime => ↓ Korngrösse!

2. Erstarrungsfehler, Seigerung

Seigern (dissociarsi)

Seigerungen sind **Konzentrationsunterschiede** von Legierungselementen oder Verunreinigungen im Werkstoff die beim Erstarren von Schmelzen auftreten können => Inhomogen Gefüge!

Kristallseigerung

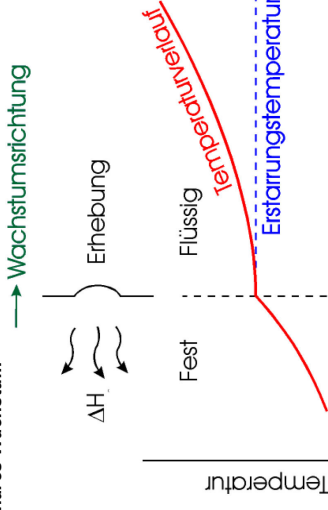
↑ Abkühlungsgeschwindigkeit => ↓ Diffusionsgeschwindigkeit => ↑ ΔT

Kristallseigerung

↑ Abkühlungsgeschwindigkeit => ↓ Diffusionsgeschwindigkeit => ↑ ΔT

3. Wachstum

Planares Wachstum

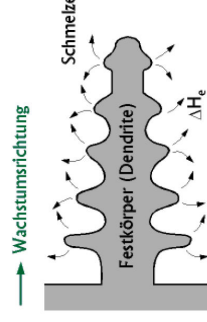


Wenn sich die Temperatur der Schmelze oberhalb der Erstarrungstemperatur befindet, können sich an der Wachstumsfront keine Erhebungen ausbilden. Die Grenzfläche zur Schmelze verschiebt sich planar. Die latente Wärme wird von der Grenzfläche durch den Festkörper abgeleitet.

Abstand von der Grenzfläche fest/flüssig

Dendritische Wachstum

Bei schwacher Keimbildung unterkühlt sich die Schmelze, bevor die Erstarrung einsetzt. Bei unterkühlter Schmelze können Erhebungen auf der Grenzfläche fest/flüssig schnell als Dendriten anwachsen. Die latente Erstarrungswärme wird an die Schmelze abgeführt und deren Unterkühlung dadurch vermindert. Dendriten wachsen solange, bis die unterkühlte Schmelze sich auf Erstarrungstemperatur erwärmt hat.



Abstand von der Grenzfläche fest/flüssig

4. Erstarrungsgesetze

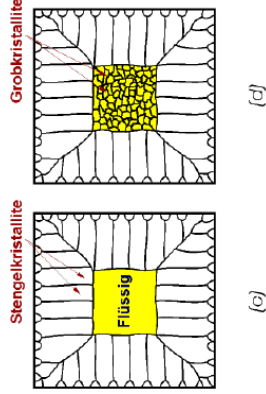
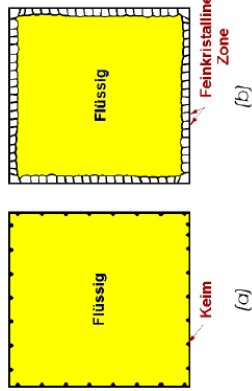
Erstarrungsgesetze

Endgrössekörner abhängig von Keimzahl (n) und ihre Verteilung.

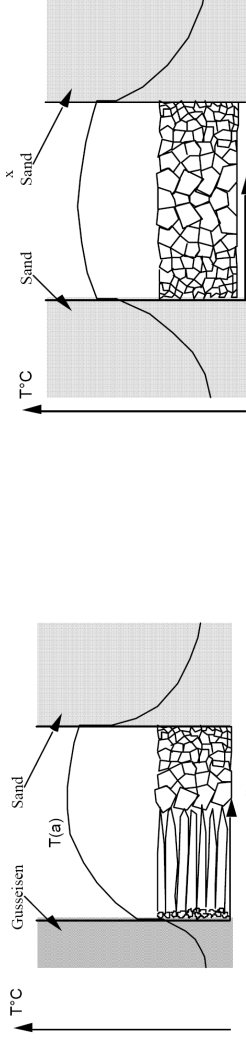
↑ n mit ↑ ΔT

$$V(t) = V_0 [1 - \exp(-at^n)] \quad , \quad V(t) \text{ ist der erstarrte Volumen}$$

5. Gussblockstruktur



Berührung mit kohlle	Feinkristalline Zone (b)
Stark gestreckten => ausreichende Abkühlungsgeschwindigkeit notwendig (nicht bei Sandabgüssen)	Stengelkristalline (c)
Geringere Abkühlungsgeschwindigkeit	Grobkristallin



Kornfeiner
Gering Unterkühlung für die Auslösung der Erstarrung benötigt

6. Schwindung, Fließvermögen

Schwindung
Schwindung in Flüssigem Zustand: V_L - Volumenabnahme bei der Abkühlung der Schmelze von der Giesstemperatur T_G bis T_1
Erstarrungsschwindung: Volumen abnehmen bei Phasen Umwandlung: V_E - Volumenabnahme bei der Erstarrung, zwischen T_1 und T_2 . Reine Stoffe: $T_1 = T_2 = T_S$ = Schmelztemperatur Eutektische Legierung: $T_1 = T_2 = T_E$ = eutektische Temperatur
Schwindung im festen Zustand (kubische Schwindung) (V_K) - Volumenabnahme bei der Abkühlung des Festkörpers von T_2 bis Raumtemperatur
$V_G = V_{fl} + V_E + V_K \Rightarrow \text{Lunker}$
Verminderung mit Speiser (Steiger)

Kap. 7 Kristallerholung und Rekristallisation

1. Kaltumformen

Kaltumformen
1. Änderung der Kornform
2. Einbringen von Gitterbaufehlern (Leerstellen, Zwischengitteratome, Versetzungen)
3. Überführen in einen Zustand höherer freier Enthalpie (Ungleichgewicht)
4. Einbringung von makroskopischen Eigenspannungen (Spannungen, die nicht von äußeren Lasten verursacht sind)

2. Erholung

Erholung
Rückbildung der durch Kaltumformung veränderte Eigenschaften, ohne Änderung der Gitterkonfiguration (Korngefüge) und bei Temperaturen klein
1. Abbau der Nulldimensionalen Gitterbaufehler (phys. Eigenschaften)
1.1. Doppelleerstelle, Frenkeldefekt
1.2. Zwischengitteratome
1.3. Leerstelle
2. Abbau von Versetzungen $\perp + \top = 0$ (Mech. Eigenschaften)
3. Klettern (Leerstelle + Versetzungen)
4. Polygonisation
5. Zellbildung (Neuordnung von Versetzungen), (Subkörner, Zonen mit weniger Versetzungen)

Bemerkung
Durch die Erholung => Gitterbaufehler abgebaut, Fehler Keimstellen für Rekristallisation => Weniger Keimstellen = weniger neue Körner => Körner werden größer!

3. Rekristallisation

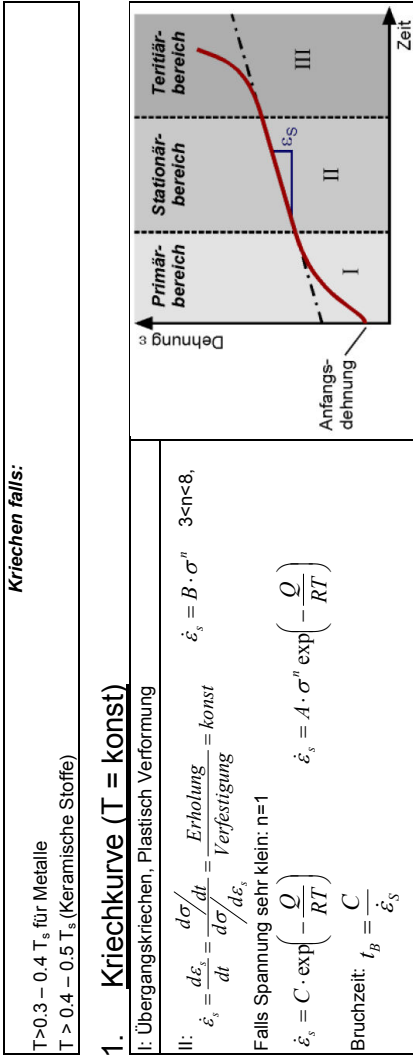
Rekristallisation
Unter gewissen Bedingungen bildet ein metallischer Werkstoff sein Kristallgefüge neu:
- Der Werkstoff muss vorgängig eine Kaltumformung erfahren haben
- Die Temperatur muss genügend hoch sein (mindestens $0.4 T_S$, Schmelztemperatur [K]).
Entstehung und Wanderung von Grosswinkeln. Vollständiges neues Gefüge.
An Stellen, wo das Kristallgitter durch Versetzungen gestört ist, bilden sich Kristallisationskeime , welche zu Körnern anwachsen, bis sie an Nachbarkörner stoßen. Je stärkere Verformung, umso mehr Keime, umso feineres Gefüge . Für die Rekristallisation braucht es eine Mindestverformung des Gefüges und genügend hohe Temperatur .
Ab Erreichen der erhöhten Temperatur dauert es eine (Inkubations-) Zeit , bis die Rekristallisation startet.

3.1. Primäre Rekristallisation

Keimbildung => Keimwachstum => neues Gefüge	Primäre Rekristallisation
Mindestens verformungsgrad: 1-5% Rekristallisation Temperatur: Min. $T_r = 0.4 T_s$	
Rekristallisation Verhalten abhängig von:	
1. Verformungsgrad ρ_v	
2. Temperatur	
3. Glühzeit (Inkubationszeit)	

Kap. 8 Kriechen und Kriechbruch

Kriechen setzt bei T hoch bei Beanspruchung unter Streckgrenze; führt zum Bruch



2. Spannungsrelaxation

Bestimmte Dehnung ε aufbringt, während der Versuch konstant gelassen wird.

Relaxationszeit (t_r)

Zeit für: $\sigma = \sigma_{1,2}$

$$\frac{1}{\sigma_i^{n-1}} - \frac{1}{\sigma_i^n} = (n-1) \cdot B \cdot E \cdot t$$

, mit $B = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$

$$t_r = \frac{2^{n-1} - 1}{(n-1) \cdot B \cdot E \cdot \sigma_i^{n-1}}$$

3. Kriechensmechanismus

Nabarro – Herring

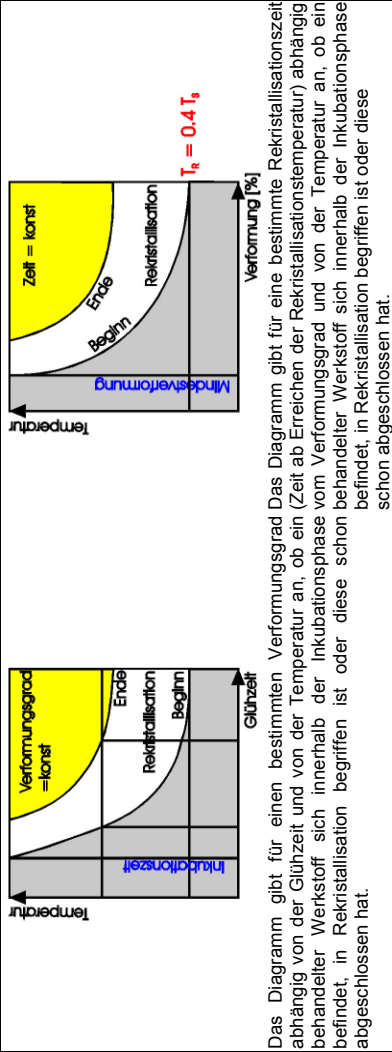
$$\dot{\epsilon}_s = \frac{C \cdot D \cdot \sigma}{d^2} = \frac{C' \cdot \sigma \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)}{d^2}$$

Coble

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{C \cdot D \cdot \sigma}{d^3} = \frac{C' \cdot \sigma \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)}{d^3}$$

4. Kriechfeste Stoffe

1. Hoher Schmelzpunkt
2. Phasengemisch mit feinverteilter Phase mit Temperaturbeständigkeit Hindernis mit hoher Temperaturbeständigkeit
3. Kleine Stapelfehlerenergie
4. Grobkorn



Korngröße

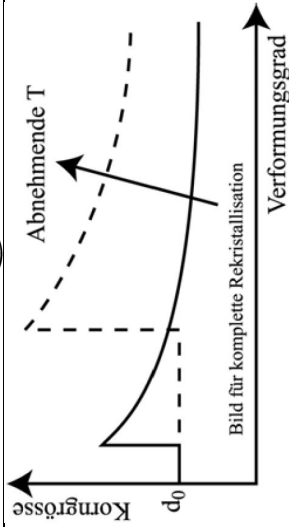
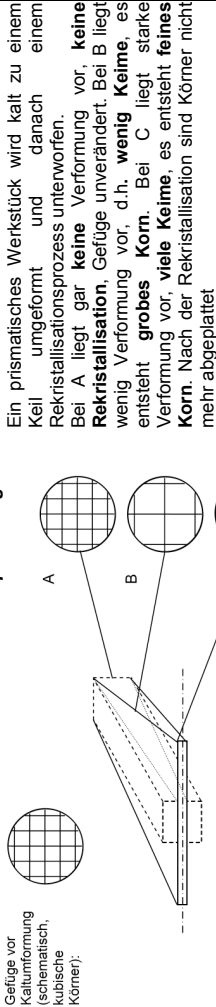
pV ↑ => ↓ keime rekr

Mit weniger Keime: Korn ist grober => ↓ pV => ↑ Korn grosse

↑ T und ↑ Glühzeit => ↑ Korn

Streckgrenze verändert sich Schwach

Beispiel Korngröße:



3.2. Kornvergrößerung, sekundäre Rekristallisation

Veränderung des Primäre Rekristallisierten Gefüge über eine Korngrenzewanderung, Änderung der Eigenschaften die von der Korngröße abhängen

Kornvergrößerung

↑ Korngröße (Aufzehrung (a scapito) kleine Körner 120° Regel

5. Zeitstandfestigkeit, Zeitstandkriechgrenze

Dauerstandfestigkeit
Grösste σ (bei T konst), unter der ein anfängliches Kriechen im Laufe der Zeit zum Stillstand kommt und bei deren Überschreitung es zum Bruch kommt.

Zeitstandfestigkeit

σ (bei T konst) nach einer bestimmten Belastungszeit zum Bruch führt.

Dimensionierung von hoch T-Komponente

ϵ_{kr} muss während der gesamten Einsatzzeit klein sein
 $\epsilon_{kr}^B > \epsilon_{kr}^{zul}$ Kriechbruchdehnung muss grösser sein als Kriechdehnung

Zeit-Temperatur-Parameter

$$\epsilon_S = A \sigma^n \left[\exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \right] \quad \theta = t \cdot \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad \Leftarrow \text{T-kompensierte-Zeit}$$

$$\log \theta_r = \log t_r - 0,217 Q \frac{1}{T}$$

Sherby-Dorn-Parameter

$$P_{S-D} = \log \theta_r \quad \log t_r = P_{S-D} + 0,217 Q \frac{1}{T}$$

Larson-Miller-Parameter

$$P_{L-M} = 0,217 \bar{Q} = T(\log t_r + C)$$

Schädigungsparameter D

$$D(t) = \frac{\epsilon(t)}{\epsilon_{zul}} \quad \text{Wann } D = 1 \text{ muss man das beanspruchte Stück ersetzen.}$$

Kap. 09 Ermüdung und Ermüdungsbruch

1. Dynamische Beanspruchung

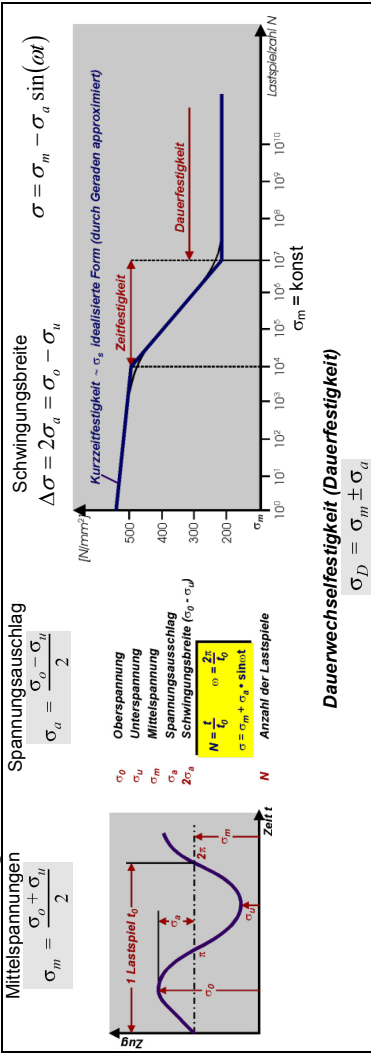
1.1. Low Cycle Fatigue (LCF)

Überschreitung der makroskopischen Fließgrenze, Plastische Wechselverformungen bis zum Bruch. Klein Zahl von Lastwechseln. Bruchlastspielzahl $N \leq 10^4$

1.2. Wöhler – Ermüdung, High Cycle fatigue (HCF)

Wechselnde Beanspruchung unterhalb der Makroskopischen Fließgrenze => Ermüdung (Anriss => Bruch), $10000 < N < 10^8$

2. Ermüdung, Werkstoffversuch



Schadenslinie (Makroskopischer Anriss => Dauerfestigkeit)

Schwingungszahl für einen bestimmten Spannungsausschlag einer Vorbeanspruchung, welche eine Verreinerung der Dauerfestigkeit einer Probe bewirkt.

HCF (Elastische Bereich)

$$\Delta \sigma N_B^a = C_B, \Delta \sigma = 2 \sigma_a \text{ (Basquin), a, C: Konst. Material}$$

LCF (Plastoermüdung – Plastische Bereich)

$$\Delta \epsilon_p N_B^b = C_{MC}, \Delta \epsilon_{pl} = 2 \epsilon_{pl} \dots \epsilon: \text{plast. Amplitude}$$

3. Einfluss der Mittelspannung: Dauerfestigkeitschaubild (Smith – Diagramm)

$$\sigma_D = \sigma_m \pm \sigma_a \quad \uparrow \sigma_m \Rightarrow \downarrow \sigma_a$$

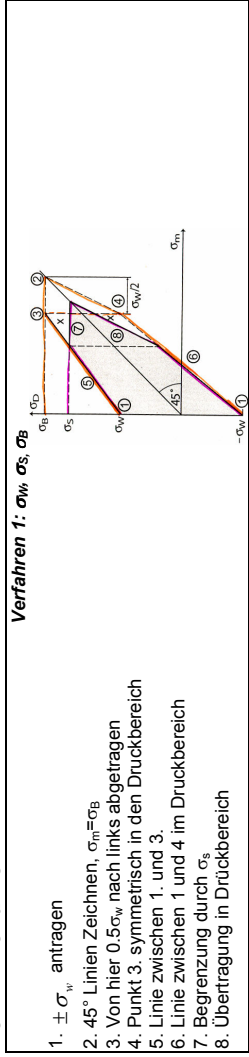
Bei dieser Art der Darstellung sind die Ordinatewerte der Begrenzungslinien direkt die Extremspannungen, d.h. kann man sofort ablesen, in welchem Bereich die Beanspruchung liegt: z.B. reine Zug-Schwellbeanspruchung (bzw. die Zug-Schwellfestigkeit findet man bei:

$$\sigma_u = 0 \quad \sigma_m = \frac{\sigma_0}{2} \quad \text{(daher 45°-Gerade)}$$

reine Wechselbeanspruchung (bzw. die Wechselselfestigkeit) bei:

$$\sigma_m = 0 \quad \sigma_w = \pm \sigma_a$$

3.1. Verfahren



1. $\pm \sigma_w$ antragen
2. 45° Linien zeichnen, $\sigma_m = \sigma_B$
3. Von hier $0,5 \sigma_w$ nach links abgetragen
4. Punkt 3. symmetrisch in den Druckbereich
5. Linie zwischen 1. und 3.
6. Linie zwischen 1 und 4 im Druckbereich
7. Begrenzung durch σ_s
8. Übertragung in Druckbereich

Verfahren 2: σ_w , σ_s , α (41° für Stahl)

1. $\pm \sigma_w$ antragen
 2. 45° Linien Zeichnen,
 3. 41° Linie Zeichnen
 4. Horizontalen bei $\sigma_B = \sigma_s$
 5. Druckbereich

Palmgren – Miner – Regel

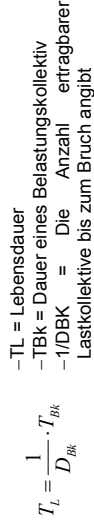
$$D = \sum_{i=1}^{N_i} \frac{N_i}{N_{Bi}} (\sigma_{\text{max},i} \sigma_{\text{min},i} Z_i)$$

Bruch tritt ein für $D = 1$

P-M-R kein Berücksichtigung für Schadenakkumulation =>
Falls Zyklen im Zeitfestigkeitsbereich:

Vorherige Wechselbeanspruchung: $\sigma_a < \sigma_D - \sigma_m \Rightarrow \uparrow \sigma_D$

Beanspruchung von Bauteil in vielen Fällen nicht harmonisch => Spannungsausschläge werden dazu Spannungsklassen (Lastzahlen) zugeordnet:



Der Kerbfaktor charakterisiert die Kerbwirkung

K_S : Einfluss der Kerbe auf das Spannungsfeld
 K_{Wt} : Einfluss der Kerbe auf die Wechselfestigkeit

statisch:

$$K_S = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_n}$$

σ_n : Nennspannung
 K_S : Kerbfaktor

dynamisch:

$$K_{Wt} = \frac{\sigma_{Wt} \text{ (ohne Kerbe)}}{\sigma_{Wt} \text{ (mit Kerbe)}}$$

K_{Wt} : dyn. Kerbfaktor
 σ_{Wt} : Kerbwechselfestigkeit

Kerbwirkung: $\uparrow \sigma$

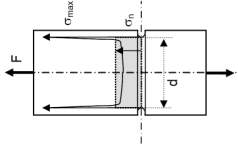
Stützwirkung: benachbarten Zonen höhere Last aufnehmen

Beanspruchung: $\sigma_n, \sigma_o, \sigma_{II}, \sigma_a,$	Gestaltfestigkeit = Smithdiagramm für Kerbwirkung
---	---

9. Beispiel: Stab mit Nut

Sie beabsichtigen, mit einem Stab mit einer unlaufenden Nut (Kerbe) eine schwingende Last F zu übertragen.

Aussendurchmesser $D=24$ mm
 Kerndurchmesser $d=20$ mm
 Ergste Querschnittfläche $A=314,16$ mm²
 Kerbradius $r=1$ mm
 Formzahl für Spannungsüberhöhung durch Nut $\alpha_k = 4$
 Last, $F_{\max} = 15$ kN, $F_{\min} = 0$ kN



Koeffizient für den statischen Kerbstützfaktor:
 $c=1$ für Zug-Druck-Beanspruchung

Grösseneinflussfaktor $b_0 = 0,94$ ($d=20$ mm)
 Oberflächeneinflussfaktor $b_s = 0,85$
 Wechselverhältnis $\delta_{Wk}=1,2$ (aus $d \cdot dr=800$ N/mm², $\sigma_{\max}=800$ N/mm²)

Als Werkstoff soll Stahl eingesetzt werden mit folgenden Daten, welche an einer ungetriebenen Probe mit Durchmesser 10 mm ermittelt wurden:

Wechselverhältnis $\sigma_w = 200$ N/mm²
 Bruchlast $\sigma_B = 420$ N/mm²
 Streckgrenze $\sigma_S = 300$ N/mm²
 Betrieb: Ziemlich gleichmässig, Betriebsfaktor $C_B=1,2$
 Sicherheitsfaktor gegen Fließen $S_F=1,5$
 Sicherheitsfaktor gegen Bruch $S_B=2,5$
 Sicherheitsfaktor gegen Ermüdungsbruch $S_E=1,5$

- Berechnen Sie die Beanspruchung des Stabes
- Konstruieren Sie das Gestaltfestigkeitsdiagramm für den einzusetzenden gekerbten Stab
- Erträgt der Stab diese Beanspruchungen innerhalb der geforderten Sicherheitsfaktoren?

a) Beanspruchung

$$\text{Nennspannungen } \sigma_n = \frac{F}{A}$$

$$\text{Oberspannung } \sigma_o = \frac{F}{A} = 315 = 47,6 \text{ N/mm}^2$$

$$\text{Unterspannung } \sigma_u = \frac{F}{A} = 0 \text{ N/mm}^2$$

$$\text{Mittelspannung } \sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} = \frac{47,6 + 0}{2} = 23,8 \text{ N/mm}^2$$

Spannungs-

$$\text{ausschlag: } \sigma_w = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} = \frac{47,6}{2} = 23,8 \text{ N/mm}^2$$

Durch Kerbwirkung überhöhte
 Spannungen (rein elastisch, ohne
 Fließen) $\sigma_{\max} = \alpha_k \cdot \sigma_n$

$$\sigma_{\max,o} = \alpha_k \cdot \sigma_{n,o} = 4 \cdot 47,6 = 190,4 \text{ N/mm}^2$$

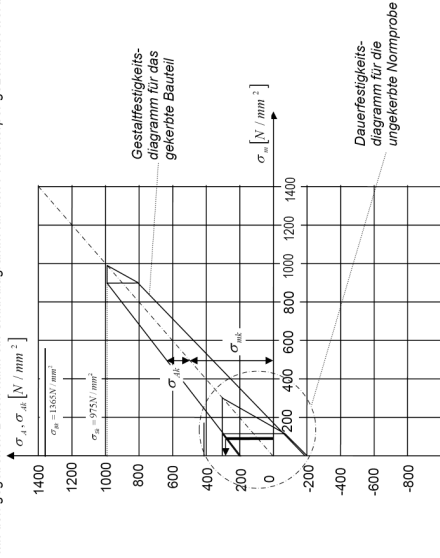
$$\sigma_{n,u} = \alpha_k \cdot \sigma_{n,u} = 0 \text{ N/mm}^2$$

$$\sigma_{\max,u} = \alpha_k \cdot \sigma_{n,u} = 4 \cdot 23,8 = 95,2 \text{ N/mm}^2$$

$$\sigma_{n,o} = \alpha_k \cdot \sigma_{n,o} = 4 \cdot 23,8 = 95,2 \text{ N/mm}^2$$

b) Konstruieren Sie das Gestaltfestigkeitsdiagramm für den einzusetzenden gekerbten Stab

Mit den gegebenen Daten kann ein Smithdiagramm für den Probekörper gezeichnet werden:



Mit der 41°-Regel für Stahl erhält man z.B. für

$$\sigma_m = 100 \text{ N/mm}^2 \Rightarrow \sigma_n = \sigma_w + \sigma_m \cdot \lg(41) = 200 + 100 \cdot 0,869 = 287 \text{ N/mm}^2$$

Weil bei duktilen Werkstoffen die Spannungsspitzen durch plastisches Fließen abgebaut werden, werden die Festigkeitswerte um die Stützwirkung erhöht.

Statische Festigkeitswerte:

mit dem statischen Kerbstützfaktor v_{Sk}

$$v_{Sk} = 1 + 0,75 \cdot (c \cdot \alpha_k - 1) \cdot \sqrt{\frac{300 \text{ N/mm}^2}{\sigma_S}} = 1 + 0,75 \cdot (1 \cdot 4 - 1) \cdot \sqrt{\frac{300 \text{ N/mm}^2}{300 \text{ N/mm}^2}} = 1 + 0,75 \cdot 3 = 3,25$$

$c=1$ für Zug-Druck-Beanspruchung
 folgen

$$\text{Bruchspannung } \sigma_{Bk} = v_{Sk} \cdot \sigma_B = 3,25 \cdot 420 \text{ N/mm}^2 = 1365 \text{ N/mm}^2$$

$$\text{und Fließspannung (Streckgrenze) } \sigma_{Sk} = v_{Sk} \cdot \sigma_S = 3,25 \cdot 300 \text{ N/mm}^2 = 975 \text{ N/mm}^2$$

Dynamische Festigkeitswerte:

Gestaltwechselverhältnis rechnet sich aus der Wechselverhältnis σ_w der Normprobe nach

$$\sigma_{Wk} = b_0 \cdot b_s \cdot \delta_{Wk} \cdot \sigma_w$$

$$\text{Grösseneinflussfaktor } b_0 = 0,94 \quad (d=20 \text{ mm})$$

$$\text{Oberflächeneinflussfaktor } b_s = 0,85$$

$$\text{Wechselverhältnisverhältnis } \delta_{Wk}=1,2 \text{ (aus } d \cdot dr=800 \text{ N/mm}^2, \sigma_{\max}=800 \text{ N/mm}^2)$$

$$\text{somit } \sigma_{Wk} = b_0 \cdot b_s \cdot \delta_{Wk} \cdot \sigma_w = 0,94 \cdot 0,85 \cdot 1,2 \cdot 200 = 0,959 \cdot 200 = 192 \text{ N/mm}^2$$

(bei Skalierung aller Werte im Smithdiagramm mit dem Faktor $b_0 \cdot b_s \cdot \delta_{Wk}$ bleibt die 41°-Neigung erhalten)

Erträgt der Stab diese Beanspruchungen innerhalb der geforderten Sicherheitsfaktoren?

Festigkeitsbedingung:

$$\text{Bruch: } \sigma_{\max} < \sigma_{zulB} = \frac{\sigma_{Bk}}{C_B \cdot S_B} = \frac{1365}{1,2 \cdot 2,5} = 455 \Rightarrow 190,4 < 455 \text{ N/mm}^2 \text{ erfüllt}$$

$$\text{Fließen: } \sigma_{\max} < \sigma_{zulF} = \frac{\sigma_{Sk}}{C_B \cdot S_F} = \frac{975}{1,2 \cdot 1,5} = 542 \Rightarrow 190,4 < 542 \text{ N/mm}^2 \text{ erfüllt}$$

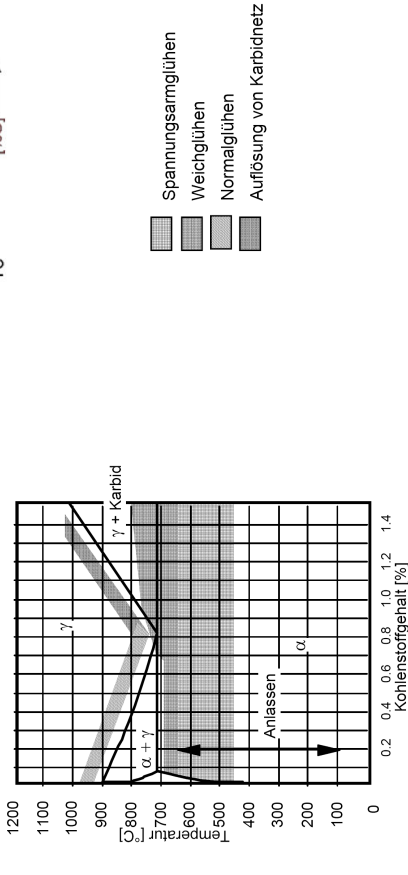
$$\text{Ermüden: } \sigma_{ka} < \sigma_{zul4} = \frac{\sigma_{dk}}{C_B \cdot S_D} = \frac{179}{1,2 \cdot 1,5} = 99,4 \Rightarrow 95,6 < 99,4 \text{ erfüllt}$$

Kap. 10 Wärmebehandlung in Gleichgewicht-Glöhnen

Unter Wärmebehandlung versteht man Vorgänge, bei denen ein Werkstück im festen Zustand einer oder mehreren Zeit-Temperatur-Folgen unterworfen (assogettiert) wird. Während dieser Vorgänge kann ein umgebendes Mittel - z. B. Gasatmosphäre - die chemische Zusammensetzung an der Oberfläche des Werkstückes ändern. Umwandlungen erfolgen bei geringer Unterkühlung, d.h. langsamen Abkühlungsgeschwindigkeiten.

Wärmebehandlungen im Gleichgewicht, lange bzw. langsam erfolgen, um dem Gleichgewichtszustand von Legierungen möglichst nahe zu kommen.

Umwandlungsreaktion	allgemein	Erwärmen	Abkühlen	Linie
$\delta \rightleftharpoons \gamma$	A ₄	Ac ₄	Ar ₄	NI
$\gamma \rightleftharpoons \beta$ und $\gamma \rightleftharpoons \alpha$	A ₃	Ac ₃	Ar ₃	GS
$\beta \rightleftharpoons \alpha$ (soq. Curie-Punkt)	A ₂	Ac ₂	Ar ₂	MO
$\gamma \rightleftharpoons \text{Perlit}$	A ₁	Ac ₁	Ar ₁	PK
$\gamma \rightleftharpoons \gamma + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{sek}}$	A _{cm}	Ac _{cm}	Ar _{cm}	ES



Glöhnen: Erwärmen bis T₁, halten, langsam Abkühlen

Rekristallisationsglöhnen

Temperatur: Unterhalb Ac₁; (500 – 600 °C); ohne Phasenumwandlung
Bewirkung: Neubildung des Gefüges Aufhebung der Kaltverfestigung;
Zweck: Ermöglichung von erneuter Kaltumformung
Festigkeit: ↓
Bemerkungen: Der Werkstoff wird erhitzt ohne Phasenumwandlung, also unterhalb Ac₁. Dann bilden sich neue Körner der gleichen Phase, ausgehend von den Störungen im alten Kristallgefüge, die durch Versetzungen gegeben sind. Eine minimale Verformung muss also vorhanden sein.

Normalglöhnen

Temperatur: Oberhalb Ac₃ untereutektoid, bzw oberhalb Ac₁ bei überutektoiden Stählen, mit Phasenumwandlung
Bewirkung: Erzeugung von Feinkorn, Beseitigung von Widmannstäterschem Gefüge; Abbau von Eigenspannungen
Zweck: bessere Zerspanbarkeit,
Festigkeit: ↑
Bemerkungen: Angewendet bei Untereutektoid Stählen



Gefüge:

Weichglöhnen

Temperatur: Oberhalb Dicht unterhalb Ac₁, ohne/mit Phasenumwandlung
Bewirkung: Umwandlung von Kongrenzementitit und lamellarem Zementit in kugeligem Zementit; Pendelglöhnen gegen Grobkornbildung.
Zweck: bessere Zerspanbarkeit und Feinschneidbarkeit.

↓
 ↑
 Festigkeit:
 Duktilität:

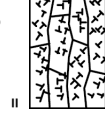
Bemerkungen: Weichglöhnen gibt ein gut kaltverformbares Gefüge mit ferritischer Grundmasse. Ausserdem ist das Ausgangskorn günstig zum Härten. Daher ist geeignet für zukünftige Härtevorgang und Kaltumformung. Ferritische Grundmasse (gut für Härtevorgang)



Gefüge:

Spannungsarmglöhnen

Temperatur: Unterhalb Ac₁ ohne Phasenumwandlung
Bewirkung: Beseitigung von Eigenspannungen, (z.B. durch Schweißen entstanden). Herabsetzung der Fließgrenze..
Zweck: Ausbildung des Verzuges vor der Endbearbeitung.
Festigkeit: =



Gefüge:

Diffusionsglöhnen, Homogenisieren

Temperatur: Oberhalb Ac₃ mit Phasenumwandlung
Bewirkung: Beseitigung von Seigerungen und Schalenementitit,
Zweck: Kornfeinung beim Abkühlen (Vorbereitung für nachfolgende Wärmebehandlung)

1. Beispiel: Spannungsarmglöhnen, Berechnung von Änderung des Fließgrenze

Ein Bauteil aus Stahl ist mit Eigenspannungen in der Grössenordnung von 400 N/mm² behaftet, welche durch Spannungsarmglöhnen auf ein Viertel reduziert werden sollen. Wie ändert sich die notwendige Glühzeit, wenn die Glühtemperatur von T₁ = 640°C auf T₂ = 580°C gesenkt wird? (Q = 82 kJ/mol, R = 8.3 J/mol K). Berechnen Sie das Verhältnis der Glühzeiten t₁/t₂. Annahme: Die Fließgrenze bei T₁ liegt höher als 400 N/mm²

Lösungsweg 1, Relaxation.

Lösungsweg 1 (Relaxation):

— Hooksches Gesetz:

$$\sigma = \epsilon \cdot E; \quad \epsilon = \frac{\sigma}{E} \Rightarrow \dot{\epsilon} = \frac{1}{E} \cdot \frac{d\sigma}{dt}$$

Spannungsrelaxation (Arrhenius Ansatz):

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right)$$

$$\frac{1}{E} \cdot \frac{d\sigma}{dt} = A \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right)$$

$$\Rightarrow \int_{\sigma_1}^{\sigma_2} \sigma^{-n} \cdot d\sigma = \int_0^t A \cdot E \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \cdot dt$$

$$\Rightarrow (\sigma_1^{1-n} - \sigma_2^{1-n}) = (n-1) \cdot A \cdot E \cdot t \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right)$$

$$\text{mit } \sigma = \frac{\sigma_0}{4}$$

$$\Rightarrow t = \frac{\sigma_0^{1-n} - 1}{(n-1) \cdot A \cdot E \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right)} \cdot \sigma_0^{n-1}$$

$$\frac{t_1}{t_2} = \frac{\exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T_1}\right)}{\exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T_2}\right)} \Rightarrow \frac{t_1}{t_2} = \frac{\exp\left(\frac{Q}{R \cdot T_2} - \frac{Q}{R \cdot T_1}\right)}{\exp\left(\frac{Q}{R \cdot T_2} - \frac{Q}{R \cdot T_1}\right)} = 0.467$$

Lösungsweg 2 (Diffusion):

Diffusionsgleichung (Arrhenius Ansatz):

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right)$$

$$\sqrt{D \cdot t} = \text{konst.} \Rightarrow D \cdot t = \text{konst.}$$

$$D_1 \cdot t_1 = D_2 \cdot t_2$$

$$\frac{D_1}{D_2} = \frac{t_2}{t_1} = \frac{\exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T_1}\right)}{\exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T_2}\right)}$$

$$\frac{t_1}{t_2} = \frac{D_2}{D_1} = \frac{\exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T_2}\right)}{\exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T_1}\right)}$$

Kap 11 Wärmebehandlung durch Umwandlung in Ungleichgewicht – Härten, Anlassen, Vergüten

Wärmebehandlungen im Ungleichgewicht, welche schnell erfolgen, um Zustände, die bei hohen Temperaturen stabil sind, bei tiefen Temperaturen beibehalten zu können (Feinstverteilung eines Legierungsbestandteiles in einem Mischkristall, obwohl Löslichkeitsgrenze überschritten ist) oder spezielle Umwandlungen zu erzwingen (Martensitbildung), jedenfalls Diffusionsvorgänge zu unterbinden.

– Diffusionsgesteuerte Perlitstufe – Diffusionslos: Martensitstufe – Wärmebehandlungen: ↑ Festigkeit und ↑ Härte

1. Härte und Härtemessung

1.1. HB: Brinellhärte

Stahlkugel, Prüfkraft F , min 10 s. Gemessen: Durchmesser in Probe d
Belastungsgrad: $B = \frac{0.102 F}{D^2}$
Bezeichnung: 275 HBW 2.5/187.5/20 => 275 HB, Härtemetal (W), 2.5 mm = D , $F = 1840$ N = 187.5 kp, 20s

1.2. HV: Vickershärte

Diamantpyramide, F , min 10 s. Gemessen: mittlere Diagonale $d = (d_1 + d_2)/2$
 $HB = \frac{0.102 F}{A} = \frac{0.204 F}{\pi \cdot D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$
Bezeichnung: 210 HV50/30 => 210 HV, $F = 490$ N = 50 kp, 30 s

1.3. HR: Rockwellhärte

Eindringtiefe gemessen, geeignet für Serienprüfung
e: Eindringtiefe
 $HRC = 100 - \frac{e}{0.002}$
Bezeichnung: 64 HRC: Härtewert 64, Prüfverfahren C

1.4. Bemerkungen

$R_m \approx 3.21 \cdot HV$ $R_m \approx 3.38 \cdot HB$

2. Umwandlung in der Perlitstufe (γ)

– Bildung Mischgefüges $\alpha + Fe_3C$ gekennzeichnet – Keimbildung und Wachstum durch Diffusion

Perlit

– Umwandlung beginnt unter heterogener Keimbildung an den Korngrenzen der Austenitsbereiche
– Ferrit und Zementit wachsen durch Diffusion vor allem der C-Atome. C lagert sich in C-reichen Zementitlamellen und C-armen Ferritlamellen
– $T \downarrow \Rightarrow$ Diff.geschw. $\downarrow \Rightarrow$ Lamellenabstand (d) $\downarrow$
 $d \sim \frac{15}{\Delta T} \mu m$
fig. 12.2 a) Bildung von Perlit; b) Perlit - entstanden bei normaler Abkühlungsgeschwindigkeit; c - B. an ruhender Luft, bis unter 700° C.

Sorbit

↑ Abkühlungsgeschwindigkeit => d wird kleiner
Lamellenabstand 0,2 μm
Sorbit 1000 : 1
d = 0,2 μm
2,3 Sorbit - entstanden bei ein wenig beschleunigter Abkühlung bis unter 600° C, z. B. an bewegter Luft
5000 : 1

Troostit

↑↑ Abkühlungsgeschwindigkeit => globulitisch / strahlenförmig eingeformten feinst – perlitischen Gefügebestandteilen
↑↑ Abkühlungsgeschwindigkeit => ↑ Feinheit der Zementitverteilung



4 Troostit erscheint im Schiffsbild in Kugel- und Fächerform; entstanden bei beschleunigter Abkühlung bis unter 500° C, z. B. im Salzbad

3. Umwandlung in der Martensitstufe

Nicht bei allen Martensitumwandlungen steigt tatsächlich die Härte an!!!

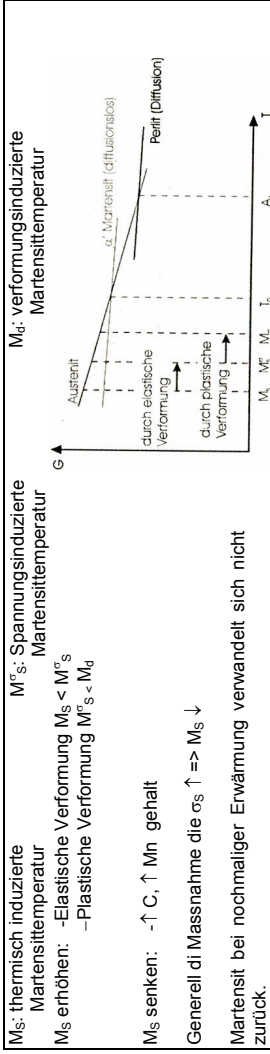
Tetragonaler Martensit

Martensit mit tetragonales verzerrtes Gitter. KRZ Zelle verzerrten und ↑ Vol:
1. Homogene Scherung oder Vol. Variation
2. Gleitungen als Kompatibilitätsreaktion

$$\sigma_S (Martensit) = \sigma_0 + \Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_{KG} \quad (M: \text{Mischkristallhärtung, } V: \text{Versetzungshärtung, } KG: \text{Korngrenzen Anteil})$$

3.1. Umwandlungstemperatur

Die Temperatur, bei der die $\gamma \rightarrow \alpha'$ -Umwandlung beginnt, immer um ΔT unter der Gleichgewichtstemperatur T_0 wird als **Martensittemperatur** (Start) M_S bezeichnet.
Der M_f - Punkt (**Martensit – Finish** – Temperatur) kennzeichnet das Ende der Austenit-Martensit-Umwandlung.



3.2. Kritische Abkühlungsgeschwindigkeit

Untere kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bei der erstmalig Martensit auftritt, ist die untere kritische Abkühlungsgeschwindigkeit.
Obere kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bei der erstmalig einheitlich martensitisches Gefüge auftritt, heisst obere kritische Abkühlungsgeschwindigkeit.

Die Massnahme, die die Keimbildung in der Perlitstufe erleichtern => ↑ kritische Abkühlungsgeschwindigkeiten
Die Massnahme, die die Diffusion erschweren => ↓ kritische Abkühlungsgeschwindigkeiten

Die Massnahme, die die Keimbildung in der Perlitstufe erleichtern => ↑ kritische Abkühlungsgeschwindigkeiten
Die Massnahme, die die Diffusion erschweren => ↓ kritische Abkühlungsgeschwindigkeiten

↑ **Kritische Abkühlungsgeschwindigkeit**: erfolgt mit Zunahme von Feinkorn
↓ **Abkühlungsgeschwindigkeit**: erfolgt mit Zunahme von Nichtmetallischen Einschlüssen und Legierungselemente.

3.3. Wirkung und Umwandlung des Restaustenits

Restaustenit minimieren:
1. Unterkühlung unter M_f
2. Anlassen (~150 – 200 °C)

3.4. Anlassen von Kohlenstoffmartensit

Anlassen

Anlassen von C ist ein Härtevorgang. Erwärmen eines gehärteten Stahles auf Temperaturen unterhalb der eutektoiden Umwandlung A_1 (723° C).

3.4.1. Martensit

Die martensitische Umwandlung hat zu einer Steigerung der Streckgrenze über Mischkristallhärtung, Versetzungshärtung und Kornfeinung geführt. Die Veränderung der Härte durch das Anlassen vom erreichten Zustand aus wird im folgenden beschrieben:

Kap. 12 Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild

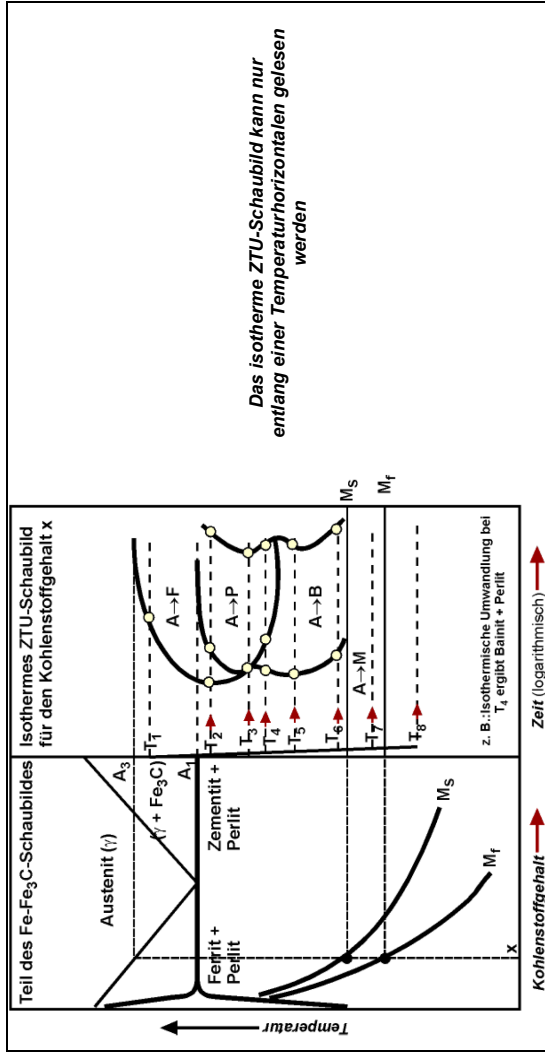
1. Einleitung

Eine vollständige Darstellung des Umwandlungsverhaltens eines Stahls gibt sein ZTU – Schaubild. Das ZTU – Schaubild ist ein Diagramm, in dem als Temperaturzeitverläufe die Phasen – bzw. Umwandlungsgrenzen eingetragen sind du mit Abkühlkurven verglichen werden.

2. Das isotherme ZTU – Schaubild

1. Abschrecken bei T_x
2. Trägt man t_{begin} und t_{ende} Umwandlung in log. Massstab

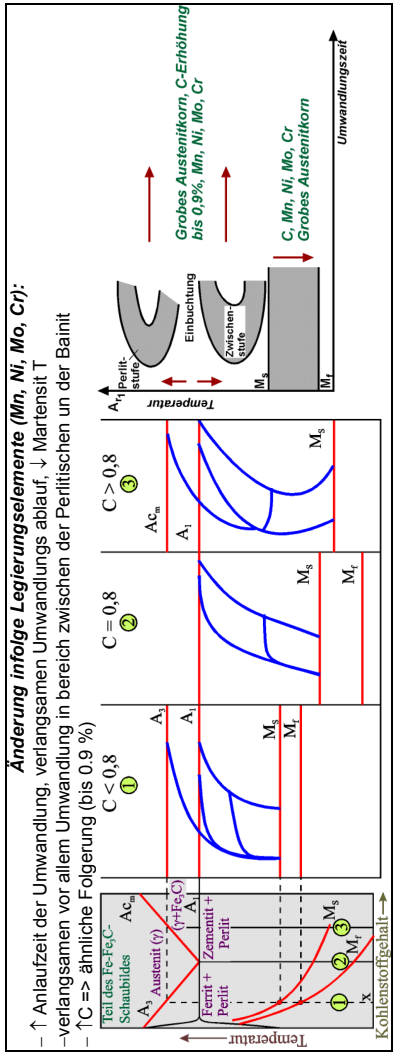
Bereiche:		
Austenit -> Ferrit	Austenit -> Perlit	Austenit -> Bainit
		Austenit -> Martensit



2.1. Ermittlung von Umwandlungslinien

Form des ZTU verschiedene Einflüsse verändert:

1. Ms – Temperatur
2. Kritische Abkühlungsgeschwindigkeit



Anlassstufe	Temperatur	Beschreibung
1	100-150 °C	-Zerfällt tetragonal Martensit => C - ärmer kubischen Martensit und instabiles ε - Karbid (Fe ₂ C). Ausscheidung von Karbidteilchen => Teilverfestigung => Vol. Dilatometerprobe- Härte fällt nicht ab. => $\Delta\sigma_w \downarrow, \Delta\sigma_T \uparrow$
2	230-280 °C	-Unlegierte und niedriglegierte Stählen. =>Zerfall des Restaustenites in kubischen Martensit und ε-Karbid. In Stählen mit C hoch kann das nicht passieren => $\Delta\sigma_w \uparrow, \Delta\sigma_T \uparrow$
3	260-360 °C	-ε - Karbid wandelt sich in Fe ₃ C; Härte ↑, Martensit verarmt C (fast gleich Ferrit) -Zähigkeit ↑ (ist das Ziel) -Volumenabfall => $\Delta\sigma_w \downarrow, \Delta\sigma_T \downarrow, \Delta\sigma_T \downarrow$
4	500-600 °C	-Nur hochlegierte Stähle (mit Cr, Mo, V, W) -Härtesteigerung => $\Delta\sigma_T \uparrow$

4. Vergüten (Verfahren)

Das Werkstück wird:

- erhitzt bis oberhalb AC3, d.h. in Austenit y umgewandelt, danach
- abgeschreckt (sehr schnell abgekühlt).
- auf 400-650°C erwärmt (Anlassen).

5. Durchhärtung

Gewisse Legierungselemente behindern die Diffusion (C bis 0.9%, Mn, Ni, Mo, Cr) und verschieben die Nasen in den ZTU-Diagrammen nach rechts, die erforderliche Abkühlungsgeschwindigkeit wird kleiner, auch das Werkstückinnere erreicht die Martensitstarttemperatur, bevor Diffusionsvorgänge wirksam werden.

6. Formgedächtnislegierungen (Shape – Memory – Alloys)

Erinnern über Plastische verformung hinweg ihre ursprüngliches Gestalt.

Verfahren	
-Abkühlen => Martensit gebildet	
-Verformen	
-Werkstoff erwärmt => wieder der unverzerrte γ-kristall	
-Abkühlung => bleibt die Geometrie erhalten	

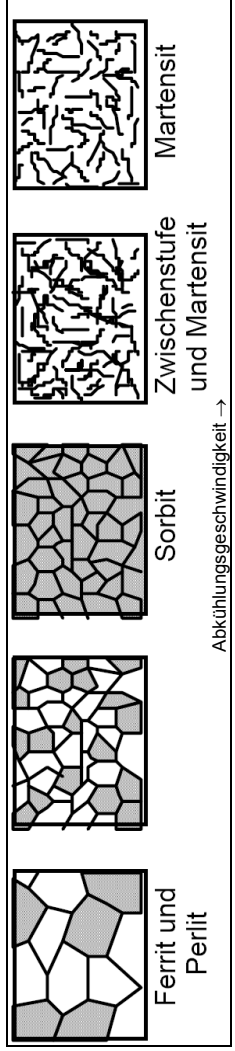
7. Umwandlung in der Zwischenstufe

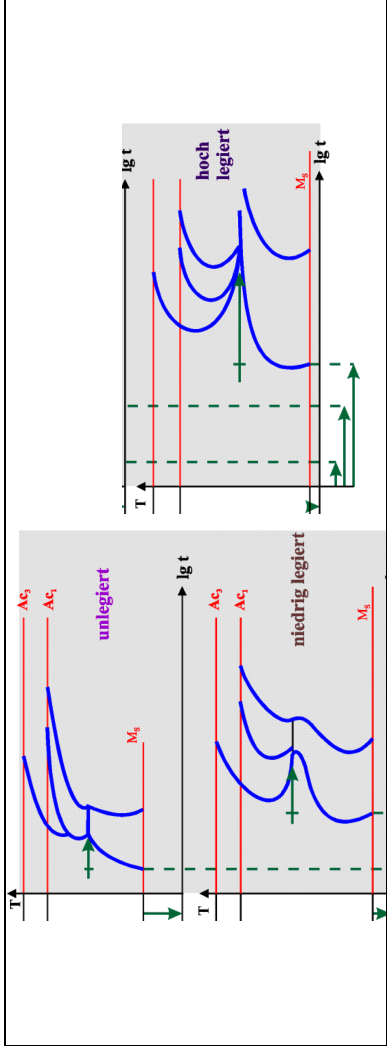
Zwischen hoch und niedrig Abkühlungsgeschwindigkeit
=> **Bainit** => Besteht aus einem Phasengemisch an C - übersättigtem Ferrit mit Karbid - ausscheidungen. Bei der Umwandlung wird der Ferrit durch eine martensitähnliche Umwandlung aus dem Austenit gebildet. Sofort nach Bildung des kiz-Gitter scheiden sich durch Diffusion über kurze Wegstrecken feinverteilt Teilchen (metastabile Karbide) aus. Die Zwischenstufe vereinigt drei Härtungsmechanismen: Mischkristallhärtung, Härtung durch Versetzungen und Teilchen (MPa)

3 Härtungs Mechanismen: Mischkristallhärtung, Härtung durch Versetzungen, Teilchen

8. Bemerkungen

Ferrite	Bainite	Austenite
Ferro, KRZ	Lamelle di ferro KRZ e Fe ₃ C disposte secondo forme allungate	Fe KFZ
Martensite	Perlite	Cementite
(reticolo ottadrale) duro e fragile	Lamelle di Fe KRZ e lamelle di Fe ₃ C	Isole di Fe ₃ C

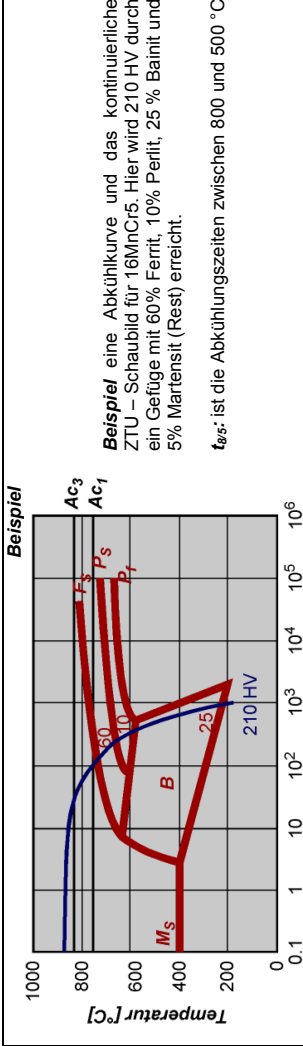




3. Das kontinuierliche ZTU-Schaubild

Ähnlich Isotherm, aber man muss auch die Kenntnisse der bei verschiedene technischen Abkühlbedingungen erreichbaren Abkühlkurven als $T(t)$

Das kontinuierliche ZTU-Schaubild ist nur entlang einer Abkühlungskurve zu lesen!!!



4. Härten von Stählen

Ist ein Wärmebehandlung => Bildung von Martensit => ↑Festigkeit, ↑Härte

Verfahren	2. Schnell Abkühlen (nur Martensitbildung)
Bemerkungen	↑C-Gehalt = ↑Härte - Stähle für Härtebehandlung gross C-Gehalt - Maximale erreichbare Härte bei niedriglegierte Stähle: aussen ~65 HRC

5. Vergüten von Stählen

Ist ein Wärmebehandlung zur Erzielung eines Optimums aus Zähigkeit bei hoher Zugfestigkeit

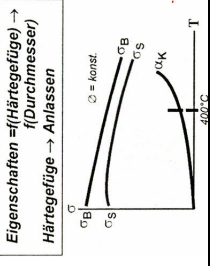
5.1. Anlassvergüten: angelassener Martensit

Härten und danach Anlassen (450 - 600 °C). Maximale Gütewerte bezogen auf Zähigkeit und Festigkeit

Vergütungsschaubild

Wie wirkt Anlass auf:

- Zugfestigkeit
- Streckgrenze
- Bruchdehnung
- Bruchzähigkeit
- Kerschlagbarkeit α_k



5.2. Zwischenstufenvergüten, isothermes Vergüten

Von $T = A_{c3} + 30^\circ\text{C}$ bis T von Bainit; gehalten bis Bainit geschlossen ist. Danach Abkühlen auf T Raum. Entstehen auf Zähigkeit bei hoher Festigkeiten getrimmtes Gefüge.

5.3. Patentieren

Drahtherstellung mit $\sim 0.7\%$ C => Salz oder Bleibad auf etw 500°C . => Umgewandelt => Sorbitgefüge => feinst Zementitlamellen => Kaltverformung

6. Thermomechanische Behandlung

Wärmebehandlung + Umformvorgang => Sehr hohe Festigkeit, begrenzte Duktilität

6.1. Kontrolliertes Walzen

Herstellung von Blech aus hochfesten Schweißbaren Stahl

- Über A_{c3} erwärmen
- Plast. Verformung mit Rekristallisation
- Umwandlungen und Ausscheidung

6.2. Austenitformhärten

Gefüge mit möglichst viele Hindernissen für Versetzungen => Stähle mit grosse Einbüchtung (insensitive) zwischen Perlit und Bainitumwandlungsbeginn in ZTU

- Über A_{c3} erwärmen
- Unterkuhlung des Austenits
- Plastische Verformung ohne Rekristallisation
- Umwandlung $\gamma \Rightarrow \alpha'$ (Martensit)

Kap 13 Wärmebehandlung der Oberflächen

↑ Härte und ↑ Festigkeit (Oberfläche), Kern bleibt ausreichende Bruchzähigkeit und Schlagresistenz.

1. Unterschiedlichkeit zwischen Anforderung an die Oberfläche und Anforderung an das Innere.

Anforderung an das Innere	Anforderung an die Oberfläche
– Hohe Bruchzähigkeit – Schlagresistenz – Soll Ferritisch sein	– Verschleißfest – Ermüdungsfest – Soll Martensitisch sein – Verfahren um das zu erreichen: - a.) Selektives Erhitzen und Abschrecken der Oberfläche (Gasbrenner, Induktionsspulen, Laserstrahlen, Elektronenstrahlen) das ganze Werkstück hat gleiche Legierungszusammensetzung. - b.) Gezielte Veränderung der Legierungszusammensetzung der Oberfläche: – Einsetzen= Aufkohlen: Erhöhung des C-Gehaltes – Nitrieren: Teilchenhärtung – Borieren

2. Selektives Erwärmen der Oberfläche

Erwärmen der Oberfläche bis $T > A_3$. In inneren T bleibt $< A_1$ => Abschrecken => Martensit => Härte
Verfahrensmöglichkeit: Gasbrennen, Induktionsspulen, Laserstrahlen, Elektronenstrahlen

3. Verfahren mit Änderung der Legierung

Für Druckspannung in der Oberfläche und damit eine verbesserte Ermüdungsfestigkeit.

3.1. Aufkohlen (Einsatzhärten)

$T > A_3$ Kohlenstoff in Oberfläche eindiffundiert: – Oberfläche: C-Gehalt hoch, Martensit – Volumen: C-Gehalt arm, Ferrit

3.2. Nitrieren

– Stahl in Zyamid (Cianuro) Schmelze – Karbonnitrieren, Gasnitrieren – Härtgering als bei Aufkohlen

3.3. Borieren

800 – 1000 °C Bor in Oberfläche. Boride => Sehr hohe Festigkeit

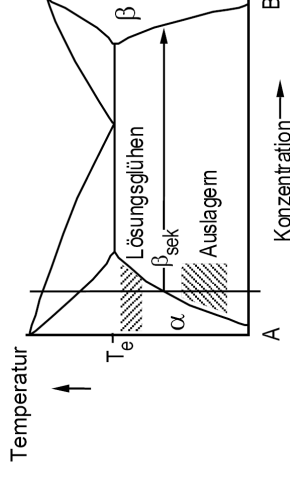
Kap 14 Ausscheidung, Aushärtung (Teilchenhärtung)

Ausscheidungen sind zu erwarten, wenn ein Legierungsbestandteil B bei höherer Temperatur in grösserer Menge gelöst ist als bei tieferer. Ausscheidungen haben meist eine Aushärtung zur Folge.

In einer Legierung mit den Komponenten A, B können Teilchen des Mischkristalls β innerhalb der Mischkristalle α zu deren Verfestigung beitragen, indem Versetzungen am Laufen gehindert werden. Die Versetzungen müssen die Teilchen entweder durchschneiden – das gelingt vor allem, wenn diese klein sind – oder die Teilchen umgehen. Es gilt: Menge und Grösse der Teilchen und damit auch die Abstände der Teilchen zu optimieren. Durch Lösungsglühen werden die groben Ansammlungen von β -Mischkristallen aufgelöst und als B-Komponente im α -MK gelöst. Durch Abschrecken wird diese – bei tiefer Temperatur übersättigte – Lösung beibehalten. Bei gezielter Wärmebehandlung – Warmauslagern – oder Lagerung bei Raumtemperatur – Kaltauslagern – kristallisieren β -MK-Teilchen aus, die Streckgrenze steigt bis zu einem Maximalwert, die Übersättigung der α -MK hat sich abgebaut. Anschließend wachsen aber die grösseren β -MK-Teilchen unter Verzehr der kleineren langsam weiter an (Ostwaldreifung, Überalterung). Durch den vergrösserten Teilchenabstand sinkt die Streckgrenze wieder ab.

Der Streckgrenzenzuwachs durch Teilchenhärtung ist umgekehrt proportional zum Teilchenabstand:

$$\Delta\sigma_T = \frac{1}{D_T}$$



1. Lösungsglühen = Homogenisieren = Halten in Gebiet des Homogenen MK
2. Abkühlen unter die Löslichkeitsgrenze

2.1. Abschrecken auf eine Temperatur $< 0.3 \text{ TS}$

2.2. Auslagern = Altern = Halten bei einer Temperatur $\approx 0.5 \text{ TS}$

=> Höhere Leerstellen => Diffusion erleichtert => Keimbildung erleichtert

Ausscheidungsvorgang: Keimbildungs- – Wachstum – Reaktion

1. Keimbildung
- 2.1. Wachstum der Keime => Übersättigtem MK bis Gleichgewichtszusammensetzung
- 2.2. Vergrößerung der Teilchen zur Erniedrigung der Oberflächenenergie

Bezüglich der Gitterverwandschaft zwischen MK und Teilchen unterscheidet man:

- a.) Kohärente Teilchen (gleiches Gitter, gleich orientiert)
- b.) teilweise kohärente Teilchen (gewisse Gittergeraden durchgehend)
- c.) inkohärente Teilchen (unterschiedliches Gitter, unabhängige Orientierung. Bei inkohärenten, größeren Teilchen ist die Festigkeit i.A. höher.)

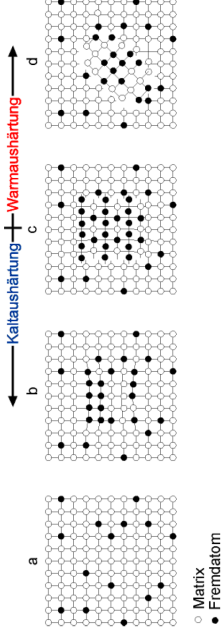
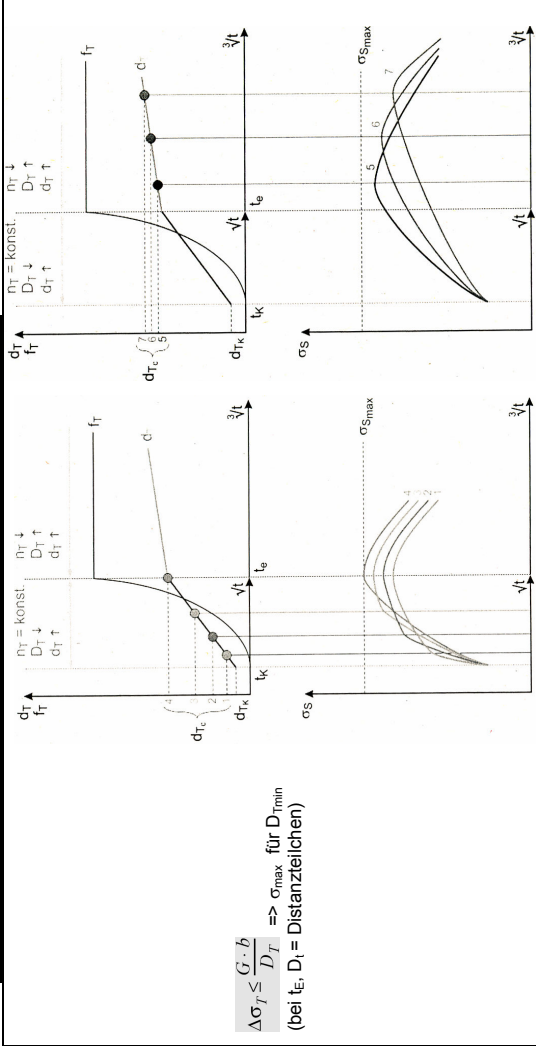


Fig. 16.3 Schematische Darstellung von Ausscheidungs-Types: a) Mischkristall mit statischer Verteilung der Fremdatome (nach dem Lösungsglühen bzw. Abschrecken); b) Kohärente Teilchen; c) Teilweise kohärente Teilchen; d) Inkohärente Teilchen

1. Teilchenwachstum

$d_T \sim t^{\frac{2}{3}}$	$D_T = \text{Teilchen Durchmesser}$	$n_T = \text{Teilchenzahl}$	$T_A \uparrow \Rightarrow n_T \downarrow$
Ausscheidung Fertig => Teilchen wachsen langsam => $d_T \sim t^{\frac{2}{3}}$			

2. Mechanische Eigenschaften durch Teilchenhärtung



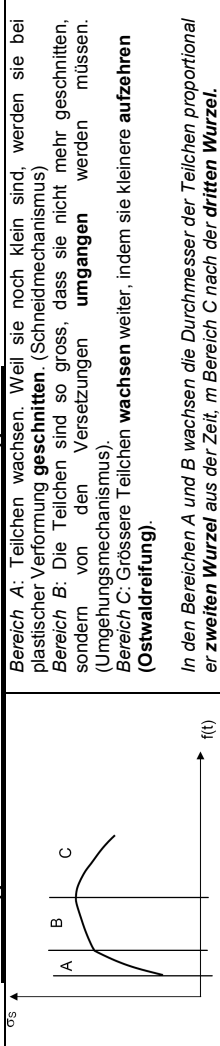
$$\Delta \sigma_T \leq \frac{G \cdot b}{D_T} \Rightarrow \sigma_{\max} \text{ für } D_{T\min}$$

(bei $t_E, D_1 = \text{Distanzteilchen}$)

3. Versetzungsmechanismus

Kohärente Teilchen	Schneidemechanismus
Inkohärente Teilchen: Umgehungsmechanismus	

4. Streckgrenzenverlauf während des Auslagerns:



5. Sonderformen der Teilchenhärtung

5.1. Alterung

Jede in Laufe der Zeit ohne gleichzeitig äussere Einwirkung eintretende Eigenschaftsänderung

5.2. Abschreckkalterung

Stahl mit C und N in Zwangslösung (soluzione forzata) => feinste Ausscheidung => verspröden; Härteverlauf gleich Warmaushärtung

5.3. Reck- oder Verformungsalterung

Verspröde des Stahles nach Kaltverformung, Ausgangszustand nicht übersättigt.

5.4. Überalterung

Wachstum von grossen Teilen auf Kosten von kleinen => Abnahme Teilchen Zahl und Zunahme Teilchenabstand => Streckgrenze und Härte nehmen ab.

5.4.1. Beispiel: Überalterung

In einem durch Teilchen gehärteten Material werden durch Überalterung die Anzahl der Ausscheidungen pro Flächeneinheit halbiert (kleine Ausscheidungen verschwinden zu Gunsten des Wachstums von grösseren). Was bedeutet dies quantitativ für den Streckgrenzenanteil $\Delta \sigma_T$ der Teilchenhärtung, wenn er im Ausgangszustand bei 200 N/mm² lag ?

Lösung

Veränderung des Teilchenabstandes:

$$D_{T2} : D_{T1} = \sqrt{2}$$

$$\text{Einfluss des Teilchenabstandes auf die Streckgrenze: } \Delta \sigma_T \sim \frac{1}{D}$$

$$\text{Einfluss auf den Streckgrenzenanteil: } \Delta \sigma_{T2} = \Delta \sigma_{T1} \cdot \frac{1}{\sqrt{2}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot 200 = 141 \text{ MPa}$$

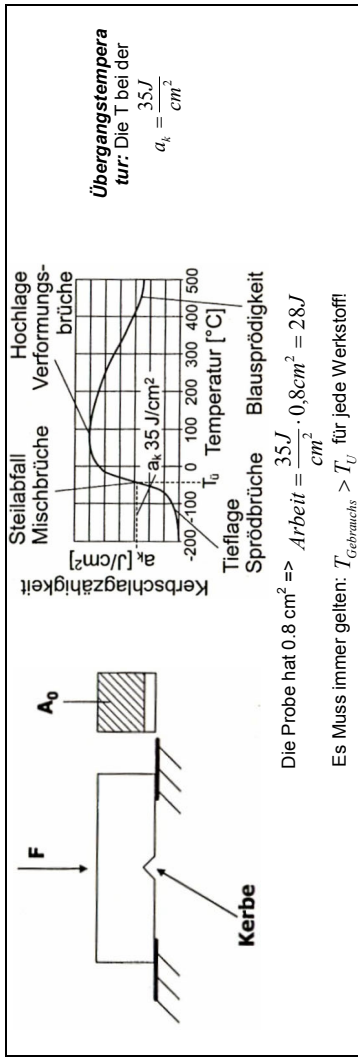
5.5. Blausprödigkeit

Sonderfall Reckalterung: schon während Verformung Fremdatom Wandern. => Abfall Dehnungswert und $\uparrow \sigma_B$

Kap 15. Stähle

1. Der Kerbschlagbarkeit

$$E_k = mg(h_1 - h_2) \quad v = \sqrt{2gh_1} \quad \text{Kerbschlagzähigkeit: } a_k = \frac{E_k}{a_0} \quad [a_k] = \frac{J}{cm^2}$$



Die Probe hat 0.8 cm² => $Arbeits = \frac{35J}{cm^2} \cdot 0.8cm^2 = 28J$
Es muss immer gelten: $T_{Gebrauch} > T_U$
- Mischkristallhärtung, Kaltverfestigung, Teilchenhärtung: $\uparrow T_U$
- Leg mit Ni: $\downarrow T_U$

2. Bezeichnungssystematik für Stahlwerkstoffe

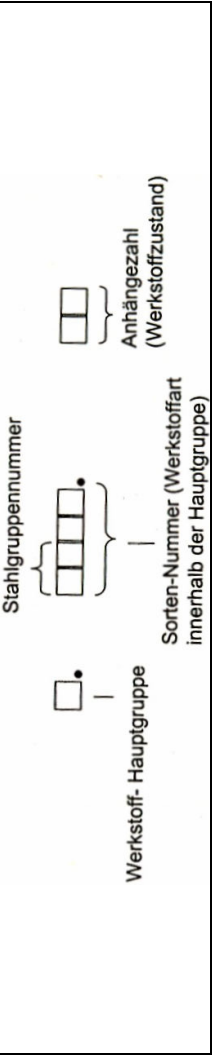
Stahl: 0.02% < C < 2.06%
Unlegierte Stähle - Gehalte anderer Begleitelemente unter Bestimmte Grenze - Gemeinsam Grenze für Summengruppe: 1. Ni, Cr, Cu, Mo (0.76 %) 2. Nb, Ti, V, Zr (0.182 %) (Muss weniger als 70 % der Summe der Grenzwerte)
Niedriglegierte Stähle Summe alle Gehalte Legierungselemente weniger als 5%
Hochlegierte Stähle Das Rest

42	CrMn	4	Gehalt der Legierungsbestandteile in der Reihenfolge der Nennung: Faktor 4: Cr, Co, Mn, Si, W, Ni Faktor 10: Al, Cu, Mo, Pb, Ti, V Faktor 100: P, S, N <i>Bsp.: 10CrMn9-10</i>		
C-gehalt	Faktor 100	Legierungsbestandteile			

2.3.3. Hochlegierter Stähle

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

2.4. Bezeichnung durch Nummer



2.5. Alte Werkstoffe Bezeichnung

St	37
Festes Symbol	Mindestzugfestigkeit für kleinstes Erzeugnis in kp/mm2

3. Allgemeine Baustähle

Konstruktion Werkstoffe, Nur Festigkeitseigenschaften

- **Festigkeitssteigerung** durch: C, N, P
- **Streckgrenze:** Stähle mit weniger als 0,2 % C unverändert
- **Schweißbar:** Oberhalb 0,22 % nur noch Vorgewärmt Schweißbar, deshalb C-Gehalt begrenzt 0,22%
- **Zugfestigkeit:** mit ↑C nimmt zu

Sulfide

Schlechter Querschlägigkeit und Querschlägigkeit. Lösungen:
1. Absenken Zn-Gehalt (<0,01 %)
2. Einführen Ti, Zr, Ce

Mikrolegierte Feinkornstähle

Kornfeiner (Härtmechanismus): V, Ti, Nb, Al

Dreifachwirkung: Umwandlung, Rekristallisation, Teilchenhärtung

Erfolgt durch Nb, Ti, V

4. Wirkung der Legierungselemente

Eigenschaften	Legierungselemente											
	Cr	Ni	Al	W	V	Co	Mo	Si	Mn	S	P	
Zugfestigkeit	+	+		+	+	+	+	+	+	+	+	
Streckgrenze	+	+		+	+	+	+	+	+	+	+	
Kerbschlagzähigkeit	-	-	-	+	+	-	+	-	-	-	-	
Verschleißfestigkeit	+	-	+	+	+	+	+	-	-	-	-	
Warmumformbarkeit	-	+	-	-	+	-	+	-	+	-	-	
Kaltumformbarkeit			-	-	-	-	-	-	-	-	-	
Zerspanbarkeit	-	-	-	-	-	-	-	-	-	+	+	
Warmfestigkeit	+	+		+	+	+	+	+				
Korrosionsbeständigkeit	+			+	+					-		
Härtetemperatur	+			+	+		+	+				
Härt-, Vergütbarkeit	+	+	+	+	+	+	+	+	+			
Nitrierbarkeit	+	+	+	+	+	+	+	-	+			
Schweißbarkeit	-	+	+	+	+	-	-	-	-	-	-	

+ Erhöhung, - Verminderung, leer ohne nennenswerten Einfluss

2.1. Gebrauchseigenschaften Bezeichnung (Unlegierten Werkstoffen):

G	S	235	JO	W
Gussqualität	Hauptsymbol für Verwendungszweck	Mindeststreckgrenze	Kerbschlagzähigkeit oder Angabe über die Beruhigung	spezielle Eigenschaften
(Sons t leerla ssen)	S Stahl für Stahlbau E Maschinenbau Stahl B Betonstahl D Flacherzeugnisse für Kaltumformung H Flacherzeugnisse aus hochfestem Stahl zum Kaltumformung L Stahl für Leitungsrohren M Elektroblech P Stahl für Druckbehälter R Stahl für Schienen T Verpackungsblech und -band Y Spanstähle	(für Halbzeug mit Bezugsdurchmesser) Mindeststreckgrenze = maximale Spannung bevor plastisches Fließen eintritt	Kerbschlagzähigkeit: T 27J 40J 60J JR KR LR JO KO LO J2 K2 L2 J3 K3 L3 J4 K4 L4 J5 K5 L5 J6 K6 L6 T=Prüftemperatur	C mit besonderer Kaltumformbarkeit D Schmelztauchüberzug E für Emaillierung F Schmieden H Hohlprofile für tiefere Temperaturen M Thermomechanisch gewalzt N Normalgeglüht oder normalisierend gewalzt O für Offshore P Spandwandstahl Vergütet S für Schiffsbau T für Rohre W Wetterfest Cu Chemische Symbole für vorgeschriebene Elemente +C Grobkornstahl +F Feinkornstahl +H mit besonderer Härbarkeit +Z Feuerverzinkt +ZE Elektrolytisch verzinkt +A Weichgeglüht +N Normalgeglüht +QT Vergütet

2.2. Grundstähle, Qualitätsstähle, Edelstähle

Unlegierte Stahl, Festigkeitseigenschaften nicht durch Wärmebehandlung sichergestellt werden

Grundstähle
Qualitätsstähle
Unlegierte Stahl oder legierte mit besondere Eigenschaften, Legierte Stähle sind mindestens Qualitätsstähle:
-+++ Kaltverformen
-Verwendung für höhere oder tiefere Temperaturen
Beständigkeit gegen atmosphärische Korrosion

Edelstähle
Unlegierte oder legierte Stahlsorten, Eigenschaften gegeben durch Wärmebehandlung

2.3. Bezeichnung nach chemischer Zusammensetzung

2.3.1. <u>Unlegierte Stähle</u>	
C	45
Festes Symbol	Kohlenstoffgehalt Faktor 100
E	Spezielle Eigenschaften
E	Vorgeschriebener max. S-Gehalt
R	Vorgeschriebener Bereich für S
C	Besondere Kaltumformbarkeit
G	Weitere Merkmale
S	Für Federn
U	Für Werkzeuge

Hitzbeständige Stähle	
Sie sind Stähle die nicht verzundern bzw. bei hohen Temperaturen nur wenig Oxidieren	
Warmfeste Stähle	
Sie sind Stähle auf hohe Standzeiten im Kriechversuch hin optimiert	
Hochwarmfeste Stähle	
Hitzbeständig + Warmfeste Stähle	
Ni, Co, Cu, Si, Al, P, N keine Aff. Mit C	Mn, Fe, Cr, W, Mo, V, Ti, Ta, Nb, Zr steigen die Aff. Mit C (=> Carbide)
Einfluss auf die Umwandlungstemperaturen	
– Legierungselemente senken die Diffusionsgeschwindigkeit, und kritisch Abkühlungsgeschwindigkeit für die Martensitbildung. Senken auch M_s – Temperatur. Absenkung unter TR => metastabile austenitische Stähle.	
Chrom	
– Senkt Abkühlungsgeschwindigkeit	
– Verbessert Durchhaltbarkeit	
– 18% Chrom + 8% Nickel: Umwandlungsfreie austenitische Stähle	
– Chrom + Nickel: umformbar und Korrosionsbeständigkeit, stark	
– Verfestigen, schlecht Wärmeleiter	
Nickel	
– Diffusionsgeschwindigkeit verlangsamt	
– 18% Chrom + 8% Nickel: Umwandlungsfreie austenitische Stähle	
– Chrom + Nickel: umformbar und Korrosionsbeständigkeit, stark	
– Verfestigen, schlecht Wärmeleiter	
Kosten	
– Die Kosten steigen in dieser Reihenfolge: Mn, Si, Cr, Ni, Rest	

5. Baustähle $0 < C < 0.6 \%$

5.1. Einsatzstähle $0.10 < C < 0.25 \%$

– Oberfläche: harte und verschleißfeste
– Zähigkeit in Kern nach Wärmebehandlung
– C-Gehalt klein
– Mn, Cr, Mo, Ni => ↑Kerbfestigkeit

5.2. Vergütungsstähle $0.25 < C < 0.55 \%$

– Legierungselemente => ↓ kritische Abkühlungsgeschwindigkeit, –Hohe Festigkeit + gute Zähigkeit
– ↑ Durchhärbarkeit, ↑ Festigkeit
– Ni für ↑ Zähigkeit, ↓ Übergangstemperatur

5.3. Nitrierstähle

– Verschleißfeste Oberfläche (Reiben)
– Kern Zäh
– Al und V als Nitridbildner zulegiert
– Andere Legierungselemente ↑ Festigkeit und ↑ Zähigkeit Kern

5.4. Automatenstähle

– Kurzbrechende Späne
– Geringe Werkzeugverschleiss
– Legierung mit Pb und S
– Gering C für Einsatzhärtten, Hoch C für Vergüten

5.5. Korrosionsbeständige Stähle

– Ferritische Stähle (empfindlich)
– Nickelsgehalte > 8%
– Mit S; gut Zerspanbar

5.6. Warmfeste Werkstoffe

– Hohe Standzeiten im Kriechversuch bei möglichst hoher Temperaturen
– Ni - legierung

5.7. Unlegierte Werkzeugstähle $0.5 < C < 1.5 \%$ (Umwandlungshärtbare Stähle)

Arbeitende Stähle, für verschleißsende Beanspruchung vorgesehen

5.8. Anforderung

– Festigkeit: viel C sowie Legierungszusätze (Härtung)
– Verschleißwiderstand: hängt von Härte ab => Legierung mit Sonderkarbidbildern, hoch C wichtig
– Formhaltigkeit: Formänderung durch Gefügeänderung, Elastizitätsgrenze Überschreitung, Restaustenitverfall, Korngrössänderung.
– Zähigkeit
– Durchhärtung: Man legiert mit Elementen die Absenken kritische Abkühlungsgeschwindigkeit als Sonderkarbidbildern und Verschleißfestigkeit erhöhen: Cr, Mo, V, W. (auch Mn, aus Kostengründen)
– Schneidhaltigkeit: Werkzeugen zum Zerspanen, Trennen => Stabl bleiben und nicht ausbrechen => Feinkörniges
– Bewertungsgrundlage für Härte: Warmarbeit: 26 – 50 HRC; Kaltarbeit: 54 – 64 HRC, Schnellarbeit: 58 – 66 HRC

5.9. Kaltarbeitsstähle

– Gute Verschleißfestigkeit und hohe Kern Zähigkeit
– Unlegierte Werkzeugstähle
– Viel C; Anlassen 200 °C

Legierte Werkzeugstähle

– Spangebenden und Spanlosen Umformung: ~200°C Einsatz
– Chrom ≤ 13%, Mo ≤ 1%, V ≤ 0.4%, Wolfram 1-2, max 5%

Cr, Mo-, V-, W- Sondercarbide: Anlassbeständigkeit, Schneidhaltigkeit, Härte, Verschleißwiderstand

5.10. Warmarbeitsstähle

Warmarbeitung von Metallen, Gesenkschneiden, Warm- und Halbwarm Fließpressen, als Druckgusswerkzeug eingesetzt. Bei T hoch Festigkeit und Verschleißwiderstand (W, Mo, V, Cr)

– Mi: Zähigkeit und das Durchhärtung
– Si: Dauerfestigkeit und Anlassbeständigkeit
– Hohe Temperaturwechselbeständigkeit
– Moderate C-Gehalt

5.11. Schnellarbeitsstähle

– Zerspanen hohe Schnittgeschwindigkeit auch bei T hoch (~600 °C) harte und Scharfe Schneide behalte
– Wolframbasis: 12 – 18.5% W
– Molybdänbasis: 9% Mo, 2%W
– Wolfram – Molybdänbasis: 6% W, 5% Mo
– Schnellarbeitsstähle zusätzlich enthalten: 4% Cr, C~0.7-1.4 %
– Härte: 65 HRC und mehr
– Anlass T: 500 °C (Sekundärhärte)

5.12. Wärmebehandlung der Werkzeugstähle

Spannungsglücken, Härten und Anlassen

Kap 16 Eisen – Kohlenstoff – Gusswerkstoffe

1. Einleitung und Übersicht

Gusseisen-Werkstoffe haben Kohlenstoffgehalte oberhalb 2%. Dem Vorteil von tiefer Schmelztemperatur und guter Vergiessbarkeit sowie kleiner Schwindung steht der Nachteil der Sprödigkeit bzw. reduzierten Zugfestigkeit durch den hohen Kohlenstoffgehalt gegenüber. Durch gezielte Massnahmen (Legierungszusammensetzung, Wärmebehandlungen) werden diese Negativeinflüsse möglichst vermindert.

Zwei Aspekte zu Berücksichtigen

1. Vergießbarkeit, bestimmt durch Schmelztemperatur, Viskosität, Lunkern und Seigerungsneigung, Formfüllungsvermögen
2. Technische Eigenschaften des Werkstoffes in Festen Zustand

2. Stahlguss ($C < 2\%$)

- Formgebung durch Gießen in Formen (Sand, Schamotte (argilla), seltener Metall und Graphit)
- Schwierig zu vergießen: hohe Schmelztemperatur, 2% Schwindung => Gefahr Lunker & Rissen
- Vergussatemperatur: 1400 – 1600 °C
- Stahlguss benutzt wann: hohe Festigkeit und Zähigkeit oder Schweissbarkeit erforderlich sonst Gusseisen
- Bezeichnung wie Stahwerkstoffe + eine G, z.B. GS235JR ist eine S235JR vergossener

Erwünschte Eigenschaften	Unerwünschte Eigenschaften
-Hohe Festigkeit -Zähigkeit -Schweißbarkeit	-Hohe Schwindung, ca 2% -Gefahr von Rissen und Lunkern -Hohe Verguss Temperatur

Wärmebehandlung

- Normalglühen zur Beseitigung Widmannstättengefüge
- Kann auch gehärtet und verquitten werden

3. Gusseisen ($C > 2\%$) allgemein

- | | |
|--|---|
| <ul style="list-style-type: none"> -Stabil erstarrtes Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL) oder -Mit Kugelgraphit (GJS) | <p>Unterscheidung nach der Gestalt des C</p> <ul style="list-style-type: none"> -Metastabile erstarrtes weisses Gusseisen (GJN) -Tempergussorten (GJM) |
|--|---|

- **Grauguss:** ~3% C und 1.5% Si
- Jede Leg. Mit C > 2%: Eutektikum: Metastabil S_{Fe} => $\gamma_{Fe} + Fe_3C_{Fe}$ (Ledeburit) (Austenit + Zementit)
- Stabil S_{Fe} => $\gamma_{Fe} + C_{Fe}$ (Austenit und Graphit C)

- Gusseisen mit Graphit: Erstarrung stabil (Grauerstarrung)
- Gusseisen mit Zementit: Erstarrung Metastabil (Weisserstarrung). Weissguss ist Hart, verschleißfest und spröde
- Zwischen Grau und Weiss liegt melierte Gusseisen (Leдебурт oder Graphiteuteklitium)

	Weisserstarrung metastabil		Grauerstarrung stabil
1. $\uparrow C, \uparrow Sn \Rightarrow$ Grauerstarrung, $\uparrow Mn \Rightarrow$ Weisserstarrung	$Fe_3C \rightleftharpoons 3 Fe + C$ $\leftarrow$ $\rightarrow$ $\leftarrow$ $\rightarrow$ $\leftarrow$ $\rightarrow$ $\leftarrow$ $\rightarrow$ % C, % Si Abkühlungsgeschw. Wanddicke		
2. $\downarrow$ Abkühlungsgeschwindigkeit $\Rightarrow$ Grau			
3. $\uparrow$ Wandstärke Gusstück $\Rightarrow \downarrow$ Ab'gesch. $\Rightarrow$ Grau			

$S_c = \frac{C}{4,23 - 0,31Si - 0,33P + 0,07Mn}$	Sättigungsgrad – C, Si, P, Mn sind die Gehalte der Legel. in % – $S_c < 1$: untereutektischer Zustand – $S_c = 1$: eutektischer Zustand – $S_c > 1$: übereutektischer Zustand (Garschaum, grobe Graphitlamellen)
--	---

Innere Kerbwirkung

Auf Zug wirken Graphiteinschlüsse wie Hohlräume, d.h. **kugelförmiger Graphit wie Poren**, **Graphitlamellen wie Risse**. Dies hat eine innere Kerbwirkung zur Folge, die umso stärker ist, je kleiner die Radlen diese Hohlräume sind. Im Gegenzug hat Gusseisen daher eine geringe äussere Kerbempfindlichkeit. Auf Druck hingegen tragen die Graphiteinschlüsse mit. Daher sind bei allen Graugussorten die Druckfestigkeit höher als die Zugfestigkeiten

Materialdämpfung

Die Grenzflächen zwischen Graphit und Grundmasse führen zur Streuung von mechanischen Wellen und damit zu einer hohen Materialdämpfung, die umso ausgeprägter ist, je grösser die Grenzfläche pro Volumeneinheit ist, d.h. grösser für Graphitlamellen als für kugelförmigen Graphit.

4. Bezeichnungssystematik von Gusseisen

Pos.	1	2	3	4	5	6
Bez.	EN-	GJ	S	F		-H

Ohne Leerstellen

EN- Norm

Gusseisen

Graphitstruktur, Kohlenstoffstruktur (Kugelgraphit)

Mikro- oder Makrostruktur falls erf. (feinrötlich)

Klassifizierung durch mechanische Eigenschaften

- Zugfestigkeit in N/mm²
- Bruchdehnung in %
- Bezug Probe-Gussstück (eingegossen)
- Temperaturbereich f. getordnete Kernschlagarbeit (tiefe Temp.)

oder chemische Zusammensetzung

Zusätzliche Anforderungen falls erf. (wärmebehandelt)

-Für selten Gusseisen: Bezeichnung nach Chemisch Zusammensetzung wie Stahl: EN – GJL – X30NiMn13-7

Ohne Leerstellen						
Pos.	1	2	3	4	5	6
Bez.	EN-	J	S	1	01	1
EN- Norm						
Gusseisen						
Graphitstruktur, Kohlenstoffstruktur (Kugelgraphit)						
Hauptmerkmal						
1 = Zugfestigkeit						
2 = Härte						
3 = chemische Zusammensetzung						
Zahnnummer 00 - 99						
Besondere Anforderungen						

5. Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL)

- Zur Erzielung der stabilen Erstarrung enthält graues Gusseisen mehr als 1.5% Si. GJL ist der billigste der Eisengusswerkstoffe.
- Die Erstarrung setzt an einzelnen Keimen ein und schreitet dann radial nach aussen fort.
- Eine einzelne Zelle besteht aus *Salzkopf-ähnlichen Graphit* mit dazwischen gelaagtem Austenit => Lamellare Struktur

Eutektische Zelle

- Die Zellengröße beeinflusst die Eigenschaften des G.L. Kleine Zellen erhöhen die Festigkeit, aber auch die Neigung zur Lunkerbildung.

Hochwertige Gussqualität

- Hohe Festigkeit (kleine Zellen mit Perlitischem Grundgefüge)
- Geringer Härte (sie erleichtert die Bearbeitung , <240 HB)

Spezielle Eigenschaften

1. E-Modul abhängig von Festigkeit (Qualität)
2. Spannungs – Dehnungs – Linie nicht Linear, E-Modul von Spannung abhängig
3. **Gute Materialdämpfung:** Streuung von elastischen Wellen an den Grenzflächen zwischen Eisen und Graphit. Die Grenzflächendämpfung ist umso grösser, je geringer die Festigkeit des Gusseisens ist, d.h. je mehr Kohlenstoff, je mehr Grenzflächen, je gröber die Graphitlamellen. Die hohe Materialdämpfung qualifiziert den GJL für Werkzeugmaschinenbetten.
4. Zugfestigkeit und Dauerfestigkeit gering => Um mehr muss Grundwerkstoff verbessert
5. Druck geht Besser: $\sigma_{GB} = 3\sigma_{ZB}$
6. Festigkeit $\uparrow$ mit Fe3C $\uparrow$ aus der sekundär und Eutektoid Umwandlung (Perlitanteil)
7. Festigkeit $\Leftrightarrow$ Wandstärke des Gusstück (diese bestimmt die Abgesch. und Perlitanteil)
8. Ist Spröde

5.1. Gusseisendiagramm

- Grau Felder: WF klassen in den mit bestimmte Querschnitte und Gewicht am Besten abglessen lassen. Perlitisch
- Festen Seite (rechts von Grau): Gefüge feinkörnig, karbidisch und lunkeranfällig
- Weichen Seite (links von Grau): grobkörnig und mehr Ferritisch, Lunker weniger
- Für gute Bearbeitung Brinellhärte 240 nicht übersteigen

9. Bainitischen Gusseisen

–Gusseisen mit Kugelgraphit mit Wärmebehandlung => Austenisieren der Grundmasse und rasches Abkühlen => Bainit entsteht
–Zugfestigkeit bis 1400 MPa

10. Temperguss

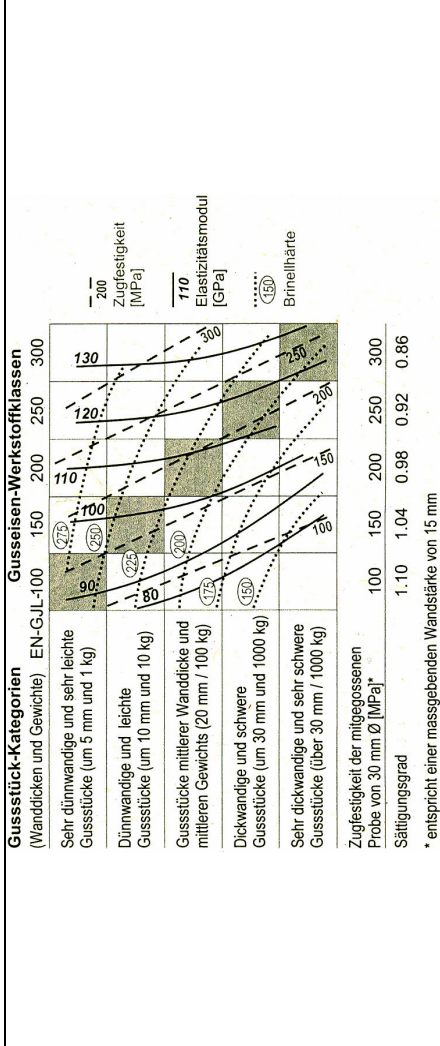
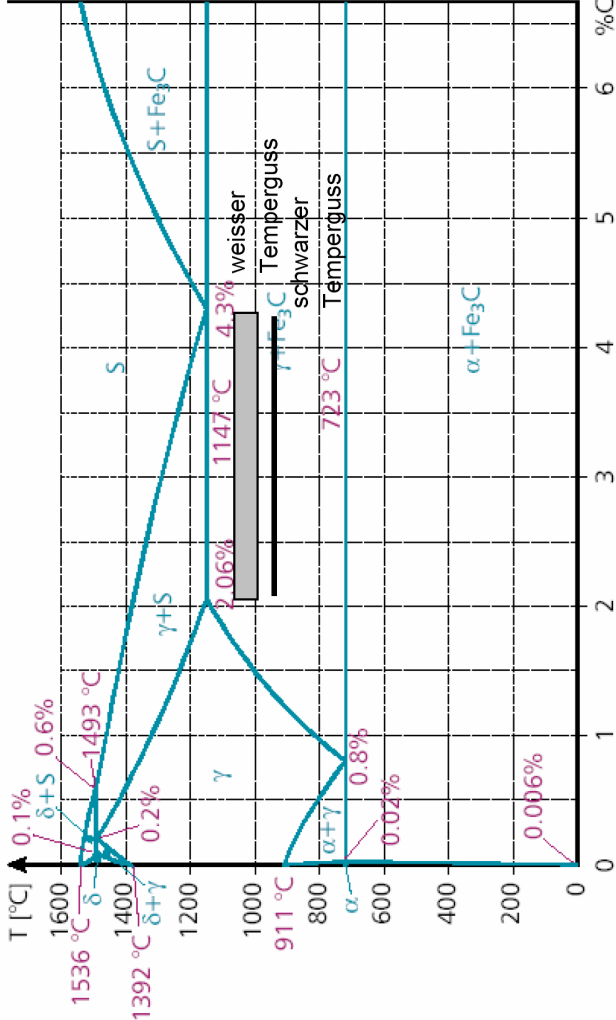
–Weisses Temperguss (GJMW) und Schwarz Temperguss (GJMB), unterschiedet durch die Glübebehandlung dem Erstarren
–M: Malleable

10.1. Weisses Temperguss GJMW

Beim weissen Temperguss wird 60 – bis 120 Stunden bei 980 bis 1060 °C in oxidierender Atmosphäre geglüht. Dabei zerfällt der Zementit in Kohlenstoff, während der Kohlenstoff in der Randschicht oxidiert. Man nennt dies Randentkohlung. Weiter C diffundiert aus dem Inneren in die an C verarmte Schicht. Damit entsteht ein ferritischer Rand von einigen Millimetern Dicke, während das Innere aus Perlit und Graphitnestern (Temperkohle) besteht. Der Graphit koaguliert durch die Glühung im Inneren zu Kohlenstoffnestern (nidi di C). Durch die entkohlte Randschicht ist der GJMW schweisssbar. Die Eigenschaften sind stark wandstärkabhängig. Bei Genügend kleinen Wandstärken ist das Gussstück durchgängig ferritisch. GJMW wird angewandt für Fittings, Brennstromeln, Ventilgehäuse, Schalstangen, Fangmünder von LKW

10.2. Schwarzer Temperguss GJMB

GJMB entsteht durch 20-stündige Glühung bei ca. 950 °C in neutraler Atmosphäre. Dabei zerfallen die ledebutitischen Karbide zu Kohlenstoff und eisen, wobei der C zu Graphitnestern koaguliert. Bei langsamer Abkühlung sind nachfolgende Umwandlungen stabil, die Grundmasse wird ferritisch, der C koaguliert an die Graphitester. Bei schneller Abkühlung wird die Grundmasse ferritisch – Perlitisch. Die mechanischen Eigenschaften von GJMB sind ähnlich denen der GJS. Anwendung findet GJMB für mittelgrosse Teile, z. B. Getriebegehäuse, Achsgehäuse, Kardangabeln, Planetenträger von Planetengetrieben.



6. Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS)

–Mg oder Ce im Schmelz von Guss (Impfen) => Agglomeration von Graphit kugelförmig erfolgt

Eigenschaften

1. E kaum (appena) abhängig von Festigkeitsklasse, $E \sim 170000 \text{ MPa}$
2. Gerundet gestalt => geringer Kerbwirkung => äussere Kerbempfindlichkeit grösser
3. Dämpfung von GJS schlechter als GJL
4. Bruchdehnung von bis zu 22%. Auch als duktiles Gusseisen bezeichnet
5. Auf Druck tragen die Graphitkugeln mit. Wegen der verminderten Zugfestigkeit, gilt: $|\sigma_{\text{ab}}| = (1.5 \text{ bis } 2) \sigma_{\text{ab}}$
6. Wie bei GJL steigt die Festigkeit mit sinkendem Kohlenstoffgehalt und mit zunehmendem Zementitanteil in der Grundmasse. Damit wächst die Festigkeit auch mit steigender Abkühlgeschwindigkeit und sinkender Wandstärke

Gute mech. Eigenschaften => verdrängt den Stahlguss

7. Festigkeit von Grauguss

–Beim gleiche Grundwerkstoff (Matrix) Grauguss mit lamellenförmigem Graphit hat die niedrigere Zugfestigkeit als Grauguss mit Kugelgraphit. Die Graphitlamellen stellen eine grössere Unterbrechung des Werkstoffquerschnittes dar als die Graphitkugeln:

$$\text{Gusseisen mit Kugelgraphit: } \frac{\text{Druckfestigkeit } |\sigma_{\text{ab}}|}{\text{Zugfestigkeit } \sigma_{\text{ab}}} = 1.5 \dots 2$$

$$\text{Gusseisen mit Lamellengraphit } \frac{\text{Druckfestigkeit } |\sigma_{\text{ab}}|}{\text{Zugfestigkeit } \sigma_{\text{ab}}} = 3$$

–Auf Druck wirken die Graphitkugeln bzw. Lamellen nicht schwächend. Bei gleicher Matrix sind die Druckfestigkeiten für Grauguss mit Lamellengraphit und Kugelgraphit gleich:

$$3 \cdot \text{Zugfestigkeit } \sigma_{\text{ab}} = \text{Druckfestigkeit } |\sigma_{\text{ab}}| = \text{Druckfestigkeit } |\sigma_{\text{ab}}| = (1.5 \dots 2) \cdot \text{Zugfestigkeit } \sigma_{\text{ab}}$$

$$\frac{\text{Zugfestigkeit } |\sigma_{\text{ab}}|}{\text{Zugfestigkeit } |\sigma_{\text{ab}}|} = \frac{1.5 \dots 2}{3} = 0.5 \dots 0.67$$

–Ursache Unterschiede zwischen Zug- und Druckfestigkeit: Bei Zug löst sich die Matrix von dem Graphitteilchen ab, was der Bildung von Risskeimen entspricht. Bei Druck trägt der Graphit die Belastung mit.

8. Sphäroguss, Temperguss

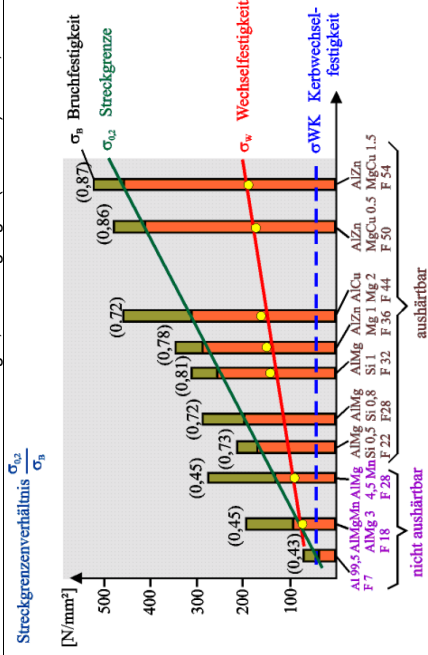
- Unterschied zwischen Sphäroguss und Schwarzem Temperguss: Beim Sphäroguss entstehen die kugelförmigen Graphitausscheidungen bei der Erstarrung aus der Schmelze, weil durch Zugabe von Mg oder Ce Fremdkerne eingebracht werden und die Grenzflächenenergie Graphit-Eisen erhöht wird.
- Schwarzer Temperguss erstarrt weiss. Die Erstarrung des Tempergusses erfolgt untereutektisch metastabil, es entstehen Primäraustenit γ_0 sowie eutektischer Austenit γ_{E} und Zementit Fe_3C_0 (Ledeburit).

Kap. 17 Aluminium und Aluminium-Legierungen

1. Leichtmetalle

Eigenschaften

- Dichte 2,7 g/cm³; E= 70000 N/mm²;
- Querkontraktion 0,34;
- Kristallform kfz.
- Schmelzpunkt rein 660 °C;
- Rm rein 40 ... 130 N/mm²,
- Elektr. Leitfähigkeit 60 %Cu,
- Wärmeleitfähigkeit 56 %Cu.
- Festigkeitssteigerung: Kaltverformung, Auslagern bis Mischkristallhärtung, Kaltverfestigung, Kornfeinung, Teilchenhärtung.
- Fügen: Schweissbar mit Nachbehandlung, schlecht löubar;
- Korrosion: Bestädigung durch Oxidhaut, nicht beständig gg Seewasser;
- Bemerkung: Gut kalt umformbar, eloxierbar; Brennbarkheit: Schleifstaub explosiv.
- Aluminiumlegierungen: sind für Kaltumformung bestimmt. Sie enthalten maximal 5 bis 8% Legierungselemente, damit die Duktilität erhalten bleibt.
- Aluminiumgusslegierungen: für die Verarbeitung im Druckguss, Sandguss, Kokillenguss gedacht. Sie werden von den Legierungsgehalten nahezu technisch eingestellt, um eine gute Formfüllung zu erhalten.
- Verfestigung durch Ausscheidung: nur bei aushärtbaren Legierungen möglich, Beimenungen (mescole) von Cu, Mg-Si und Mg-Zn.



2. Bezeichnung

EN AW-5154A H22

- | | | | |
|--|--|---|-----------|
| -A: Aluminium | -A: Wenn erforderlich: Buchstabe zur Kennzeichnung einer nationalen Variante | -H: werkstoffzustand nach EN 515 | Chemische |
| -W: Erzeugnis (W: Halbzeug) | | -154: Ziffernschlüssel | |
| | | Zusammensetzung | |
| -Erste Ziffer: Legierungssystem;
-Zweite Ziffer: 0 für Originallegierung, ansonst Abwandlungen dieser Originallegierung.
Restlichen Ziffer: Zählnummern. | | -Ziffern nach H (Verfestigungszustand): erste Ziffer: Festigkeit in Achtlein von der maximal erreichbaren Verfestigung. | |

3. Nichtaushärtbare Legierungen (Mischkristallhärtung und Härtung durch Versetzungen)

- Fast alle Werkstoffe auf der Basis Aluminium sind keine homogenen Mischkristalle, d.h. bilden bei Raumtemperatur einen fast reinen Alu – Mischkristall, während die übrigen Legierungselemente z einer zweiten Phase ausgeschieden werden
-Die zustände **hart** und **halbhart** werden durch unterschiedlicher Kaltverformung (Versetzungshärte) eingestellt. Hartes Blech ist bis zu 90% verformt. Beim zustand halbhart werden die Bleche nach der Glühung 10 – 30 % abgewalzt, für den viereiharter Zustand wird weniger als 10% verformt.
-Hier Ausscheidung ist per Definition nicht Möglich.

4. Aushärtbare Legierungen

- Bei Aluminiumlegierungen ist die Ausscheidung oder Aushärtung die wichtigste Form der Festigkeitssteigerung
- Die dazu erforderliche Wärmebehandlung umfasst eine Lösungsglühung in Verbindung mit einer raschen Abkühlung zur Erzeugung eines übersättigten Mischkristalls. Anschliessend erfolgt die Aushärtung der Legierung während einer Kalt- oder Warmauslagerung.
- Für die Ausscheidungshärtung ist es notwendig, dass die Legierung bei Raumtemperatur in einem Zweiphasengebiet liegt, aber durch Aufheizen in den einphasigen Bereich kommt. Dann lässt sich das Material lösungsglühn und anschliessend ausbrecken.

4.1. Durchführung der Aushärtung

4.1.1. Lösungsglühen

- Nach dem Lösungsglühen soll das Gefüge einheitlich sein, z.B. nur aus α - MK bestehen
- Die Lösungsglühtemperatur ist vom Legierungstyp und von der Löslichkeit des auszuatenden Bestandteils abhängig. Sie muss im allgemeinen auf $\pm 10^\circ\text{C}$ (manchmal auch $\pm 5^\circ\text{C}$)
- T zu hoch: Verbrennung $\Rightarrow$ Material wird Wertlos
- T zu tief: Inlösungsglühen $\Rightarrow$ verminderte Festigkeiten

4.1.2. Abschrecken

Von der Lösungsgütemperatur wird abgeschreckt. Dadurch wird die Ausscheidung der zweiten Phase unterdrückt. Die Härte ist gegenüber dem weichgeglühten Zustand höher. As Abschrecken geschieht meist durch Eintauchen in kaltes Wasser. Hier ist lösungsgeglühter Zustand, keine Ausscheidung vorhanden

4.1.3. Kaltauslagern (kaltaushärten)

- Nach das Abschrecken
 - Nach einer kurzen Inkubationszeit beginnt die Kältaushärtung.
 - Hier entstehen kleine und tendenziell kohärente Teilchen, die nur eine kleine Härtesteigerung bewirken (können leicht von Versetzungen geschnitten werden)
- Typisch: $\left(\frac{\sigma_s}{\sigma_B} \sim 0,5\right)$

4.1.4. Warmauslagerm

Durch Auslagern bei höheren Temperaturen über 150 °C kommt es zur Ausscheidung einer stabilen Phase; der Härtewert steigt dabei meist noch von denjenigen des kalttaugelagerten Zustandes. Durch Warmauslagern werden Verhältnisse von Streckgrenze zu Zugfestigkeit von:

leicht

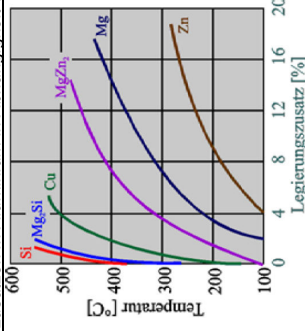
Hier gibt es Bildung von Inkohärente Ausscheidungen, grössere Härtesteigerung als bei B.

4.1.5. Überhärten

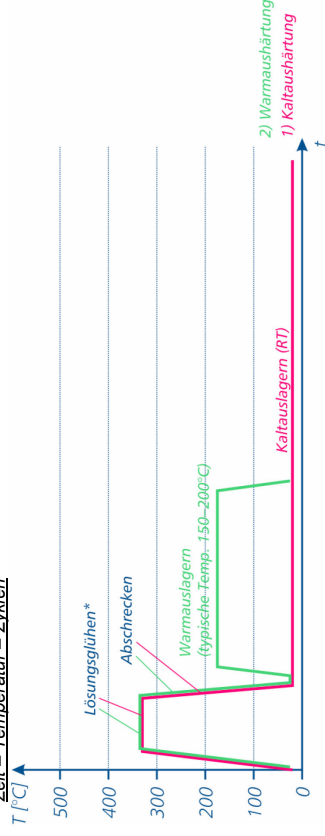
Durch zu langes Auslagern bei hohen Temperaturen setzt die Ostwaldreifung (Abnahme der Teilchenzahl) ein, und es kommt zu einem starken Härteabfall

4.1.6.

Löslichkeit von Legierungszusätzen in Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur.



4.1.7. Zeit – Temperatur – Zyklen



5. Glühen von Al-Werkstoffen

5.1. Barren-Hochglühen

Die Gussblöcke werden dabei längere Zeit (6-48 h) bei Temperaturen zwischen 450 und 630 °C gegläut. Die gegläuteten Barren werden entweder an der Luft oder mit der Wasserbrause abgekühlt. Zweck: Kornverfeinerung und Übersättigungen

5.2. Weichglühen

Das Weichglühen hat den Zweck, Werkstoffe, die durch Kaltverformung oder thermische Aushärtung verfestigt wurden, wieder in einen leichter verformbaren Zustand zurückzuführen. Al-Werkstoffe werden je nach Legierungszusammensetzung 1/2 bis 2 Stunden bei 300-500 °C weichgeglüht und anschliessend an der Luft oder im Ofen auf Raumtemperatur abgekühlt.

6. Aluminiumgusslegierungen

6.1. Wichtigste Gusslegierungen

-Al-Si	-Al-Mg	-Al-Cu	-Al-Zn-Mg	-Al-Cu-Mg
--------	--------	--------	-----------	-----------

6.1.1. Al-Si-Gusslegierungen (G-Al(Si,...))

- Gut giessbar
- Legierungsbestandteile: 5.3 – 12.3% Si; 0 – 0.7% Mg; 0.3% Mn
- Sehr gut vergiessbar bei mittleren bis hohen Festigkeitswerten
- Bei geringer Zugabe von Mg ist die Legierung aushärtbar

6.2. Impfen mit Na und Sr

7. Korrosionsverhalten von Aluminium

7.1. Oxidschicht

An sich müsste Al aufgrund seines unedeln elektrochemischen Potentials mit Wasser oder wässrigen Lösungen heftig reagieren. Dies wird aber durch die Oxidschicht verhindert.

7.2. Natürlicher Korrosionsschutz

Der natürliche Korrosionsschutz ist die Oxidhaut. Sie entspricht ungefähr 25 Atomabständen (0.01 µm). Wird sie verletzt, so bildet sich schon nach Sekunden eine neue Oxidschicht mit 0.001 µm Dicke, 0.01 µm Dicke in 10 Tagen

7.3. Künstlicher Korrosionsschutz

Das zu oxidierende Al wird an den positiven Pol einer Gleichstromquelle angeschlossen und in einen Schwefelsäureelektrolyten gehängt. Der durchfliessende Strom erzeugt dabei eine farblose Oxidschicht, welche bis 1000-fach dicker ist als die natürliche.

Kap. 20 Physikalische Eigenschaften

1. Thermische Eigenschaften

1.1. Wärmeschwingungen des Kristallgitters

Atome in der Lage, aus verschiedenen Anlässen leicht in Schwingung zu geraten. Auch ohne äussere Anregung (thermischer Energie). Die Amplitude nimmt mit steigender T zu.
Diese thermisch induzierten Gitterschwingungen definieren weitgehend alle thermischen Eigenschaften der Werkstoffe, die Wärmeleitung, Wärmedehnung und Wärmekapazität.
Gitter bewegender Teilchen betrachtet werden können. Diese Quasiteilchen bezeichnet man als Phononen.

1.2. Molwärme und spezifische Wärmekapazität

Zwischen den schwingenden Atomen erfolgt ständig ein quantenhafter Energieaustausch durch Phononen, deren Energie von Frequenz und Wellenlänge abhängt:

$$E = \frac{hc}{\lambda} = h\nu$$

Die zur Erwärmung eines Mols einer Substanz um ein Grad erforderliche Energiemenge wird als molare Wärmekapazität oder als **Molwärme** bezeichnet. Sie kann bei konstantem Druck (C_p) oder bei konstantem Volumen (C_v) gemessen werden. Für Festkörper sind die Unterschiede beider Werte meist zu vernachlässigen. Bei hohen Temperaturen nähern sich die Molwärmen aller Stoffe dem Wert:

$$C_p = 3R = 25 \text{ J/mol} \cdot \text{K}$$

Dieser Wert wird von Metallen bereits bei Raumtemperatur erreicht, von keramischen Stoffen erst bei etwa 1000 °C

Als spezifische Wärmekapazität bezeichnet man die Wärmemenge, die zur Erwärmung eines Grammes einer Substanz um ein Grad erforderlich ist. Zur Molwärme besteht der Zusammenhang:

$$\text{Spezifische Wärmekapazität} = C_p = \frac{\text{Molwärme}}{\text{Molmasse}} \quad dH = C_p(T) \cdot dT \quad (H \text{ ist die Enthalpie})$$

$$\underline{Q} = C \cdot m \cdot \Delta T, \quad \underline{Q} = m \cdot \Delta H$$

1.3. Spezifische Wärmekapazität $C_p(T)$ und freie Enthalpie $G(T)$

Thermodynamische Grundgleichung

$$\dot{G}(T) = H(T) - (T \cdot S(T))$$

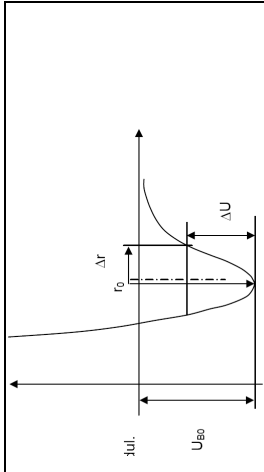
$$dH = C_p(T) \cdot dT \quad \text{und} \quad dS = \frac{C_p(T)}{T} \cdot dT \quad \Rightarrow \quad H(T) = H(0) + \int_0^T C_p(T) \cdot dT \quad \text{und} \quad S(T) = S(0) + \int_0^T \frac{C_p}{T} \cdot dT$$

Die Funktion $G(T)$ ist für eine Phase P vollständig gegeben, wenn die Grössen $H(0)$, $S(0)$, $C_p(T)$ bekannt sind.

1.4. Bindungsenergie

- Grosse Bindungsenergie U_{B0} bedeutet hohe Schmelztemperatur.
- Asymmetrischer Kurvenverlauf bedeutet Wärmedehnung.
- Enge Potentialkurve bedeutet hohen E-Modul.

Folgende Eigenschaften hängen von der $U(r)$ -Kurve ab:
- E- und G- Modul von der Krümmung im untersten Punkt
- Atomabstand ($\Rightarrow$ Gitterkonstante a_0 , Atomradius) von r_0
- Schmelztemperatur ($\Rightarrow$ Rekristallisationtemp., Aktivierungsenergie für Selbstdiffusion Q) von der Tiefe des Potentialtopfs



1.4.1.

$U(r)$ – Verlauf für zwei Werkstoffe mit der gleichen Gitterkonstanten, die die gleichen Schmelztemperaturen, jedoch unterschiedliche E-Moduli ($E_A > E_B$) aufweisen.

- $U(R)$ ist das Potential der anziehenden und abstossenden Kräfte zwischen zwei Atomen, auf Null normiert bei grossem Abstand. U_0 ist das Potential beim Kräftegleichgewicht, wenn der Abstand der Gitterkonstanten entspricht.
- Gleiche Schmelztemperatur heisst $U_0A = U_0B$.
- Die Ableitung des Potentials nach dem Abstand ergibt die Kraft, die Ableitung der Kraft nach dem Abstand ist proportional zum E-Modul: Der E-Modul ist grösser, wenn der Krümmungsradius klein ist.

1.4.2. Wärmedehnung

Ein Atom befindet sich gegenüber einem Nachbaratom nicht im Gleichgewichtsabstand r_0 , sondern es führt, seiner Temperatur und dem zugehörigen Energieinhalt ΔU_T entsprechend, Schwingungen aus. Da der Anstieg der abstossenden Kräfte steiler ist als derjenige der anziehenden Kräfte, ist der Mittelwert der Positionen des Atomes grösser als es dem Gleichgewichtszustand entsprechen würde: $r_0 > r_G$. Das heisst, das Material dehnt sich aus bei Erhöhung der Temperatur.

1.5. Wärmeausdehnung

Das Volumen fester Stoffe nimmt im allgemeinen mit zunehmender Temperatur zu. Die Wärmeausdehnung ist ebenfalls mit den thermischen Gitterschwingungen verbunden. Die temperaturabhängige Längenzunahme wird durch die lineare Beziehung:

$$\Delta l = \alpha l_0 \Delta T \quad \alpha \left[\frac{m \cdot 10^{-6}}{m \cdot K} \right], \quad (\alpha \text{ linear Ausdehnungskoeffizient, } l_0 \text{ Ausgangslänge, } \Delta T \text{ Temperaturdifferenz})$$

beschreiben.

Das Wert von α nimmt mit steigender Temperatur zu, so dass die lineare Beziehungen nur in einem kleineren Temperaturbereich angewandt werden darf.

Als allgemeine Regel gilt, dass der Wert von α umso grösser ist, je niedriger die Schmelztemperatur eines Werkstoffes ist.

1.6. Wärmeleitung

Die Wärmeleitung wird definiert als der Transport von Wärme in einem Festkörper aufgrund eines Temperaturgradienten, wobei die Energie von Elektronen, Phononen und anderen Quasiteilchen getragen wird.

Die Wärmemenge Q , die pro Zeiteinheit durch eine Kontrollfläche hindurchtritt wird **Wärmestrom $\dot{Q}$** genannt:

$$\dot{Q} = \frac{dQ}{dt}$$

Auch die Weiterleitung von Wärme ist an die Atome im Gitter gebunden. Die **Wärmestromdichte $\dot{q}$** als Wärmestrom pro

Flächeneinheit der Kontrollfläche A: $\dot{q} = \frac{d\dot{Q}}{dA}$ $[\dot{q}] = \frac{W}{m^2}$

Die Wärmeleitung erfolgt immer so, dass Wärme von Orten höher Temperatur zu Orten niedriger Temperatur fliesst. Der auf die Wärmestromdichte wirkende Antrieb ist daher die Temperaturänderung pro Abstand, der Temperaturgradient:

$$\frac{dT}{dx}$$

Fouriersches Wärmeleitungsgesetz

$$\dot{q} = -\lambda \frac{dT}{dx} = -\lambda \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad [\lambda] = \frac{W}{mK} \Rightarrow \dot{Q} = \dot{q} \cdot A = -\lambda \frac{\Delta T}{\Delta x} \cdot A$$

Stationäre Wärmeleitungsgleichung

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho C_V} \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad a = \frac{\lambda}{\rho C_V}, \text{ a. . Temperaturleitfähigkeit}$$

$$\lambda = \lambda_p + \lambda_e$$

λ_p ist dabei der Anteil der Wärmeleitfähigkeit aus der Phononenleitung, λ_e der Anteil aus der Elektronenleitung

2. Elektrische Eigenschaften

2.1. Klassische Elektronentheorie

In dieser Theorie besteht das Metallgitter aus ionisierten Atomrümpfen zwischen denen sich freie Elektronen wie die Teile eines Gases bewegen. Da sie den Transport des elektrischen Stromes besorgen, heissen sie **Leitungselektronen** und bilden das **Elektronengas**.

Jedes Atom ein Elektron an das Gas abgibt, so erhält man die Anzahl der Elektronen je Volumeneinheit, d.h. die **Elektronendichte n_e** .

Mittlere thermische Geschwindigkeit: **111.3 km/s**

Wenn man eine elektrische Spannung anlegt, bleiben die zur Feldrichtung **E senkrecht** verlaufenden Geschwindigkeitskomponenten unverändert, während die dazu parallelen Komponenten einen entsprechenden Zuwachs erfahren. Die elektrische Leitung in Metallen wird beherrscht vom **Ohmschen Gesetz**: bei konstanter Temperatur stellt sich in einem elektrischen Feld E ein stationärer Zustand ein, der durch die Stromdichte

$$\vec{j} = (\chi) \vec{E} \quad \vec{j} = \vec{v} \cdot q \cdot n_e \quad j \text{ ist der Feldstärke; } q_e = -e \text{ die Ladung der Elektronen.}$$

Wiedemann-Franz'sche Regel

Das Verhältnis aus dem **Wärmeleitvermögen** und der **elektrischen Leitfähigkeit** der Metalle ist der absoluten Temperatur **proportional**

$$\frac{\lambda}{\chi} = L T$$

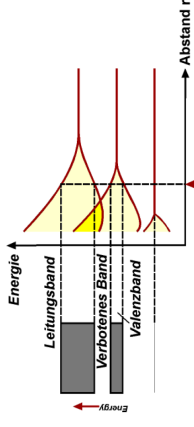
L .. Lorentz'sche Zahl

2.2. Bändermodell

2.2.1. Anordnung von Energiebändern

In einem Festkörper liegen an Stelle von diskreten Energieniveaus Energiebänder vor. Zur Darstellung der Leitungsverhältnisse werden zweckmässigerweise nur drei Energiebänder verwendet:

1. Grundband oder Valenzband (als letztes mit Elektronen besetztes Band)
2. Verbotenes Band
3. Leitungsband



2.2.2. Bandstruktur von Natrium (Elektronenstruktur $1s^2 2s^2 2p^6 3s^1$)

Die 3s-Niveaus bilden das **Valenzband**, die leeren 3p-Niveaus das durch eine Energielücke vom 3s-Band getrennte **Leitungsband**.

Bei $T = 0 \text{ K}$ sind im Kristall alle Energiezustände gemäss dem **Pauli-Prinzip** mit Elektronen besetzt. Das heisst, bei dieser Temperatur haben die Elektronen eine von Null verschiedene Energie. Das höchste Energieniveau, das bei $T = 0 \text{ K}$ von Elektronen besetzt wird, bezeichnet man als Fermi- Grenzeenergie, das Fermi-Niveau oder die Fermi-Kante **Ef**.

2.2.3. Bandstruktur von Magnesium ($1s^2 2s^2 2p^6 3s^2$)

Magnesium und andere Metalle der Gruppe IIA des Periodensystems haben 2 Elektronen im äusseren s-Band. Die hohe Leitfähigkeit dieser Metalle rührt daher, dass sich p- und s-Band überlappen, und dass deshalb den Elektronen die grosse Anzahl unbesetzter Energieniveaus des kombinierten 3s-3p-Bandes zur Verfügung stehen. Auch in Aluminium und anderen Metallen der Gruppe IIA überlappen sich in analoger Weise die 3s- und 3p- Bänder und bewirken gutes elektrisches Leitvermögen.

2.2.4. Bandstrukturen von Halbleitern und Isolatoren

Hohe Leitvermögen wegen des nur teilweise gefüllten p-Bandes wird aber nicht beobachtet. Der Grund ist die kovalente Bindung dieser Elemente und die dadurch bedingte starke Fixierung der Elektronen der äusseren s- und p-Bänder an ihre Atome. Die kovalente Bindung führt zu einer als Hybridisierung bezeichneten Veränderung der Bandstruktur. Hierunter versteht man die Bindung zweier durch eine verbotene Zone getrennte Bänder aus den 2s- und 2p-Niveaus (Fig. 18.7). Beide Bänder zusammen bieten Platz für 8 Elektronen pro Atom (z. B. C-Atome im Diamantgitter), vorhanden sind aber nur 4. Diese besetzen das untere der beiden Hybridbänder (das Valenzband) und füllen es vollständig auf. Das obere Hybridband (das Leitungsband) bleibt dagegen leer.

2.2.5. Eigenhalbleiter

Reines Silizium und Germanium sind Eigenhalbleiter. Ihre Energielücke E_g zwischen Valenz- und Leitungsband ist schmal, so dass unter Normalbedingungen stets einige Elektronen genügend thermische Energie besitzen, um in das Leitungsband zu gelangen. Diese angeregten Elektronen hinterlassen im Valenzband unbesetzte Energiezustände oder Löcher. Ein Elektron des Valenzbandes kann in ein solches Loch überwechseln, an seiner ursprünglichen Position bleibt dabei aber ein neues Loch zurück. Die Wirkung ist so, als sei ein Loch entgegengesetzt zur Bewegungsrichtung des Elektrons gewandert. Die Löcher verhalten sich wie positiv geladene Elektronen und tragen in entsprechender Weise zum Ladungstransport bei. Ein anliegendes elektrisches Feld beschleunigt die Elektronen des Leitungsbandes zur positiven, die Löcher des Valenzbandes zur negativen Seite hin (Fig. 18.8). Am Strom sind demnach sowohl Elektronen wie Löcher beteiligt.

Supraleitung

Unter Supraleitung versteht man das plötzliche Verschwinden des elektrischen Widerstandes bei sehr tiefen Temperaturen (T_c = Sprungtemperatur).

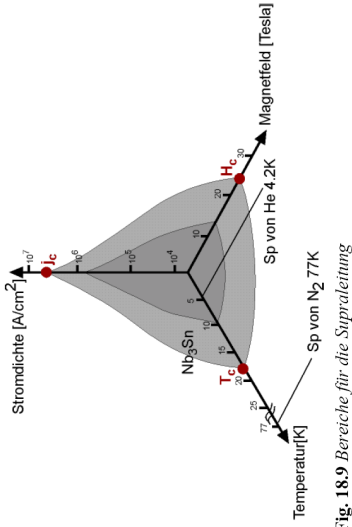


Fig. 18.9 Bereiche für die Supraleitung

2.2.6. Erhöhung der Elektrischer Leitung

Bei **Mischkristallhärtung** sind Legierungsatome im Grundgitter eingelagert. Diese setzen die elektrische Leitfähigkeit herab. Mischkristallhärtung ist für Leiter ungeeignet. Besser wäre Teilchenhärtung mit einem Legierungselement, welches im Grundgitter möglichst nicht löslich ist.

2.3. Elektrische Strom und Spannung

Ohmsche Gesetz

Das Ohmsche Gesetz beschreibt den Zusammenhang zwischen der Spannung und dem fließenden Strom i:
$$U = R \cdot I$$

Widerstand R und Elektrischer Felder

Der Widerstand R des Leiters ist abhängig von Material und Geometrie: Proportional zu der Leiterlänge L und zum spezifischen Widerstand ρ , umgekehrt proportional zu der Querschnittsfläche A:

$$R = \frac{\rho \cdot L}{A} \quad j = \chi \cdot \underline{E} \quad \chi = \frac{1}{\rho} \quad E = \frac{dU}{dl} \quad j = \frac{I}{A}$$

Mit der Stromdichte j, der spezifischen elektrischen Leitfähigkeit χ , der elektrischen Feldstärke E.

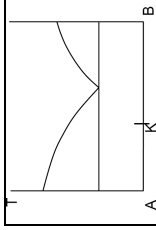
2.4. Elektrische Leistung

$$P = U \cdot I$$

Momentanwerte oder Gleichstrom-/Spannungswerte oder Effektivwerte (Phasenverschiebung=0)

2.5. Widerstand eines Kristallgemisches

Beim Zweistoffsystem A-B (vgl. Abb.) besteht im festen Zustand keine Löslichkeit der Komponenten A und B ineinander:



Der resultierende spezifische Widerstand des Phasengemisches ergibt sich aus den Widerständen der Phasen im Verhältnis ihrer Konzentration. Da A und B ineinander unlöslich sind, entspricht der Mischkristall α der reinen Komponente A.

$$\rho = \rho_{\alpha} \cdot w_{\alpha} + \rho_{\beta} \cdot w_{\beta}$$

3. Magnetische Eigenschaften

3.1. Grundeigenschaften und Grundgrößen

Alle in Bewegung befindlichen elektrischen Ladungen rufen in ihrer Umgebung magnetische Felder hervor. Zwischen der Feldstärke $\underline{H}$ und der Induktion $\underline{B}$ besteht im Vakuum die Beziehung

$$\underline{B} = \mu_0 \underline{H} \quad \mu_0 = 4\pi 10^{-7} \text{ Vs/Am}$$

, mit der magnetischen Feldkonstanten

Für ein **stoffliches Medium** gilt:

$$\underline{B} = \mu_0 \mu_r \underline{H}$$

wobei die **Permeabilitätszahl** $\mu_r > 1$ oder $\mu_r < 1$ sein kann. Man kann diese Gleichung in ein andere Form schreiben:

$$\underline{B} = \mu_0 (\underline{H} + \underline{M})$$

wobei die Magnetisierung M den Anteil an der Feldstärke bedeutet.

Also man kann schreiben:

$$\underline{M} = H(\mu_r - 1)$$

, und damit die magnetische Suszeptibilität

$$\chi = \mu_r - 1$$

Spule (Bobina)

$H = \frac{N \cdot I}{L}$, H: Magnetische Feldstärke; N: Windungszahl; l: Spulenlänge; L: Spulenlänge

Kraftwirkung

$$d\underline{F} = I \cdot (d\underline{r} \times \underline{B}), \text{ Beträge: } F = I \cdot \Delta r \cdot B;$$

Drei Arten von Stoffen:

- **Diamagnetische** Stoffe ($\chi < 0$) werden von Magnetfeldern abgestossen. Die Dichte der Feldlinien ist in ihrem Inneren kleiner als im freien Raum, z.B. Cu, Pb.
- **Paramagnetische** Stoffe ($\chi > 0$) werden von äusseren Magnetfeldern angezogen; die Dichte im Inneren ist grösser als im freien Raum, z.B. Al, Cr, Mn.
- **Ferromagnetische** (kann auch bei verschiedenen Metallen (z.B. Fe, Ni, Co), Metallverbindungen und Sinterwerkstoffen (z.B. Haftmagnete) auftreten). Stoffe ($\chi \gg 0$) können selbst starke Magnetfelder hervorrufen und finden als Elektronenmagnete oder als permanente Magnete technische Anwendung, z.B. Fe, Co, Ni, Gd sowie viele Legierungen. Wie der **Ferromagnetismus zustande kommt**: Die einzelnen magnetischen Momente der Atome richten sich innerhalb bestimmter Gebiete (Domänen) in die gleiche Richtung aus.

3.2. Der atomare Ursprung des Magnetismus

Die Bahn- und die Spinbewegung der Elektronen haben ein magnetisches Moment $\underline{m}$ zur Folge. Für einen einfachen Kreisstrom ist es als Produkt aus der Stromstärke J und der umlaufenden Fläche A definiert:

$$\underline{m} = J \cdot \underline{A}$$

Die von Spin herrührenden Momente verhalten sich wie kleine permanente Magnete, für die es energetisch am günstigsten ist, sich parallel zum äusseren Feld einzustellen.

3.3. Struktureller Magnetismus

Eine Reihe von Stoffen weisen auch ohne äussere Magnetfelder eine **spontane Magnetisierung** auf. Ihre Spins sind innerhalb grösserer Bereiche von Natur aus gesetzmässig geordnet.

Hund'sche Regel

In den Metallen der Eisengruppe ist es das Niveau **3d**, das mit maximal **10** Elektronen, bei den seltenen Erden das Niveau **4f**, das mit **14** Elektronen besetzt werden kann. Für die Besetzung gilt die **Hund'sche Regel**: Zuerst werden ausschliesslich Elektronen einer Spinrichtung eingebaut und erst danach die übrigen mit umgekehrten Spin

Austauschenergie

Unter bestimmten Bedingungen stellen sich benachbarte Spins parallel, unter anderen Bedingungen antiparallel. Die Kopplung der Atome erfolgt durch die **Austauschenergie**. Sie stellt die Arbeit dar, die zugeführt werden muss, um Spins zweier Elektronen aus ihrer Parallelstellung heraus um den Winkel α zu verdrehen:
$$W = C(1 - \cos \alpha)$$

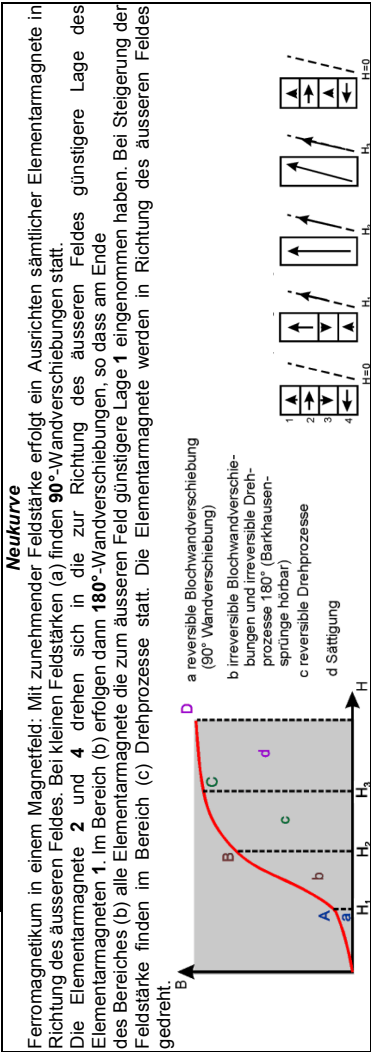
(C ist proportional zum Austauschintegral A, dessen Betrag von den Abständen der Atomkerne (Gitterkonstante a) und der in

Frage kommenden Elektronen (Radius der 3d bzw. 4f Schale) abhängt.

Curietemperatur (T_c): für Stahl: $T_c = 768^\circ$

Wärmebewegung: Ordnungszustand entgegengewirkt. Oberhalb von T_c ist nur noch Paramagnetismus möglich (keine Ferromag.; d.h. Der Ferromagnetismus geht in den Paramagnetismus über)

3.3.1. Magnetisierungsprozess



Hysteresis, Ursache beim Magnetisierungsprozess

Die Ausrichtung einzelner Domänen wird bei starker Magnetisierung irreversibel um 180° gedreht. Ebenfalls finden irreversible Blochwandverschiebungen statt. Diese Prozesse können erst rückgängig gemacht werden, wenn ein genügend großes Gegenfeld angelegt wird.

Die Summe aller Vorgänge beim wiederholten Magnetisieren und Entmagnetisieren einer Probe wird durch die Hysteresisschleife veranschaulicht.

Magnetisch weiche Werkstoffe haben kleine Hysteresis, magnetisch harte grosse

Grenzschleife
Bringt man von der Sättigung der Probe aus die Feldstärke zum Verschwinden, so erniedrigt sich der B -Wert langsam

Remanenz (B_R)
Höhe der zurückbleibenden Induktion bei $H = 0$



3.3.2. Magnetostriktion

Wird ein ferromagnetisches Material spontan magnetisiert, so treten kleine Längenänderungen auf. Diese Erscheinung bezeichnet man als Magnetostriktion. Der Effekt ist dicht unterhalb der Curie-Temperatur am grössten.

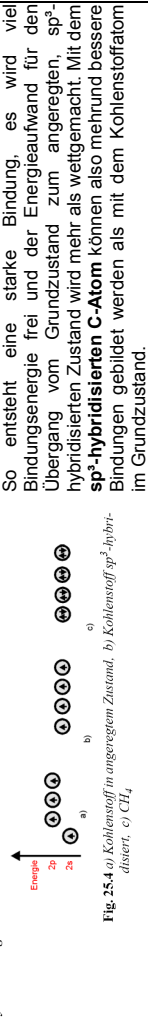
Kap. 21 Polymere – Struktur

1. Definition und chemischer Aufbau

Polymere sind Materialien, deren wesentliche Bestandteile aus makromolekularen Verbindungen bestehen, die synthetisch oder durch Umwandlung von Naturprodukten entstehen.

Die polymere basieren mit wenigen Ausnahmen auf der Fähigkeit des C-Atoms zu Atombindungen. Die äussere, mit 4 Elektronen besetzte Schale des C-Atoms füllt sich auf die Edelgaskonfiguration mit 8 Elektronen auf. Aus Symmetriegründen ergibt sich zwischen den miteinander verbundenen Kohlenstoffatomen ein Valenzwinkel von $\sim 109^\circ$. Das Methanmolekül hat die Gestalt eines Tetraeders (Fig. 25.2). Die kovalente Bindung erlaubt auch die Auffüllung der Schale mit äusseren Elektronen verschiedener Atome, woraus sich die Kettenbildungsfähigkeit der Kohlenstoffatome ableitet. Auf diesen Ketten mit einem Rückgrat aus Kohlenstoff oder Kohlenstoff und anderen Atomen beruhen alle organischen Werkstoffe und die Kunststoffe. Aber auch diese Ketten sind keineswegs lineare gestreckte Gebilde, sondern räumlich angeordnet, wie es sich aus dem Valenzwinkel ergibt.

C-Atom im Grundzustand in der L-Schale hat zwei 2s- und zwei 2p-Elektronen auf. => Energiezufuhr so dass eines der 2s-Elektronen in das noch leere 2p-Orbital. => Möglichkeit um 4 Bindungen zu machen!



Falls C-Atom nur mit 3 Atomen verknüpft => Kombination des 2s-Orbitals und nur zwei der vorhandenen 2p-Orbitale eine andere Hybridisierung eingetreten => sp^2 Orbitale

σ -Bindungen

Die drei sp^2 -Orbitale liegen in einer Ebene, wobei die Achsen der Orbitale Winkel von 120° einschliessen. Das übriggebliebene p-Orbital steht senkrecht auf dieser Ebene. Im Ethylenmolekül $H_2C=CH_2$ braucht jedes der beteiligten C-Atome eines der sp^2 -Orbitalen von Wasserstoffatomen die C-H-Bindungen zu bilden. Bei allen diesen Bindungen, bei denen die Überlappung zwischen den Orbitalen in Richtung der Symmetrieachse der Orbitale erfolgt. Bindungen, bei denen die Überlappung auf der Verbindungsgeraden zwischen den Kernen stattfindet, werden als σ -Bindungen bezeichnet.

π -Bindungen

Die beiden übriggebliebenen p-Orbitale stehen parallel zueinander und, wenn sich die -Bindung zwischen den beiden Kohlenstoffatomen gebildet hat, so nahe nebeneinander, dass sie sich seitlich überlappen können (Fig. 25.6c). Dadurch entsteht aus den beiden je ein Elektron enthaltenden p-Orbitalen ein neues, doppelt besetztes Orbital. Dieses besteht aus zwei Elektronenwolken, von denen die eine über und die andere unter der aus den C- und H-Atomen gebildeten Molekülebene liegt. Eine solche, durch seitliche Überlappung von p-Orbitalen entstandene Bindung, wird als -Bindung bezeichnet. Der Überlappungsgrad zwischen den Orbitalen ist dabei geringer als bei der C-C-Bindung. Deshalb ist eine -Bindung weniger stabil und reaktionsfähiger als eine -Bindung.

1.1. Ungesättigte Bindungen oder Kohlenstoff – Kohlenstoff – Bindungen, Polymerisation

Der Kohlenstoff kann nicht nur in einer Einfachbindung mit anderen Kohlenstoffatomen verbunden sein, vielmehr sind auch Doppel- und Dreifachbindungen möglich.

Eine Doppelbindung unter Abgabe von Energie in die energetisch stabilere Einfachbindung überführt werden kann.

Durch Aufspalten solcher Mehrfachbindungen in den Molekülen der Monomeren verknüpfen sich diese zu Kettenmolekülen. Es kommt zur Polymerisation.

1.2. Monomere mit reaktionsfähigen Endgruppen, Polyaddition und Polykondensation

Moleküle (R), die zwei reaktionsfähige Endgruppen besitzen (bifunktionell), können mit anderen Molekülen (R'), die ebenfalls zwei andere, mit den ersten reaktionsfähige Endgruppen besitzen, reagieren.

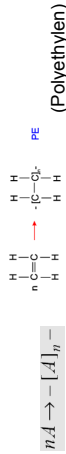
Reaktionsfähige Endgruppen

der Wasserstoff bei Aromaten	—H
die Hydroxylgruppe von Alkoholen	—OH
die Aldehydgruppe des Formaldehyds	—C(=O)H
die Carboxylgruppe von organischen Säuren	—C(=O)OH
die Isocyanatgruppe von Isocyanaten	—N=C=O
die Epoxidgruppe von Polyepoxiden	$\text{—CH—CH}_2\text{—}$ O
die Amidgruppe von Amiden und Polyamiden	—CO—NH_2
die Aminogruppe	—NH_2

1.3. Polymerisation

Definition

Unter Polymerisation versteht man die chemische Verknüpfung von gleichen niedermolekularen Ausgangsmolekülen (Monomere), die Doppelbindungen enthalten, zu Makromolekülen (Polymere), mit denselben elementaranalytischen Zusammensetzung. Der Zusammenschluss zu Ketten erfolgt durch Öffnen der Doppelbindungen.



1.4. Polykondensation

Definition

Unter Polykondensation versteht man die Verknüpfung gleicher oder verschiedenartiger Moleküle unter Abspaltung eines niedermolekularen Stoffes. Die Verknüpfung geschieht hier durch reaktionsfähige Endgruppen der Monomere.



1.5. Polyaddition

Definition

Unter Polyaddition versteht man die Verknüpfung gleicher oder verschiedenartiger Moleküle ohne Abspaltung eines Stoffes. Die Verknüpfung erfolgt durch eine intramolekulare Umlagerung. Wasserstoffatome, die sich relativ leicht aus den funktionellen OH, NH₂- oder COOH-Gruppen lösen lassen, werden von einem Molekül zum anderen verschoben.

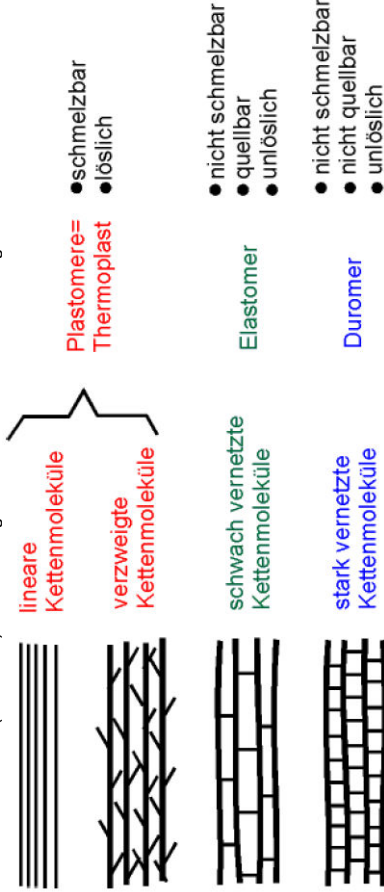


1.6. Copolymerisate und Mischpolymerisate

Durch rein mechanische Mischungen von Polymeren entstehen sogenannte Mischpolymerisate (==> Polyblends), deren Eigenschaften sich als Kombination der einzelnen Ausgangsstoffe ergeben. Lässt man hingegen zwei oder mehr verschiedene Monomere ineinander polymerisieren, so erhält man Copolymerisate mit z. T. ganz "neuartigen" Eigenschaften

2. Gestalt der Makromoleküle von Polymeren

Bedingt durch das chemische und technische Herstellungsverfahren und die Monomere liegen die Makromoleküle in verschiedenen Baustrukturen (Gestalten) vor. Viele Eigenschaften der Kunststoffe hängen direkt davon ab.



3. Grösse der Makromoleküle von Polymeren

Die Grösse der Makromoleküle ergibt sich aus der Zahl ihrer Monomereinheiten. In einem Kunststoff findet sich immer ein Gemisch von verschiedenen langen Makromolekülen. Dementsprechend kann nur ein mittlerer Wert und eine Verteilung für die Molekülgrösse und das Molekulargewicht angegeben werden. Bei linearen und verzweigten Kunststoffen liegt das Molekulargewicht i. a. zwischen 8'000 und 300'000, bei hochmolekularen Kunststoffen kann es eine Größenordnung von 10⁶ erreichen!

4. Ordnung der Makromoleküle

Duroplaste Raumnetzmoleküle	Thermoplaste Fadenmoleküle	teilkristallin

Raumnetzmoleküle können sich überhaupt nicht ordnen, es ist deshalb keine Kristallisation möglich.

Bei Duroplasten sind die Ketten untereinander so stark vernetzt, dass sie sich nicht verschieben können.

4.1. Glasartige amorphe Strukturen

Amorphe Substanzen sind als unterkühlte Flüssigkeiten zu betrachten. Die Makromoleküle liegen in amorphen Kunststoffen mehr oder weniger ungeordnet vor. Der Zustand ist gekennzeichnet durch das Fehlen einer Fernordnung. Bei Kunststoffen im zähflüssigen Zustand orientieren sich die Makromoleküle unter Belastung zunehmend und ermöglichen so z. T. erhebliche Dehnungen bis zum Bruch.

4.2. Voraussetzungen für die Kristallbarkeit

Kristallisieren der Thermoplaste nicht garantiert! Die hier nötige Beweglichkeit der Molekülketten für eine parallele Anlagerung ist nur gegeben, falls die sterische (räumliche) Hinderung durch Seitengruppen (und auch durch Substituenten) nicht zu gross ist.

- Einschränkung der Beweglichkeit:
- lange Seitenketten
 - (ungleich) grosse Substituenten (z. B. Benzolringe)
 - ungleichmässige Verteilung der Substituenten (Taktizität)

Kap. 22 Polymere – Klassifizierung und Zustände der Polymere

1. Klassifizierung nach physikalischen Eigenschaften

Eine praxisgerechte Klassifizierung der Kunststoffe sollte das breite Spektrum ihrer Gebrauchseigenschaften möglichst mit Hilfe nur **einer Messgröße** erfassen, deren Abhängigkeit von einer besonders wichtigen Einflussgröße durch eine einzige charakteristische Kurve wiedergegeben werden kann. Die Messgröße **„Schubmodul“** wird in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt (Thermomechanische Kurven).

2. Polymerzustände

Die Veränderung der Struktur und der Eigenschaften erfolgt nicht kontinuierlich, sondern in Schritten. Schematisch der thermomechanische Zusammenhang am Beispiel des Schulmoduls dargestellt, wie er für alle Kunststoffe charakteristisch ist.

Spärolithe sind kugelförmige Überstrukturen, in denen die Kettenmoleküle tangential angeordnet sind. Als Ganzes bilden sie lamellenartige Mizellformationen, welche sich mehr oder weniger symmetrisch um einen Kristallisationskeim lagern.

4.5. Bindungskräfte der Makromoleküle

- "inneren" Einfüssen: Grösse, Gestalt, Ordnung der Moleküle; Fremdmolekülen
- "äusseren" Einfüssen: Energie in Form von Licht (Bestrahlung), Temperatur

ausseren Einmassen: Energie im Form von Licht (Bestrahlung), Temperatur,

Erweichungsbereich.

2.1. Energieelastischer Zustand (oft auch hartelastischer Bereich)

Dispersionskräfte wirken allgemein in der Materie. Sie sind umso höher, je näher die Moleküle zueinander liegen und damit besonders groß in den kristallinen Bereichen. Mit zunehmender Temperatur sinkt die Bindungsstärke durch die zunehmende Wärmebewegung.

Wenn in einer Substanz polare Gruppen vorhanden sind, so kommt es zu einer Anziehung von benachbarten polaren Kettenmolekülen. Die Dipolkräfte sind weniger temperaturabhängig und sie wirken über größere Distanzen wie die Dispersionskräfte.

Die sehr starken Anziehungskräfte, die sich durch Wasserstoffbrücken ergeben, entstehen durch die hohe Affinität benachbarter Sauerstoff- und Wasserstoffmoleküle aus verschiedenen Molekülketten. Die Brücken lösen sich erst bei hoher Belastung, bauen sich jedoch sofort wieder kettenartig nach einer Verschiebung auf. Polyamide verdanken dieser Art Nebenvalenzkräften ihre besonderen mechanischen Eigenschaften. Die Temperaturabhängigkeit ist hier recht gering.

Durch Copolymerisation können Polymere mit vor allem Zn^{++} und Cd^{++} Ionen aufgebaut werden. Die entstehenden Bindungen sind bei Raumtemperatur sehr fest, lösen sich aber bei hohen Temperaturen auf, so dass eine einfache Verarbeitung möglich ist. Die Bindung wirkt ähnlich wie die Wasserstoffbrücken.

4.7. Einteilungsmöglichkeiten		
Einteilung nach Bildungsart:	Einteilung nach Molekülgestalt:	Einteilung nach Verarbeitungsart der Rohprodukte:
- Polymerisation - Polykondensation - Polyaddition - Abwandlung von Naturprodukten	- Thermoplaste: Kettenmoleküle - Elastomere: weitmaschige Netzmoleküle - Duromere: engmaschige Netzmoleküle	- Vulkanisierbare Massen - Technische Harze - Lack- & Klebstoffe - Faserstoffe - Schaumstoffe

Einteilung nach Bildungsart: – Polymerisation – Polykondensation – Polyaddition – Abwandlung von Naturprodukten	Einteilung nach Molekülgestalt: – Thermoplaste: kettenmoleküle – Elastomere: weitmaschige Netzmoleküle – Duromere: engmaschige Netzmoleküle	Einteilung nach Verarbeitungsart: Rohprodukte: – Vulkanisierbare Massen – Technische Harze – Lack- & Klebstoffe – Faserstoffe – Schaumstoffe
---	--	--

2.4. Thermorückfederung, Memory-Effekt

Wird ein Thermoplast im Temperaturbereich des weichelastischen Zustandes verformt, so werde die geknäuelten Kettenmoleküle durch die äussere Kraft gestreckt. Friert man den Körper in diesem deformierten Zustand ein, so stellt sich bei Wiedererwärmung eine "Rückfederung" der Moleküle an ihre alte (geknäuelte) Lage ein.

2.5. Fliessbereich

Überhalb des entropie- oder gummielastischen Bereiches beginnt bei Thermoplasten der Übergang in den "plastischen" Zustand der Schmelze (=Fliessbereich). Die im entropieelastischen Bereich vorhandenen Verschlaufungen und Nahordnungen in amorphen Phasen werden allmählich gelöst, die einzelnen Ketten können voneinander abgleiten. (Physikalischen Bindungen überwunden). Die kristallinen Phasen besitzen einen engen Schmelzbereich

2.6. Plastischer Zustand

Der plastische Zustand tritt nur auf, falls die Makromoleküle mehr oder weniger frei gegeneinander verschiebbar sind (Fig. 26.5). Bei stark kristallinen Kunststoffen ist dieser Zustand erst kurz vor der Zersetzung, bei vernetzten überhaupt nicht vorhanden. Hier tritt die Zersetzung des Netzwerkes sofort ein. (Unterschied Plastisch – Viskos: wie lastisch aber zeitabhängig)

2.7. Thermisch-mechanisches Verhalten verschieden Kunststoffe

2.7.1. Amorphe Thermoplaste

Gebrauchsbereich: 60 – 80 °C **G-Modul:** $10^2 - 10^4$ MPa

Anwendungsgebiet Wenn bestimmte Festigkeits- und Steifigkeitsanforderungen erfüllt werden müssen.

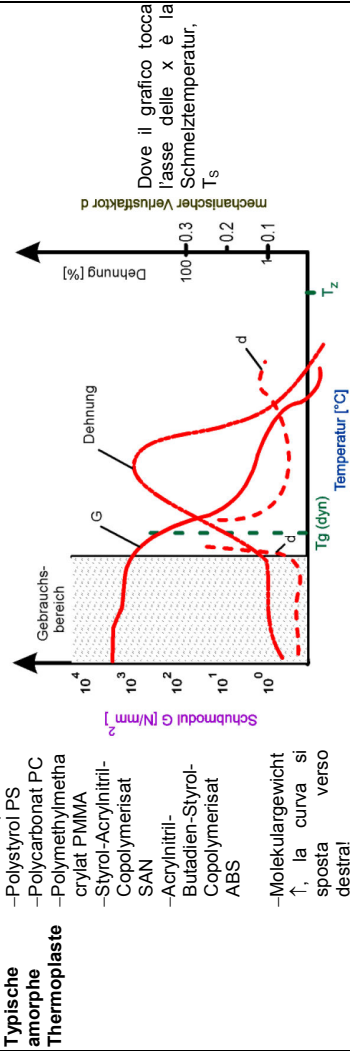
Amorphe Thermoplaste werden unterhalb der Glastemperatur verwendet weil: da die beweglichen Ketten oberhalb T_g ein zerfließendes Material zur Folge hätten.

Amorphe Thermoplaste, die unterhalb T_g verwendet werden, sind glasig und spröde.

Typische amorphe Thermoplaste

- Polystyrol PS
- Polycarbonat PC
- Polymethylmethacrylat PMMA
- Styrol-Acrylnitril
- Copolymerisat SAN
- Acrylnitril-Butadien-Styrol-Copolymerisat ABS

-Molekulargewicht
↑, la curva si sposta verso destra



2.7.1.1. Weichmachereinfluss

Das Verhalten amorpher Kunststoffe lässt sich erheblich variieren, wenn der Formmasse bei der Verarbeitung sogenannte Weichmacher zugesetzt werden. Es handelt sich dabei um niedermolekulare Substanzen polaren Charakters. Je nach Weichmachermenge lassen sich Zustände vom hartelastischen bis zum gummielastischen Zustand bei Raumtemperatur gezielt einstellen! (T_g - Verschiebung)

2.7.2. Teilkristalline Thermoplaste

Gebrauchsbereich: Entropieelastischer Bereich **G-Modul:** ~100 – 5000 MPa **Glastemperatur:** ~-50 °C

Anwendungsgebiet Wenn elastisch-biegsames Verhalten gefordert wird.

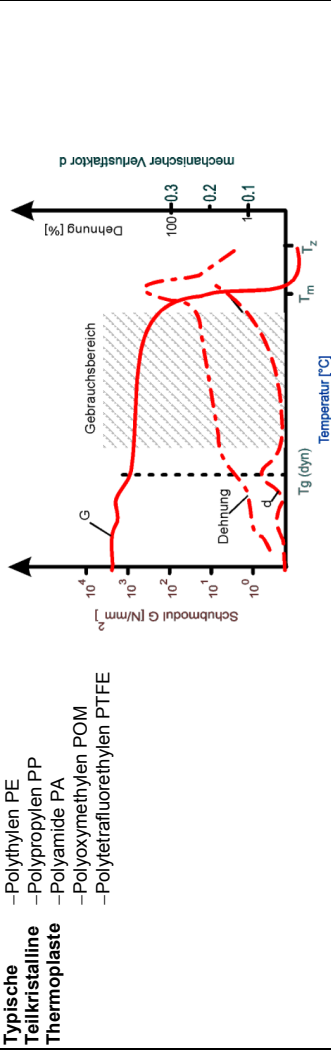
Teilkristalline Thermoplaste werden oberhalb der Glastemperatur verwendet weil: ist der nicht kristalline Anteil oberhalb T_g flexibel und zäh, wird aber von den Kristalliten zusammengehalten. Würde man die Kristallite in einer glasartigen Matrix verwenden (unterhalb T_g), würde ein sehr sprödes Material resultieren.

Hohe Zähigkeit kann man nur durch die beweglichen Kettensegmente teilkristalliner Thermoplaste erreichen.

Die periodischen Strukturen in teilkristallinen Thermoplasten können Licht streuen, was die Transparenz des Werkstoffs beeinträchtigt (rovinnare, ridurre).

Typische Teilkristalline Thermoplaste

- Polyäthylen PE
- Polypropylen PP
- Polyamide PA
- Polyoxymethylen POM
- Polytetrafluorethylen PTFE



Es handelt sich hier um eine Kombination von hartelastischen (kristallinen) und entropieelastischen (amorphen) Bereichen. Die "aufgetauten" amorphen Teile ermöglichen durch ihre Beweglichkeit ein gutes elastisches (Biege-) Verhalten. Die kristallinen Teile sind für gute Festigkeitseigenschaften verantwortlich.

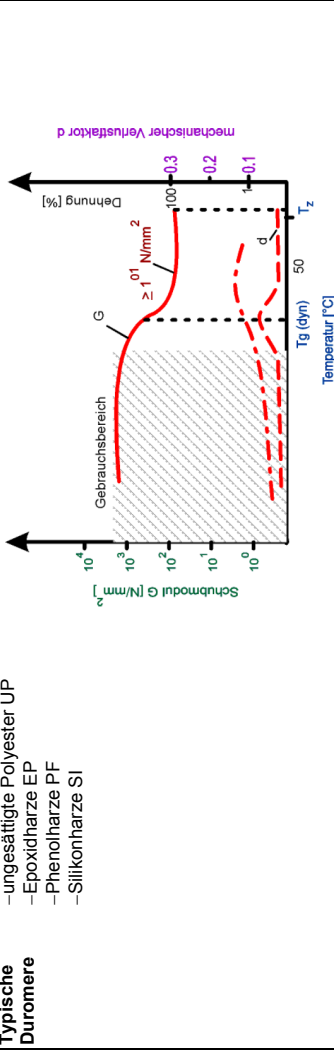
2.7.3. Duromere

Gebrauchsbereich: Glaszustand **G-Modul:** ~5 – 15'000 MPa **Glastemperatur:** ~+100 °C

Anwendungsgebiet Als härtbare Formmassen und Reaktionsharze, wo hohe Festigkeit und eine gute Steifigkeit ohne Versprödung bei tiefen Temperaturen gefordert sind

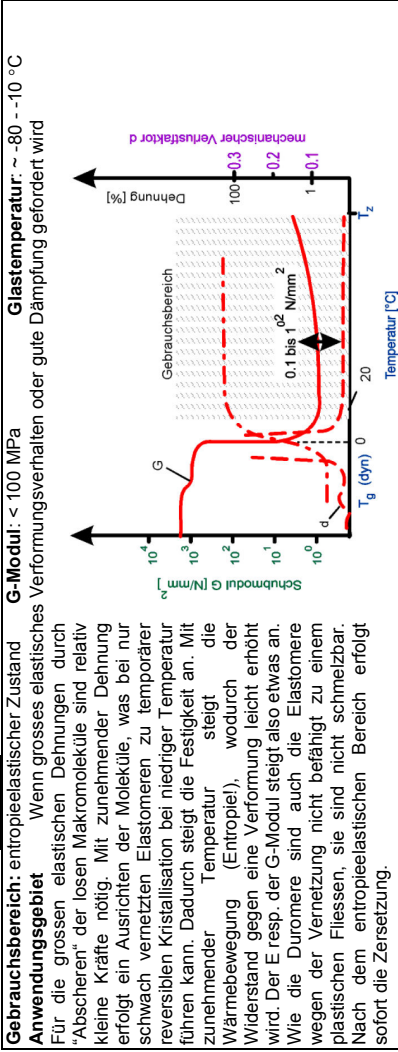
Typische Duromere

- ungesättigte Polyester UP
- Epoxidharze EP
- Phenolharze PF
- Silikonharze SI



Aufgrund der engmaschigen Vernetzung sinkt die Festigkeit mit zunehmender Temperatur nur geringfügig ab, die Dehnung nimmt aus demselben Grund kaum zu. Der Erweichungsbereich liegt erst kurz vor demjenigen der Zersetzung, einen Fliessbereich gibt es nicht. Nach dem Aushärten können Duromere deshalb nur noch spannend bearbeitet werden. Die Formgebung muss also vorgängig erfolgen.

2.7.4 Elastomere



Kap. 23 Polymere – Mechanische Eigenschaften im festen Zustand

1. Zeitabhängiges Verhalten

Man kann das Verhalten anhand von Feder – Dämpfer – Kombinationen erklären. Infolge der Spannung σ entsteht eine Verformung ϵ , die aus einem elastischen ϵ_{el} und einem viskosen Anteil ϵ_{vis} besteht.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\sigma}{E} + \frac{\sigma}{\eta}$$

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{el} + \dot{\epsilon}_{vis}, \quad \dot{\epsilon} = \frac{\sigma}{E} + \frac{\sigma}{\eta} \quad (\text{Viskosen Anteile}),$$

Der Exponent $-t/(E\eta)^n$ nimmt den Wert -1 an, wenn $t = \eta/E$ wird. Diese Zeit wird als Relaxationszeit λ bezeichnet:

$$\lambda = \frac{\eta}{E} \left(\frac{N \cdot s / m^2}{N / m^2} \right)$$

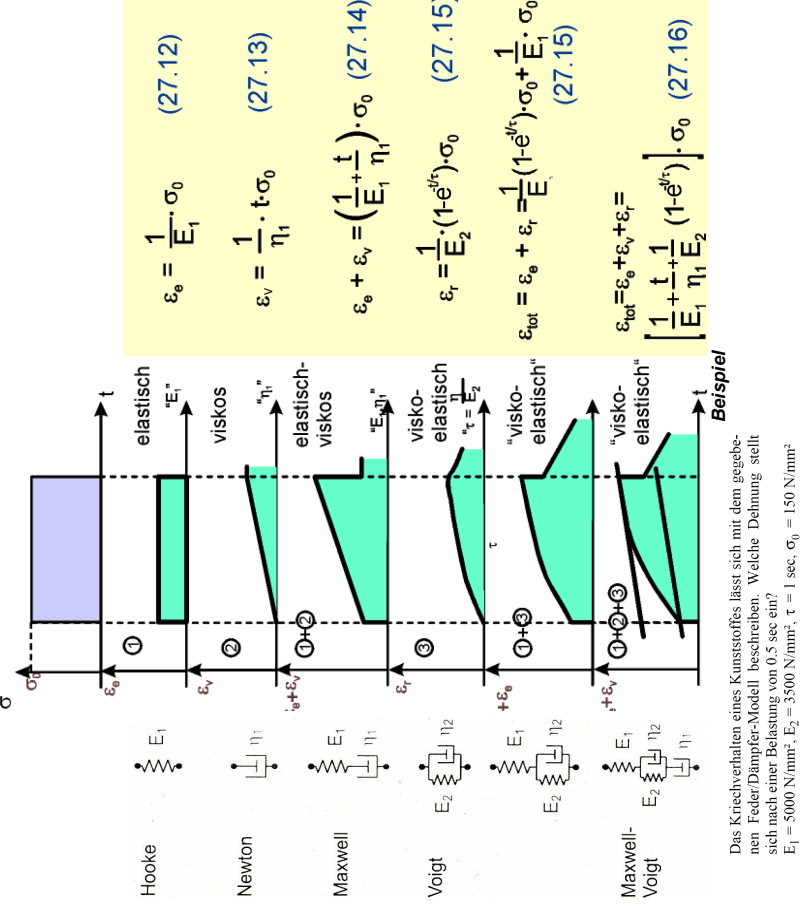
Retardation

$\sigma_0 = konst$ verzögertes Einstellen der Formänderung

Relaxation

$\epsilon_0 = konst$ verzögerte Spannungsabnahme

2. Rheologische Modelle



$$\epsilon_{tot} = \epsilon_0 + \epsilon_r = \frac{1}{E_1} \sigma_0 + \frac{1}{E_2} \sigma_0 \cdot \left(1 - e^{-t/\tau} \right) \quad (27.17)$$

$$= 0.0169 + 0.03$$

$$= 0.0469 \rightarrow 4.7\%$$

3. Superpositionsprinzip (Beispiel)

Gegeben ist ein Polymer, das sich nach dem Voigt-Kelvin-Modell verhält ($E_1 = 1900 \text{ MPa}, \eta_1 = 5.5 \cdot 10^9 \text{ Pas}$). Es wird für 2 s mit 40 MPa belastet, danach mit 80 MPa. Wie hoch ist die Dehnung nach 4 s?

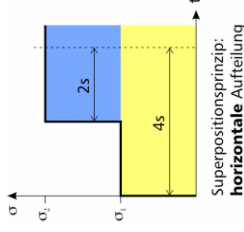
Lösung:

Man berechne die Beanspruchung nach dem Superpositionsprinzip (siehe Skizze):

$$\epsilon = \alpha(\sigma_1, 4s) + \alpha(\sigma_2 - \sigma_1, 2s)$$

$$\epsilon = \sigma_1 \left(\frac{1}{E_1} \left(1 - \exp \left(\frac{-(4s)E_1}{\eta_1} \right) \right) + (\sigma_2 - \sigma_1) \left(\frac{1}{E_1} \left(1 - \exp \left(\frac{-(2s)E_1}{\eta_1} \right) \right) \right) \right)$$

$$= 0.0158 + 0.0105 = 0.0263 = 2.63 \%$$

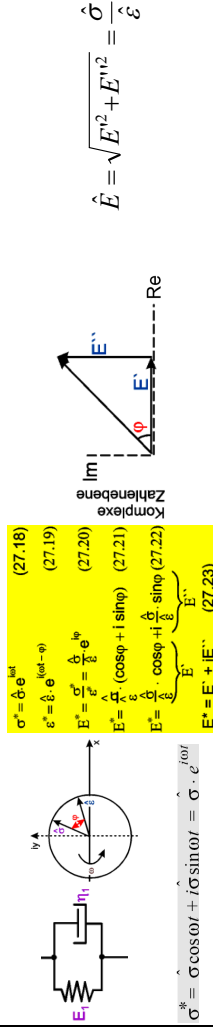


4. Dynamische Beanspruchung

Sinusförmiger Schwingbeanspruchung

Bei sinusförmiger Schwingbeanspruchung tritt bei linear-viskoelastischen Stoffen eine Phasenverschiebung zwischen Spannung σ und Dehnung ϵ um den Phasenwinkel φ auf.

$\hat{\epsilon}$ ist die Dehnungsamplitude, $\hat{\sigma}$ ist die Spannungsamplitude, $\hat{E}$ ist den komplexen E-Modul



$\sigma^* = \hat{\sigma} \cdot e^{j\omega t}$ (27.18)
 $\epsilon^* = \hat{\epsilon} \cdot e^{j(\omega t - \varphi)}$ (27.19)
 $E^* = \frac{\sigma^*}{\epsilon^*} = \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}} \cdot e^{j\varphi}$ (27.20)
 $E^* = \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}} (\cos\varphi + j \sin\varphi)$ (27.21)
 $E^* = \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}} \left(\cos\varphi + j \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\epsilon}} \sin\varphi \right)$ (27.22)
 $E^* = E' + jE''$ (27.23)

$\sigma^* = \hat{\sigma} \cos \omega t + j \hat{\sigma} \sin \omega t = \hat{\sigma} \cdot e^{j\omega t}$

-E', oft auch als **Speichermodul** bezeichnet, ermöglicht eine Energierückgewinnung bei der Entlastung der Probe
 -E'', oft auch als **Verlustmodul** bezeichnet, steht für die Energiedissipation, eine Rückgewinnung nach der Entlastung findet nicht statt, die Energie wird in Wärme umgesetzt.
 -Das Verhältnis des Speichermoduls zum Verlustmodul hängt mit der auftretenden Phasenverschiebung zwischen Spannung und Dehnung zusammen und wird als **Verlustfaktor d** bezeichnet.

$$\frac{E''}{E'} = d$$

Für $d = 0$ haben wir kein Verlust, d.h. rein elastisch (Hookesche Feder, $\eta = 0$)

Für $d = \infty$ haben wir eine vollständige Energiedissipation, rein viskos (Newtonscher Dämpfer, $E_r = 0$)

Stellen Sie für folgende Polymierzustände die E-Module in der Gauss'schen Zahlenebene dar.

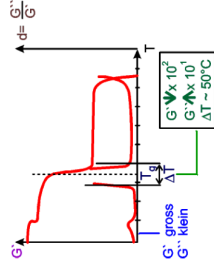


5. Bestimmung des Schubmoduls viskoelastischer Kunststoffe

Ideal elastisch	Ideal viskos
$\tau(t) = \tau_0 \cos \omega t$	$\tau(t) = \tau_0 \cos \omega t$
$\gamma(t) = \gamma_0 \cos \omega t$	$\gamma(t) = \gamma_0 \cos(\omega t - \frac{\pi}{2})$
Viskoelastisch (Hochpolymeren Festkörper = Kunststoffe)	
$\tau(t) = \tau_0 \cos \omega t$, $\gamma(t) = \gamma_0 \cos(\omega t - \varphi)$, In komplexer Schreibweise: $\gamma(t) = \gamma_0 e^{j(\omega t - \varphi)}$	
$G^* = \frac{\tau(t)}{\gamma(t)} = \frac{\tau_0 \cdot e^{j\omega t}}{\gamma_0 \cdot e^{j(\omega t - \varphi)}} = \frac{\tau_0}{\gamma_0} \cdot e^{j\varphi} = \frac{\tau_0}{\gamma_0} (\cos \varphi + j \sin \varphi)$	
Komplexer Schubmodul	
$G^* = G' + jG''$ G' Speichermodul G'' Verlustmodul	
$d = \tan \delta = \frac{G''}{G'}$ Mechanische Verlustfaktor:	

Beispiel

Bei welcher Temperatur ist die Schwingungsdämpfung in einem Verbundsystem aus Stahlblechen mit Polymer-Zwischenschichten am besten (Fig. 27.14)?



Dämpfung A

Ist das Verhältnis zweier aufeinander folgender Amplituden.

$$A = \ln \frac{A_n}{A_{n+1}}$$

A_n Amplitude der Schwingung n
 A_{n+1} Amplitude der Schwingung n + 1

Die Energieverluste, welche die mechanische Dämpfung verursachen, werden als mechanischer Verlustfaktor d bezeichnet:

$$d = \frac{A/\pi}{1 + A^2/4\pi^2}$$

5.1. Fliezzonen

Epsilon-infinity

- amorphe Thermoplaste (mit Ausnahme von Polystyrol) < 0,9%
- Polystyrol < 0,2%
- teilkristalline harte Thermoplaste < 0,5%
- teilkristalline weiche Thermoplaste < 2,0%
- gefüllte Thermoplaste < 0,5%
- mattenverstärkte UP-Harze
- Blends mit grossen Partikeln > 5 µm

Beispiel

Wie lange trägt ein Bauteil aus einem amorphen Thermoplast ($E = 300 \text{ N/mm}^2$, $\tau = 10 \text{ sec}$, $\epsilon_{F\infty} = 0.8$) eine einachsige Zugbeanspruchung mit $\sigma_0 = 30 \text{ N/mm}^2$, ohne dass sich Fliezzonen bilden?

$$\epsilon_{F\infty} = \frac{1}{E} \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau}} \right) \sigma_0$$

$$t = -\ln \left(1 - \epsilon_{F\infty} \frac{E}{\sigma_0} \right) = -10 \ln \left(1 - \frac{0.8 \cdot 300}{100 \cdot 30} \right) = 16 \text{ s}$$

6. Polymere unter mechanischer Belastung

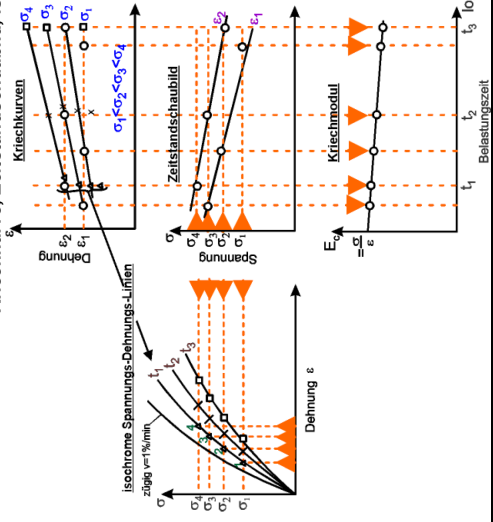
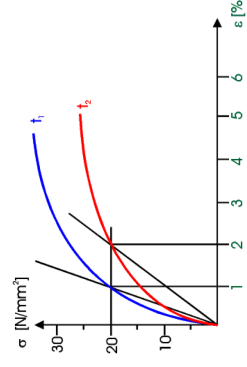
Kriechkurve, Zeitstandschaubild, isochrones-Diagramm, Kriechmodul

Beispiel

Von einem Kunststoff ist das isochrone Spannungs-Dehnungs-Diagramm gegeben. Bestimmen Sie die Kriechmodul für die Spannung $\sigma_1 = 20 \text{ N/mm}^2$ zur Zeit t_1 und t_2 .

Lösung: Kriechmodul = Steigung der Sekante, $K = \sigma/\epsilon$

$$K_1 = 2000 \text{ N/mm}^2, K_2 = 1000 \text{ N/mm}^2$$



7. Dimensionierung

gegen Bruch	$\sigma_{zul} = \frac{\sigma_B(t, T)}{w S_{Sch}(t, T)}$
gegen Schädigung	$\sigma_{zul} = \frac{\sigma_{Sch}(t, T)}{w S_{Sch}(t, T)}$
gegen Grenzdehnung	$\epsilon_{zul} = \frac{\epsilon_{fso}}{w S_{fso}} \cdot \sigma_{zul} = \frac{\sigma_{Sch}(\infty, T)}{w S_{fso}}$
S: Sicherheitskoeffizienten: (Lastunsicherheiten) $S_f = 1.5 \dots 2.5$	
w: Unsicherheiten des Werkstoffverhaltens, Zeitstandsverhalten ungenügend bekannt, Verhalten bei Betriebstemperatur ungenügend bekannt, Verhalten unter Umwelteinfluss ungenügend bekannt	
$w = 2 \dots 4$	

Kap. 24 Polymere – Physikalische Eigenschaften

1. Wärmeleitfähigkeit

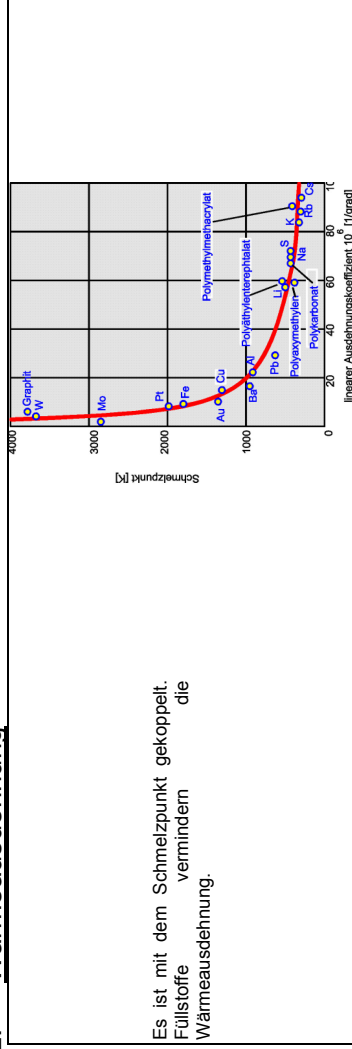
Es ist ein Mass für den Energietransport in einem Werkstoff.

Energiepaketetransport mit Schallgeschwindigkeit

$$\lambda \approx c_p \cdot \rho \cdot u \cdot l \quad c_p \text{ Wärmekapazität} \quad \rho \text{ Dichte} \quad u \text{ Schallgeschwindigkeit} \quad l \text{ Abstand der Moleküle}$$

2. Wärmeausdehnung

Es ist mit dem Schmelzpunkt gekoppelt. Füllstoffe vermindern die Wärmeausdehnung.



3. Elektrische Eigenschaften

Wichtigste elektrischen Eigenschaften von Kunststoffen

- hoher spezifischer Widerstand
- unterschiedliche dielektrische Verlustfaktoren
- Kriechstromfestigkeit
- Lichtbogenfestigkeit
- gute Durchschlagsfestigkeit

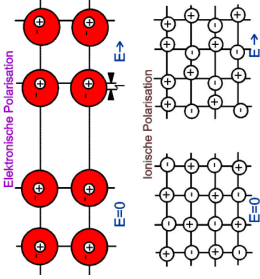
3.1. Dielektrisches Verhalten

Durch die Wirkung eines äusseren elektrischen Feldes werden die örtlichen Verteilungen der positiven und negativen Ladungen im Inneren eines Isolators gegeneinander verschoben. In einem Dielektrikum wird die Zahl der „gebundenen“ Ladungen erhöht.

Dielektrische Verschiebungsdichte D: $\underline{D} = \epsilon_r \cdot \epsilon_0 \cdot \underline{E}$ Dielektrizitätszahl, ϵ_r Elektrische Feldstärke, ϵ_0 elektrische Feldkonstante

Elektronische Polarisation: Die Elektronenhülle wird aus dem Feld des Atomkerns verschoben.

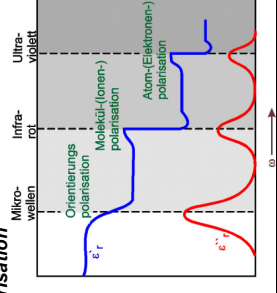
Ionische Polarisation: Es ist die Verlagerung der Ionen aus ihren Gleichgewichtspositionen im Gitter.



Orientierungs polarisation: In Werkstoffen, die aus Bausteinen mit festen Dipolmomenten bestehen, kommt es zur Ausrichtung der Moleküle.

Frequenzabhängigkeit der Polarisation

Von grosser Bedeutung ist die Frequenzabhängigkeit der Polarisation. Bei höheren Frequenzen können die ionische und die Orientierungspolarisation dem anregenden elektrischen Feld nicht mehr folgen, übrig bleibt daher nur der Betrag der elektronischen Polarisation, ergibt sich als eine Funktion der Frequenz.



Relaxationszeit (Beweglichkeit):

$$\tau_m \sim \frac{\eta^3}{T}$$

Zeit für Rückgang nach einer Auslenkung

η Viskosität

r Molekülradius

T Temperatur

Dielektrischer Verlustfaktor

Mit der dielektrischen Polarisierung sind im Wechselfeld stets auch dielektrische Verluste verbunden, die am einfachsten durch einen imaginären Beitrag zur Dielektrizitätskonstante dargestellt werden können (imaginäranteil ϵ_r''). Der durch

$$\tan \delta = \frac{\epsilon_r''}{\epsilon_r'}$$

definierte Winkel δ wird dielektrischer Verlustwinkel genannt.

Kunststoffe Unterteilung

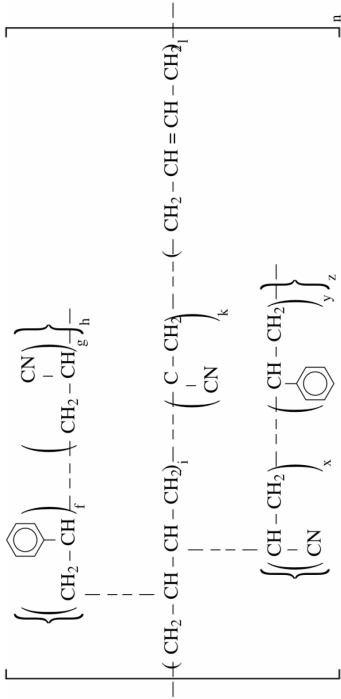
- völlig unpolare Kunststoffe ==> keine Orientierungspolarisation
Bsp.: PE, PP, PTFE ($\epsilon_r = 2.1$)
- polare Kunststoffe ==> Orientierungspolarisation möglich
– polare Gruppe in der Hauptkette
– polare Gruppe in der Nebenkette
Bsp.: PVC, PET ($\epsilon_r = 3.2$)

Anwendungsbeispiele
V. Pag. 573

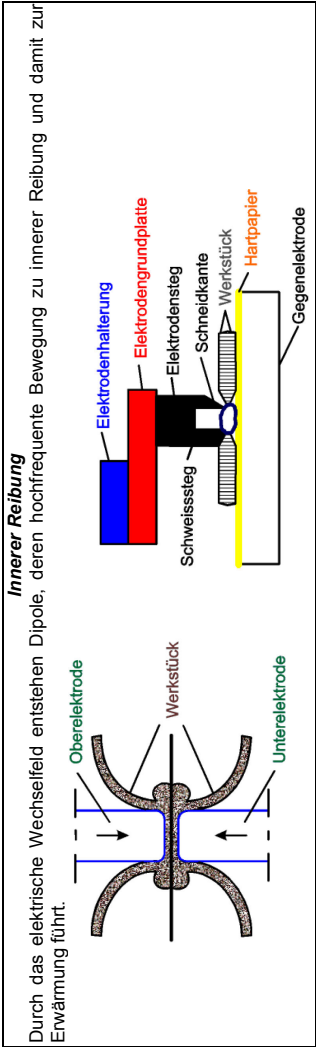
3.1.1. Beispiel

Für PE und ABS wurden bei 10^6 Hz die relativen Dielektrizitätszahlen ϵ_r gemessen. Sind Änderungen von ϵ_r zu erwarten, wenn im langwelligen Infrarotbereich (bei 10^{12} Hz) gemessen wird?

Polymer	Struktur	ϵ_r (10^6 Hz)	qualitative Änderung bei 10^{12} Hz
PE	$-\text{[CH}_2-\text{CH}_2\text{]}_n-$	2.3	
ABS	siehe unten	4.6	



Lösung:
Bei PE keine Veränderung (nur elektronische Polarisation, diese ist auch bei 10^{12} Hz noch wirksam).
Der höhere ϵ_r -Wert bei ABS wird durch die Orientierungspolarisation (polare, bewegliche CN-Gruppen) verursacht. Diese ist bei 10^{12} Hz nicht mehr wirksam; der r -Wert wird also absinken (etwa auf das Niveau von PE).



3.2. **Leitfähigkeit**

Für die Leitfähigkeit sind Transportvorgänge von Ladungsträgern notwendig. In Kunststoffen sind Ionen für die Leitung verantwortlich. Der elektrische Widerstand nimmt mit zunehmender Temperatur ab, da die Moleküle beweglicher werden.

Kap. 27 Keramische Werkstoffe - Struktur

1. Definition

Keramische Werkstoffe sind anorganisch, nichtmetallisch, in Wasser schwer löslich und zu wenigstens 30% kristallin. In der Regel werden sie bei Raumtemperatur aus einer Rohmasse geformt und erhalten ihre typischen Werkstoffeigenschaften durch eine Temperaturoberbehandlung bei meist über 800°C. Gelegentlich geschieht die Formgebung bei höherer Temperatur oder gar über dem Schmelzfluss mit anschließender Kristallisation. Keramische Werkstoffe sind Verbindungen zwischen Metallen und Elementen der Hauptgruppen II bis VII

2. Atomistische Grundlagen

Anorganisch – nichtmetallische Werkstoffe enthalten nur ionische und kovalente Bindungsanteile. In der Regel treten Mischbindungen auf. Der ionische Anteil der Bindungen lässt sich mit der von Pauling abgeleiteten Elektronegativität abschätzen. Mit zunehmender Differenz der Elektronegativität EN zweier Atome nimmt der Ionencharakter der Bindung dieser Atome zu!

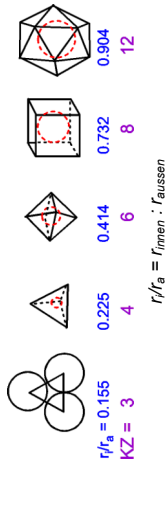
Elektronegativitäten der Hauptgruppen- Elemente	H									
	2.1									
	Li	Be	B	C	N	O	F			
	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0			
	Na	Mg	Al	Si	P	S	Cl			
	0.9	1.2	1.5	1.8	2.1	2.5	3.0			
	K	Ca	Ga	Ge	As	Se	Br			
	0.8	1.0	1.6	1.8	2.0	2.4	2.8			
	Rb	Sr	In	Sn	Sb	Te	I			
	0.8	1.0	1.7	1.8	1.9	2.1	2.5			
	Cs	Ba	Tl	Pb	Bi	Po	At			
	0.7	0.9	1.8	1.8	1.9	2.0	2.2			

ΔEN	0.4	0.8	1.2	1.6	2.0	3.0
% Ionencharakter	4	15	30	46	63	89

Aus den Elektronegativitäten der Elemente lässt sich z. B. für die geläufigen Carbide ein Ionenbindungsanteil von **5 bis 25%**, für die Nitride von **20 bis 40%** und für die Boride von **5 bis 10%** berechnen.

3. Kristalline Festkörper

Die Gitter der meisten kristallinen Aufbauverbindungen anorganischmetallischer Werkstoffe sind in erster Näherung als Ionenlattice aufzufassen, in denen Kationen und Anionen die Gitterplätze besetzen. Die Koordinationszahl ist dabei die Anzahl der Anionen, welche ein Kation umgeben



Elektrische Neutralität

Bei gleichem Ladungsbetrag der Anionen und Kationen liegt eine Verbindung vom Typ AX vor. Die Koordinationszahl aller Ionen ist aus Gründen der Ladungsbilanz gleich. Wenn zum Beispiel jedes Kation von sechs Anionen umgeben ist, muss auch jedes Anion von sechs Kationen umgeben sein. Beträgt dagegen die Ladung des Kations +2 und die des Anions -1, sind für die Erfüllung der Neutralitätsbedingung doppelt so viele Anionen wie Kationen erforderlich. In diesem Fall besteht eine Verbindung von Typ AX₂. Die Koordinationszahl der Kationen muss in der zugehörigen Struktur zweimal größer sein als die der Anionen. Wenn zum Beispiel zu jedem Kation acht Anionen als nächste Nachbarn gehören, sind es im Falle des Anions nur vier Kationen.

Ionenradien

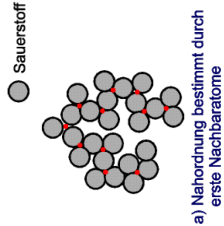
In ionisch gebundenen Kristallstrukturen befinden sich die Kationen meist auf normalen Gitterplätzen, während die Anionen einen oder mehrere Zwischengitterplätze einnehmen. Das Verhältnis ihrer Ionenradien beeinflusst sowohl die Art ihrer Packung als auch die Koordinationszahl.

5. Nichtkristalline Festkörper

Festkörper, bei denen zwar eine gewisse Nahordnung vorhanden ist, die jedoch keine Fernordnung aufweisen, sind nichtkristallin (amorph). Herstellung durch: Abkühlung aus der Schmelze entstehen, aber auch durch Verdampfen und anschließender Kondensation, durch Strahlung, etc.

Eine Kristallisation ist generell umso schwieriger, je grösser die Viskosität in der Schmelze ist. Keramische Schmelzen und hier insbesondere jene der Silikate besitzen eine viel grössere Schmelzviskosität als metallische Schmelzen.

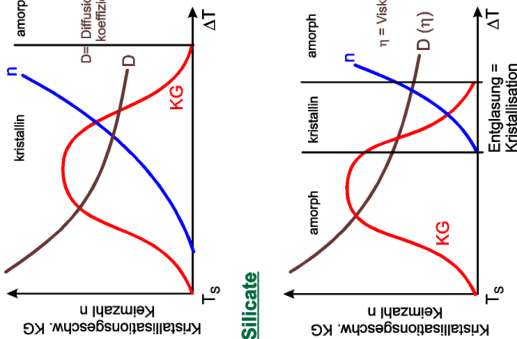
Als Glasetemperatur wird jene Temperatur bezeichnet, unterhalb welcher eine strukturelle Umordnung nicht mehr stattfinden kann. Ab hier ist die Struktur der Schmelze "eingefroren".



6. Glasbildung

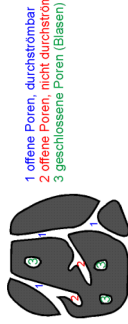
Erklären Sie, weshalb aus keramischen Schmelzen viel leichter Gläser gebildet werden können als aus metallischen Schmelzen.

Siehe Fig. Für eine Kristallisation werden sowohl eine grosse Keimzahl wie auch eine hohe Kristallisationsgeschwindigkeit benötigt. Bei den Metallen ist dies in einem grossen Temperaturintervall der Fall, bei Silikatschmelzen steigt die Keimzahl erst in einem Temperaturbereich an, wo die Kristallisationsgeschwindigkeit bereits stark abgenommen hat. Dadurch ist es bereits bei kleinen Abkühlungsgeschwindigkeiten möglich, die Kristallisation zu übergehen und das Material im amorphen Zustand erstarren zu lassen.



7. Der porige Festkörper

Geschlossene Poren treten vorzugsweise in Verbindung mit Glasphase auf; sie sind von der erstarrten Schmelze umschlossen und bilden völlig abgeschlossene Gashohlräume (bei Glas und Email spricht man von Blasen). Offene Poren können von Gasen und Flüssigkeiten durchströmt, im Falle von Sackporen zwar gefüllt, aber nicht durchströmt werden. Allgemein bekannt ist die Tatsache, dass durch Poren der E-Modul und damit die Festigkeit deutlich herabgesetzt werden.



8. Bemerkungen

8.1. Bemerkungen über die Struktur

Die geometrische Figur, die aus den Eckpunkten der dichtesten Nachbarn entsteht, ist der **Koordinationspolyeder**.

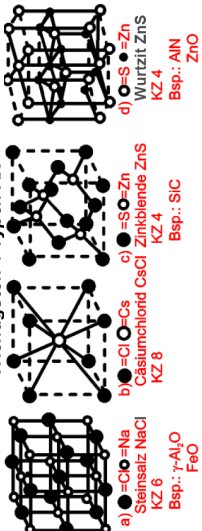
Silikate

Basiseinheit der Silikate: SiO_4^{4-} . Si-O-Bindung ist relativ stark und gerichtet. Um die negative Ladung auszugleichen, braucht jedes der O-Atome ein zusätzliches Elektron. Verschiedene Möglichkeiten der Bildung ein und mehrdimensionaler Strukturen.

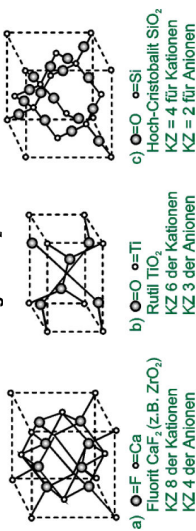
Wichtige Strukturen

Es sind dies die Typen AX, AX₂ und ABO₃ (A und B = Kationen, X = Anion, O = Sauerstoff) sowie ein Beispiel einer Silikatstruktur.

Wichtigsten 4 Typen AX

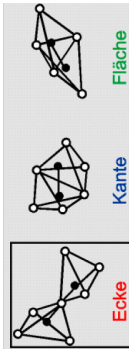
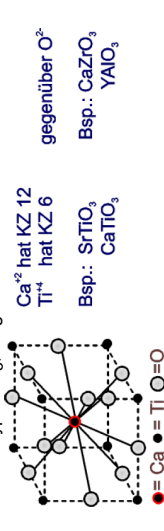


3 Wichtigste AX₂ – Gitter



Wichtigste A_mB_nO_p – Gitter

Die Anzahl der möglichen Strukturen mit drei verschiedenen Elementen ist sehr gross. Es wird hier nur der wichtigste, nach dem Perowskit CaTiO_3 bezeichnete Gittertyp ABO₃, vorgestellt.



Prinzipiell sind Verknüpfungen der Koordinationspolyeder über Ecken, Kanten oder Flächen möglich (Fig. 30.7). Es bilden sich dadurch null-, ein-, zwei- oder dreidimensionale Gebilde (Netzwerke).

4. Fehler in Kristallen

4.1. Punktfehler

– Frenkel, Schottky
– nichtstöchiom. Fehler
=> Überschussige resp. fehlende e- sind nicht an ein bestimmtes Ion gebunden, sie haben eine gewisse Beweglichkeit.
=> Solche Fehler spielen bei elektrischen Eigenschaften (Leitfähigkeit) eine entscheidende Rolle!

4.2. Versetzungen

4.3. Stapelfehler, Zwillingsbildung, Korngrenzen

4.4. Oberflächen

Oberflächen weisen andere Koordinationen der Ionen auf, sie sind nicht abgesättigt und haben deshalb das Bestreben, ihren "höheren" Energiezustand abzubauen (z. B. durch Oxidation).

4.5. Fremdbausteine

– Substitution: Fremdbausteine können unter gewissen Umständen einzelne Bausteine ersetzen, ohne dass der Gittertyp ändert (die Atomradien dürfen nicht zu unterschiedlich und die Konzentration nicht zu gross sein).
– Addition: Kleine Fremdbausteine werden in Gitterlücken eingelagert.

Kap. 28 Keramische Werkstoffe – Herstellung

1. Herstellung

Herstellungsprozess: Pulverherstellung => Formgebung => Erhitzen

Pulversynthese

Reaktion im festen Zustand (fest-fest) – Fällung – Zersetzung gasförmiger Stoffe – Reaktion fest-gasförmig – Schmelzen, zerkleinern

Masseaufbereitung Mahlen – Mischen – Granulieren – Sprühtrocknen – Gefriertrocknen

Formgebung Pressen – Isostatisches Pressen – Strangpressen – Schlickergießen – Spritzgießen

Sintern

Sintern – Reaktionssintern – Heispressen (HP)* – Heissisostatisches Pressen (HIP)* – Gasdrucksintern

Endbearbeiten Schleifen – Läppen – Honen – Polieren

* kombinierte Formgebungs-Sinter-Verfahren

	Erhitzen => Pulver (Mahlung)	Formgebung (mit Zuschlagstoffen gießen stampfen, ...)
- Bindemittel (Zement):		
- Glas:	Pulver => Erhitzen (Gemeinge von Quarzsand, Kalkstein, ...)	Formgebung (Gießen, Blasen, ...)
- Keramik:	Pulver (Mischung der Rohstoffe)	Formgebung (z.B. Trockenpressen)

Die Komponente Ton gibt für viele Formgebungsprozesse nötige Plastizität.

Einsatzbereich

- Ausgangspulver (Form, Grösse und Verteilung, Reinheit, Oberfläche, ...)
- Pulveraufbereitung (chem. Reaktionen, Benetzung, Grenzfläche, ...)
- Formgebung (Flieseigenschaften, Reibung, Packung, Festigkeit, ...)
- Verdichtung (Temperatur, Druck, Zeit, ...)

Pulvermetallurgie

Keramische Produkte werden fast ausschliesslich pulvermetallurgisch hergestellt. Pulver werden zu einer Form verdichtet und anschliessend gebrannt.

2. Gründe / Zwänge, die den Einsatz pulvermetallurgischer Verfahren notwendig machen

Der hohe Schmelzpunkt der keramischen Werkstoffe ist der Hauptgrund, weshalb zur Herstellung oft nur ein Sinterverfahren in Frage kommt (Bsp. SiO_2 1723°C, Al_2O_3 2020°C, MgO 2800°C).

2.1. Sinterverfahren

Festphasensintern – Herkömmliches (traditionale) Verfahren
Sintern Keramiken erst bei sehr hohen Temperaturen

Flüssigphasensintern

Ist der Anteil an Atombindungen sehr gross, so können solche Keramiken z. T. nicht trocken gesintert werden, bei ihnen ist eine Verfestigung nur durch Schmelz-Sintern möglich.

Reaktionssintern

Wird dem Sintervorgang eine chem. Reaktion überlagert, so spricht man vom Reaktionssintern

Drucksintern

Heiss Pressen: Sintern mit Druck und hohen T.: HIP (Heissisostatisch Pressen): Sintern mit Gasdruck. Ultrahochdruck Pressen: Sintern mit hohen Drücken

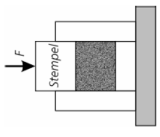
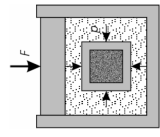
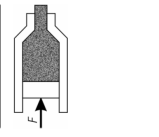
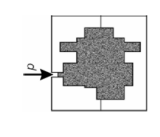
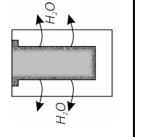
3. Pulverherstellung und Formgebung

Bei der Pulversynthese werden die Ausgangsstoffe nach Reinheit, Feinheit und Reaktivität charakterisiert und portioniert. In Kugelmøhlen werden die Rohstoffe trocken und / oder nass (meist in Wasser) gemischt und gemahlen. In der sogenannten Kalzination reagiert die Mischung zur endgültigen Zusammensetzung, die anschliessend erneut gemahlen und charakterisiert wird.

4. Formgebungsmethoden

Der Formgebungsprozess bezweckt die Verdichtung des Pulvers in eine äussere Form mit definierten Konturen. Damit sollen handhabungsfähige Formkörper für den Brennpzess gewonnen werden.
Für die Formgebung kann ein keramischer Werkstoff in unterschiedlicher Form vorliegen: als **Pulver**, als **plastische Masse** (Ton, Zugabe von Plastifizierern), oder als sogenannter **Schllicker**, d. h. in einer Flüssigkeit suspendierte Pulverteilchen.

Wichtigste Formgebungsverfahren

Prozess	Skizze	Prozessbeschreibung	Ausgangsmaterial	Typische Formen	Beispiele, Bemerkungen
Pressen		Pulveraufwerk wird durch einseitigen Druck verdichtet und in Form gebracht	Granulat	einfache Geometrien, Dicke > 0.5 mm	
Isostatisch Pressen		Pulveraufwerk in Gummiform, Verdichtung durch allseitigen Druck in Flüssigkeit	Granulat	einfache Geometrien, Teile mit Ausdehnung in einer Richtung	Rohre
Strangpressen		Plastische Masse wird durch ein Rohr mit definierter Öffnung ausgepresst; Materialtransport durch Kolben oder Schnecke	Plastische Masse (Tonkeramik oder Pulver mit H2O oder Polymerbindern)	prismatische Geometrien	Ziegel, Röhren, Katalysatorträger
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)
Schllickerguss		Schllicker wird in poröse Form gegossen, durch Wasserentzug entsteht festes Teil	Schllicker (Keramikteilchen in Flüssigkeit suspendiert)	Hohlkörper mit konstanter Wandstärke, relativ komplizierte Geometrien möglich	Sanitärkeramik

Sintern: Dichtbrennen; Verringerung der Porosität und Vermehrung der Bindungen.

Triebkraft: Verminderung der freien Enthalpie durch Verkleinerung der inneren Oberfläche / Grenzflächen.

5. Der Brand (incendio) keramischer Werkstoffe (Sinterung)

Ganz allgemein wird unter Sintern die Verfestigung und Verdichtung eines Pulvers oder porösen Körpers durch eine Temperatur- und Druckbehandlung verstanden, ohne dass dabei - ausser der meist zu beobachtenden Schwindung - eine Formänderung eintritt.

5.1. Festphasensintern

3 Phasen: (1) Anfangs-, (2) Zwischen- und (3) Endstadium

5.1.1. (1) Bildung von Werkstoffbrücken

Halswachstum zwischen den Pulverteilchen und durch Abrundung der Teilchen und Poren.

Sintern zweier Teilchen mit Berücksichtigung der Schwindung:

$$\left(\frac{x'}{a}\right)^n = \frac{c}{a^m} \cdot t \quad \left(\frac{h}{a}\right)^{\frac{2}{n}} = \frac{c}{2^n \cdot a^m} \cdot t$$

Halswachstum

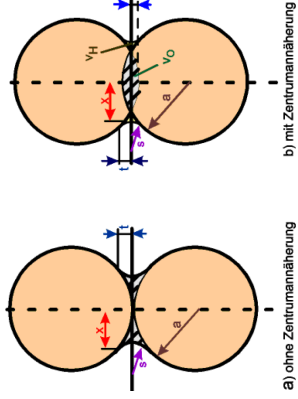
a: Teilchenradius, x: Halsradius, h: halbe Annäherung, C, n, m: Werkstoffkennwerte $C = C_0 \exp(-Q/RT)$, $n = 2 \dots 7$, $m = 1 \dots 4$ (typische Werte)

Aus der Zentrumsannäherung kann die Veränderung der Dichte berechnet werden:

$$-\frac{h}{a} = \varepsilon \quad \frac{V'}{V_0} = \frac{\rho_0}{\rho} \quad \frac{\rho_0}{\rho} = 1 + 3\varepsilon$$

$$\frac{\rho_0}{\rho} = 1 - 3 \left[\frac{Ct}{2^n a^m} \right]^{\frac{2}{n}}$$

Die Konstanten c und die Exponenten n und m sind für den jeweiligen Transportmechanismus typisch. (n=2-7, m=1-4)



5.1.2. (2) Verkleinerung der offenen Porosität

In diesem Stadium schürren die Poren ein, es entsteht ein zusammenhängendes Netz kanalförmiger Poren, wobei die offene Porosität von ca. 15% auf 5% abnimmt. Die einzelnen Teilchen können dabei zusehends nicht mehr unterschieden werden.

Porenvolumenanteil: $P = \frac{V'_{\text{Pore}}}{V'_{\text{ges}}} = \frac{\rho_0 - \rho}{\rho}$ ρ_{th} ist die theoretische Dichte bei Porenvolumen $P=0$

Nach Abschluss der Halsbildung wird folgende Sintergleichung angesetzt: $P_0 - P = K \cdot \ln\left(\frac{t}{t_0}\right)$ Näherung: $\frac{\ln(t_0)}{a(t_0)} = 0,03$

$$\left(\frac{P_0}{P}\right)^n = 1 + Kt \quad K = K_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \rho = \rho_{\text{Matrix}} (1 - P)$$

5.1.3. (3) Bildung isolierter Poren:

Durch kontrolliertes Kornwachstum können die Poren zum Verschwinden gebracht werden (120°-Regel); wächst das Korn schnell, bleiben die Poren hinter der wandernden Korngrenze zurück.

5.2. Flüssigphasensintern

Auch hier 3 Stadien: Teilchenumlagerung, Lösung und Wiederausscheidung (durch abnehmende Löslichkeit der Legierungselemente mit sinkender Temperatur), Skelettsintern (Brückenbildung zwischen den einzelnen Teilchen).

Kap. 29 Keramische Werkstoffe – Mechanische Eigenschaften

1. Einleitung

Thermische Ausdehnung α , Duktilität, Wärmeleitfähigkeit λ , elektrische Leitfähigkeit σ , Dichte ρ sind generell **geringer** als bei metallischen Werkstoffen.

Härte, Verschleißfestigkeit, Korrosionsbeständigkeit, Hochtemperaturbeständigkeit sind bei Keramiken tendenziell **besser**.

Keramische Werkstoffe haben i. a. sehr gute mechanische Eigenschaften, die wegen ihres spröden Verhaltens jedoch oft nicht ausgenutzt werden können.

2. Elastisches Verhalten

Werkstoffe mit kovalenter Bindungsart besitzen die höchsten Elastizitätsmodule. Auch ionische Bindung führen zu recht hohen Elastizitätskonstanten.

Keramische Werkstoffe aus mehrere Phasen: Mischregel

$$E = E_a \cdot V_a + E_b \cdot V_b \text{ wo } E_i = \text{E-Modul der Phase i, } V_i = \text{Volumenanteil der Phase i}$$

Einfluss der Porosität auf der E-Modul

$$E(P) = E_0 (1 - AP + BP^2)$$

Nur wenig wird das elastische Verhalten durch steigende Temperaturen beeinflusst => Keramisch geeignet für T hoch

3. Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

Keramiken brechen bei Raumtemperatur spröde, was seine Ursachen in der Kristallsystem der Werkstoffe hat:

– Die komplizierte Kristallsystem der Keramiken nicht genügend günstige Gleitsysteme

– In faktisch allen kristallografischen Richtungen treffen bei einer Verschiebung gleichzeitig geladene Ionen aufeinander, die sich gegenseitig abstoßen

4. Festigkeit von keramischen Werkstoffen

Für hohe Festigkeitswerte sollte feines Korn und geringe Porosität angestrebt werden. Für den Einfluss der Porosität gilt mit Materialkonstanten σ_{b0} und n und der Porosität P:

$$\sigma_b = \sigma_{b0} \exp(-nP)$$

3-Punkt und 4-Punkt-Biegeversuch

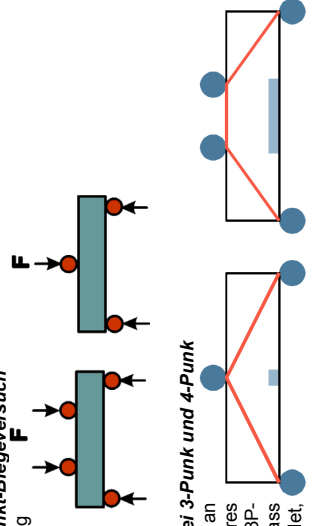
Die gemessenen Biegefestigkeitswerte sind dabei abhängig von:

- der Probegeometrie
- der Oberflächenbeschaffenheit der Prüfkörper
- der Versuchsführung (Krafteinleitungspunkte)

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

Belastungsverlauf bei 3-Punkt und 4-Punkt

Die rote Linie gibt den Verlauf der maximalen Zugspannung an der Probenunterseite an. Im 4P-Biegeversuch wird ein größeres Probenvolumen mit hoher Zugspannung belastet als im 3P-Biegeversuch (schattierte Flächen). Die Wahrscheinlichkeit, dass sich in dem betreffenden Volumen eine Schwachstelle befindet, ist viel größer, die gemessene Festigkeit daher geringer.



Bruchwahrscheinlichkeit

Wenn F_i die Bruchwahrscheinlichkeit des i-ten Elements und F die Bruchwahrscheinlichkeit der Gesamtstruktur ist, dann ist die Überlebenswahrscheinlichkeit der Gesamtstruktur:

$$1 - F = (1 - F_1)(1 - F_2)(1 - F_3) \dots (1 - F_n) \text{ oder } \ln(1 - F) = \ln(1 - F_1) + \ln(1 - F_2) + \ln(1 - F_3) + \dots + \ln(1 - F_n) \sum_{i=1}^n \ln(1 - F_i) = 1$$

Bruchrisiko

Das Bruchrisiko eines Elements wird definiert als: $B_i = \ln(1 - F_i)$, dabei gilt: $0 \leq F_i \leq 1 \Rightarrow -\infty < B_i \leq 0$

Einfache Materialgleichung: $-\sigma$ gemessene Festigkeit

$-\sigma_n$ Spannung bei Bruchwahrscheinlichkeit Null

$B_i = -\frac{1}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma - \sigma_n}{\sigma_0} \right)^m \Delta V_i$ (bei Keramiken meistens)

Nach einsetzen:
$$F = 1 - \exp \left[-\frac{V'}{V_0} \left(\frac{\sigma - \sigma_n}{\sigma_0} \right)^m \right]$$
, mit $\sigma_n = 0$ (fast alle Keramische):

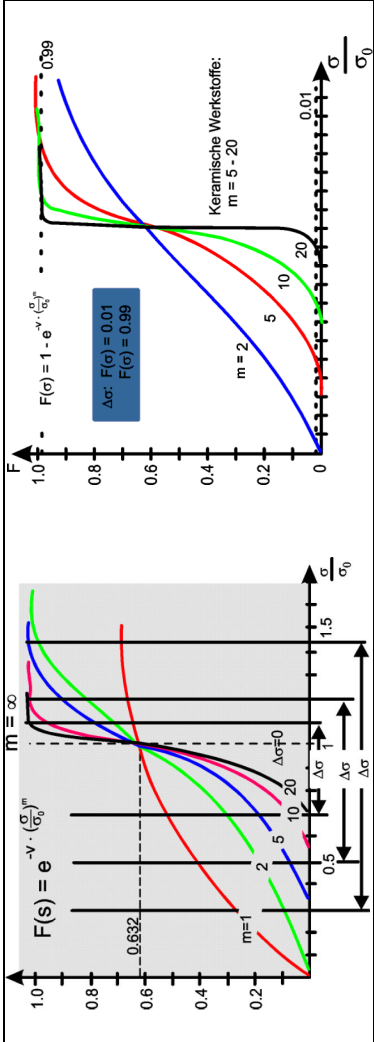
Normalerweise $V/V_0 = 1$ setzen.

Die Gleichung zeigt deutlich den Einfluss des **Weibullmoduls** m. m ist umso grösser, je geringer die Streubreite der Messwerte ist

Die Streubreite $\Delta\sigma$ wird durch die Bruchwahrscheinlichkeit $F(\sigma) = 0.01$ und $F(\sigma) = 0.99$ festgelegt.

Die Gleichung zeigt deutlich den Einfluss des Volumens eines Werkstückes. Bei gleicher Versagenswahrscheinlichkeit und $\sigma_n = 0$ sind die Festigkeitswerte bei grösserem Volumen kleiner:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \left(\frac{V_2}{V_1} \right)^{\frac{1}{m}}$$



Die Materialkonstanten σ_0 und m werden aus dem Experiment bestimmt, indem die Versagenswahrscheinlichkeiten logarithmisch dargestellt werden:

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-F} \right) = \ln \frac{V'}{V_0} + m \cdot \ln \left(\frac{\sigma - \sigma_n}{\sigma_0} \right)$$

auch hier $\sigma_n = 0$ setzen (für Keramik)!

Zusammenfassung zwischen den unterschiedlichen Beanspruchungsarten und deren Festigkeitswerte:

$$\frac{\sigma_{3.B.}}{\sigma_{Zug}} = \left\{ 2 \left(\frac{m+1}{m} \right)^2 \right\}^{\frac{1}{m}} \quad \text{und} \quad \frac{\sigma_{4.B.}}{\sigma_{Zug}} = \left\{ \frac{4(m+1)^2}{(m+2)} \right\}^{\frac{1}{m}}$$

5. Bruchverhalten

Fehler wie Poren, Risse, Einschlüsse oder grosse Körner, die bei der Herstellung entstehen, sind Ausgangspunkt für den Bruch keramischer Werkstoffe. Hier 2 Konzepte zur Beschreibung der Bruchmechanik verwendet

5.1. Energiekonzept (G-Konzept)

Rissinstabilität bei $\sigma_B = \sqrt{\frac{2 E' \gamma_{eff}}{\pi a_0}}$

$-\sigma_B$ = Bruchspannung
 $-E$ = Elastizitäts-Modul
 a_0 = Ausgangsrisslänge
 π = Geometriefaktor

5.2. Spannungskonzept (K- und R-Konzept)

Bei einer kritischen Grösse K_{Ic} erfolgt ein Rissfortschritt. K_{Ic} ist eine bruchmechanische Kenngrösse (kritischer Spannungsintensitätsfaktor).

$K'_{Ic} = Y \sigma_B \sqrt{a_c}$ Der Index beschreibt die Art der Belastung: $-II$ Scherbeanspruchung $-C$ steht für kritisch

$-III$ Torsionsbeanspruchung $-Y$ ist ein Geometriefaktor ($=\sqrt{\pi}$)

R-Konzept

Die Brucharbeit wird als Risswiderstand definiert: $R = 2 \gamma_{eff}$

Ebenen Spannungszustand: $K'_{Ic} = E \cdot R$

Zähe Werkstoffe, aber auch Keramiken wie Al_2O_3 oder umwandlungsverstärkte ZrO_2 zeigen jedoch einen z. T. beachtlichen Anstieg des R-Wertes bei zunehmender Risslänge. Der -Wert ist damit keine Konstante mehr (vgl. Fig. 32.6). Eine schlagartige Lastreduktion ist hier nicht nötig. In Analogie zur plastischen Verformung von Metallen kann formal von einer "Verfestigung" des Materials im Verlauf der Rissausbildung gesprochen werden.

6. Langzeitfestigkeit (Lebensdauer unter statischer Last)

Keramische Werkstoffe (und Glas) zeigen im Langzeiteinsatz das Phänomen des unterkritischen Risswachstums. Mikroskopische Risse im Gefüge oder an der Oberfläche keramischer Bauteile können sich unter Last vergrössern, bis eine kritische Länge erreicht ist (bei K_{Ic}) und Bruch eintritt! Die Geschwindigkeit der Rissausbildung ist lastabhängig. Der Bruch kann also auch bei Belastung unterhalb der Kurzzeitfestigkeit σ_B auftreten.

Die kritische Risswachstumsgeschwindigkeit v beträgt: $\frac{da}{dt} = v = A K_{Ic}^n(a, \sigma)$, A, n Rissausbreitungsparameter

Die Rissausbreitungs geschwindigkeit v steigt mit: der Temperatur, der Belastung, der Anfangsrisslänge.

$$K_{Ic} = Y \sigma \sqrt{a} < K_{Ic} \Rightarrow \frac{da}{dt} = A (\sigma \sqrt{a})^n \Rightarrow \int A^{-1} a^{-\frac{n}{2}} y^{-n} da = \int \sigma^n dt$$

Aus hier kommt die wichtigste Formel für den Lebensdauer:

$$t_{Rest} = \frac{2}{A \cdot \sigma^n Y^n (n-2)} \left[\frac{a_i^{\frac{2-n}{2}}}{-a_c} \right]^2 \quad \text{Mit} \quad a_i = \left[\frac{K_{Ic}}{\sigma_i \cdot Y} \right]^2 \quad \text{Ausgangsrisslänge} \quad \text{und} \quad a_c = \left[\frac{K_{Ic}}{\sigma_B \cdot Y} \right]^2 \quad \text{krit. Risslänge (statt } \sigma_B \text{ schreibt man auch } \sigma_c)$$

Man darf auch schreiben:

$$a(t) = a_i^{\frac{2-n}{2}} - \frac{A \cdot \sigma^n \cdot Y^n \cdot (n-2) \cdot t}{2}$$

7. Lebensdauer unter dynamischer Last

Betrachtet man eine dynamische Belastung als Überlagerung einer statischen (σ_m) und einer periodischen Spannung $\sigma_0 = \sigma_0(t)$, so ergibt sich die Zeit bis zum Bruch eines Bauteils aus der Anzahl der Bruchlastwechselspiele N_B und der Periodendauer T zu

$$t_{Bz} = N_B \cdot T$$

$$\int_0^{t_B} \sigma_0^n dt = \frac{2}{A \cdot Y^{2 \cdot (n-2)}} \cdot K_{Ic}^{(2-n)} \cdot \sigma_c^{(n-2)} \cdot \left[1 - \left(\frac{a_i}{a_c} \right)^{\frac{n-2}{2}} \right]$$

$$\left(\frac{a_i}{a_c} \right)^{\frac{n-2}{2}}$$

Da aber bei keramischen Werkstoffen a_i nur geringfügig als a_c ist, ist der Ausdruck $\left(\frac{a_i}{a_c} \right)^{\frac{n-2}{2}}$ vernachlässigbar klein. Also das

Integral reduziert sich zu:

$$\int_0^{t_B} \sigma_0^n dt = \frac{2}{A \cdot Y^{2 \cdot (n-2)}} \cdot K_{Ic}^{(2-n)} \cdot \sigma_c^{(n-2)}$$

Zyklische Lebensdauer:

$$t_B = \frac{2}{A \cdot Y^{2 \cdot (n-2)}} \cdot K_{Ic}^{(2-n)} \cdot \sigma_c^{(n-2)} \cdot \sigma_B^{-n} \cdot \left[\frac{1}{T} \cdot \int_0^T \left[1 + \frac{\sigma_0 \cdot f(T)}{\sigma_m} \right] dt \right]^{-1}$$

8. Kriechen

Kriechvorgänge erfolgen verstärkt bei erhöhten Temperaturen. Im Vergleich dazu zeigen Konstruktionskeramiken i. A. erst ab ca. 1000°C eine beachtenswerte Kriechneigung (Fehlen einer plastischen Verformung!). Polykristalline Keramiken mit einem Anteil an Glasphase kriechen früher.