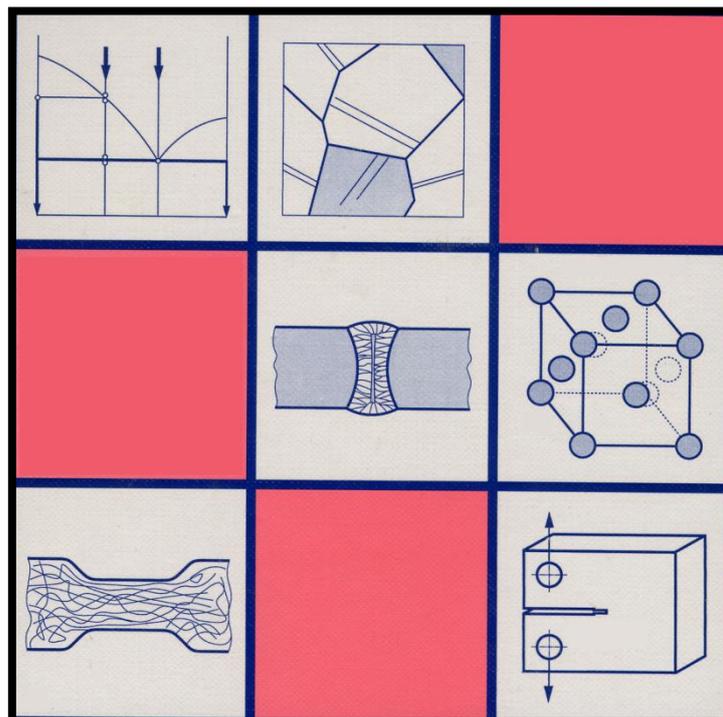


Prof. Dr.-Ing. H.-G. Heinrich

**Arbeitsblätter zur Vorlesung: "WT, Ingenieurwerkstoffe"
(Material Science, 材料学)**

Teil 1: „Metallkunde und Eisenwerkstoffe“

Die Arbeitsblätter sind vorgesehen als vorlesungsbegleitende Unterlagen. Sie enthalten fast alle Bilder und Diagramme der in der Vorlesung besprochenen Folien aber nur einen Teil des Textes und sind deshalb zum Eigenstudium des Faches nicht geeignet. Ein Teil der Vorlesung erfolgt in Anlehnung an das Buch „Werkstoffkunde“ von Bargel/Schulze. Die Anschaffung dieses Buches (s. auch Literaturangaben) wird empfohlen.



Beachten Sie bitte auch die vorlesungsergänzenden Aufsätze auf meiner Homepage unter (<https://hps.hs-regensburg.de/heh39273/aufsatz.php>)

In Ergänzung zu den Arbeitsblättern gibt es auf derselben Internetseite deutsch-englische und englisch-deutsche Listen mit ca. 800 Begriffen aus der Werkstofftechnik.

Der Ausdruck des Skriptes auf DIN-A4-Größe und in Farbe ist empfehlenswert !

SS-WS 2014/2015

B-WTK: Gliederung Metallkunde

- 1. Einführung und Literaturangaben**
 - 1.1 Werkstoff/Werkstofftechnik: Bedeutung/Definition/Einteilung
 - 1.2 Kleine Materialauswahl an „neuen Werkstoffen“

- 2. Chemische Grundlagen**
 - 2.1 Das Periodische System der Elemente (PSE)
 - 2.1.1 Atomaufbau und PSE
 - 2.2 Bindungsarten

- 3. Die normgerechte Bezeichnung der Metall (Eisen)werkstoffe EN10027 (und DIN 17006)**
 - 3.1 Eisenwerkstoffe nach EN10027 (und DIN 17006)
 - 3.2 Aluminiumwerkstoffe

- 4. Grundlagen der Metall- und Legierungskunde**
 - 4.1 Aufbau kristalliner Stoffe, Idealkristall
 - 4.1.1 Millersche Indizes / Gleitsysteme
 - 4.1.2 Gitterbaufehler (Realkristall)
 - 4.2 Mechanismen zur Festigkeitssteigerung
 - 4.3 Keimbildung, Phasenumwandlungen
 - 4.4 Einkristall - Vielkristall
 - 4.5 Eigenschaften der Metalle
 - 4.5.1 elektrische und thermische Eigenschaften
 - 4.5.2 magnetische Eigenschaften
 - 4.5.2.1 Dia- und Paramagnetismus
 - 4.5.2.2 Ferromagnetismus
 - 4.5.2.3 neue magnetische Werkstoffe
 - 4.5.2.4 Amorphe Metalle (Magnetische Eigenschaften / Herstellung)
 - 4.5.3 Mechanisch technologische Eigenschaften
 - 4.5.3.1 Härteprüfungen
 - 4.5.3.2 Prüfung auf Zähigkeit
 - 4.5.3.3 Prüfung auf Festigkeit
 - 4.5.3.4 Prüfung auf Dauerfestigkeit (Materialermüdung, High Cycle Fatigue)
 - 4.5.3.5 Zerstörungsfreie Prüfungen (zFP-Verfahren)
 - 4.6 Thermisch aktivierte Vorgänge
 - 4.6.1 Diffusion
 - 4.6.2 Erholung
 - 4.6.3 Rekristallisation
 - 4.7 HT-Werkstoffe (Kriechen)
 - 4.8 Grundlagen der Legierungsbildung
 - 4.8.1 Zustandsdiagramme/Begriffe
 - 4.8.2 Das Phasengesetz von Gibbs
 - 4.9. Binäre Zustandsdiagramme
 - 4.9.1 Zweistoffsysteme aus Abkühlkurven (Übung)
 - 4.9.2 Zweistoffsysteme (Grundtypen)
 - 4.9.3 Gesetz der abgewandten Hebelarme
 - 4.9.4 Zustandsdiagramm (Phasen und Linien)
 - 4.9.5 Übungen zur Anwendung des Hebelgesetzes (1 – 4)
 - 4.9.6 Beispiele für relativ komplexe binäre Phasendiagramme
 - 4.9.7 Nicht-Gleichgewichtszustände
 - 4.9.7.1 Solidusverschiebung (Zonenmischkristalle)
 - 4.9.7.2 Unterkühlung

- 4.9.7.3 Entartetes Eutektikum
- 4.9.7.4 Aushärtung
- 4.9.7.5 Eigenschaftsänderungen als f(c) bei Kristallgemischen und Mischkristallen

5. Eisenwerkstoffe

- 5.1 Reines Eisen
- 5.2 Eisen und Kohlenstoff
- 5.3 Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (Fe-Fe₃C-Diagramm, EKS)
 - 5.3.1 Abkühlvorgänge und Gefüge im EKS
 - 5.3.2 Typische Stahl- und Guß-Gefüge nach dem EKS
- 5.4 Die Wirkung der Eisenbegleiter
- 5.5 Die Wärmebehandlung der Stähle
 - 5.5.1 Diffusions-Glühen
 - 5.5.2 Grobkorn-Glühen
 - 5.5.3 Auflösung von Karbiden
 - 5.5.4 Normal-Glühen (Normalisieren)
 - 5.5.5 Weich-Glühen
 - 5.5.6 Rekristallisations-Glühen
 - 5.5.7 Spannungsarm-Glühen
- 5.6 Umwandlungsstufen (Nicht-GG → Perlit, Bainit, Martensit → Das Abschreckhärten)
- 5.7 Umwandlungsschaubilder, die die Abkühl - bzw. Aufheizgeschwindigkeit berücksichtigen
 - 5.7.1 Die Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU-Schaubilder)
 - 5.7.1.1 Thermomechanische Behandlung (TM)
 - 5.7.2 Die Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubilder (ZTA-Schaubilder)
- 5.8 Härteverfahren
 - 5.8.1 Begriffe zum Abschreckhärten von Stahl (DIN 17014)
 - 5.8.2 Härteverfahren nach EN 10052
 - 5.8.3 Einfaches- gebrochenes- und Warmbadhärten im ZTU-Schaubild
 - 5.8.4 Randschicht-Härten
 - 5.8.5 Prüfung auf Auf- und Einhärbarkeit → Jomini-Probe
 - 5.8.5.1 Induktions- und Flamm-Härten
 - 5.8.5.2 Einsatz-Härten
- 5.9 Vergüten + Vergütungsschaubilder)
 - 5.9.1 Anlaßvesprödung
- 5.10 Legierungselemente im Stahl
 - 5.10.1 Wirkungen von Legierungselementen in Stählen
 - 5.10.1.1 Wirkungen von Legierungselementen auf das ZTU-Schaubild
 - 5.10.1.2 Wirkungen von Legierungselementen auf das Fe-Fe₃C-Diagramm
 - 5.10.1.3 Bildung von Ausscheidungen durch Legierungselemente
 - 5.10.2 Wirkungen von Legierungselementen im Stahl (Übersicht)
- [5.11 Stahlgruppen / Einteilung der Stähle
 - 5.11.1 Baustähle [z.B. nach EN 10 025 (DIN 17 100)]
 - 5.11.2 Vergütungsstähle
 - 5.11.3 Rost- und säurebeständige Stähle
 - 5.11.4 Warmfeste und hitzebeständige Stähle
 - 5.11.5 Werkzeugstähle
 - 5.11.6 Kaltzähe Stähle...
- 6. Nichteisenmetalle
 - 6.1 Al- und Al-Legierungen
- 7. Informationen zur Klausur

(Das zur WT gehörende Gebiet „Korrosion“ wird im Rahmen der VL „KOB, Korrosion + Oberflächen-technik der Metalle“ in den Vertiefungsgebieten „Automobiltechnik“ und „Process Engineering“ im 6. Semester ausführlich behandelt.)

Auswahl an Fachbüchern:

1. **Werkstoffkunde**
Bargel/Schulze, Springer-Verlag

2. Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung
Domke, Giradet-Verlag
3. Werkstofftechnik Metalle
Gobrecht, Oldenbourg-Verlag
4. Werkstofftechnologie für Ingenieure
Shakleford, Pearson Studium
5. Material Science and Engineering, SI-Version (2012 auch auf deutsch erhältlich)
W. D. Callister, Wiley
6. Werkstofftechnik (+ Fertigungstechnik)
S. Kalpakjian, Pearson (2011)
7. Werkstoffe der Elektrotechnik (primär für Me / RE-Studenten)
Fischer/Hoffmann/Spindler, Hansa Verlag

**Beachten Sie auch die
Fachaufsätze auf meiner
[homepage](#) !**

Stundenaufteilung Ingenieurwerkstoffe (WT):

- **Werkstofftechnik:** 1 + 2. Sem, je 2 SWS
Metallische Werkstoffe, Werkstoffprüfung
- **Kunststofftechnik:** 2. Sem, 2 SWS
Polymerwerkstoffe, Eigenschaften und Anwendung
- **Prüfung:** Nach dem 2. Semester über den gesamten Stoff
- **Praktika (MB, PA):** Werkstofftechnik/Fertigungsverfahren im 3. Semester
-

Daten und Fakten

- Zwei Drittel aller technologischen Innovationen sind werkstoffabhängig.
- 70 % des Bruttonozialprodukts in westlichen Technologieländern stehen in direktem oder indirektem Zusammenhang mit der Entwicklung neuer Materialien.
- Werkstoffbasierte Branchen (ohne Bau) erzeugen in Deutschland Umsatzvolumen von ca. 1 Billion €/Jahr und beschäftigen 5 Mio. Menschen .
- Der Materialkostenanteil der deutschen Wirtschaft beträgt 40 % der Bruttoproduktionskosten.

Daten und Fakten zur Bedeutung der
Werkstoffe
aus vdi-n 09/08

1) The Tay-Bridge-Disaster:



Abb. 1: Vorher:

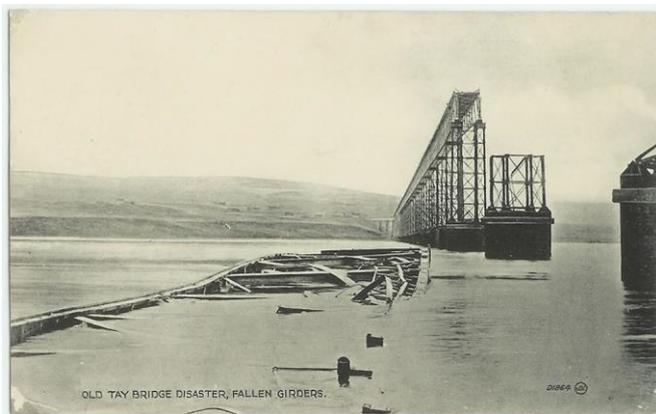


Abb. 2: Nachher:

At approximately 7:15 p.m. on the stormy night of December 28th, 1879, the central navigation spans of the Tay bridge collapsed into the Firth of Tay at Dundee, taking with them a train, 6 carriages and 75 souls to their fate. At the time, a gale estimated at force 10 to 11 was blowing down the Tay estuary at right angles to the bridge. The collapse of the bridge, only opened 19 months and passed safe by the Board of Trade, sent shock waves through the Victorian engineering profession and general public.

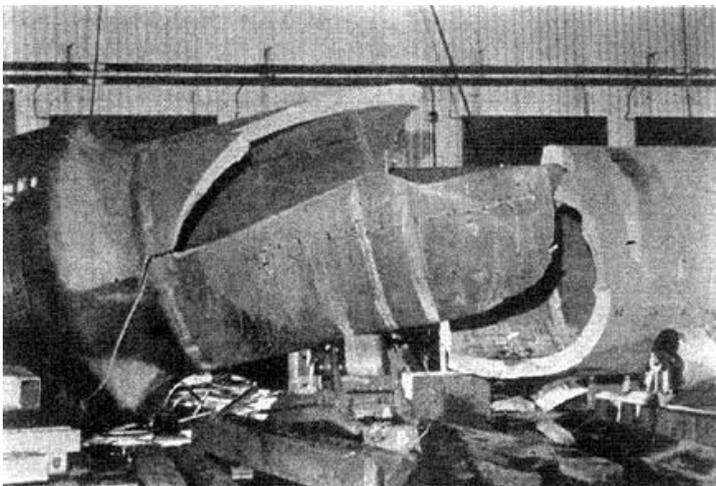


Abb. 3: Großer Druckbehälter → versagte schon bei der Wasserdruckprobe (USA), hohe Eigenspannungen

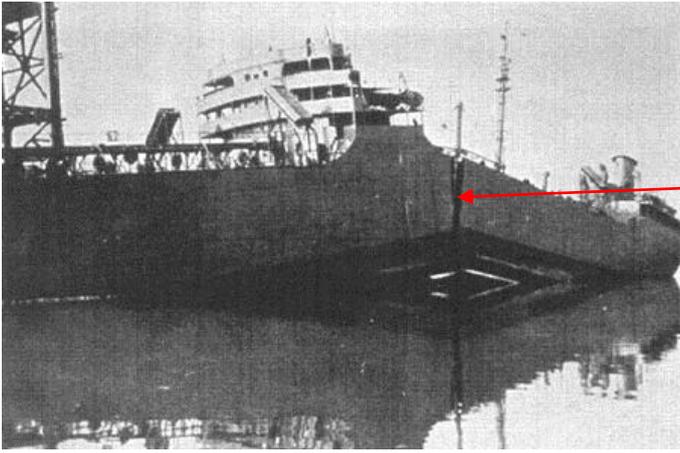


Abb. 4: Etliche Liberty-Schiffe (Truppen-transporter der USA im 2. Weltkrieg) zerbrachen. Ursache: Stahl mit zu geringer Zähigkeit sowie konstruktive Schwächen (Kerbwirkung). Diese wurde bei Raumtemperatur bestimmt. In kalten Gewässern lag die T unterhalb der Übergangs-T (Av-T-Kurve), d.h. der Werkstoff befand sich in der Tieflage....



Abb. 5: Die „Comet“ war das erste Passagierflugzeug, das mit Strahltriebwerken betrieben wurde. (England)

Die Auslegung der Fenster (Spannungsspitzen an den Ecken → Kerbwirkung) führte zur Rißbildung durch LCF. Flugzeugkörper (Dehnungen bei jedem Auf – und Abstieg) → Bullaugen...

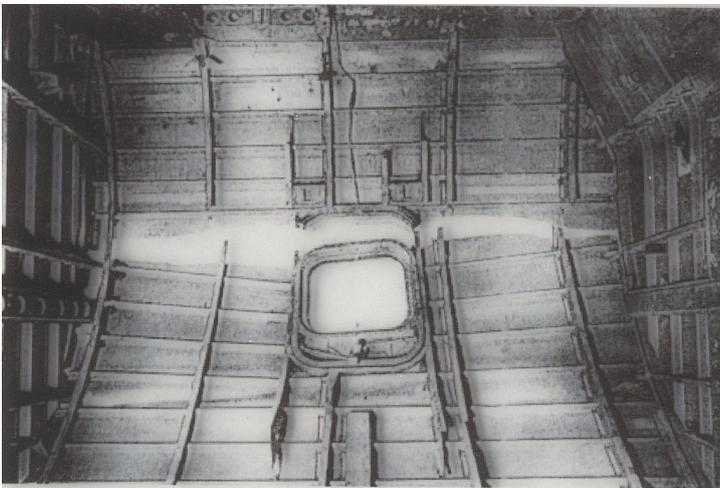


Abb. 6: Innenansicht → es gab mehrere Abstürze ! Diese Komet konnte noch landen..

⇒ In der deutschen Volkswirtschaft entfielen 2007 20,4 % der Kosten auf den Einsatz von Personal, 1,4 % auf den Energieverbrauch und **41,1 %** sind für **Material** aufzuwenden → Sparpotenzial !

Eine Veröffentlichung zum Thema finden Sie hier:

[Werkstoffe als Basis industrieller Produkte](#)

Klassische Werkstoffe

- Frühzeit
 - Stein
 - Holz
 - Knochen
 - Fell
- Ca. 5000 v. Chr. Au, Cu in gediegener Form
- Ca. 3000 v. Chr. Erster Goldguss
- Ca. 4300 v. Chr. Kupfer aus Erz
- Ca. 2000 v. Chr. Bronzeherstellung
- Ca. 1500 v. Chr. Zinn-Gewinnung
- Ca. 1600 v. Chr. Glas
- Ca. 1400 v. Chr. Messing
- Ca. 900 v. Chr. Stahlhärtung durch Abschrecken
- Römerzeit Anlassen von gehärtetem Stahl
- Ca. 600 Porzellan in China
- Bis in das 19. Jahrhundert war die Zahl der gängigen Ingenieurswerkstoffe begrenzt:
 - Stahl, Gusseisen, Kupfer, Messing, Bronze
 - Porzellan
 - Holz
 - Kautschuk

→ keine Kunststoffe !

Entwicklung der modernen Ingenieurswerkstoffe

- **Aluminium**
 - 1825 erstmals hergestellt
 - ca. 1870 großtechnische Herstellung
- **Titan**
 - 1791 erstmals dargestellt
 - 1946 technische Herstellung (Kroll Prozess)
- **Rostfreier Stahl**
 - 1821 Erste Proben
 - 1912 Patent von Krupp (V2A)
- **Keramik**
 - Ca. 1850 Porzellanisolatoren
- **Anorganisch-nichtmetallische Werkstoffe**
 - 1897 Zirkonoxid für Glühkörper
 - Ca. 1970 Technische Keramik
Struktur-, Funktions-, Biokeramik
 - 1986 Hochtemperatur Supraleiter
- **Gummi**
 - 1844 Patent zur Vulkanisierung (C. Goodyear)
- **Kunststoffe**
 - 1869 Celluloid
 - 1930 Polystyrol
 - 1931 Polyethylen
 - 1935 Polyamid (Nylon)
 - 1941 Methylcyanoacrylat (Sekundenkleber)

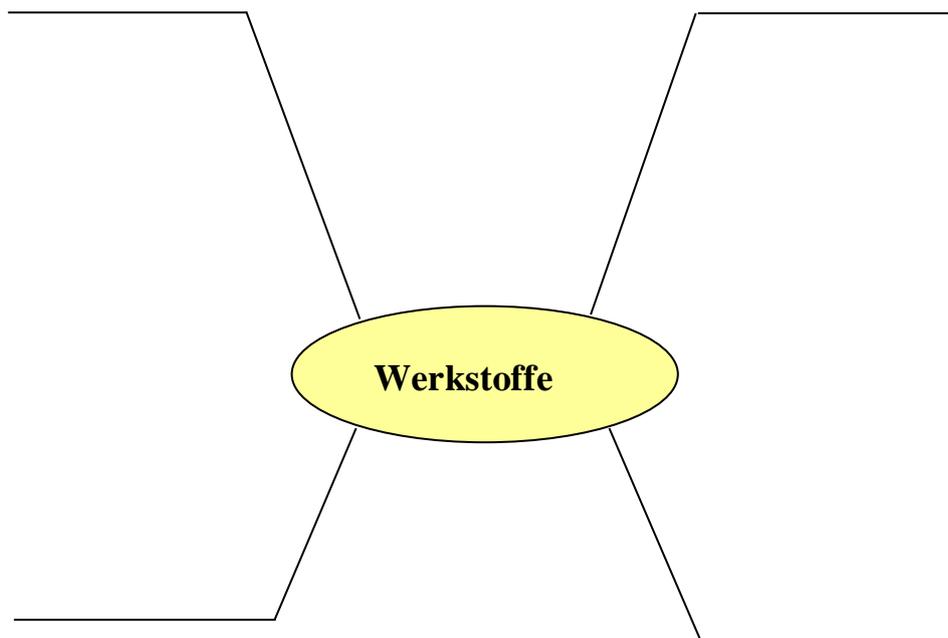
Definition Werkstoff:

Der ideale Werkstoff:

- Er besitzt eine hohe Haltbarkeit auch bei hohen Temperaturen und krassen Temperaturwechseln, zum Beispiel zur Verwendung bei Flugzeugturbinen.
- Er ist zäh und fest und damit für Bohrer und Fräsen geeignet.
- Er hat ein geringes Gewicht und läßt sich schwer verwinden - bestens geeignet für den Fahrzeugbau.
- Er setzt elektrischem Strom möglichst geringen Widerstand entgegen.
- Außerdem: Der Werkstoff ist billig, leicht zu verarbeiten, gut verfügbar und möglichst verschleißfest. Und rosten darf er natürlich auch nicht.

→ Dieser Werkstoff hat einen Nachteil:

Abb. 7: Werkstoffgruppen (mögliche Einteilung):



→ auch eine Kombination der verschiedenen Werkstoffklassen in einem Bauteil ist möglich

→ Verbundwerkstoffe

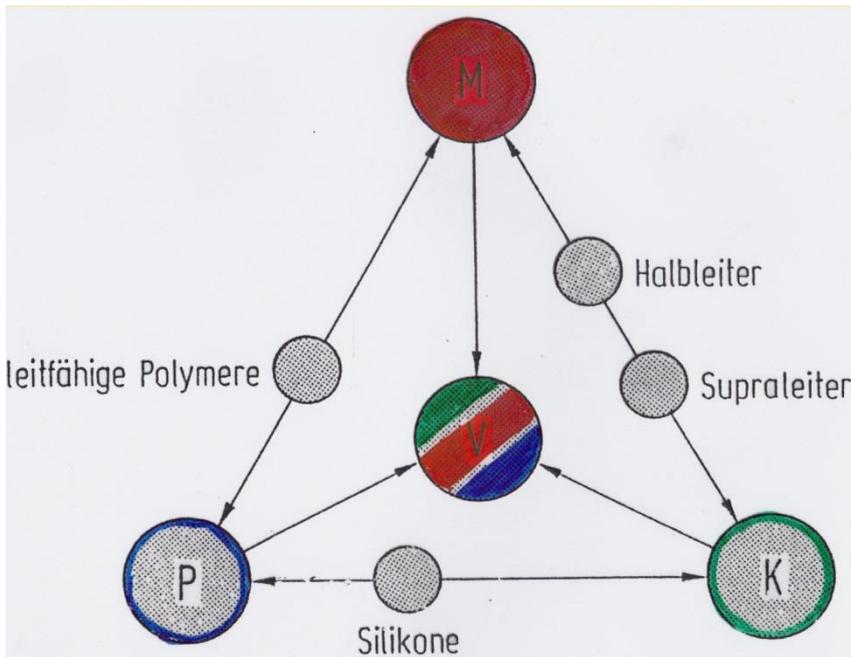


Abb. 8:
Werkstoffgruppen (weitere
mögliche Einteilung)

Eigenschaften eines Werkstoffs

chemisch:

physikalisch:

mechanisch:

technologisch:

lassen sich aus ihrem mikroskopischen und submikroskopischen Aufbau erklären !!!

⇔ Definition Werkstofftechnik:

- Die Kenntnis der mikroskopischen Vorgänge und Prozesse erleichtert das Verständnis der makroskopischen Werkstoffeigenschaften
 - Optimierung bestehender Werkstoffe
 - Entwicklung neuer Werkstoffe
- Problemlösungen im interdisziplinären Ansatz
 - Werkstoffkunde, Konstruktion, Fertigung

Dadurch wird es möglich:

- Produkte mit den gewünschten Gebrauchseigenschaften in kostengünstiger Weise herzustellen
- Dabei werden Kenntnisse integriert aus:
 - Chemie ++
 - Werkstoffkunde (Gebrauchseigenschaften) ++
 - Physik +++++
 - Rheologie (Fließverhalten)
 - Thermodynamik (Aufheiz und Abkühlprozesse)
 - Tribologie
 - Morphologie
 - Mathematik +
 - Produktions- und Betriebswirtschaft +++

Möglichkeiten durch neue Werkstoffe

An Fortschritte in fast allen industriellen Bereichen sind neue Werkstoffe beteiligt:

- Maschinenbau ⇒ hochfeste Stähle, Hartstoffbeschichtungen (TiN etc)...
- Automobilindustrie ⇒ Ventile, Bremsbeläge, Leichtmetalle...
- Energiegewinnung ⇒ HT-Werkstoffe...
- Informationstechnologie ⇒ Glasfasern, GaAs, Mu-Metall,
- Elektrotechnik: ⇒ Keramikgemische (Supraleitung), Supermagnete
- Raumfahrt: ⇒ Keramik, Leichtmetalle, PTFE
- Medizin: ⇒ Implantate, Dentaltechnik, Optik
- verschiedene: hochlegierte CrNi-Stähle ⇒ Korrosion, HT, TT
- verschiedene: Nanotechnologie ⇒ Lotuseffekt, Reifen...

....Fahrräder, Formel 1, Teleskope, Fensterscheiben (Dämmung), ...

oft ist nur eine andere Struktur (Anordnung der Atome) bei gleicher chemischer Zusammensetzung oder nur eine (evtl. sehr dünne) Oberflächenschicht für die Wirkung erforderlich.

1.2 Kleine Materialauswahl an „neuen Werkstoffen“

Adaptive Materialien

Sensoren, Aktuatoren oder Regler, die beispielsweise in lasttragenden Bauteilen strukturkonform integriert werden. Dafür eignen sich Piezokeramiken, insbesondere das Blei (Pb)-Zirkonium (Zr)-Titan (Ti)-System (PZT). Man hat es hier mit selbstregelnden Mechanismen zu tun, die sich unterschiedlichen Betriebsbedingungen anpassen können.

Bio-Keramik

Geeignet für den prothetischen Ersatz von Gelenken und Zahnersatz. Es werden hauptsächlich Aluminiumoxid und Zirkoniumoxid benutzt. Diese Keramiken besitzen eine ausgezeichnete Gewebeerträglichkeit, große Verschleißfestigkeit und hohe Korrosionsbeständigkeit.

Fullerene

Neben Diamant und Graphit eine weitere Modifikation des Kohlenstoffs. Der Urtyp enthält 60 Kohlenstoffatome in einer kugelförmigen (fußballähnlichen) Anordnung, die durch 12 Fünfeck- und 20 Sechsecksegmente gebildet wird. Fullerene können sich unter bestimmten Bedingungen wie Isolatoren, Leiter, Halbleiter oder Supraleiter verhalten

Gradientenwerkstoffe

Verbundwerkstoffe mit einer kontinuierlichen Variation der Materialeigenschaften. Z.B. Erzeugung von Gradienten bestimmter mechanischer Eigenschaften (Moduli, Härte, Verschleißfestigkeit) über der Länge oder Dicke eines Bauteils

Hochleistungskeramik, Beispiel s. nächste Seite

Die Oxide, Nitride, Boride, Carbide und Silicide zahlreicher Elemente gehören zu dieser Gruppe. Sie halten besonders hohe Temperaturbeanspruchungen sowie große mechanische, chemische und elektrische Belastungen aus. Hauptanwendungsfelder sind Elektro-, Medizin- und Verfahrenstechnik, Mikroelektronik, Automobil- und Motorenbau, Hausgeräte etc.

Hochtemperatursupraleiter (HTS)

Bestimmte keramische Verbindungen, z.B. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$, kurz YBZO) zeigen wesentlich höhere Sprungtemperaturen (bis zu 135 K), so dass man mit einer Kühlung durch flüssigen Stickstoff auskommt.

Die Herstellung von Drähten und Bändern bereitet noch immer Schwierigkeiten. Siemens hat kürzlich den ersten Hochtemperatursupraleiter-Motor Europas vorgestellt.

Memorylegierungen

Materialien mit Formgedächtnis. Einer der bekanntesten Vertreter sind Nickel-Titan-Legierungen (NITINOL). Wird beispielsweise ein verformter Draht einer solchen Legierung gestreckt, so kehrt er nach Erwärmung stets wieder in seine ursprüngliche Form zurück, d.h. das Material "erinnert" sich an seine frühere Form

Metallische Gläser (oder amorphe Metalle)

Amorphe, mehrkomponentige Legierungen, die aus der Schmelze bei niedrigen Abkühlraten erstarren. Meist handelt es sich um Legierungen von Eisen, Kobalt, Nickel, Bor und Silizium. Diese Legierungen zeigen größere Festigkeiten und Härten als andere Metalle sowie hohe Korrosionsbeständigkeit

Metallschäume

Hochporöse Metalle (z.B. Aluminium oder Stahl), deren Porengröße und Porenverteilung durch den Herstellprozess einstellbar sind. Stahlschäume können Energie beim Aufprall vernichten, gegen Schall und Wärme isolieren, haben ein hohes mechanisches Dämpfungsvermögen, sind sehr steif und leicht wiederzuverwerten

Ormocere @

Anorganisch-organische Hybridpolymere, die aus einem Silizium-Sauerstoffnetz bestehen, in das vernetzte organische Molekülgruppen eingebaut sind. Beispielsweise können sie spröde wie Glas oder flexibel wie Gummi, aber auch völlig gasdicht oder hochdurchlässig sein. Sie eignen sich für das Beschichten von Behältern oder für Verpackungsfolien. Weitere Anwendungsfelder sind: Mikroelektronik, Optik, Photonik, Medizintechnik

Polyactid (PLA)

Kunststoff, der aus Pflanzen hergestellt wird, wie z.B. Maiszucker. Anwendung als Verpackungsmaterial, Hygieneprodukte, Bekleidung und Einrichtungsgegenstände

SQUID

Supraleitender **Quanteninterferenz Detektor**, der aus besonders dünnen Schichten von supraleitendem Material aufgebaut ist. Damit können winzigste Magnetfelder gemessen werden. Findet Anwendung bei der Prospektion von Bodenschätzen, zerstörungsfreier Werkstoffprüfung sowie der Messung von Hirn- und Herzströmen.

Beispiel: Keramiklager

Werkstoff: SiN

Einsatz: in der Treibstoffpumpe des Spaceshuttle (flüssiger H₂)

Daten: Pumpenleistung: 75000 PS, n = 36200 min⁻¹, T ca. -250 °C !!!

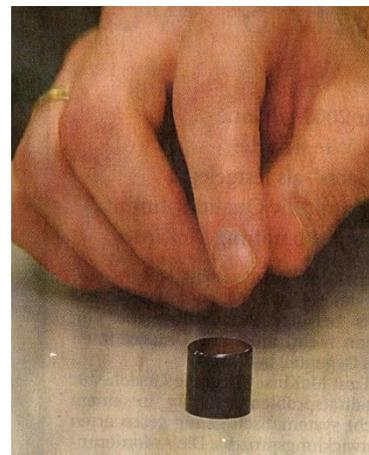
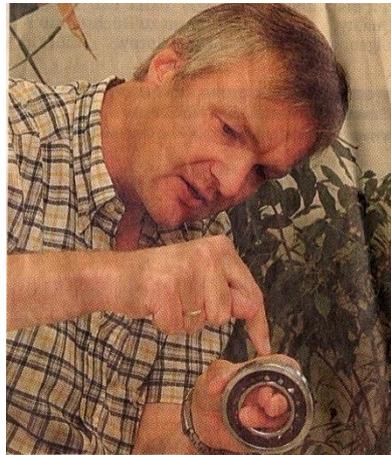
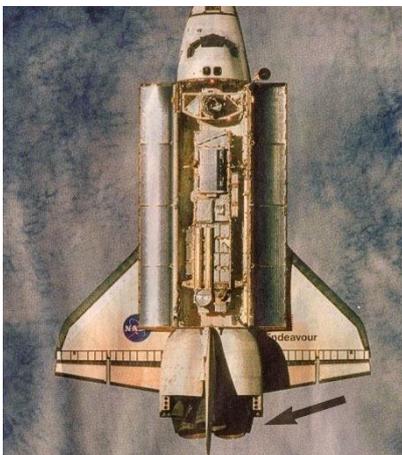


Abb. 9: Keramik ersetzt Stahl

6 Jahre Entwicklungszeit [Oberfläche gehärtet und vorgespannt (Druck)]

Bearbeitung nur durch ausgesuchte Diamantsorten möglich

Kosten: ca. 250 DM/Stück (im Spaceshuttle ca. 40 Rollen nötig)

Lagerschalen noch aus Stahl

Vorteile gegenüber Stahl:

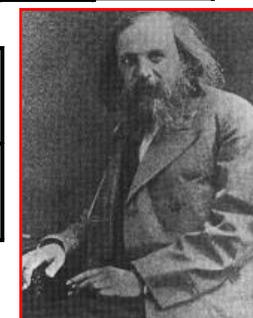
- 60 % leichter
- 12-fache Lebensdauer
- ca. 12 Mio \$ Kostenersparnis (bei Austausch der Lagerrollen)

weitere Beispiele in der VL und im Aufsatz „Neue Werkstoffe“ auf meiner Homepage#

2. Chemische Grundlagen: 2.1 Das Periodische System der Elemente (PSE)

| Periode | | | | | | | | | | | | | | | | | VIII-18 | |
|---------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------|------------|-------------|-----------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|
| P. | I-1 | Gruppe | | | | | | | | | | III-13 | IV-14 | V-15 | VI-16 | VII-17 | VIII-18 | |
| 1 | 1 H | II 2 | | | | | | | | | | | III 13 | IV 14 | V 15 | VI 16 | VII 17 | 2 He |
| 2 | 3 Li | 4 Be | | | | | | | | | | | 5 B | 6 C | 7 N | 8 O | 9 F | 10 Ne |
| 3 | 11 Na | 12 Mg | IIIA 3 | IVA 4 | VA 5 | VIA 6 | VIIA 7 | VIIIA 8 | VIIIA 9 | VIIIA 10 | IA 11 | IIA 12 | 13 Al | 14 Si | 15 P | 16 S | 17 Cl | 18 Ar |
| 4 | 19 K | 20 Ca | 21 Sc | 22 Ti | 23 V | 24 Cr | 25 Mn | 26 Fe | 27 Co | 28 Ni | 29 Cu | 30 Zn | 31 Ga | 32 Ge | 33 As | 34 Se | 35 Br | 36 Kr |
| 5 | 37 Rb | 38 Sr | 39 Y | 40 Zr | 41 Nb | 42 Mo | 43 Tc | 44 Ru | 45 Rh | 46 Pd | 47 Ag | 48 Cd | 49 In | 50 Sn | 51 Sb | 52 Te | 53 I | 54 Xe |
| 6 | 55 Cs | 56 Ba | * * | 72 Hf | 73 Ta | 74 W | 75 Re | 76 Os | 77 Ir | 78 Pt | 79 Au | 80 Hg | 81 Tl | 82 Pb | 83 Bi | 84 Po | 85 At | 86 Rn |
| 7 | 87 Fr | 88 Ra | ** ** | 104 Rf | 105 Db | 106 Sg | 107 Bh | 108 Hs | 109 Mt | 110 Ds | 111 Rg | 112 Uub | 113 Uut | 114 Uuq | 115 Uup | 116 Uuh | 117 Uus | 118 Uuo |

| | | | | | | | | | | | | | | | | |
|-------------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Lanthanoide | * * | 57 La | 58 Ce | 59 Pr | 60 Nd | 61 Pm | 62 Sm | 63 Eu | 64 Gd | 65 Tb | 66 Dy | 67 Ho | 68 Er | 69 Tm | 70 Yb | 71 Lu |
| Actinoide | ** ** | 89 Ac | 90 Th | 91 Pa | 92 U | 93 Np | 94 Pu | 95 Am | 96 Cm | 97 Bk | 98 Cf | 99 Es | 100 Fm | 101 Md | 102 No | 103 Lr |

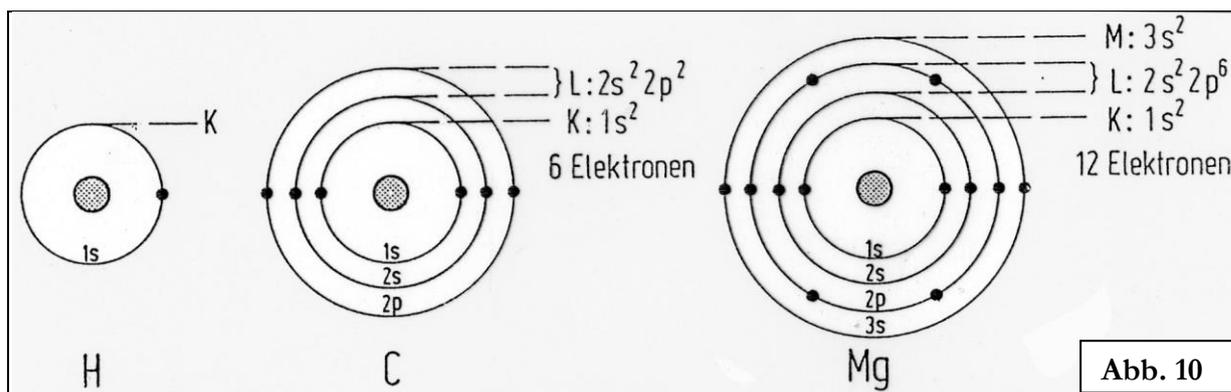


Nichtmetalle

Übergangsmetalle

Metalle

2.1.1 Atomaufbau und PSE



| Schale | K | L | M | N | O | P | Q |
|------------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| n = | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |

n = Hauptquantenzahl \Rightarrow **n Unterschalen**

Einstufung der Orbitale der Schalen K bis Q in die Unterschalen s, p, d und f

| Schale | n | Unterschale s | Unterschale p | Unterschale d | Unterschale f |
|--------|---|---------------|----------------|----------------|----------------|
| K | 1 | 1 1 s-Orbital | | | |
| L | 2 | 1 2 s-Orbital | 3 2 p-Orbitale | | |
| M | 3 | 1 3 s-Orbital | 3 3 p-Orbitale | 5 3 d-Orbitale | |
| N | 4 | 1 4 s-Orbital | 3 4 p-Orbitale | 5 4 d-Orbitale | 7 4 f-Orbitale |
| O | 5 | 1 5 s-Orbital | 3 5 p-Orbitale | 5 5 d-Orbitale | 7 5 f-Orbitale |
| P | 6 | 1 6 s-Orbital | 3 6 p-Orbitale | 5 6 d-Orbitale | |
| Q | 7 | 1 7 s-Orbital | | | |

1, 3, 5, 7 = Anzahl der Orbitale \rightarrow

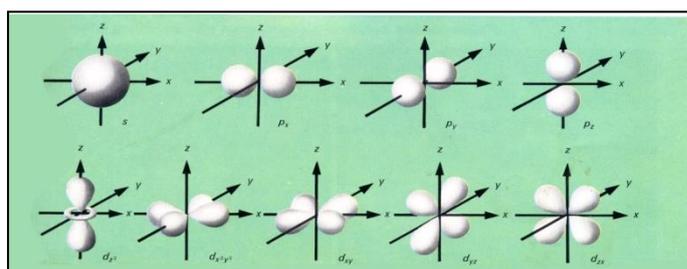


Abb. 11: Orbitale beim H-Atom

Für eine Unterschale s ist **l = 0**
max. $2 e^-$

\Rightarrow

Für eine Unterschale p ist **l = 1**
max. $6 e^-$

\Rightarrow

Für eine Unterschale d ist **l = 2**
max. $10 e^-$

\Rightarrow

Für eine Unterschale f ist **l = 3**
max. $14 e^-$

\Rightarrow

$$n e^- = 2 (2l + 1)$$

(l = Nebenquantenzahl
(Bahndrehimpuls))

Aufbau der Elektronenschalen

| | In einer Schale der Hauptquantenzahl n | In einer Unter-schale der Nebenquantenzahl l | in einem Orbital |
|-------------------------|--|--|------------------|
| Anzahl der Unterschalen | n | | |
| Anzahl der Orbitale | n^2 | $2l + 1$ | |
| Anzahl der Elektronen | $2 n^2$ | $2(2l + 1)$ | 2 |

+ Spinquantenzahl $m_s = \pm 1/2$

+ Magnetquantenzahl $m_l = 0, \pm 1, \pm 2, \pm 3, \dots \pm l$

Jeder Elektronenzustand (Energie -), definiert durch die Quantenzahlen n, l, m_s und m_l tritt in einem Atom nur 1x auf \Rightarrow " _____ "

\Rightarrow gilt für Fermionen: $m_s = \pm 1/2$ (Bosonen $\Rightarrow m_s = \pm 1$)

(Beispielrechnungen in VL)

Beispiele für die Kurzbezeichnung der Elektronenkonfiguration:

| Element | Kurzbezeichnung |
|---------|-------------------------------------|
| Cl | $1 s^2, 2 s^2, 2 p^6, 3 s^2, 3 p^5$ |
| Ar | $1 s^2, 2 s^2, 2 p^6, 3 s^2, 3 p^6$ |
| Fe | $[Ar] 3 d^6, 4 s^2$ |

Wer sich für die (bisher bekannten) Hintergründe des Aufbaus der Materie interessiert, dem kann evtl. das Buch „Quantenuniversum, Die Welt der Wellen und Teilchen“ aus dem Verlag „Spektrum der Wissenschaften“ weiterhelfen (populärwissenschaftliche Quantenphysik)

Zwischengruppenelemente ⇨ Energieniveau-Schema

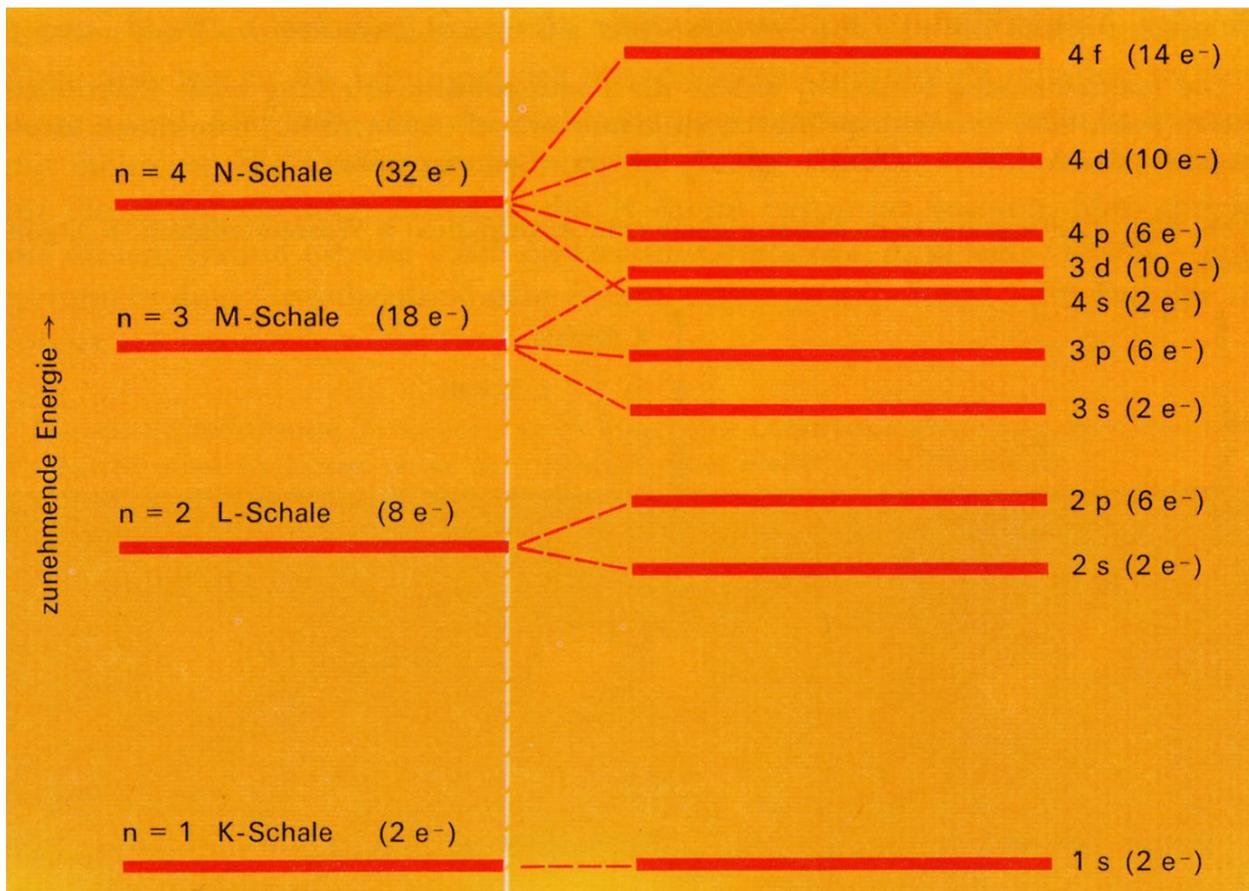


Abb. 12: Energieniveauschema

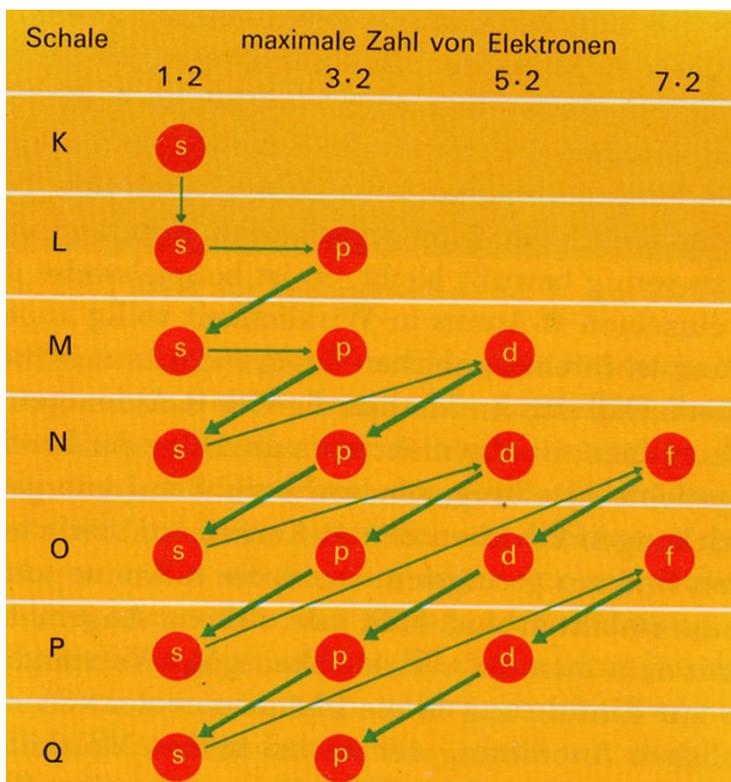
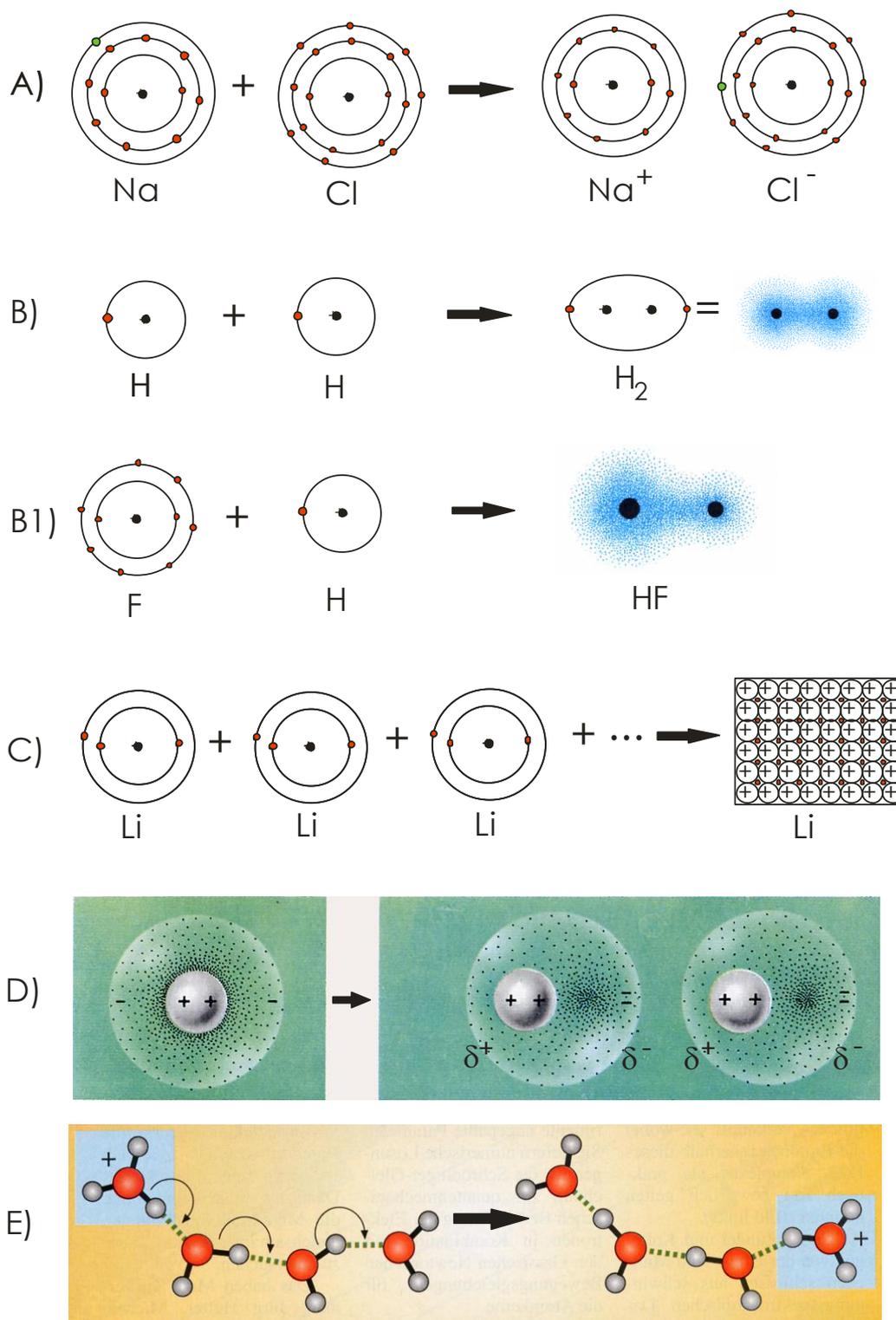


Abb. 13:
Reihenfolge, in welcher die verschiedenen Energiezustände aufgefüllt werden

2.2 Chemische Grundlagen: Bindungsarten

Außer den Edelgasen ist die gesamte Materie und damit auch alle Werkstoffe aus Molekülen zusammengesetzt, die wiederum aus Atomen (\rightarrow PSE, s.o.) bestehen. In den Molekülen sind die Atome durch bestimmte Kräfte miteinander verbunden. Dies geschieht freiwillig, da die Atome dabei einen niedrigeren E-Zustand erreichen. Ziel ist dabei das Erreichen der Edelgaskonfiguration ($8 e^-$ auf der Außenschale \rightarrow PSE).

Man unterscheidet die folgenden Bindungsarten \rightarrow Abb. 14:



A) **Ionenbindung** → Bindung zwischen

B) **e⁻-Paar-Bindung** → Bindung zwischen

B1) **e⁻-Paar-Bindung** zwischen ungleichen Partnern →

C) **Metallbindung** → zwischen

D) **van-der-Waals-Bindung** → zwischen

E) **H-Brücken-Bindung** → zwischen

Für die Eigenschaften der **Metalle** ist die Metallbindung entscheidend.

Für die der **Kunststoffe** sind die e⁻-Paarbindung (Hauptvalenz) in den Molekülketten und die van-der-Waals- sowie die H-Brückenbindung (Nebervalenzen) zwischen den Molekülketten entscheidend.

Diese beiden Bindungsarten werden in Teil 2 der Vorlesung „Kunststoffe“ (evtl. bei Dr. Appel) näher besprochen.

3. Normgerechte Bezeichnung der Stähle/1 (alte Norm, DIN 17006)

zu diesem Kapitel s auch „[Werkstoffbezeichnung alt + neu.pdf](#)“ auf meiner Homepage

| M A St 44 6 N | | | | |
|---|--|--|--|---|
| Erschmelzungsart (Kennbuchstabe) | Ureigenschaften (Kennbuchstabe) | Kern der Benennung gebildet | Gewährleistungsumfang (Kennziffer) | Behandlungszustand (Kennbuchstabe) |
| B = Bessemer Stahl | A = alterungsbeständig | 1. nach der Festigkeit Kennzeichen: St, Zugfestigkeitskennzahl z. B.: St 44 oder Kennzeichen: StE, Mindeststreckgrenze z. B.: StE 285 | ohne = Falt- oder Stauchversuch (einmal für jede Charge) 1 = Streckgrenze 2 = Falt- oder Stauchversuch 3 = Kerbschlagzähigkeit | A = angelassen |
| E = Elektrostahl allgemein | L = laugenrißbeständig | | | B = behandelt auf beste Bearbeitbarkeit bei der Zerspannung |
| I = Elektrostahl aus dem Induktionsofen | P = zum Gesenkschmieden geeignet | 2. nach der Analyse Symbol für Kohlenstoff, Kohlenstoffkennzahl z. B.: C 45 oder Kohlenstoffkennzahl, Symbole der Legierungselemente, Legierungskennzahlen, z. B.: 13 CrMo 44 oder Vorbuchstabe „X“, Kohlenstoffkennzahl, Symbole der Legierungselemente, Legierungskennzahlen, z. B.: X 10 CrNiTi 18 10 | 4 = Streckgrenze und Falt- oder Stauchversuch 5 = Falt- oder Stauchversuch und Kerbschlagzähigkeit 6 = Streckgrenze und Kerbschlagzähigkeit 7 = Streckgrenze und Falt- oder Stauchversuch und Kerbschlagzähigkeit 8 = Warmfestigkeit oder Dauerstandfestigkeit 9 = elektrische oder magnetische Eigenschaften | E = einsatzgehärtet |
| LE = Elektrostahl aus dem Lichtbogenofen | Q = kaltstauchbar (quetschbar, kaltverformbar) | | | G = weichgeglüht |
| M = Siemens-Martin-Stahl | R = beruhigt und halbberuhigt vergossen | 3. ohne feste Systematik z. B.: HI, St 14, St 2 | | H = gehärtet |
| T = Thomasstahl | RR = besonders beruhigt vergossen | | | HF = Oberfläche flammgehärtet |
| Ti = Tiegelstahl | S = schmelzschweißbar | | | HI = Oberfläche induktionsgehärtet |
| W = nach Sonderverfahren erblasener Stahl | T = kaltzäh | | | K = kaltverformt (kaltgewalzt, kaltgezogen und dgl.) |
| Y = Sauerstoffaufblasstahl | U = unberuhigt vergossen | | | N = normalgeglüht |
| | W = warmfest | | | NT = nitriert |
| | WT = wetterfest | | | S = spannungsarmgeglüht |
| | Z = ziehbar, für Ziehzwecke geeignet | | | TM = thermomechanisch behandelt |
| | | | | U = unbehandelt |
| | | | | V = vergütet |

Abb. 15:: Stahlbezeichnung alt

| | | |
|-----------------------------------|--|-------------------|
| Legierungselement | Legierungskennzahlen für niedrigleg. St. | Kunst-Merkwörter: |
| Ni, Mn, Cr, Si, Co, W | | |
| Al, Cu, Mo, Ta, Ti, V, Nb, Zr, Be | | |
| P, S, N, C, Ce, B | | |

Übungsbeispiele s. VL und nächste Seite:

Übung: Bezeichnung der Eisenwerkstoffe → in VL + auf dieser Seite

nach der Zugfestigkeit:

nach der Streckgrenze:

nach der Analyse:

-- unlegierte Stähle

-- niedriglegierte Stähle

-- hochlegierte Stähle

wie EN 10027

Schnellarbeitsstähle:

nach Werkstoffnummern:

Gußwerkstoffe:

ohne feste Systematik: HI, HII

Hier finde ich Werkstoffbezeichnungen und –eigenschaften und –hersteller:

Normgerechte Bezeichnung der Stähle/2 (neue Norm, DIN EN 10027)

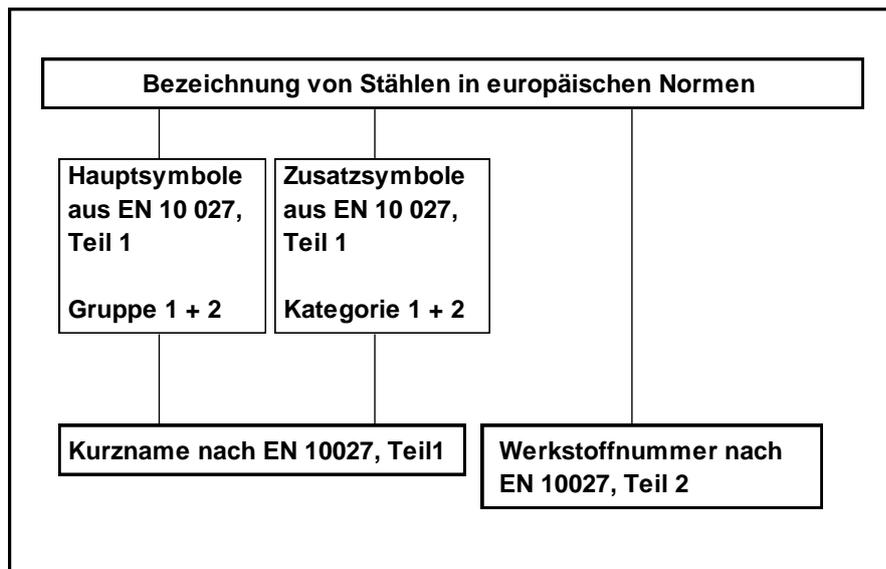


Abb. 16: Stahlzeichnung neu

1) Werkstoffkurznamen nach DIN EN 10 027-1 (Übungsbeispiele s. VL)

Europäische „Stahlregistratur“ beim VdEh hat ca. 2600 Stähle erfaßt:

- DIN EN 10 027, T1: Hauptsymbole und Kurznamen für Stähle
- DIN EN 10 027, T2: Werkstoffnummern für Stähle (wie s.o.)

Hauptsymbole der Kurznamen

Gruppe 1: (Hinweise auf die Verwendung und die mechan. oder physikal. Eigenschaften, z.B.)

| | | |
|---|---------------------------------|---------------------------------------|
| S | Stähle für den Stahlbau | (Structural...) |
| P | Stähle für den Druckbehälterbau | (Pressure...) |
| E | Stähle für den Maschinenbau | (Engineering...) |
| L | Stähle für Leitungsrohre | |
| C | kaltgewalzte Flacherzeugnisse | (Cold rolled...) |
| B | Betonstähle | |
| | evtl. vorgestellt: | G ⇒ Stahlguß |
| | nachgestellt: | nnn ⇒ R_{pmin} in N/mm ² |

Gruppe 2: (Hinweise auf die chemische Zusammensetzung)

- ⇒ unlegierte Stähle
 - ⇒ niedriglegierte Stähle
 - ⇒ hochlegierte Stähle
 - ⇒ Schnellarbeits-Stähle
- } ähnlich wie DIN 17006, s.o.

Zusatzsymbole für Stähle für den Stahlbau (S)

- Kategorie 1 (Mindest-Kerbschlagarbeit bei best. T, Teiltabelle)

| 27 J | 40 J | 60 J | T in °C |
|------|------|------|---------|
| JR | KR | LR | +20 |
| J0 | K0 | L0 | 0 |
| J2 | K2 | L2 | -20 |
| J3 | K3 | L3 | -30 |
| J4 | K4 | L4 | -40 |

M thermomechanisch gewalzt

N normalgeglüht

Q vergütet

Wenn erforderlich: G → andere Merkmale, evtl. mit 1 oder 2 angehängt. Ziffern

□ Kategorie 2 (besondere Eigenschaften oder Eignung, z.B.):

C mit besonderer Kaltumformbarkeit

D für Schmelztauchüberzüge

E für Emaillierung etc...

Beispiele für Kurznamen (S- und P-Stähle)

| EN-Norm Nummer | Kurzname nach EN 10027 | Kurzname nach DIN 17006 |
|----------------|------------------------|-------------------------|
| 10 025 | S235 JR | St 37-2 |
| | S235 JRG1 | USt 37-2 |
| | S235 JRG2 | RSt 37-2 |
| | S235 J0C | QSt 37-3 U |
| | S235 J2G3 + N | St 37-3 N |
| | S355 J2G3 + N | St 52-3 N |
| | E335 | St 60-2 |
| 10 113 | S275 N | StE285 |
| | S420 ML | T StE 420 TM |
| 10 155 | S355 J2G1W | WT St 52-3 |
| 10 028 | P265GH | H II |
| | P295GH | 17 Mn 4 |
| | P460NH | W StE 460 |
| | 13CrMo4-5 | 13 CrMo 4 4 |
| 10 137 | S550QL | T StE 550 V |
| 10 213 | GP240 | GS 45 |

DIN EN 10 025: Warmgewalzte Erzeugnisse aus unlegierten Baustählen (Allg. Baust.)

DIN EN 10 113: Warmgewalzte Erzeugnisse aus schweißgeeigneten FK-Baustählen

DIN EN 10 155: Wetterfeste Baustähle - Technische Lieferbedingungen

DIN EN 10 028 T2: Warmfeste Druckbehälterstähle (ehem. DIN 17 155)

DIN EN 10 137: Vergütete Bleche aus Baustählen mit hoher Streckgrenze

DIN EN 10 213: Stahlguss für Druckbehälter

Beispiele für Kurznamen: Gußwerkstoffe

| Kurzzeichen (europäische Normung EN) | altes Kurzzeichen (DIN) | <u>Werkstoffbeschreibung</u> |
|--------------------------------------|-------------------------|---|
| <u>EN-GJL-200</u> | GG-20 | Graues Gußeisen mit Lamellengraphit, Benennung nach der Festigkeit; Zugfestigkeit $R_m \geq 200 \text{ N/mm}^2$ |
| EN-GJL-H195 | GG-190 HB | Graues Gußeisen mit Lamellengraphit, Benennung nach der Härte; Brinellhärte $HB \geq 195$ |
| EN-GJS-400-15 | GGG-40 | Gußeisen mit Kugelgraphit; Zugfestigkeit $R_m \geq 400 \text{ N/mm}^2$, Bruchdehnung $A \geq 15 \%$ |
| EN-GJMB-350-10 | GTS-35-10 | Schwarzer Temperguß; $R_m \geq 350 \text{ N/mm}^2$, $A \geq 10 \%$ |
| EN-GJMW-400-5 | GTW-40-05 | Weißer Temperguß; $R_m \geq 400 \text{ N/mm}^2$, $A \geq 5 \%$ |
| GP240 | GS-45 | Stahlguß, unlegiert, für Druckbehälter; $R_e \geq 240 \text{ N/mm}^2$ |
| GX12Cr13 | G-X12Cr13 | Stahlguß, legiert; 0,12% C, 13% Cr |

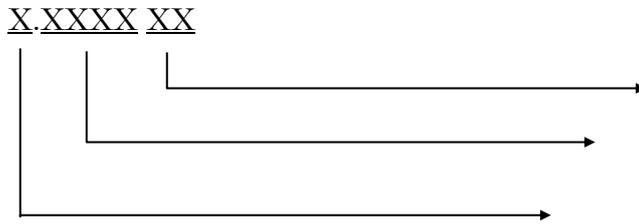
Den Gußeisenbezeichnungen steht "EN" für europäische Norm vorweg (nicht den Stahlgußsorten). Die nachfolgenden Buchstaben bedeuten:

| | |
|---|--|
| G | Gußwerkstoff |
| J | Eisenguß (engl.: Iron; statt 1 ein J, um die Verwechslung mit der Zahl 1 auszuschließen) |
| L | lamellarer Graphit (engl.: lamellar) |
| s | Kugelgraphit (s = sphärolitisch) |
| M | Temperguß, duktil (engl.: malleable = verformbar) |
| B | schwarzer Temperguß (engl. black) |
| W | weißer Temperguß (engl. white) |
| H | nachfolgend die Mindesthärte (engl. hardness) |

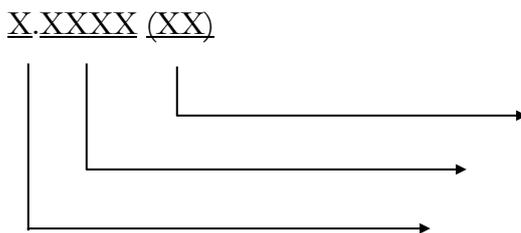
Stahlguß wird wie bisher durch die dem G (für Gußwerkstoff) nachfolgende Stahlsorte benannt.

2.) Werkstoffnummern nach DIN EN 10 027-2

Die Werkstoffbezeichnung nach einem Nummernsystem gilt für Stähle sowie für Nichteisenmetalle und Nichtmetallische Werkstoffe. Sie besteht aus einer 7-teiligen Ziffernfolge:



für Stähle gilt:



Zuordnung der Stahlgruppennummer (Auswahl):

| unlegierte Stähle | | legierte Stähle | |
|-------------------|------------------------|-----------------|--------------------------|
| 00 | Grundstähle | 08-09 | legierte Qualitätsstähle |
| 01-07 | unleg. Qualitätsstähle | 20-29 | Werkzeugstähle |
| 10-19 | Edelstähle | 40-49 | chem. beständige Stähle |
| | | 50-89 | Bau- u. Behälterstähle |

Beispiel: 1.2080:

- 1 = Stahl
- 20 = Stahlgruppennummer für Werkzeugstähle
- 80 = Zählnummer für X210Cr12

Mögliche Einteilung der Stähle:

| Name | Werkstoff-Nr. | Anzahl (ca.) |
|---|------------------------------------|--------------|
| Grundstahl | 1.00.. | 36 |
| Qualitätsstahl | 1.01.. – 1.09.. | 554 |
| Edelbaustahl (unlegiert) | 1.10.. – 1.13.. | 195 |
| Werkzeugstahl (unlegiert) | 1.15.. – 1.18.. | 19 |
| Werkzeugstahl (legiert) | 1.20.. – 1.28.. | 205 |
| Schnellarbeitsstahl | 1.32.. – 1.33.. | 30 |
| Verschleißfester Stahl | 1.34.. | 6 |
| Wälzlagerstahl | 1.35.. | 30 |
| Werkst. mit bes. physik. Eig. | 1.36.. – 1.39.. | 100 |
| Nichtrostender Stahl | 1.40.. – 1.45.. 2.40.. – 2.45.. | 313 |
| Hochwarmfester Stahl und Ni-Basis-Legierungen | 1.46.. 2.46.. | 88 |
| Hitzebeständiger Stahl | 1.47.. – 1.48.. 2.47.. - 2.48.. | 132 |
| Hochwarmfester Stahl und Legierungen | 1.49.. 2.49.. | 68 |
| Edelbaustahl (legiert) | 1.50.. – 1.85.. | 477 |
| Hochfester, schweißgeeigneter Baustahl | 1.87.. – 1.89.. | 198 |
| | Summe | 2451 |

Quelle: ⇨ „Stahlschlüssel 1998“

Zum Kapitel „Bezeichnung der Stähle“ können Sie eine ergänzende Veröffentlichung unter [„**Stahlbezeichnung \(nach EN 10025\)**“](#) auf meiner Homepage finden.

Beispiele zu den Stahlgruppennummern *

| Werkstoff- Nummer | Kurzname nach EN 10027 | Kurzname nach DIN ... |
|----------------------|------------------------|-----------------------|
| 1. 28 | S250G1T | USt 34-2 |
| 1. 36 | S250JRG1 | USt 37-2 |
| 1. 60 | E335 | St 60-2 |
| 1. 14 | S235J0 | St 37-3 |
| 1. 22 | S235JRG2C | RQSt 37-2 |
| 1. 81 | P295GH | 17 Mn 4 |
| 1. 15 | 9SMn28 | 11SMn30 |
| 1. 36 | G24Mn4 | GS-24 Mn 4 |
| 1. 51 | C70D2 | D 70-3 |
| 1. 10 | 115CrV3 | 115CrV3 |
| 1. 67 | X45NiCrMo4 | X45NiCrMo4 |
| 1. 84 | X210CrCoW12 | X210CrCoW12 |
| 1. 02 | S 12-1-4-5 | HS 12-1-4-5 |
| 1. 02 | X110Mn14 | X110Mn14 |
| 1. 36 | 100CrMo7-3 | 100CrMo7 3 |
| 1. 00 | X6Cr13 | X6Cr13 |
| 1. 01 | X5CrNi18-10 | X5CrNi18 10 |
| 1. 76 | X6CrNiMoTi17-12-2 | X6CrNiMoTi17 12 2 |
| 1. 41 | X2CrAlTi18-2 | X2CrAlTi18-2 |
| 1. 5 | 16Mo3 | 15 Mo 3 |
| 1. 37 | 12Ni14 | 10 Ni 14 |
| 1. 62 | X8Ni9 | X8 Ni 9 |
| 1. 59 | 51CrV4 | 50 CrV 4 |
| 1. 33 | S960QL | TStE 960V |
| 2. 52 | NiCr20TiAl | NiCr20TiAl (Fe<1,5%) |

Werkstoffhauptgruppennummern (vorläufig)

| Ziffer | | Hauptgruppe |
|----------------|----------|-------------------------------|
| 0 und 1 | | Eisen und Stahl |
| | 0 | Roheisen und Ferrolegierungen |
| | 1 | Stahl |
| 2 und 3 | | Nichteisenmetalle |
| | 2 | Schwermetall (außer Eisen) |
| | 3 | Leichtmetall |
| 4 bis 8 | | Nichtmetallische Werkstoffe |
| 9 | | frei für interne Benutzung |

Einteilung der Hauptgruppen 2 und 3 (DIN 17007 T4)

| Werkstoffnummernbereiche | NE-Grundmetalle |
|--------------------------|-------------------------|
| 2.0000 bis 2.1799 | Cu |
| 2.1800 bis 2.1999 | Reserve |
| 2.2000 bis 2.2499 | Zn, Cd |
| 2.2500 bis 2.2999 | Reserve |
| 2.3000 bis 2.3499 | Pb |
| 2.3500 bis 2.3999 | Sn |
| 2.4000 bis 2.4999 | Ni, Co |
| 2.5000 bis 2.5999 | Edelmetalle |
| 2.6000 bis 2.6999 | hochschmelzende Metalle |
| 3.0000 bis 3.4999 | Al |
| 3.5000 bis 3.5999 | Mg |
| 3.7000 bis 3.7999 | Ti |

Beispiel: 3.3315:

3.2 Aluminiumwerkstoffe

1. Knetlegierungen (EN AW-, W = *wrought*)

Nach der europäischen Norm DIN EN 573-1 wird ein Vier-Ziffern-System verwendet, das sich an dem der „Aluminium Association“ (AA) anlehnt. Die erste Ziffer ist für das wichtigste Element reserviert, die zweite steht für die erlaubten Abweichungen von der Nominalzusammensetzung. Die letzten beiden Ziffern geben diverse weitere Legierungselemente an oder charakterisieren die Reinheit.

EN AW-1xxx (Al > 99Masse-%): technisch reines Al, korrosionsbeständig, nicht wärmebehandelbar, gut verformbar, hohe thermische und elektrische Leitfähigkeit, niedrige Festigkeit

EN AW-2xxx (Cu): hohes Festigkeit-zu-Masse-Verhältnis, wärmebehandelbar, wenig korrosionsbeständig

EN AW-3xxx (Mn): gute Verformbarkeit, mittlere Festigkeit, nicht wärmebehandelbar

EN AW-4xxx (Si): niedrigerer Schmelzpunkt als Al, bildet Oxidschicht (dunkel), nicht wärmebehandelbar (Ausnahmen!)

EN AW-5xxx (Mg): korrosionsbeständig und schweißbar, mittlere bis hohe Festigkeit, nicht wärmebehandelbar

EN AW-6xxx (Mg+Si): mittlere Festigkeit, gute Verformbarkeit und spanende Bearbeitbarkeit, gut schweißbar, hohe Korrosionsbeständigkeit, wärmebehandelbar

EN AW-7xxx (Zn): mittlere bis sehr hohe Festigkeit, wärmebehandelbar

EN AW-8xxx (andere wie Li, Sn, Zr, B, ...): basieren auf 4xxx, oft wärmebehandelbar

Den 4 Ziffern folgt ein Buchstabe, der den Behandlungszustand der Legierung bezeichnet:

- F unbehandelt (*as fabricated*)
- O weichgeglüht (*annealed*)
- H mechanisch verfestigt (*strain hardening*)
- W lösungsgeglüht (*solution treated*)
- T angelassen (*tempered*)

Der Bezeichnung für die Anlassbehandlung (T) folgen immer Ziffern, die weitere Einzelheiten bezeichnen, z. B.:

| | |
|-----|---|
| T1 | abgekühlt + kaltausgelagert (20 °C) |
| T2 | abgekühlt + kaltverformt + kaltausgelagert |
| T3 | lösungsgeglüht + kaltverformt + kaltausgelagert |
| T4 | lösungsgeglüht + kaltausgelagert |
| T5 | abgekühlt + warmausgelagert (>20°C) |
| T6 | lösungsgeglüht + warmausgelagert |
| T7 | lösungsgeglüht + stabilisiert |
| T8 | lösungsgeglüht + kaltverformt + warmausgelagert |
| T8X | T4 + warmausgelagert beim Lackieren |
| T9 | lösungsgeglüht + warmausgelagert + kaltverformt |
| T10 | abgekühlt + kaltverformt + warmausgelagert |

Dem Buchstaben H (nur für Knetlegierungen!) folgen ebenfalls Ziffern, die Details der Verformung charakterisieren, z. B.:

H1x kaltverfestigt
H2x kaltverfestigt und teilgeglüht
H3x kaltverfestigt und stabilisiert
H4x kaltverfestigt und gegläht beim Lackieren

Die zusätzliche Ziffer gibt den Grad der Kaltverformung an, und zwar bedeuten x = 2: 1/4-hart, x = 4: 1/2-hart, x = 6: 3/4-hart, x = 8: hart und x = 9: höchstmögliche Kaltverfestigung (nur bei H1)

2. Gußlegierungen: (EN AC-, C = cast)

Die Bezeichnung erfolgt ähnlich wie für Knetlegierungen, jedoch mit einem Fünf-Ziffern-System, z. B.:

EN AC-5xxxx. Auch diesen Ziffern werden Buchstaben (bei T gefolgt von Ziffern) angehängt, die den Behandlungszustand kennzeichnen. Der Buchstabe H wird nicht verwendet.

Neben den besprochenen bezeichnungsarten gibt es noch eine Reihe weiterer, die zum Teil landesspezifisch oder herstellerspezifisch sind. In Deutschland ist die Bezeichnung der Aluminiumlegierungen nach DIN 1725 (neu DIN EN 573-2) weitverbreitet. Hierin folgen dem Symbol für das Grundelement (Al) Symbole der Legierungselemente und Konzentrationsangaben in Masse-%. Bei Rein- und Reinstaluminium wird die Mindestkonzentration des Aluminiums angegeben.

So bedeuten:

Al 99,5 Reinaluminium mit mindestens 99,5 % Al (= EN AW-1050),
AlMg2Mn0,3 Aluminiumlegierung mit 2 % Mg und 0,3 % Mn (= EN AW-5251).

Die Herstellung und der Verwendungszweck werden durch vorangestellte Buchstaben gekennzeichnet:

| | |
|----|---------------------------|
| G | Guss |
| GD | Druckguss |
| GK | Kokillenguss |
| E | elektrisches Leitmaterial |

Beispiele dafür sind:

G-AlSi 11 Aluminiumgusslegierung mit 11 % Si (=EN AC-44000),

GK-AlZn5Mg Aluminium-Kokillengusslegierung mit 5 % Zn, < 1 % Mg (= EN AC-71000).

Wenn erforderlich, werden diesen Bezeichnungen Buchstaben für besondere Eigenschaften angehängt:

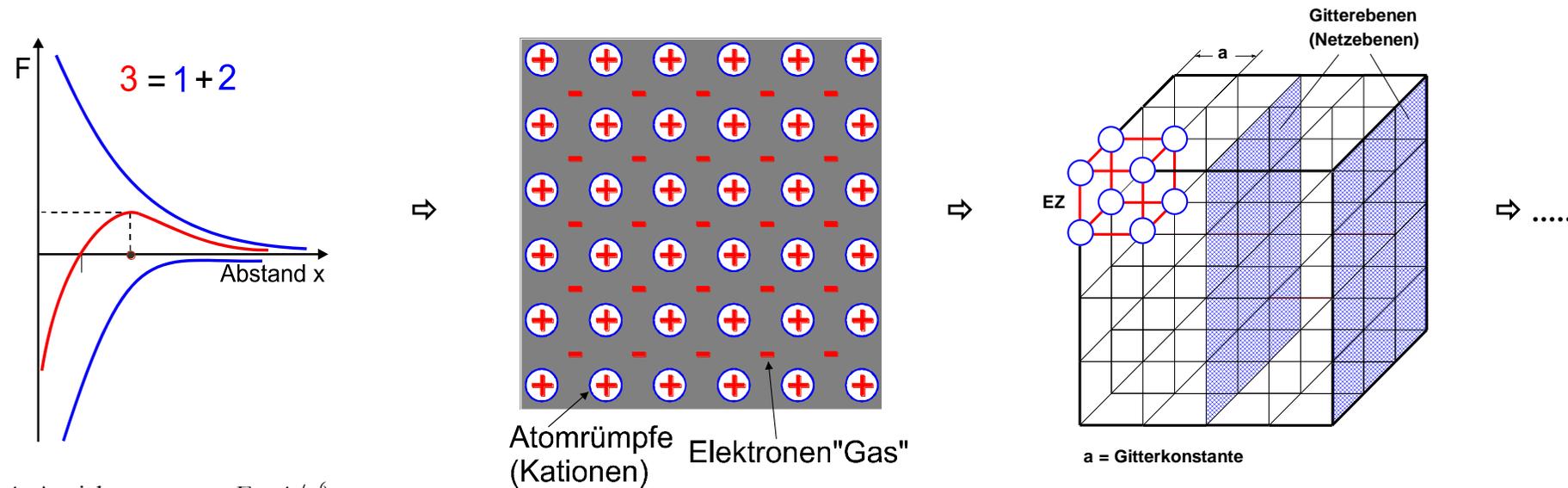
| | |
|----|-----------------------------|
| F | Mindestzugfestigkeit in MPa |
| pl | plattiert |
| w | weich |
| a | ausgehärtet |

4. Grundlagen der Metall- und Legierungskunde

4.1 Der Gitteraufbau der Metalle (Idealkristall)

Die Eigenschaften der Werkstoffe sind in starkem Maße von der chemischen Bindung der Moleküle, aus denen sie bestehen abhängig. Aus diesem Grunde wurde im ersten Semester das PSE und die Bindungsarten der Moleküle besprochen.

Für die Metalle ist die „Metallbindung“, s. schematische Darstellung, charakteristisch.



- 1: Anziehung: $F \approx 1/x^6$
 2: Abstoßung: $F \approx 1/x^{12}$

Abb. 1a, b, c:: Gitteraufbau der Metalle a: Kräfte zwischen den Atomrümpfen b: Ladungen c: resultierender Gitteraufbau

Der zweite wichtige Punkt, der die Eigenschaften der Werkstoffe mitbestimmt, ist deren struktureller Aufbau, welcher auch auf der chemischen Bindung fußt. Der strukturelle Aufbau und sein Einfluß auf die Eigenschaften der Metalle ist Gegenstand der nachfolgenden Kapitel.

Bravais-Gitter-Typen

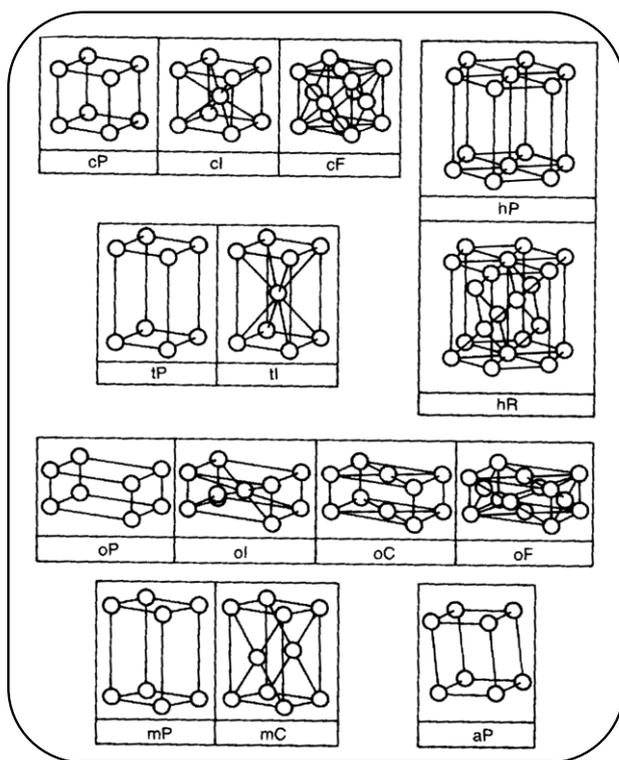
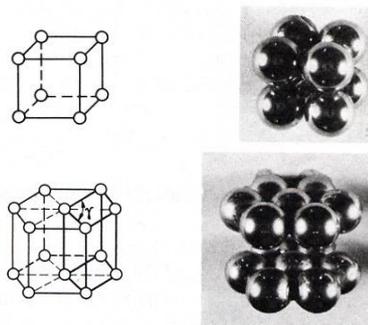


Abb. 2: Gittertypen:

- c = kubisch
- h = hexagonal
- t = tetragonal
- o = orthorhombisch
- m = monoklin
- a = triklin

- P = primitiv
- l = raumzentriert
- F = flächenzentriert



Allotrope Modifikationen: Raumgitterformen des Eisens

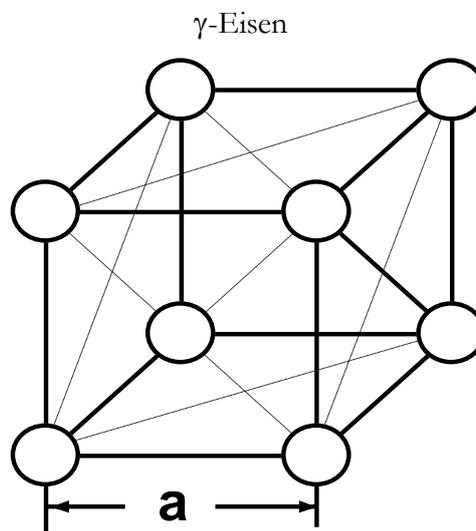
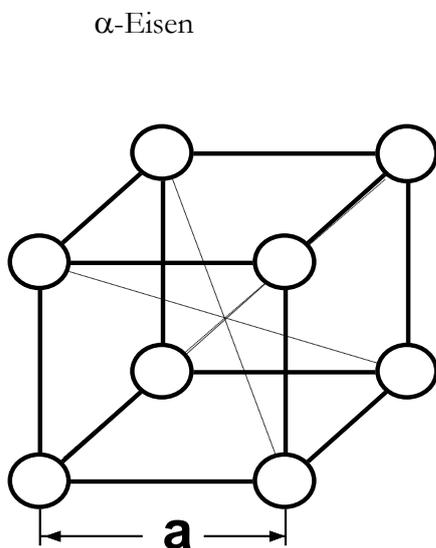


Abb. 3: Elementarzellen von Eisen

$a \approx 0,29 \text{ nm (RT)}$

$a \approx 0,36 \text{ nm (911 } ^\circ\text{C)}$

Atome pro EZ =

Atome pro EZ =

Polymorphie: Metalle mit allotropen Umwandlungen

| Element | Strukturänderung | Umwandlungstemperatur |
|-----------|-----------------------------|-------------------------|
| Li | kub. rz. → hexag. | durch Verformung bei T↓ |
| Na | kub. rz → kub. flz. | durch Verformung bei T↓ |
| Ca | kub. flz. → hexag. | 440 °C |
| La | hexag. → kub. flz. | 350 °C |
| Tl | hexag. → kub. rz. | 234 °C |
| Ti | hexag. → kub. rz. | 882 °C |
| Zr | hexag. → kub. rz. | 852 °C |
| Hf | hexag. → kub. rz. | 1950 °C |
| Sn | Diam.-Gitter → tetrag. | 16 °C |
| U | orthorhomb. → tetrag. | 662 °C |
| | tetrag. → kub. rz. | 770 °C |
| Fe | kub. rz. → kub. flz. | 911 °C |
| | kub. flz. → kub. rz. | 1401 °C |
| Co | hexag. → kub. flz. | 120 °C |
| Ce | hexag. → kub. rz. | |
| Pr | hexag. → kub. | |
| Pu | monoklin → ? | 1201 °C |
| | ? → orthorhomb. | 2100 °C |
| | orthorhomb. → kub. flz. | 300 °C |
| | kub. flz. tetrag. | 450 °C |
| | tetragonal → kub. rz. | 470 °C |

| Gitterkonstanten in nm | | | | | | |
|------------------------|-------|------|-------|------|------------------|------|
| krz | | kfz | | hdP | | |
| | | | | a | c/a ¹ | |
| Cr | 0,288 | Al | 0,404 | Be | 0,227 | 1,57 |
| Mo | 0,314 | Ag | 0,408 | Cd | 0,29 | 1,83 |
| V | 0,303 | Au | 0,407 | Mg | 0,32 | 1,62 |
| W | 0,315 | Cu | 0,361 | Zn | 0,27 | 1,87 |
| | | Ni | 0,352 | | | |
| | | Pb | 0,490 | | | |
| α-Fe | 0,287 | γ-Fe | 0,365 | α-Ti | 0,295 | 1,60 |
| β-Ti | 0,330 | | | | | |

Einfluß der Packungsdichte auf das Umformverhalten

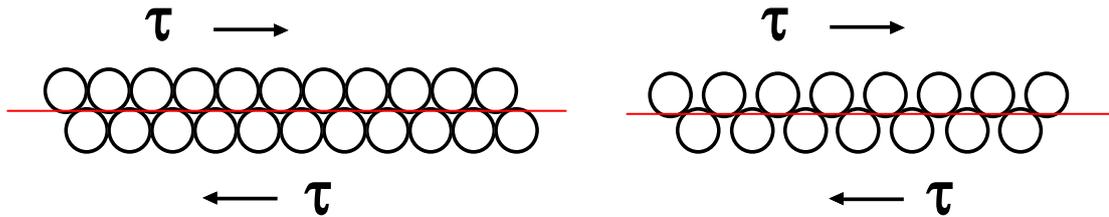


Abb. 4: schematische Darstellung von Gleitebenen

Packungsdichte → Isotropie (An-, Quasi-)

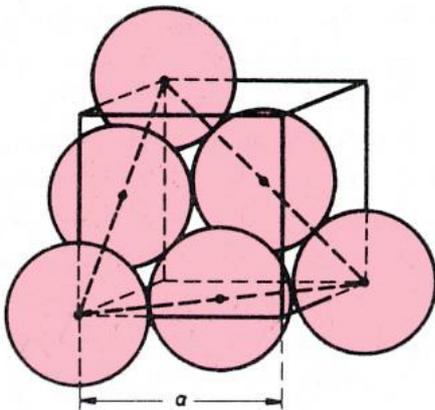


Abb. 5: zu den Begriffen „Packungsdichte“ und „Isotropie“

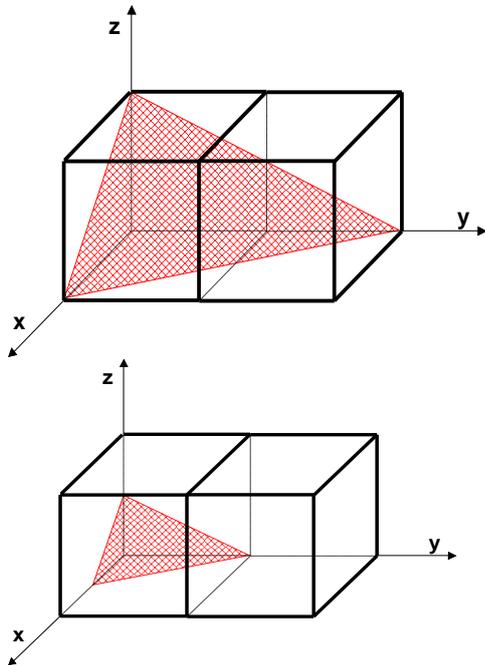
Gleitsysteme und kritische Schubspannung einiger Metalle

Das Abgleiten von Gitterebenen bildet die Basis für die Umformbarkeit der Metalle, d.h. die Gitterstruktur gibt einen wesentlichen Hinweis darauf ob ein Metall gut oder weniger gut umformbar ist, s. auch Abb. oben. Die Gleitebenen und die Richtungen der Abgleitung ergeben die Gleitsysteme, s. nächste Abb. (Diese haben auch Einfluss auf die Festigkeit der Metalle, s.u.)

| Struktur | Metall | Gleitsystem | τ_{krit} in N/mm ² |
|----------|-----------------------|---------------|--|
| kfz | Cu (99,999%) | (111) [110] | 0,64 |
| kfz | Ag (99,99%) | (111) [110] | 0,47 |
| kfz | Ni (99,8%) | (111) [110] | 5,69 |
| krz | α -Fe (99,96%) | (110) [111] | 27,47 |
| krz | Mo | (211) [110] | 49,05 |
| hdP | Zn (99,999%) | (0001) [2110] | 0,18 |
| hdP | Mg (99,96%) | (0001) [2110] | 0,76 |
| hdP | Ti (99,99%) | (1010) [2110] | 13,73 |

4.1.1 Millersche Indizes

Gitterebenen:



Gitterrichtungen:

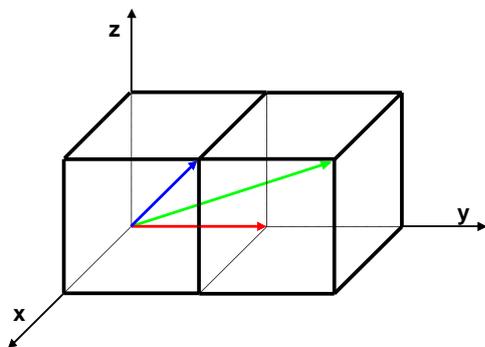


Abb. 6: Erläuterungen zu den Millerschen Indizes

Wichtigste Gleitsysteme technischer Metalle

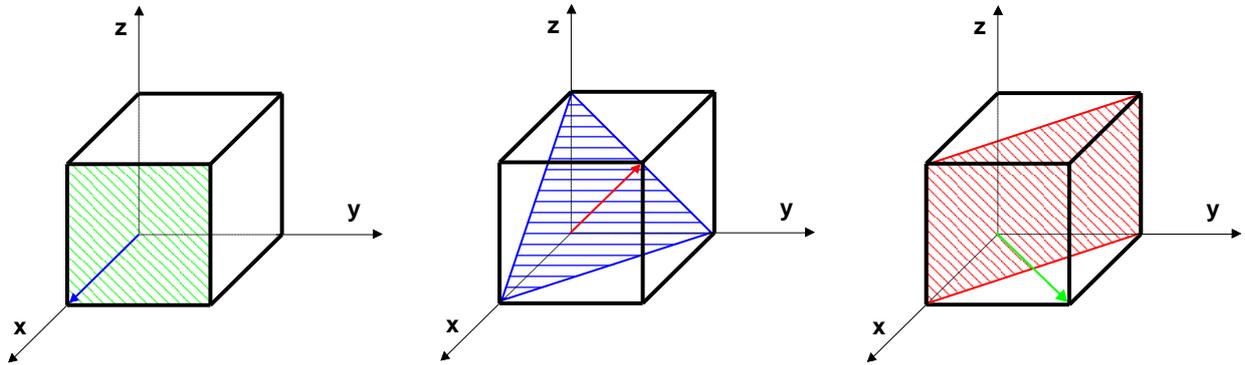
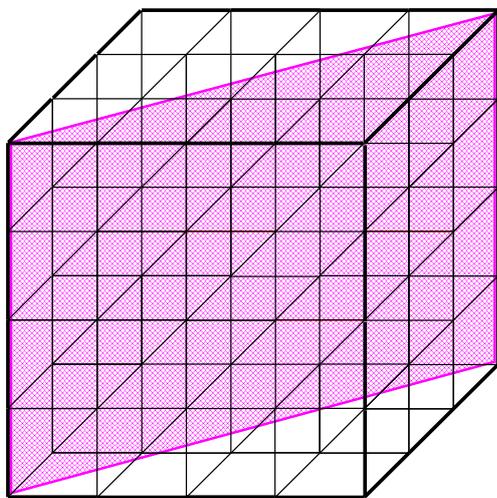
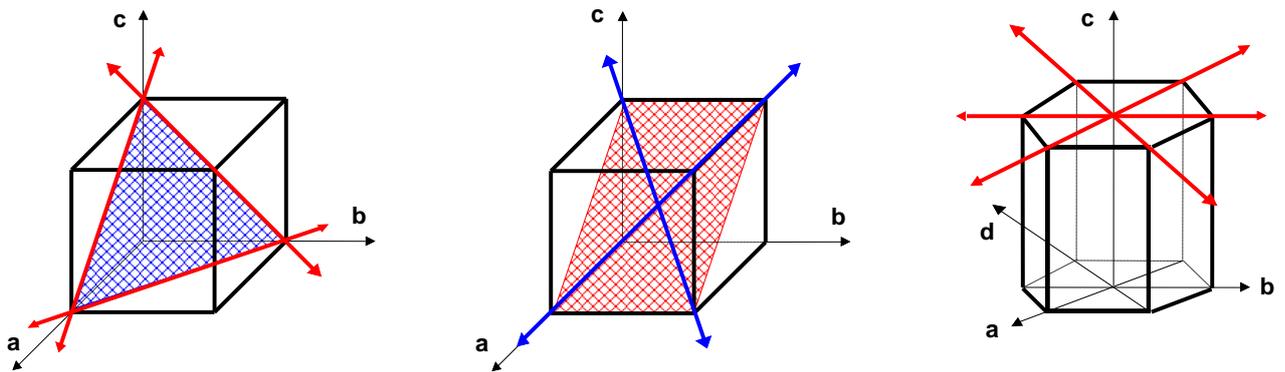


Abb. 7: Übung zu den Millerschen Indizes für Gitterebenen und -richtungen

Abb. 8: Millerschen Indizes für wichtige Gitterebenen und -richtungen
→ Gleitsysteme



Weitere Übungen in der VL

4.1.2 Gitterfehler (Idealkristall → Realkristall)

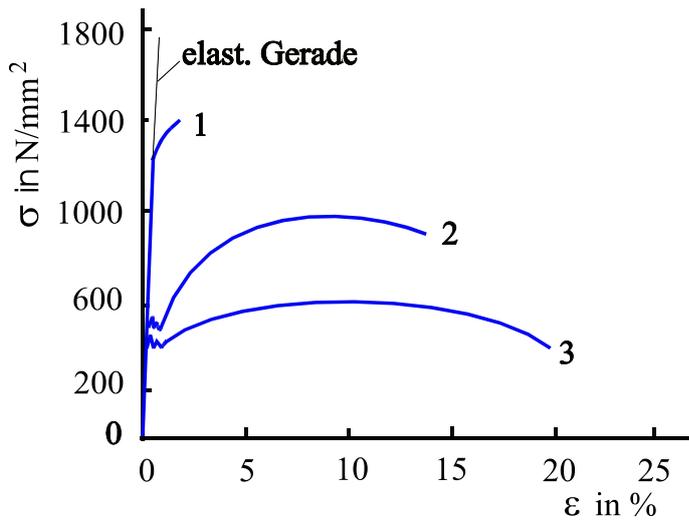


Abb. 9:

σ-ε-Diagramm (s auch Kap. „Mechanische Eigenschaften) von

1:

2:

3:

$$F = U - T \cdot S$$

U = innere Energie

S = Entropie

T = Temperatur in K

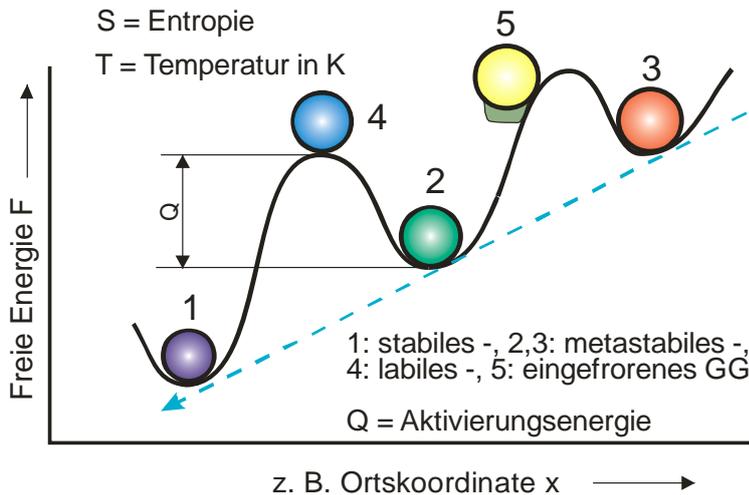


Abb. 10: Energiezustände

grundsätzlich gilt:

Entropie = Maß für die Unordnung

Für $p = \text{const.}$ gilt:

$$G = H - T S$$

Mit $G = \text{Gibbssche freie Enthalpie}$

$H = \text{Enthalpie (in J/mol)}$

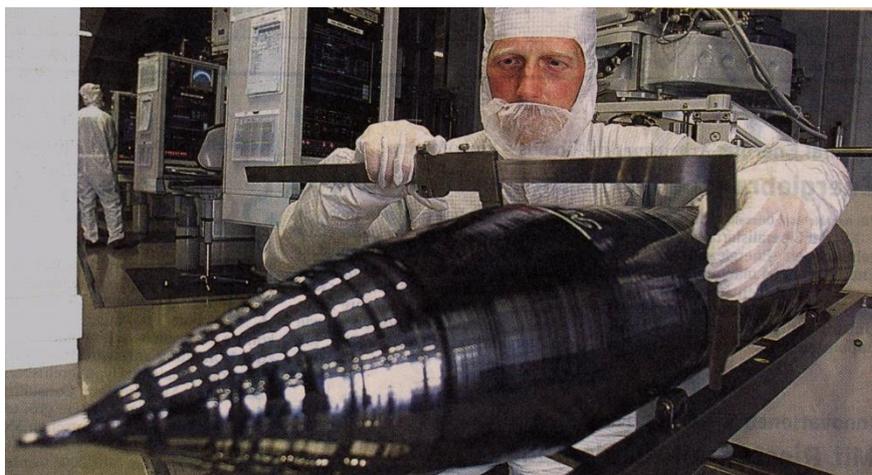


Abb. 11: Beispiel für einen Einkristall

Werkstoff: Si (reinst)

Einsatz: Chipherstellung

Daten: Ø 300 mm

Si-Einkristall der Fa. Wacker Siltronik. Aus einem solchen Block werden Si-Scheiben gesägt (!), auf denen dann die Chiphersteller ihre Produkte fertigen. Das Bild zeigt die 2002 größtmöglichen Abmessungen (300 mm Durchmesser). Heute (2012) beginnt man mit der Umstellung auf 400 mm Durchmesser → Ziel: möglichst idealer Kristall, jedoch Gitterfehler....

Einsatz: Photovoltaik, Chips (PC-Prozessoren etc.)

Realkristalle (Gefüge dargestellt mit Hilfe der Metallographie. LIM, REM))

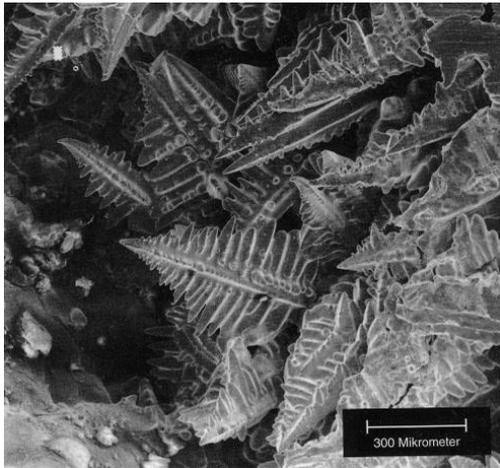


Abb. 12:
Dendriten im Stahl
→



Abb. 13:
Austenit
→

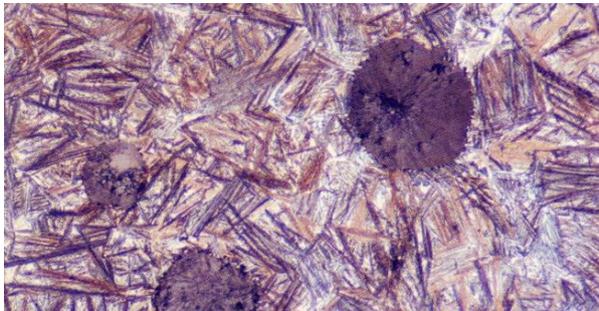


Abb. 14:
ADI-Guß
→

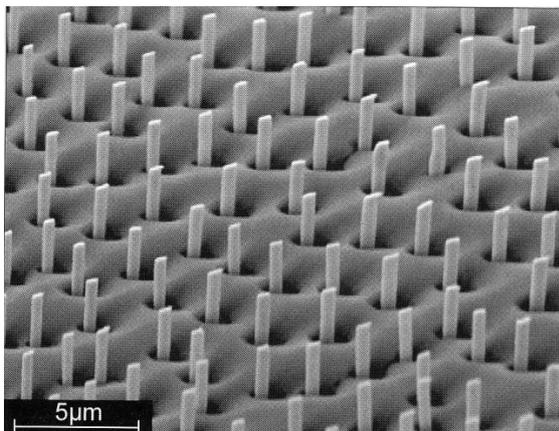


Abb. 15:
Gerichtet erstarrtes NiAl-5,2Gew.-%-Re - Eutektikum: NiAl-Matrix (dunkel) herausgeätzt

(REM-Aufnahme)

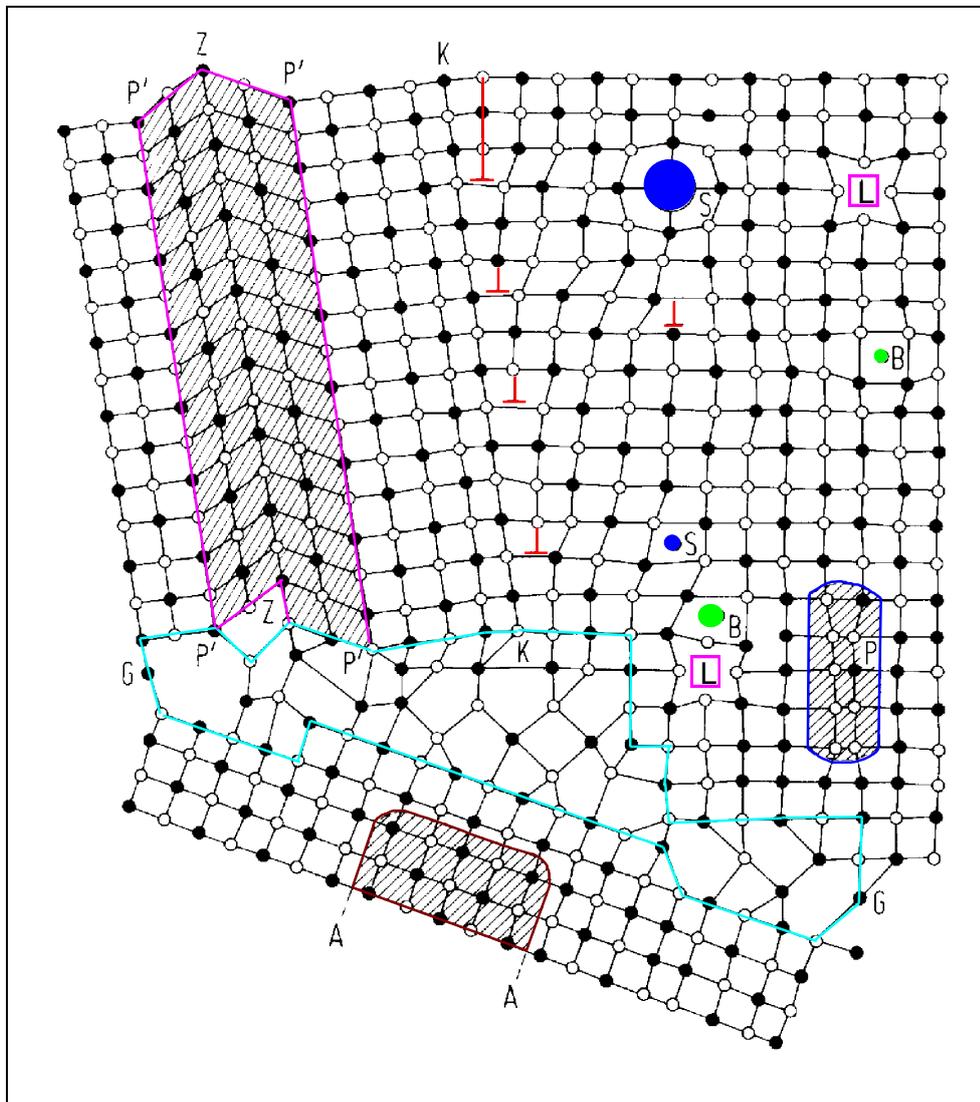


Abb. 16:
Schematische Darstellung von 2 „Real-kristallen“, die in einem polykristallinen Werkstoff aneinanderstoßen

Beispiele mit Anwendungen: s. Vorlesung und nächste Seite

Man unterscheidet 0-, 1-, 2- und 3-dimensionale Gitterfehler:

Punktförmige Gitterfehler (0-dim.)

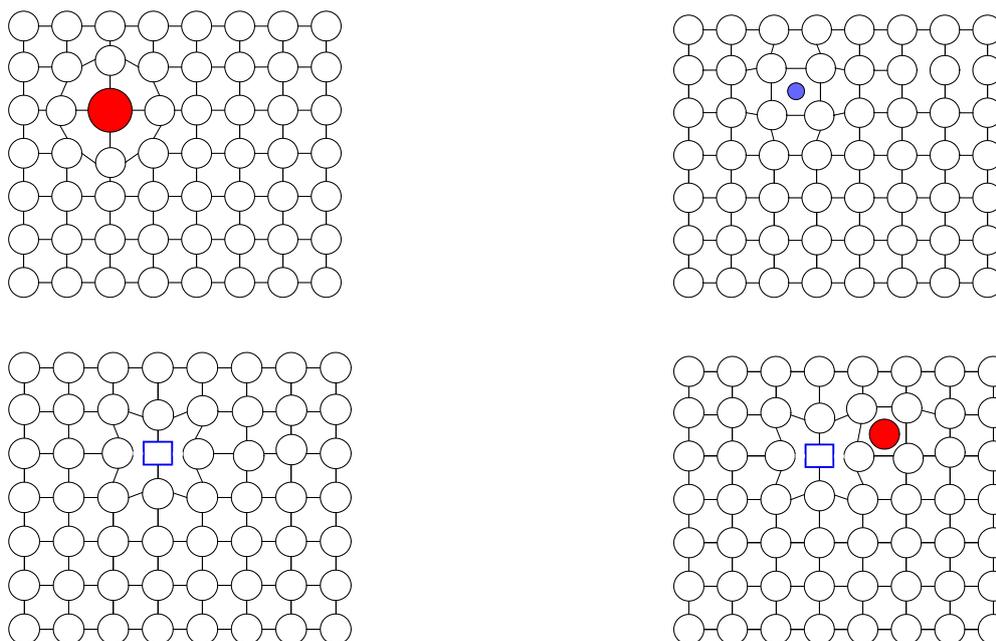


Abb. 17: Punktförmige Gitterfehler

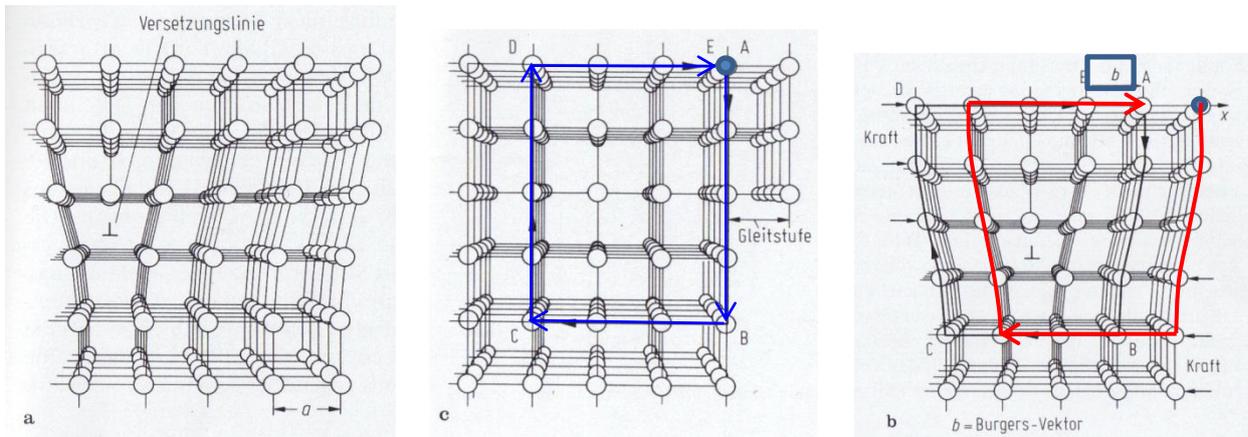
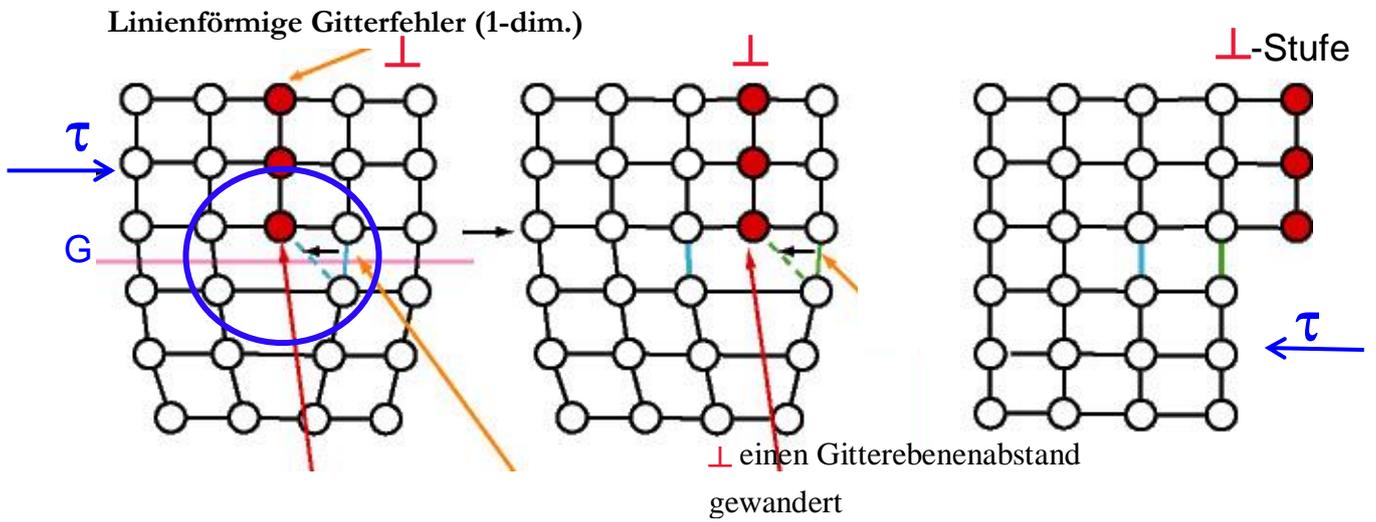


Abb. 18: Linienförmige Gitterfehler: (Stufen-)Versetzung in 3D + Burgersumlauf ($b = \text{Burgersvektor}$)

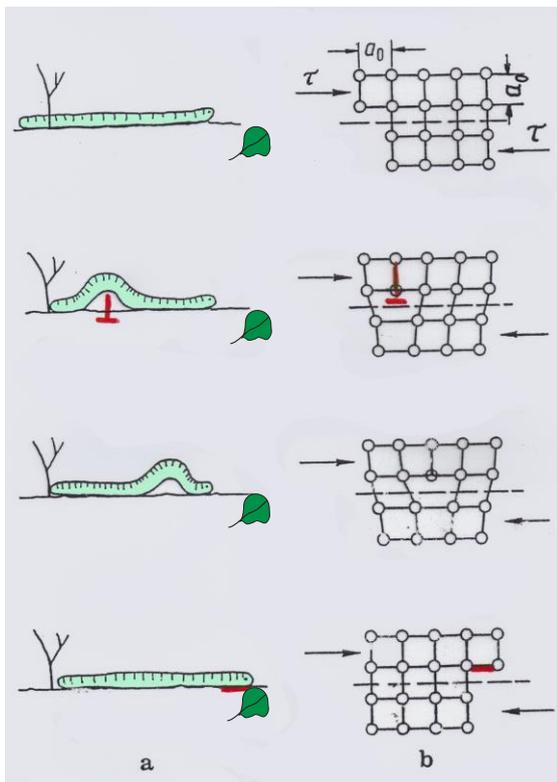


Abb. 19: Wurm „Willi“ als Analogon zur Versetzungsbewegung

Eigenschaften von Versetzungen: Sie:

erhöhen die Energie des Gitters um 10^{-12} J/mm, sie befinden sich nicht im thermodynamischen Gleichgewicht, haben weit reichende Spannungsfelder und beeinflussen sich gegenseitig, lassen sich relativ leicht im Gitter bewegen

können ihre Bewegung gegenseitig behindern → _____

Sind ermöglichen die plastische Verformung → Umformtechnik (Walzen, Schmieden...)

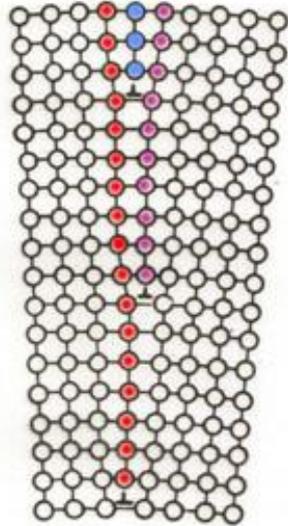


Abb. 20: Flächige Gitterfehler_1:

Wenn sich Versetzungen übereinander stapeln ergibt sich eine

»_____«

Ursache:

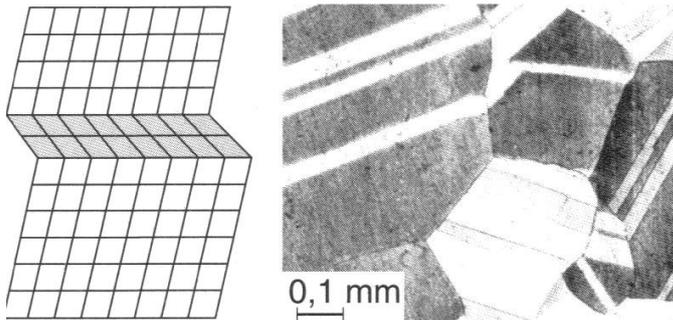


Abb. 21: Flächige Gitterfehler_2:

Weiteres Beispiel für 2-dim. Gitterfehler sind

»_____«

Vorkommen:

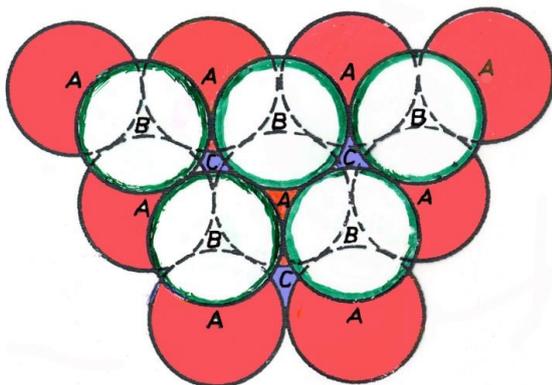


Abb. 22: Flächige Gitterfehler_3 :

Aufbau eines kfz-Gitters, normale

Stapelfolge: _____

Möglicher Fehler:

»_____«

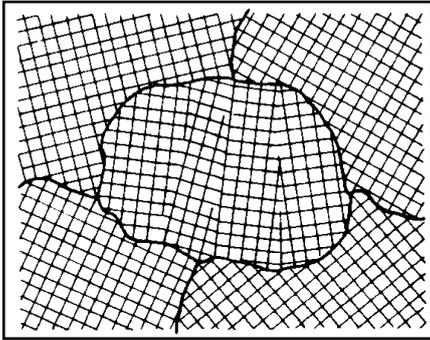


Abb. 23: Flächige Gitterfehler_4:
Weiteres Beispiel für einen 2-dim. Gitterfehler
ist eine

„_____“

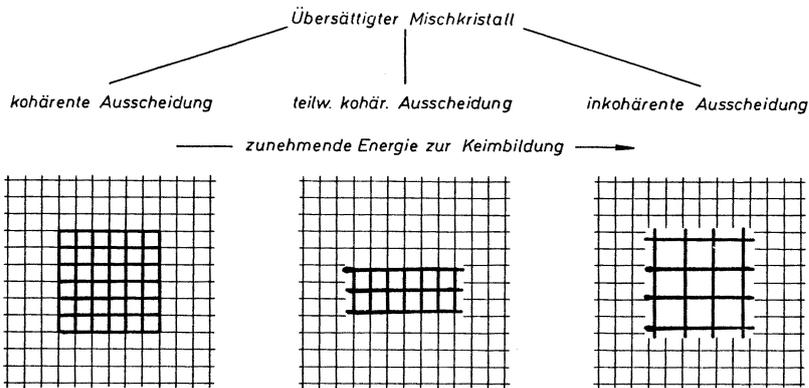


Abb. 24:
3-dimensionale Gitterfehler:
z.B. ...

→ Bei unveränderter chemischer Zusammensetzung

Zum Thema Gitterfehler s. auch „[Gitterfehler in Metallen](#)“ auf meiner Homepage.

4.2 Mechanismen zur Festigkeitssteigerung

Ziel aller Mechanismen zur Festigkeitssteigerung:

(Erläuterungen zum σ - ϵ -Diagramm \rightarrow VL + o.g. Aufsatz)

wird erreicht durch:

| Dimension | Hindernis | Mechanismus |
|-----------|--|-------------|
| 0 | im Gitter gelöste Fremdatome | |
| 1 | Versetzungen (Hindernisversetzungen) | |
| 2 | Korngrenzen | |
| 3 | Ausscheidungsteilchen (als Teilchen ausgeschiedene Fremdatome, i.a. Verbindungen) durch Sintern eingebrachte zweite Phase Kristallanisotropie, Gefügeanisotropie | |

Synergieeffekte durch TM =

Formelmäßige Beschreibung:

Mischkristallhärtung:

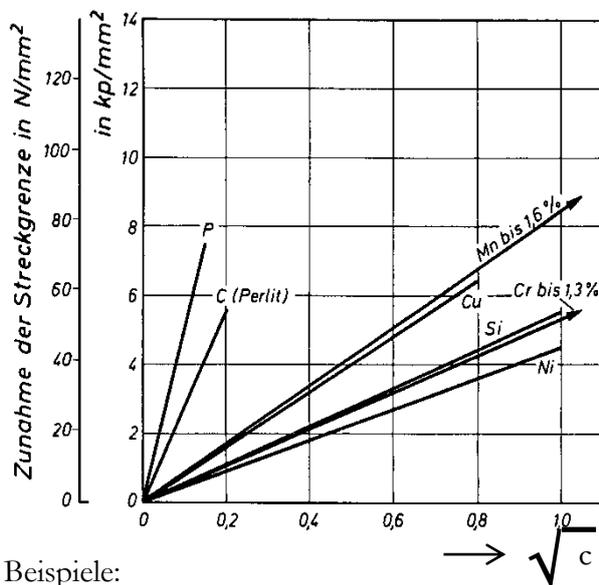


Abb. 25:

Wirkung von punktförmigen Gitterfehlern auf die Festigkeit



a =

G =

C =

Beispiele:

Legierung von Cu mit Zn \Rightarrow Messing,

Legierung von Fe mit Mn \Rightarrow S355J2

Kaltverfestigung

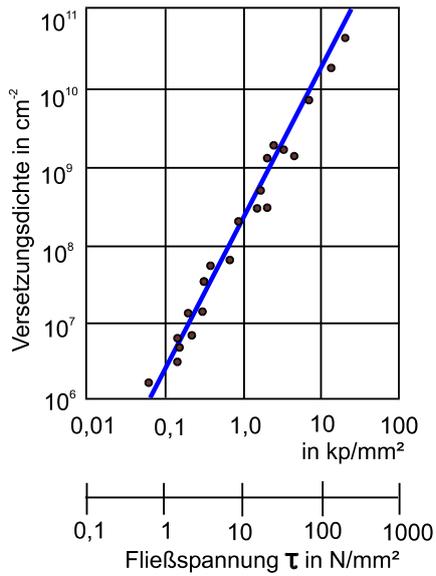


Abb. 26:

Wirkung von linienförmigen Gitterfehlern auf die Festigkeit

Steigerung der Fließspannung des Rein-Cu durch Erhöhung der Versetzungsdichte (durch Kaltumformung)



$\rho =$
 $b =$
 $\beta =$

Beispiele:

Drahtziehen

Tiefziehen

Feinkornhärtung (Korngrenzenhärtung)

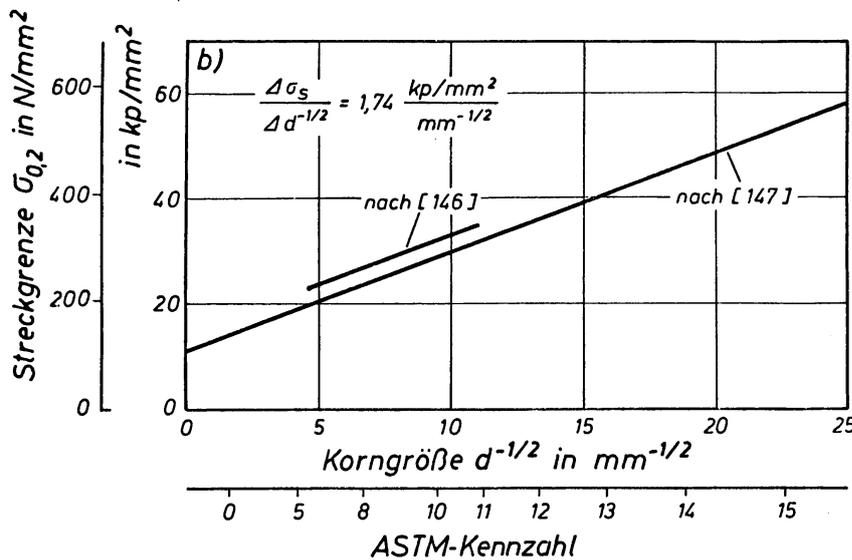


Abb. 27:

Wirkung von flächigen Gitterfehlern auf die Festigkeit

Linearer Zusammenhang zwischen Streckgrenze und Korngröße ρ

[146] Stahl mit 0,15% C und 1,5% Mn

[147] Stahl mit 0,17% C und 0,8% Mn



$D =$

$k =$

Beispiel: Feinkornbaustähle

Ausscheidungshärtung

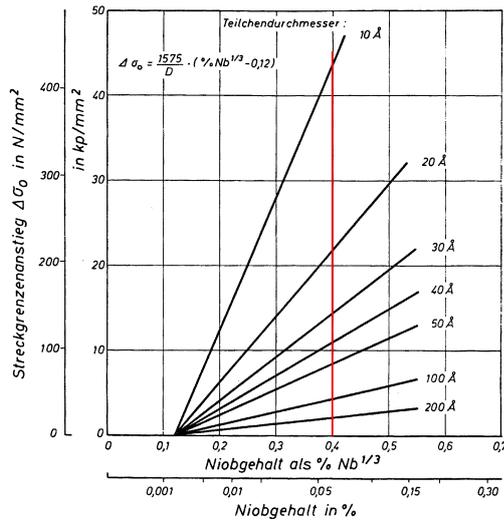


Abb. 28: Wirkung von räumlichen Gitterfehlern auf die Festigkeit

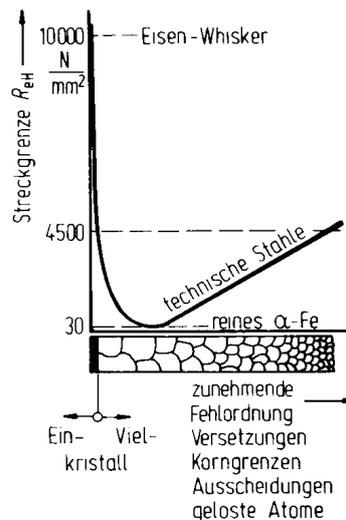


Abb. 29: Grenzen der Festigkeitssteigerung -



$\alpha =$ $l =$
 $c =$ $d =$

Beispiele: Fe_3C in Stahl, Al_2Cu in Al, HT-Werkstoffe

Beachte auch:

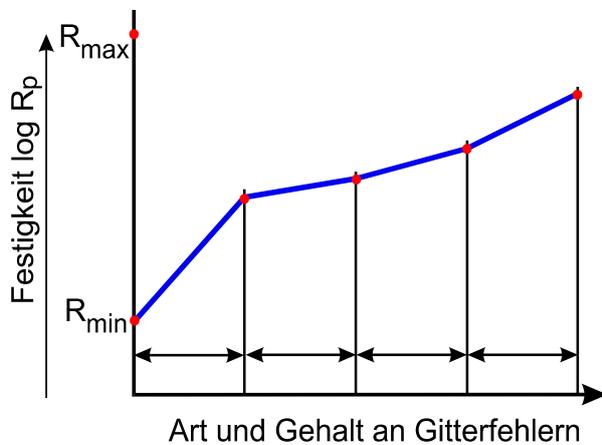


Abb. 30: Zusammenfassung der Möglichkeiten zur Festigkeitssteigerung bei Metallen (ohne Abschreckhärtung → s. u.)

Die Mechanismen wirken additiv, so dass man schreiben kann:



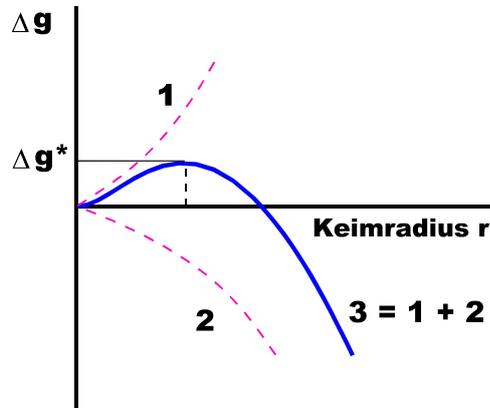
-
-
-
-
-
-

Kurzübersicht über diese Kapitel s.auch [Verfestigungsmechanismen](#)

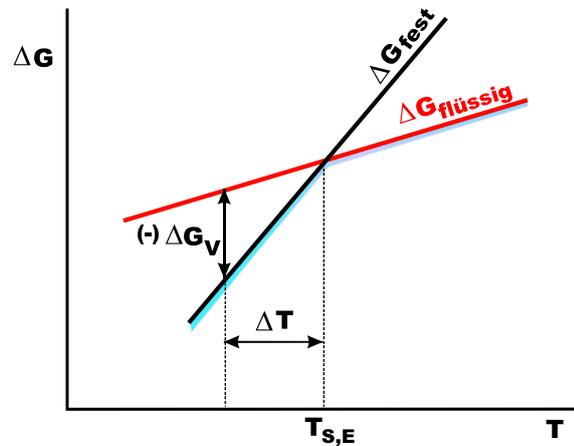
Die zur Festigkeitssteigerung bei Stahl am häufigsten angewendete „Abschreckhärtung“ wird detailliert in einem Extrakapitel erläutert, s.u..

4.3 Keimbildung (homogene Schmelzen) und Erstarrung

Änderung der Gibbsschen Energie bei der Bildung eines kugelförmigen Keims in Abhängigkeit vom Keimradius r



Molare Gibbssche Energie für die feste und flüssige Phase eines Einstoffsystems in Abhängigkeit von der Temperatur



Änderung der Gibbsschen Energie bei der Bildung eines kugelförmigen Keims in Abhängigkeit vom Keimradius r

Molare Gibbssche Energie für die feste und flüssige Phase eines Einstoffsystems in Abhängigkeit von der Temperatur

- 1: Δg_O = (+) freie Bildungsenthalpie (Bildung der Oberfläche) als $f(r)$
- 2: Δg_V = (-) freie Bildungsenthalpie (erstarrtes Volumen) als $f(r)$
- 3: Δg_K = freie Bildungsenthalpie des (kugelförmigen) Keimes als $f(r)$
- 4: Δg_k^* = freie Bildungsenthalpie beim kritischen Keimradius

$G(s)$ = Enthalpie der festen Phase, $G(l)$ = Enthalpie der flüssigen Phase

ΔG_V = Enthalpiedifferenz flüssig/fest, T_s = Schmelztemperatur

ΔT = Unterkühlung

Abb. 31: Erläuterungen zu Keimbildung und Keimwachstum

Berechnung der kritischen Keimgröße r^* .

$r^* =$

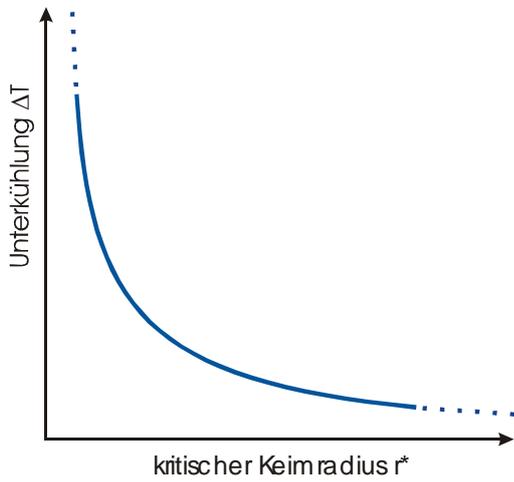


Abb. 32:
Kritischer Keimradius als $f(\text{Unterkühlung})$ entsprechend obiger Gleichung

T-Verlauf bei der Erstarrung als $f(v_{\text{Abk.}})$

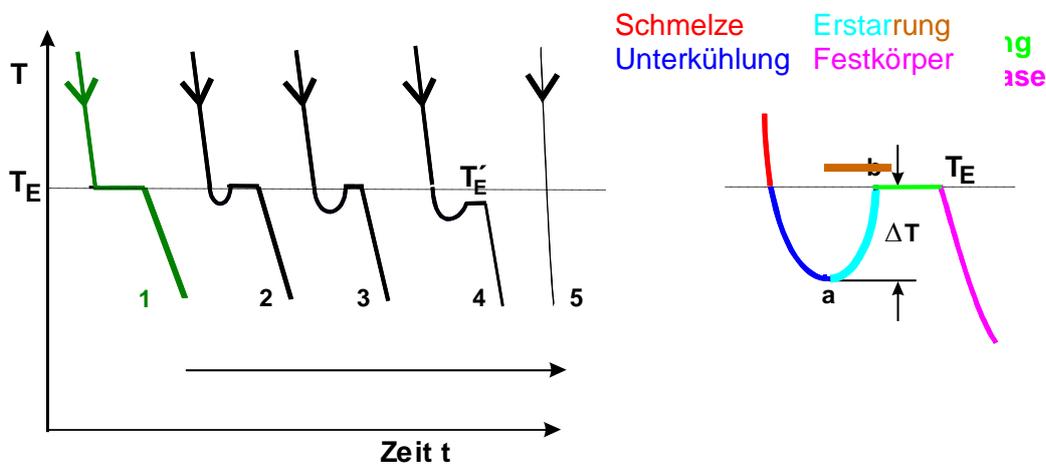


Abb. 33: T-Verlauf bei der Erstarrung als $f(\text{Abkühl-v})$

1 \Rightarrow ?; 2 - 4 \Rightarrow homogen; 5 \Rightarrow ?

- $\Rightarrow \Delta T \uparrow = f(v_{\text{abk}} \uparrow) \dots$
- \Rightarrow Diffusion...
- $\Rightarrow \text{Korngröße} \downarrow = f(v_{\text{abk}} \uparrow)$
- \Rightarrow heterogene Keimbildung \Rightarrow 1
- \Rightarrow

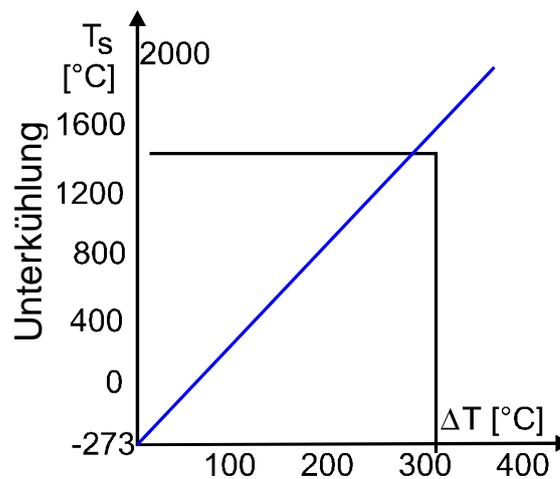


Abb. 34
Max. Unterkühlung der Metalle als $f(T_s)$

Homogene Keimbildung

(Erläuterungen zum Thema nach Froberg: „Thermo-Dynamik für Metallurgen“)

Keimbildungsarbeit

Zur Bildung gekrümmter Flächen wird ein größerer Energiebetrag benötigt, verglichen mit ebenen Flächen. Für den Fall der Entstehung einer Gasblase ist der erforderliche Bildungsdruck umgekehrt proportional der Krümmung der Oberfläche. Er kann sehr hoch werden, wenn die Gasblase molekulare Abmessungen besitzt. Das Problem einer Keimbildung - d. h. der Bildung einer neuen Phase, die von der ursprünglichen durch eine Grenzfläche getrennt ist - besteht überall dort, wo eine Phasenumwandlung stattfindet.

Bei der Erstarrung von flüssigem Metall müssen z. B. - in Abwesenheit von Fremdkeimen - Eigenkeime der festen Phase in der Schmelze entstehen. Ist die Umwandlung reversibel, d. h. im Gleichgewicht, so existiert nur *eine* Temperatur, bei der die flüssige Phase im Gleichgewicht mit der festen ist. Diese Temperatur ist die (wahre) Erstarrungstemperatur $T(s-l)$ der Flüssigkeit, vorausgesetzt, es entsteht eine ausgebreitete Phase. Bildet sich dagegen in einer Schmelze ein fester Keim von (annähernd) kugelförmiger Gestalt mit dem Radius r , so beträgt die freie Bildungsenthalpie

$$\Delta g_k = \Delta g_V + \Delta g_O = V \cdot \Delta G_V + O \cdot \Delta G_O \quad (1)$$

Aus Gl. (1) ist ersichtlich, daß sich bei einer Erstarrung zu dem bei ebenen Grenzflächen thermodynamisch bedingten Energiebetrag Δg_V , ein weiterer Betrag Δg_O addiert, der durch die Bildung einer (gekrümmten) Grenzfläche gegeben ist. Δg_O stimmt mit der Grenzflächenspannung σ überein. ΔG_V ist die Differenz der auf das Einheitsvolumen bezogenen freien Enthalpie des festen und flüssigen Zustands, d. h.

$$\Delta G_V = G_V(s) - G_V(l) = \frac{\rho(s)}{M} \cdot G(s) - \frac{\rho(l)}{M} \cdot G(l) \quad (2)$$

| | |
|--------------------------------------|---|
| $\rho(s)$ Dichte der festen Phase | V Kugelvolumen = $\frac{4}{3}\pi r^3$ |
| $\rho(l)$ Dichte der flüssigen Phase | O Kugeloberfläche = $4\pi r^2$ |
| M Atommasse | |

Bei der Gleichgewichts-Erstarrungstemperatur wird der Wert von ΔG_V gleich Null, unterhalb dieser ist er negativ und oberhalb positiv (Bild 1b).

Werden unter Berücksichtigung eines kugelförmigen Keimes V und O in Gl. (1) eingesetzt, so ergibt sich

$$(3)$$

Mit dem 2. Hauptsatz der Thermodynamik erhält man aus Gl. (3)

$$(4)$$

wobei

die molare Erstarrungsenthalpie und

die Unterkühlung ist.

Mit der Tatsache, daß Δg_V stets negative und Δg_O stets positive Werte annimmt und daß Δg_V in dritter, Δg_O dagegen in zweiter Potenz von r abhängig ist, durchläuft die Kurve für Δg ein Maximum (Bild 1a, Kurve 3). Dem Maximum der Δg - Kurve entspricht ein *kritischer Radius* r^* des Keimes. Unterhalb dieser Größe ist der Keim instabil und löst sich wieder auf, weil er gegen eine Erhöhung der freien Enthalpie wachsen müßte. Dagegen ist der Keim oberhalb r^* stabil und wachstumsfähig, weil Δg mit wachsendem Radius abnimmt.

Die Größe des kritischen Radius r^* ergibt sich aus der Ableitung

$$\left(\frac{d\Delta g_k}{dr}\right)_{r=r^*} = 0 \quad (5)$$

Sie liefert mit der Gl. (4)

$$r^* = \frac{-2\sigma T(s \rightarrow l)}{\Delta T H(s \rightarrow l)} \quad (6)$$

oder mit Gl. (3)

$$r^* = \quad (7)$$

Der kritische Radius r^* ist nach Gl. (6) eine Funktion von ΔT . Je größer ΔT ist, umso kleiner wird r^* , d. h. je größer die Unterkühlung ist, umso kleiner können die Keime sein, die wachstumsfähig sind. Am Schmelzpunkt wird der kritische Radius unendlich groß, da ΔT gegen Null geht. Dieser Verlauf ist im Bild 2 dargestellt.

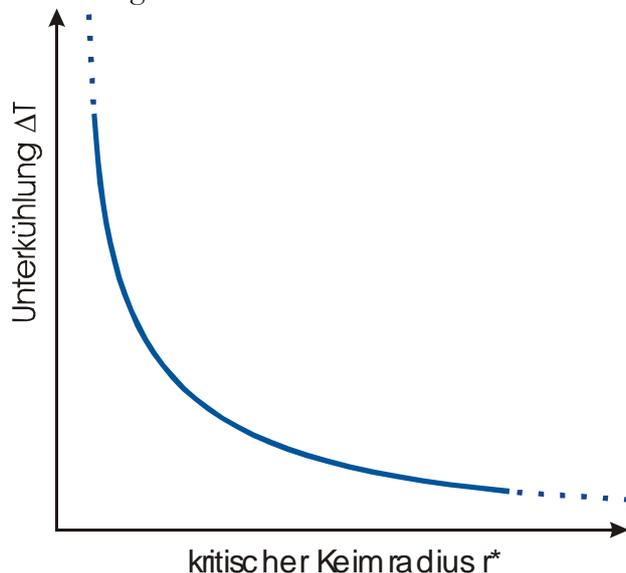


Abb. 35: Kritischer Keimradius als $f(\text{Unterkühlung})$ entsprechend obiger Gleichung

Durch Einsetzen von r^* aus Gl. (7) in Gl. (3) erhält man die Gibbs'sche Keimbildungsenergie Δg_k^* ; (besser freie Keimbildungsenthalpie):

$$(8)$$

Sie hängt von der Größe des Keimes ab und muß bis zur kritischen Größe r^* aufgewendet werden. Erst von da ab ist der Keim stabil und wächst unter Energiegewinn. Die *Gibbs'sche* Keimbildungsenergie

Δg_k^* ist mit jenem Arbeitsbetrag identisch, der bei der Bildung eines wachstumsfähigen Keimes auf-

zuwenden ist. Mit dem Kapillardruck p_k eines (kugelförmig gedachten) Keimes erhält man für die Keimbildungsarbeit A_K

$$A_K = \Delta g_k^* = p_K \cdot V + \sigma \cdot O \quad (9)$$

Der Kapillardruck beträgt

$$p_K = 2\sigma/r \quad (10)$$

Für den speziellen Fall eines kugelförmigen Keimes mit

$$O = 4\pi r^2 \quad \text{und} \quad V = \frac{4}{3}\pi r^3$$

ergibt sich mit Gl. (3) unter besonderer Berücksichtigung, daß die Volumenarbeit negativ einzusetzen ist,

$$A_k = 4\pi r^2 \cdot \sigma - \frac{8}{3}\pi r^2 \cdot \sigma = \frac{1}{3}\sigma O \quad (10)$$

d. h., die Keimbildungsarbeit beträgt 1/3 der Grenzflächenenergie Kristall/Schmelze.

Die Keimbildungsarbeit ist nach Gl. (4) von der Unterkühlung abhängig und wird bei der Schmelztemperatur unendlich groß, Sie nimmt ab, wenn die Temperatur unter die Schmelztemperatur sinkt, wie es Bild 3 schematisch zeigt.

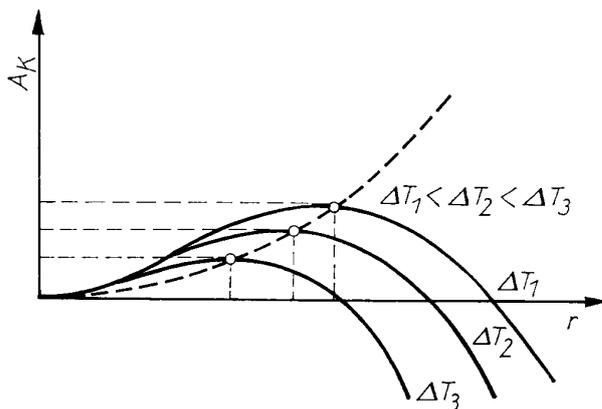


Abb. 36: vom Keimbildungsradius r und der Temperatur T (schematisch)

Erstarrung einer Flüssigkeit bei homogener Keimbildung

Die homogene Keimbildung wird durch eine Unterkühlung der Schmelze ermöglicht. Bei der *homo-genen* Keimbildung und der nachfolgenden Erstarrung sind zwei Phasen (fest/flüssig) beteiligt. Bei der Erstarrung wird Wärme frei; diese muß abgeführt werden. Daraus ergibt sich die wichtige Tatsache,

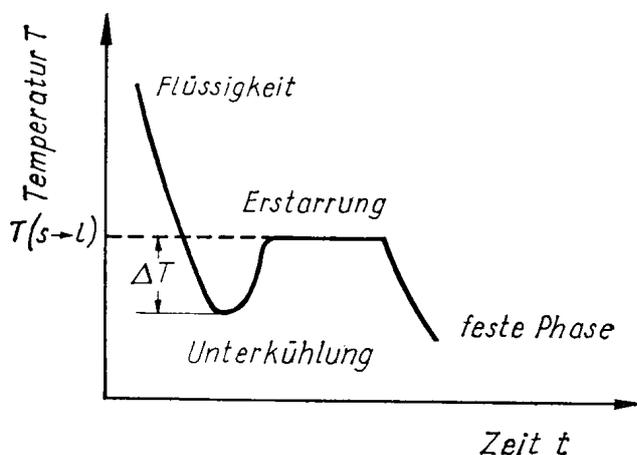


Abb. 37: Verlauf der Temperatur bei der Erstarrung (schematisch, s. auch Abb. 32)

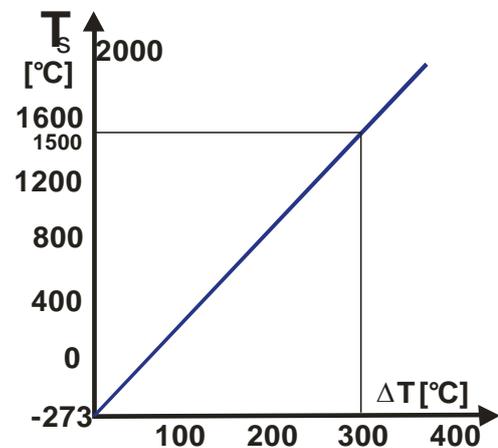


Abb. 38: Maximale Unterkühlung von Metallen in Abhängigkeit von ihrem Schmelzpunkt

daß die Erstarrungsgeschwindigkeit proportional der Geschwindigkeit der Wärmeabfuhr ist. Ist diese gering oder sogar blockiert, so verringert sich der Unterkühlungsgrad ΔT . Mit steigender Abkühlungsgeschwindigkeit wächst der Unterkühlungsgrad. Einen schematischen Temperaturverlauf bei der Erstarrung zeigt Bild 4. Untersuchungen haben gezeigt, daß die Metalle relativ hohe Unterkühlungsgrade besitzen. Für die Feststellung der maximalen Unterkühlung der Metalle muß ein heterogener Keimbildungsprozeß (z. B. durch Einschlüsse, Wandeffekt usw.) ausgeschaltet werden. Die maximale Unterkühlung zeichnet sich als ein markanter Punkt des Stoffes aus. Zwischen dem Schmelzpunkt der Metalle und der maximalen Unterkühlung besteht ein annähernd geradliniger Zusammenhang (Bild 5). Ist die maximale Unterkühlung eines Metalls bekannt, so kann bei bekannter Grenzflächenspannung und Schmelzenthalpie $\Delta H(s \rightarrow l)$ der kritische Radius berechnet werden.

Neuere Untersuchungen zu diesem Thema werden im Physik-Journal 4/2005 beschrieben:

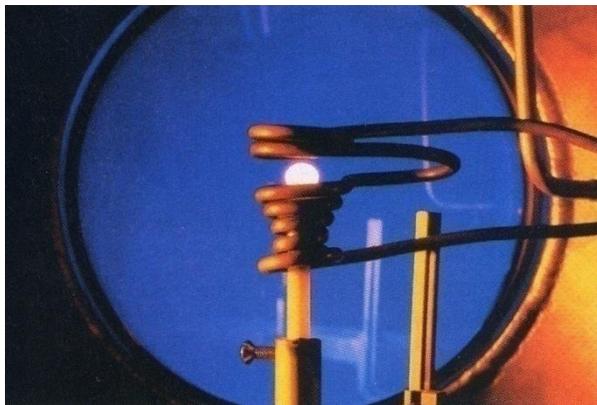


Abb. 39:
Elektromagnetische Felder ermöglichen eine berührungsfreie Erstarrung

Durch entsprechende Versuchsführung, s. Bild 37 wurden mit Hilfe elektromagnetischer Felder Tropfen flüssiger Metalle freischwebend erstarrt. Eine entsprechende gemessene Abkühlkurve zeigt Bild 38:

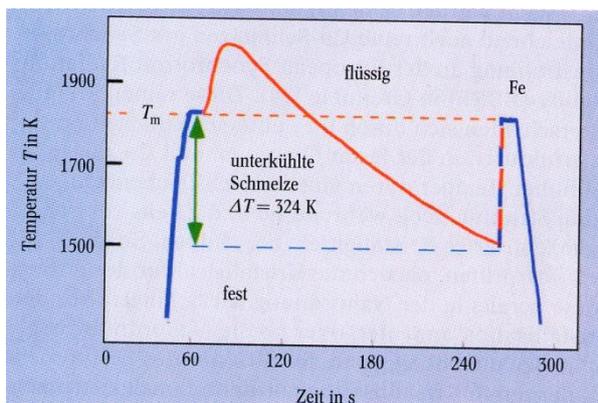


Abb. 40:
T-t-Profil einer Fe-Schmelze mit obiger Versuchsanordnung. T-Messung berührungsfrei mit Hilfe eines Pyrometers

Durch den fehlenden Kontakt mit einer Behälterwand konnten Fremdkeime praktisch vollständig vermieden werden, was eine weitere Steigerung der Unterkühlbarkeit zur Folge hat, s. Bild 39

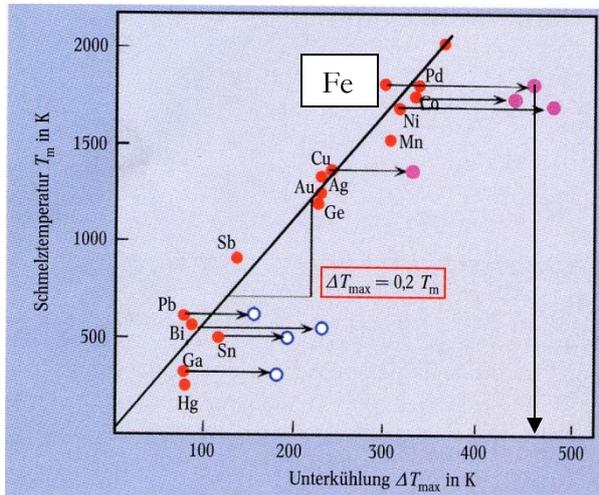


Abb. 41::
Steigerung der maximalen Unterkühlbarkeit von Metallen mit obiger Versuchsanordnung

Praktische Anwendung:

Unterkühlte Schmelzen besitzen gegenüber einer stabilen kristallinen Phase eine erhöhte freie Energie und können den Energieüberschuß nutzen, um vielfältige Erstarrungswege zu beschreiten, die zu Festkörpern mit ganz unterschiedlichen Eigenschaften, d.h. zu neuen Werkstoffen führen, z.B umformbare Al-Si-Fe-Ni-Legierungen durch Sprühkompaktieren.

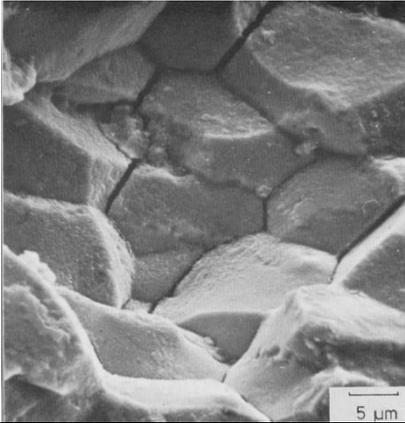
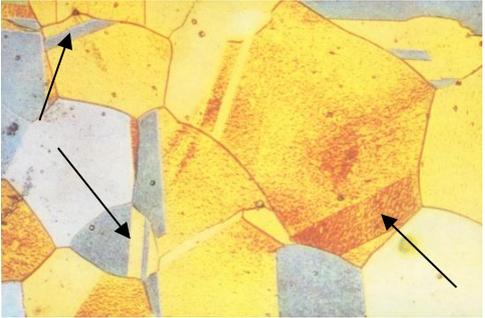
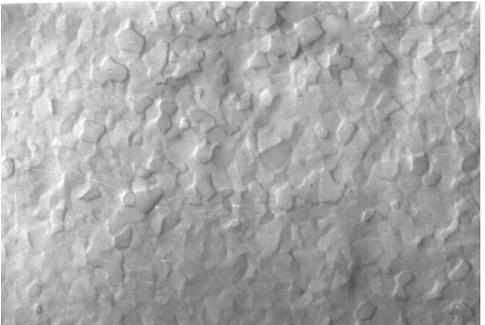
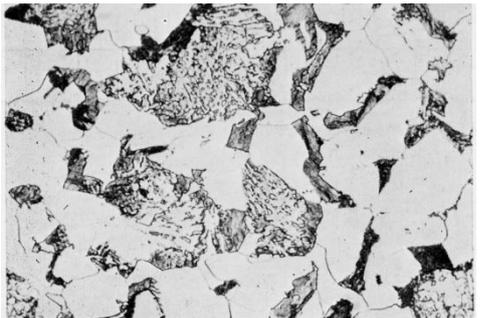
4.4 Einkristall → Vielkristall → Kornformen

Technische Metalle sind i.A. vielkristallin, d.h. in der Schmelze existieren viele Keime, die zu vielen statistisch orientierten Kristallen, dem „Gefüge“ erstarren, s. Abb. 43.

Beispiele für Metall-Kristalle: Je nach Abkühlbedingungen können verschiedenartige Kornformen und -größen entstehen, die wiederum Einfluß auf die Eigenschaften des Werkstoffes haben. Die Struktur der Phasen ist dabei Kompromiß aus

- ❑ Minimierung der Grenzflächenenergie bei geringer Triebkraft ($\Delta G \downarrow$) und
- ❑ Maximierung der Umwandlungs-Geschwindigkeit (bei $\Delta G \uparrow$)

Abb. 42: Kornformen (am Beispiel von Gefügen verschiedener Metalle)

| | |
|---|---|
|  | <p>Diese Seite zeigt mikroskopische Aufnahmen von Polykristallen, die aus Einkristallen (Kristalliten, Körnern) im μm-Bereich zusammengesetzt sind. Dies entspricht dem Aufbau der meisten metallischen Werkstoffe.</p> <p>→</p> <p>REM-Aufnahme der Bruchfläche (IK) eines Metalles (hochlegierter Stahl) mit kfz-EZ (Austenit)</p> |
|  | <p>→</p> <p>LIM-Aufnahme (metallographischer Schliff, Farbätzung) eines Austenits („Zwillinge“)</p> |
|  | <p>DIK-Aufnahme eines elektrolytierten kfz-Werkstoffes (Rein-Al)</p> |
|  | <p>LIM-Aufnahme (metallographischer Schliff) eines Werkstoffes (niedriglegierter Stahl 16MnCr5) mit krz-EZ [Ferrit (hell) + Perlit (dunkel)]</p> |

Einflußgrößen auf die Ausbildung der Körner sind:

- 1) Abkühlbedingungen: die Kornform und -größe kann durch gezielte Einstellung der Abkühlgeschwindigkeit u./o. des T-Gradienten beeinflusst werden.

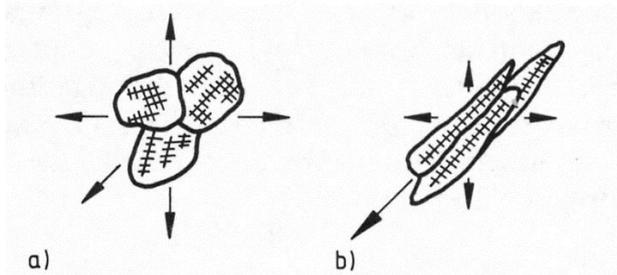


Abb. 43: Kornformen

- a) (gleichmäßiger Wärmefluß)
- b) (gerichtete Erstarrung → T-Gradient)

| Keimbildung | Kristallwachstum | |
|------------------------|---------------------------|------|
| | Beginn | Ende |
| a) Keim | Kristallisationsfront | |
| Grobkörniger Werkstoff | | |
| b) | | |

Abb. 44: Korngröße:

steigende Keimzahl → geringere Korngröße → Abkühl-v ↑, Unterkühlung ↑

- 2) die Ausbildung von **Dendriten** ist Typisch für krz-Metalle mit Legierungselementen und Verunreinigungen: (z.B. ferritische Stähle)

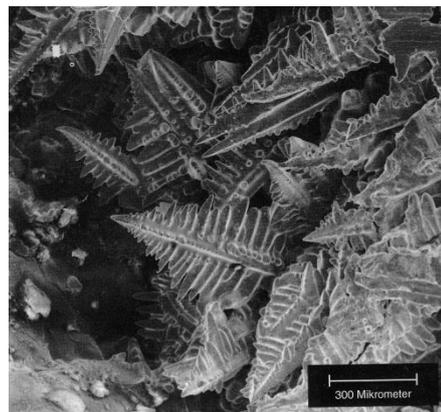
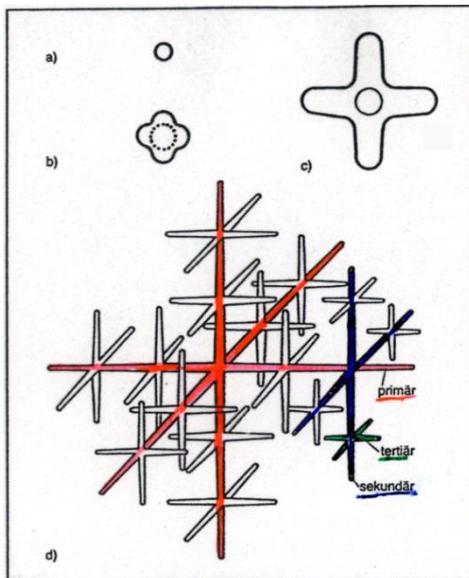
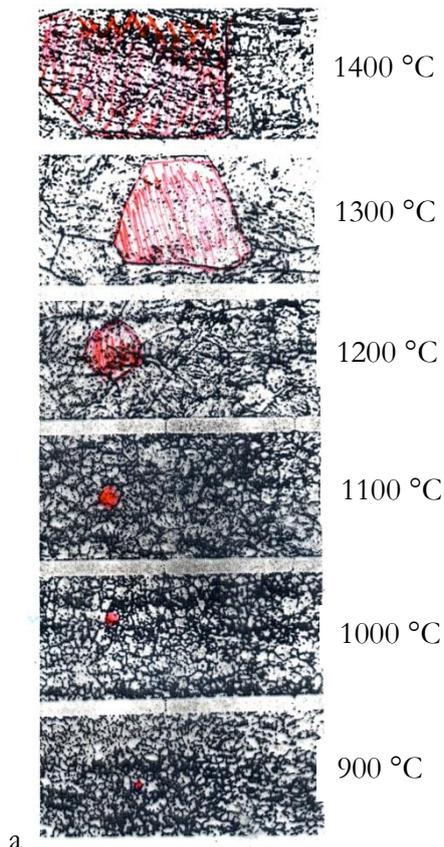


Abb. 45: Dendritenbildung

- a) schematisch
- b) REM Aufnahme

Dendriten (tannenbaumartige Kristalle) entstehen im T-Gradienten an der Kristallisationsfront. Da Fremdatome in der flüssigen Phase besser löslich sind, scheiden sie sich zeitig ab und können als Keime für die Fe₃C-Ausscheidung (s.u.) dienen.



- 3) weiterhin ist zu beachten, dass eine Korngrenze ein Gitterfehler (s.o. → E.-Erhöhung) ist, der bei entsprechender Aktivierungsenergie vernichtet wird (Annäherung an das GG). D.h., dass alle Metalle bei erhöhter T zum **Kornwachstum** neigen, s. Abb.

Abb. 46: Einfluß der Spitzen-T beim Schweißen auf die Austenitkorngröße. Werkstoff: St E 70

a

- 4) unter geeigneten Bedingungen können auch makroskopische **Einkristalle** gezüchtet werden, die z.B. für die Chipherstellung (Computer) oder für Forschungszwecke gebraucht werden.



Abb. 47: Einkristall

Si-Einkristall der Fa. Wacker Siltronic. Aus einem solchen Block werden Si-Scheiben gesägt oder gelasert, auf denen dann die Chiphersteller ihre Produkte fertigen.

Werkstoff: Si (reinst)
Einsatz: Chipherstellung
Photovoltaik
Abmessung: Ø 300 mm

Einkristalle können unter definierten Erstarrungsbedingungen aus Schmelzen erzeugt werden. Das Bild zeigt die 2002 größtmöglichen Abmessungen (Ø 300 mm) für Reinst-Si.

Welche Kristalle durch gerichtete Erstarrung erzeugt werden können, können Sie aus dem Aufsatz: „**Ni-Al-Basislegierung**“ auf meiner Homepage entnehmen.

Die Erzeugung von **amorphen Metallen** (Spingläser) sowie mögliche Anwendungen werden weiter hinten im Kapitel „Magnetische Eigenschaften“ im Aufsatz „**Amorph/Nanokristallin**“ sowie in der VL beschrieben.

Textur (T.)

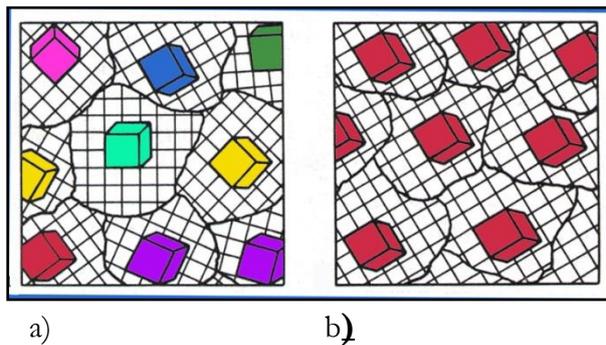


Abb. 48: Textur (schematisch)

- a) nicht ausgerichtete Kristalle → makroskopische Isotropie
- b) ausgerichtete Kristalle → makroskopische Anisotropie → **Textur**

Bei einem Polykristall (ein Werkstoff, welcher aus vielen Einkristallen, d. h. Körnern im Verbund, besteht) haben die Kristalle oft eine bevorzugte Richtung in Bezug auf eine äußere Probengeometrie und sind nicht statistisch regellos in ihrer kristallographischen Orientierung zueinander angeordnet. Diese bevorzugte Orientierung bezeichnet man als T. Bezugsrichtung zur T. kann z. B. die Drahtachsen- oder die Blechnormalenrichtung sein.

T. können sich durch Verformung (z. B. Walzen), durch Gießen, durch Rekristallisation oder durch elektrolytische Abscheidung bilden. Entsprechend dem Entstehungsprozeß unterscheidet man zwischen **Verformungstextur**, **Gußtextur**, **Rekristallisationstextur** und **Wachstumstextur**.

Bei Verformung bildet sich eine T. dadurch aus, daß jeder einzelne Kristall sich unterschiedlich leicht verformen läßt bedingt dadurch, daß das Gleitsystem der einzelnen Kristalle unterschiedlich günstig zur wirkenden Schubspannung orientiert ist und bedingt dadurch, daß die Körner sich gegenseitig unterschiedlich stark in der Verformung behindern, da sie alle im Verbund stehen, welcher Beschränkungen in der Verformbarkeit erzwingt. Bei der Entstehung von Gußtexturen spielt die unterschiedliche Wachstumsgeschwindigkeit in unterschiedlichen kristallographischen Richtungen eine Rolle.

Sofern die T. sehr scharf ausgeprägt ist, d. h. der überwiegende Teil der Kristalle eine bestimmte Orientierung aufweist, läßt sich die T. durch eine ideale Lage kennzeichnen. Bei Blechen z. B. wird die T. dann durch die Angabe $(hkl) [uvw]$ (→ Millersche Indizes) gekennzeichnet, wobei (hkl) die parallel zur Walzebene liegende Gitterebene und $[uvw]$ die in Walzrichtung liegende Gitterrichtung ist. So ist die Würfeltextur als ideale Lage gegeben durch $(100) [001]$. Die Ideallage ist nur eine halbquantitative Angabe, da die Streuung der Orientierung nicht berücksichtigt ist. Sie hat aber den Vorteil der Anschaulichkeit.

Durch die Verformung werden einzelne Körner eines vielkristallinen Werkstoffes entsprechend der Beanspruchungsrichtung gedreht. Dabei werden mit steigendem Verformungsgrad die Kristallachsen der einzelnen Kristallite zunehmend ausgerichtet. Diese **Verformungstextur** bewirkt ebenfalls eine mehr oder minder ausgeprägte Anisotropie der Eigenschaften. So richten sich bei Zugverformung eines kfz-Metalles die Raumdiagonalen der Elementarzellen parallel zueinander aus (Abb. 50). Diese Richtung ist gleichzeitig z.B. die des maximalen Elastizitätsmoduls.

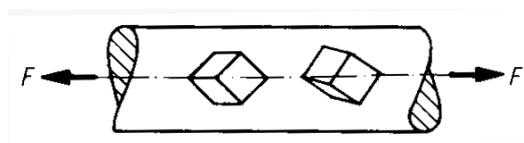
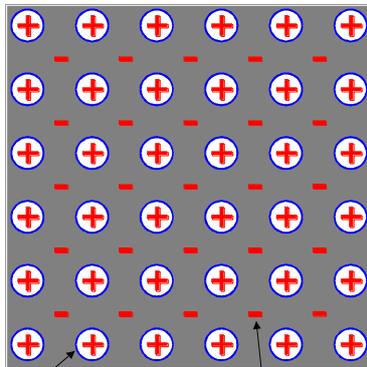


Abb. 49: Textur in gezogenem Draht aus kfz-Metall (aus B/S)

4.5 Eigenschaften der Metalle

4.5.1 Elektrische - und thermische Leitfähigkeit

Elektrische Leitfähigkeit:



Atomrümpfe (Kationen) Elektronen"Gas"

Elektrische Leitfähigkeit von Metallen, vereinfachtes Modell

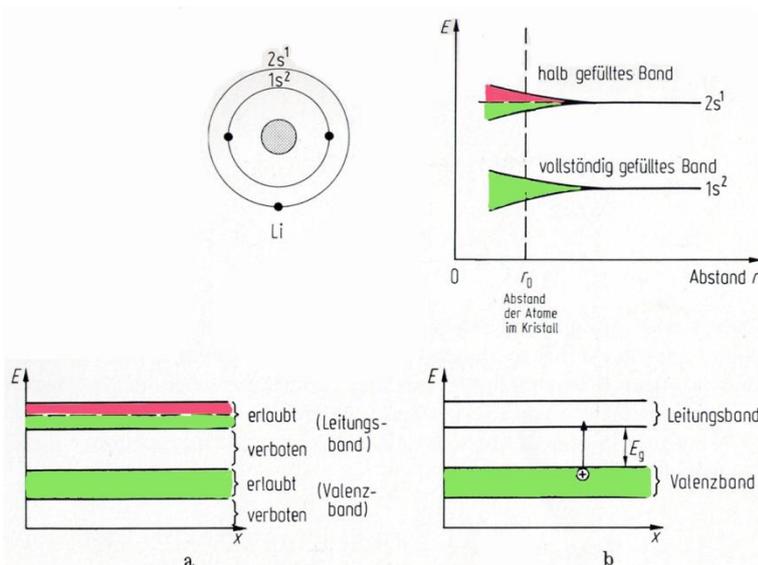


Abb. 50:
Bänder-Modell, Prinzip

→ Bei Annäherung der Atome zum Kristallverband entstehen aus den scharfen E-Niveaus e' E-Bänder, d.h. E-Bereiche erlaubter Zustände, s. Abb.

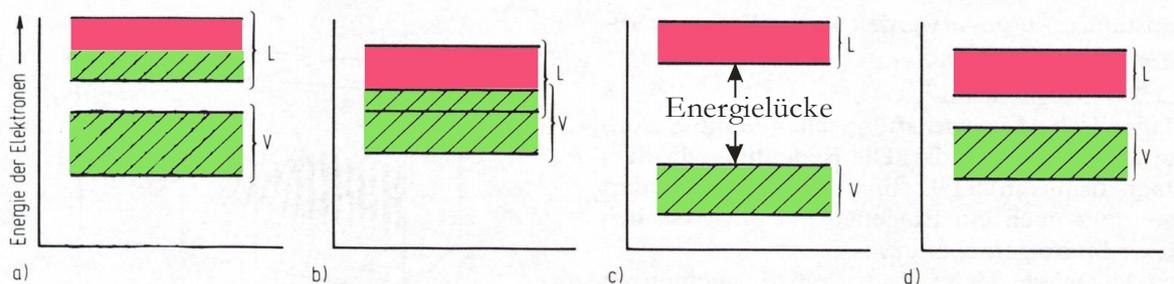


Abb. 51: Bändermodell verschiedener Werkstoffgruppen a) – d):

V = Valenzband, L = Leitungsband,

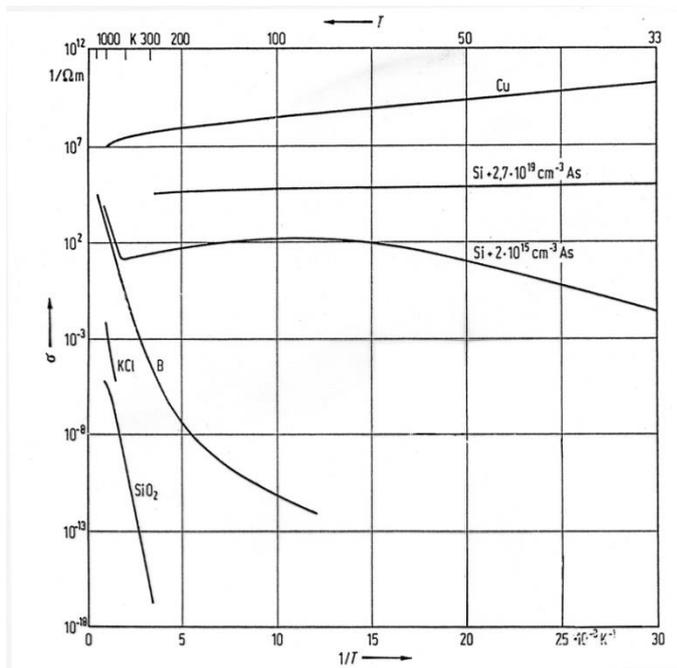
E-Lücke = verbotene Zone (Quantenphysik), z.B. 6 eV (Diamant), 1,1 eV (Si)

a)

b)

c)

d)



Kaltleiter:...

Heißeleiter:

Abb. 52:

Elektrische Leitfähigkeit von Isolatoren, Halbleitern und Metall als $f(T)$

Vergleich von Messwerten führt zu neuen Erkenntnissen:

| Substanz | σ^* in $\mu\text{S/m}$ | λ^{**} in J/mKs | $\approx \lambda/\sigma$ ($\Gamma = \text{const.}$) |
|-----------------------------------|-------------------------------|----------------------------------|---|
| Aluminium (99 %) | 35,7 | 220 | 6,1 |
| Blei | 4,5 | 34,8 | 7,7 |
| Chrom | | 90 | |
| Eisen | 10 | 80 | 8,0 |
| Stahl (99,2% Fe) | 1,4-9,6 | 45 | ≈ 7 |
| Gold (rein) | 40,9 | 312 | 7,6 |
| Kupfer (rein) | 58,8 | 395 | 6,7 |
| Magnesium | 21,7 | 171 | 7,9 |
| Messing (70% Cu) | | 112 | |
| Molybdän | 17,5 | 132 | 7,5 |
| Platin (rein) | 10,0 | 70 | 7,0 |
| Nickel | 3,1 | 81 | (26) |
| Silber (99,9%) | 62,9 | 407 | 6,5 |
| Tantal | 6,5 | 56 | 8,6 |
| Titan | | 22 | |
| Wolfram | 17,9 | 177 | 9,9 |
| Zink | 17,2 | 112 | 6,5 |
| Zinn | 8,7 | 65 | 7,5 |
| Glaswolle | | 0,042 | |
| Hartporzellan | | 1,42 | |
| Quarzglas | | 1,36 | |
| Styropor (15-22 kg/m^3) | | 0,035 | |



$\Rightarrow \lambda = c \cdot \sigma$ (Wiedemann-Franz'sches Gesetz)

$L = \text{Lorentz-Konstante}$ ($L_{\text{Fe}} = 3 \cdot 10^{-8} \text{ V}^2/\text{K}$)

→ Die Wärmeleitfähigkeit beruht ebenso wie die elektrische Leitfähigkeit auf der Beweglichkeit der freien Elektronen.

Wärmeleitfähigkeit und elektr. Leitfähigkeit zeigen die gleiche Temperaturabhängigkeit. (Wärmeübertragung durch Wärmeschwingung der Atomrümpfe (Phononen) ist von untergeordneter Bedeutung).

Das

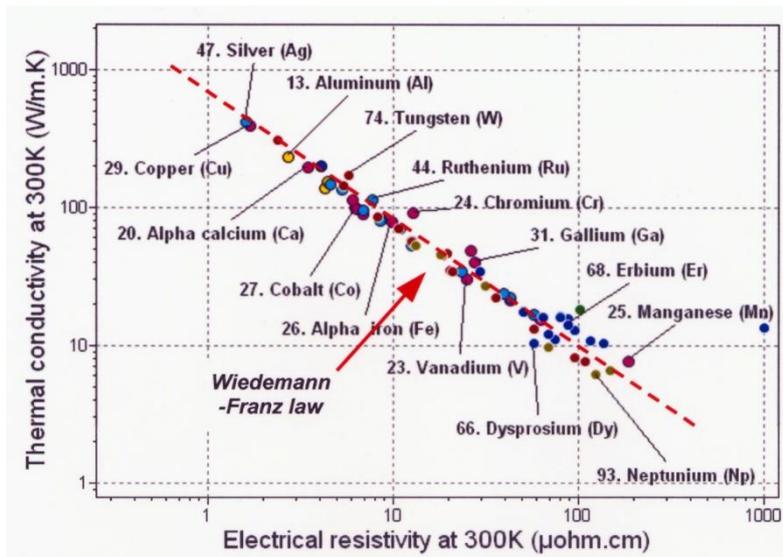


Abb. 53:
Zusammenhang zwischen ther-
mischer und elektrischer Leitfähig-
keit

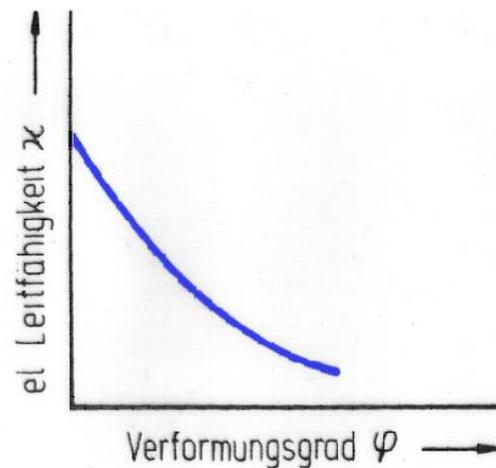
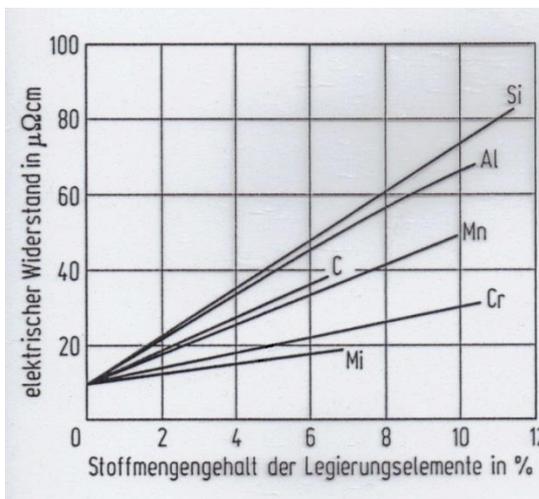


Abb. 54a, b:

Wechselwirkung von Leitungselektronen und Gitterstörungen

a) Legierungselemente

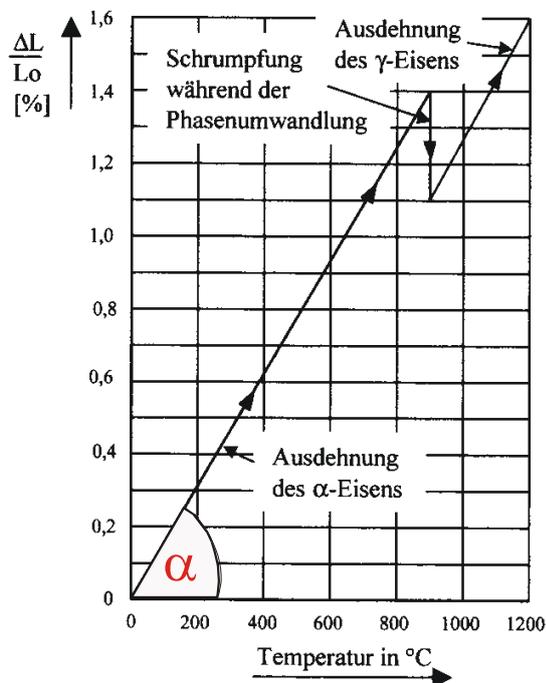
b) Versetzungen

Wird die Beweglichkeit der Leitungselektronen behindert, z. B. durch Gitterstörungen oder thermisch angeregte Schwingungen der Atomrümpfe (bei Kaltleitern), dann nimmt die Leitfähigkeit ab.

Thermische Ausdehnung

Fast alle Werkstoffe dehnen sich bei T-Erhöhung aus. Dies ist insbesondere bei Verbundwerkstoffen zu berücksichtigen. Es können sich Spannungen aufbauen, die i.a. schädlich sind → Verformung; aber auch nützlich sein können → Aufschumpfen, Bimetall-Thermometer

Ein Maß für die Ausdehnung ist der Ausdehnungskoeffizient α . Er kann als $f(T)$ aus der Steigung der Geraden im Diagramm (s.u.) ermittelt werden.



| Metall | T [°C] | α [1/K] |
|--------|---------|--------------------|
| Al | 400 | $24 \cdot 10^{-6}$ |
| Cu | 0 - 100 | $16 \cdot 10^{-6}$ |
| Fe | 0 - 100 | $12 \cdot 10^{-6}$ |
| | 500 | $16 \cdot 10^{-6}$ |
| | | |

Abb. 55: thermische Ausdehnung als $f(T)$

Die lineare thermische Ausdehnung ist gegeben durch

$$l_T = l_{20^\circ\text{C}} \cdot (1 + \alpha \cdot \Delta T) \quad \text{oder} \quad l_T - l_{20^\circ\text{C}} = \Delta l = l_{20^\circ\text{C}} \cdot \alpha \cdot \Delta T$$

mit $\Delta T = T$ -Differenz zwischen Einbau - und vorhandener T

Die in Bauteilen bei fester, formschlüssiger Montage auftretenden Spannungen lassen sich berechnen:

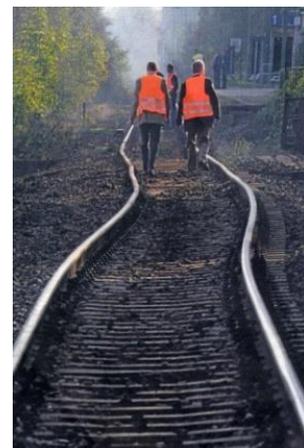
$$\frac{\Delta l}{l_{20^\circ\text{C}}} = \alpha \cdot \Delta T = \varepsilon \quad \text{und mit} \quad \sigma = E \cdot \varepsilon \quad \text{folgt:} \quad \sigma =$$

Beispiel: Eisenbahnschienen (fest zusammengeschweißt / verschraubt)

Geg.: $T_1 = 0^\circ\text{C}$; $E_{\text{St}} = 210.000 \text{ N/mm}^2$, Werkstoff: S 275 JR

ges.: auftretende Spannungen im Sommer bei $T_2 = 100^\circ\text{C}$ → Verbiegen sich die Schienen plastisch ?

Lösg.:



4.5.2. Magnetische Eigenschaften:

Ursache:

- Bewegte Ladungen erzeugen ein elektromagnetisches Feld
- Die Bewegungen der Elektronen um den Kern und die Eigenrotation (Spin) erzeugen entsprechende Felder
- Bei den meisten Stoffen heben sich die magnetischen Momente auf, sie sind nach außen magnetisch neutral

Es gilt:

$$B = \mu_r \cdot \mu_0 \cdot H$$

mit B = magnetische Flußdichte in [Vs/m]
 H = magnetische Feldstärke in [A/m]

- μ_r = relative Permeabilität in [1]
- μ_0 = absolute Permeabilität in [Vs/Am]

Arten des Magnetismus:

4.5.2.1 Dia- und Paramagnetismus

Bei vollständiger Besetzung der Elektronenzustände eines Atoms ist jedes Elektronenorbital mit zwei Elektronen entgegengesetzten Spins besetzt. In diesem Falle heben sich die Elektronenmomente gegenseitig auf. Beispiele für derartige diamagnetische Substanzen sind Edelgase, viele ionische und kovalente Verbindungen wie NaCl, H₂O, Ge, aber auch Metalle wie z.B. Zn, Cu und Ag.

Schematisch sind die magnetischen Atommomente dieser diamagnetischen Werkstoffe in Abb. 57 A dargestellt.

□ Diamagnetismus:

Wenn der Stoff gleich viele e⁻ mit Links- und Rechtsspin enthält → Ein äußeres Magnetfeld induziert magnetische Dipole, die diesem Feld entgegen gerichtet sind. ($1 > \mu_r > 0$) → Schwächung des Magnetfeldes

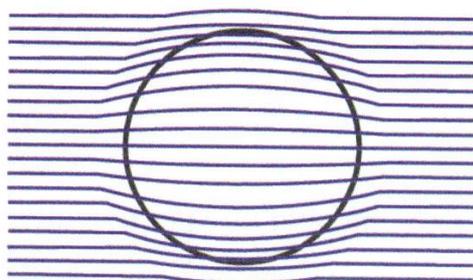


Abb. 56:

Feldlinienverlauf bei Diamagnetismus

Stoffe:

□ Paramagnetismus

Tritt auf bei Stoffen, deren Energieniveaus nicht vollständig besetzt sind. Stoffe zeigen ein (minimales) magnetisches Moment, das ein von außen angelegtes Feld verstärkt. ($1,004 > \mu_r > 1$)

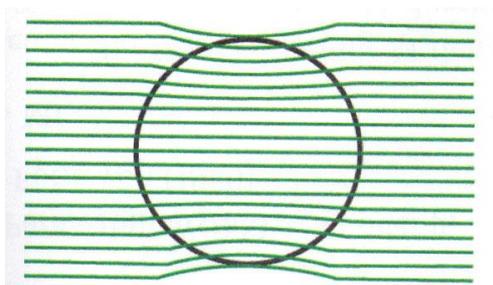


Abb. 57:

Feldlinienverlauf bei Paramagnetismus

Stoffe:

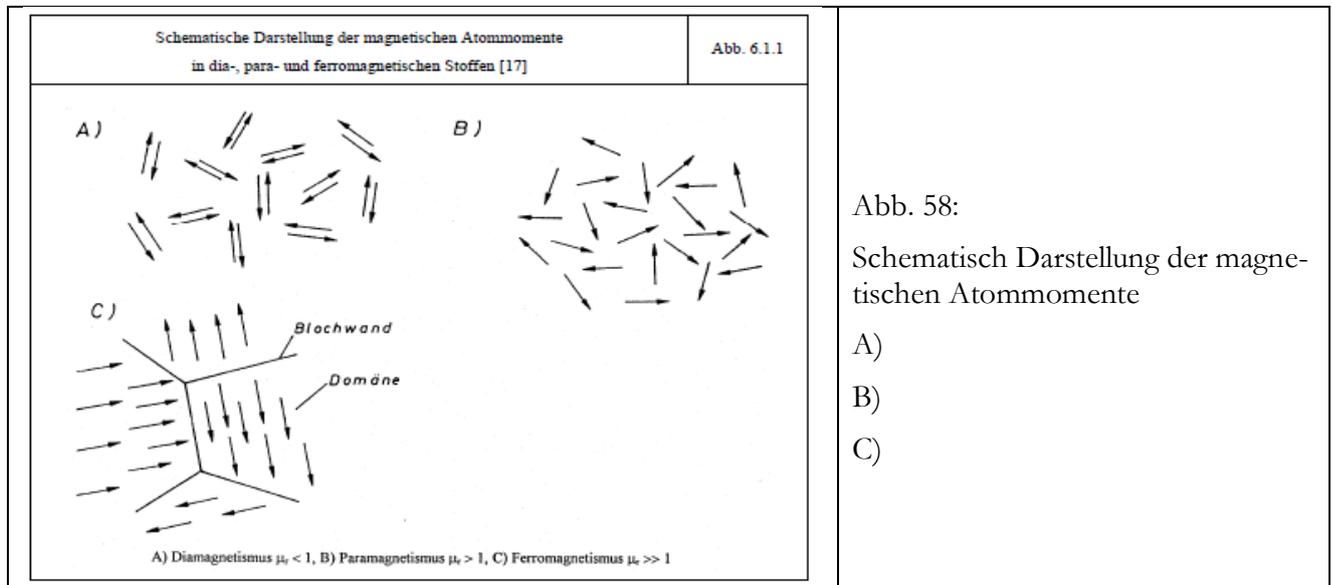


Abb. 59: Schematisch Darstellung der magnetischen Atommomente

Das magnetische Verhalten von dia- und paramagnetischen Werkstoffen findet so gut wie keine technische Nutzung, sie gelten gemeinhin als unmagnetisch.

Technische Anwendung findet primär der Ferromagnetismus.

4.5.2.2 Ferromagnetismus

Festkörperphänomen

Stoffe:

Ferromagnetismus: Hystereseschleife \Rightarrow weichmagnetische-, hartmagnetische Werkstoffe (Behandlung des Stoffes nach B/S, S. 12)

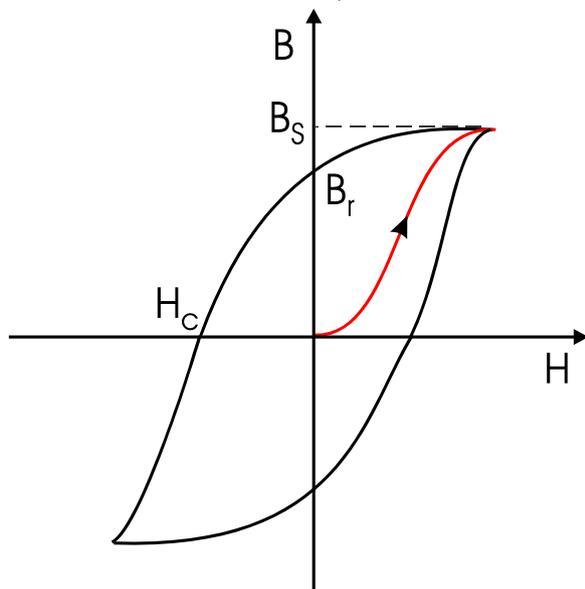
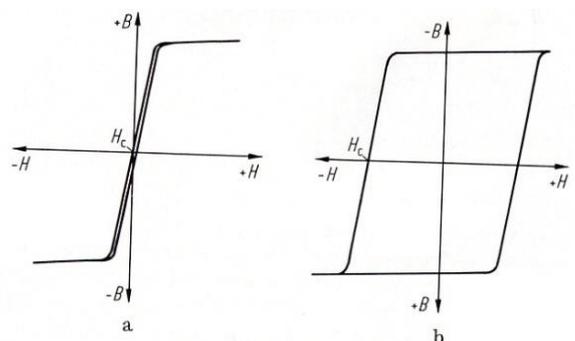


Abb. 60: Hystereseschleife mit _____ (schematisch)

H = magnetisch Feldstärke [A/m]
 B = Flussdichte [Vs/m²]

$B \bullet H =$ /



Weichmagnetisch (a)

hartmagnetisch: (b)

Anwendungen:

Weichmagnetische Werkstoffe:

| Werkstoff | H (A/m) | B _s (T) | μ _r |
|---------------------|---------|--------------------|----------------|
| Fe | 4 | 1,5 | 200 - 1500 |
| Fe + 3% Si | 10-100 | 2,0 | |
| Mu-Metall (NiFeCo*) | 1,2 | 0,8 | 50000 - 250000 |
| Mn-Zn-Ferrit | 20 | 0,2 | |

*(80/16/4)

Hartmagnetische Werkstoffe:

| Werkstoff | H _c (kA/m) | B _s (T) | μ _r | T _c (°C) |
|--------------------|-----------------------|--------------------|----------------|---------------------|
| Stahl | 5 | 0,7 | | Ca.700 |
| Al-Ni-Co | 64 | 1,3 | | |
| Ba-Ferrit | 180 | 0,4 | | |
| Sm-Co ₃ | 650 | 1,07 | | 720 |
| Nd-Fe-B (Neolit) | 800 | 1,6 | | 312 |

Die geordneten Strukturen, durch die Ferromagnetismus hervorgerufen werden, können durch T-Erhöhung aufgelöst werden. Die T bei der ein ferromagnetischer Werkstoff entmagnetisiert wird, ist die Curie-T:

| | | |
|-------|------|----|
| Fe: | 769 | °C |
| Ni: | 358 | °C |
| Fe-Ni | 530 | °C |
| Co: | 1130 | °C |
| Gd: | 20 | °C |

Wie kommt die Hysteresekurve zustande ?

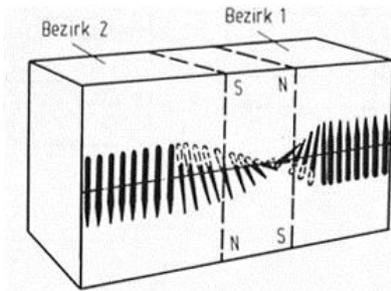


Abb. 61:

Weissche Bezirke und Blochwand

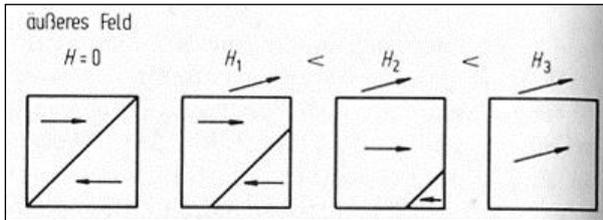


Abb. 62:

Inneres und äußeres Magnetisches Feld;
Verschiebung der Blochwände

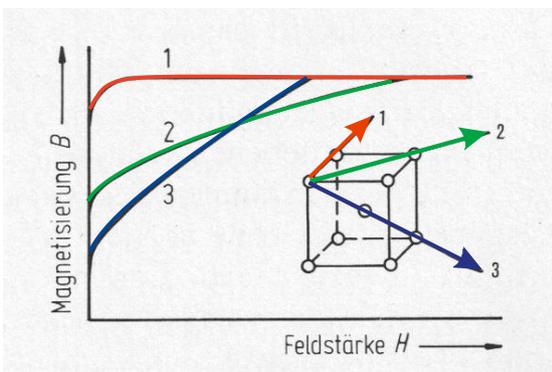


Abb. 63:

Anisotropie der magnetischen Eigenschaften →
Millersche Indizes ?

→ Minimierung der zum Ummagnetisieren
nötigen Energie durch Ausrichtung der
Kristalle (Textur)

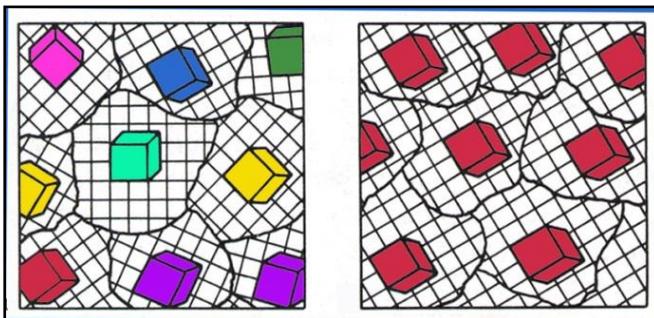


Abb. 64:

links: Anisotropie
rechts: Quasi-Isotropie (Wiederholung)

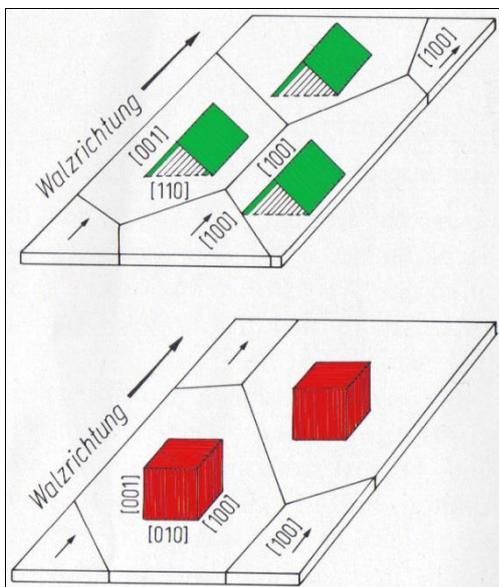
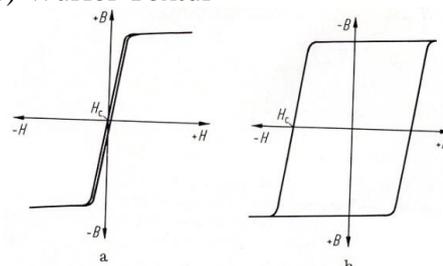


Abb. 65: Magnetbleche

(i.A. Fe-Si-Legierungen mit 2-3% Si)

a) Goss-Textur

b) Würfel-Textur



→ Minimierung der Ummagnetisierungsverluste durch Ausrichten der Kristallite, z. B. durch Kaltwalzen unter Zug und anschließender Rekristallisation

→ polykristalliner Werkstoff verhält sich wie ein Einkristall (Textur)

Ummagnetisierungsverluste: Fe-Si ohne Textur: W/kg
 Fe-Si mit Textur: W/kg

Anwendungsbeispiel: Transformatoren (Magnetbleche aus Fe-Si-Leg.) → Ummagnetisierungsverluste:

Fe-Si ohne Textur: W/kg Fe-Si mit Textur: W/kg

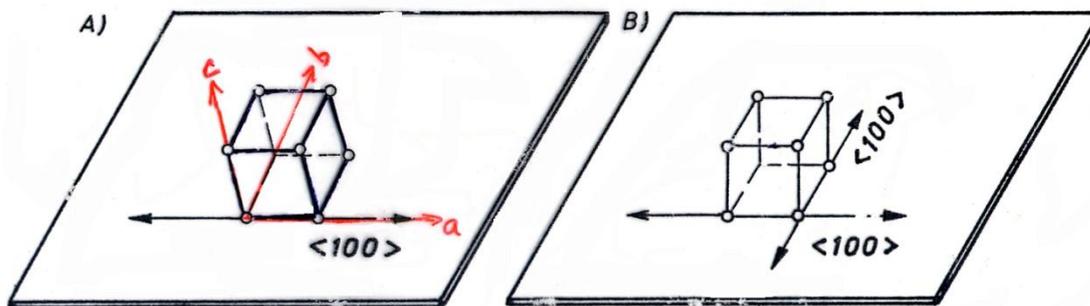


Abb. 66: Texturen: A) Gosstextur B) Würfel-Textur →

Abb. 67: Neues Anwendungsbeispiel: _____

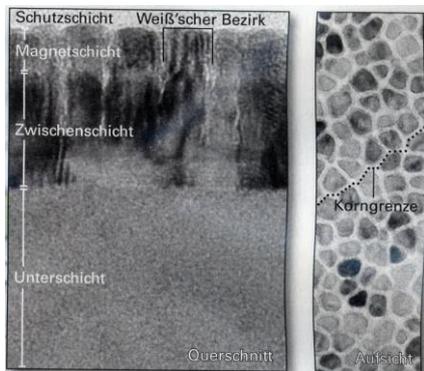


Abb. 68: Weiß'sche Bezirke

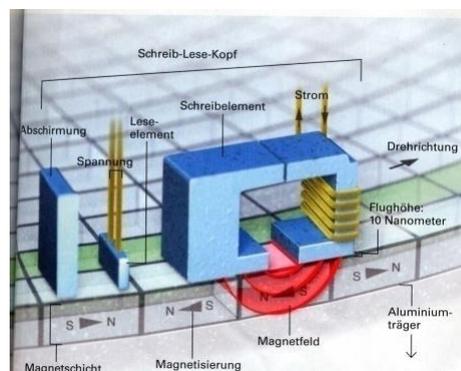
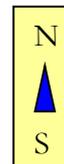


Abb. 69: Schreib-Lesekopf einer Festplatte

Heute: _____
 recording



Der Kopf fliegt nur 10 nm (!) oberhalb der Oberfläche. Die Speicherdichte beträgt ca. 150 Gbit pro Zoll².

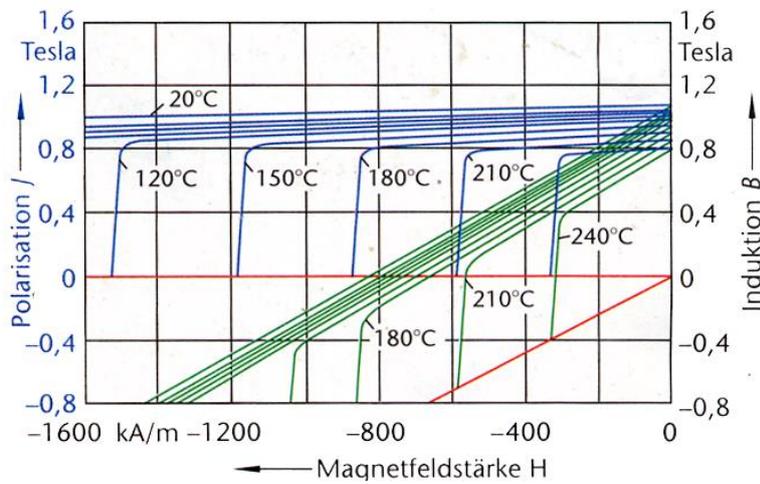
3,5 Zoll Festplatten sind (2013) mit 2 TB Speicherkapazität erhältlich. Weitere Kapazitätssteigerung ist absehbar.

4.5.2.1 Neue hartmagnetische Werkstoffe

Nd-Fe-B-Magnetwerkstoffe werden durch Sintern hergestellt.

Die intermetallische Verbindung $\text{Nd}_2\text{-Fe}_{14}\text{-B}$ hat $B_{r\text{max}}$: T, $T_c = \text{---}^\circ\text{C}$

Alternative: SmCo_3 -Magnete mit $B_{r\text{max}}$: T, $T_c = \text{---}^\circ\text{C}$



Neodym-Magnet:

Abb. 70: Entmagnetisierungskurven gesinterner Nd-Fe-B- Magnete (Vacodym 688AP) ($B_R = 1,08 \text{ T}$, $H_C = 2865 \text{ kA/m}$, max. E-Dichte = 225 kJ/m^3)

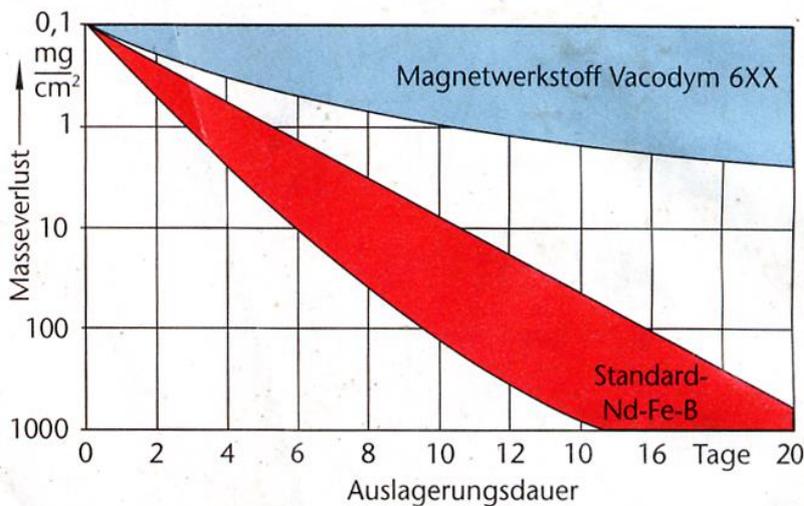


Abb. 71: Massenverlust gesinterner Nd-Fe-B- Magnete als $f(\text{Auslagerungsdauer im "Highly accelerated Stress-Test": } 130^\circ\text{C, } 95\% \text{ rel. Luftfeuchte, } 2,6 \text{ bar Wasserdampf}) \Rightarrow$ Neuentwicklung: Vaccodyn 6XX, Näheres s.u.

Anwendungen:

- Festplatten: Positionierung von Schreib und Leseköpfen
- Kupplungen: Drehmomentübertragung
- Messgeräte: Umwandlung von elektrischen Strömen in akustische oder mechanische Signale
- Generatoren (z.B. in getriebelosen WEAs), Trafos,
- E- Motoren: Wandlung von elektrischer in mechanische E, \Leftrightarrow .

Einzelheiten:

Seit Entdeckung der Neodym-Eisen-Bor-Magnetwerkstoffe (Nd-Fe-B) 1982 ist deren Produktion ständig gestiegen. Weltweit wurden im Jahr 2002 rund 16400 t gesinterte Magnete in verschiedenen Formen und Abmessungen gefertigt. Die hervorragenden magnetischen Eigenschaften haben vielseitige Anwendungen ermöglicht. So positionieren Magnetsysteme (Voice Coil Motors) die Schreib- und Leseköpfe in elektronischen Rechnern. In zahlreichen Motoren erzeugen Nd-Fe-B oder Sm-Co-Werkstoffe die Magnetfelder. Magnete übertragen in Kupplungen das Drehmoment. In Messgeräten werden damit elektrische Ströme in akustische oder mechanische Signale umgewandelt.

Die magnetischen Eigenschaften werden vom hohen magnetischen Moment des Übergangsmetalls Eisen oder Kobalt und von starken elektrischen Kristallfeldern erzeugt, welche die magnetischen Momente parallel zu einer Kristallachse ausrichten (magnetische Anisotropie). Die intermetallische $\text{Nd}_2\text{-Fe}_{14}\text{-B}$ -Verbindung hat mit 1,6 Tesla eine sehr hohe magnetische Polarisation, eine Curie-Temperatur von 312 °C und eine Anisotropiefeldstärke von 5400 kA/m. Im Vergleich dazu ist bei der SmCo_3 -Verbindung die Polarisation mit 1,07 Tesla niedriger, dafür jedoch die Curie-Temperatur mit 720 °C höher und die Anisotropiefeldstärke mit 32 000 kA/m extrem hoch.

Basierend auf diesen hartmagnetischen Eigenschaften wurden gesinterte $\text{Nd}_2\text{-Fe}_{14}\text{-B}$ -Magnete mit so hohen Koerzitivfeldstärken entwickelt, dass in Servomotoren Betriebstemperaturen bis zu 150 °C möglich sind. Bild 1 zeigt typische Entmagnetisierungskurven der gesinterten Magnete Vacodym 688 AP der Vacuumschmelze GmbH & Co. KG (VAC), Hanau, bei unterschiedlicher Temperaturbelastung. Eine maximale Temperaturbelastung bis zu 230 °C ist möglich.

Gesinterte Nd-Fe-B-Magnete haben ein mehrphasiges Gefüge, das aus hartmagnetischen Nd-Fe-B-Körnern, Nd-reichen Gefügebestandteilen und Nd-Oxiden besteht. Insbesondere die Nd-reichen Bestandteile sind chemisch sehr reaktiv und bilden mit Wasserdampf und Sauerstoff helle Nd-Hydroxide, die sich leicht von der Oberfläche lösen, was messbare Massenverluste verursacht. Bei dieser Korrosion entsteht Wasserstoff, der Hydride bildet und das Gefüge zusätzlich versprödet. Infolge der Substitution der Nd-reichen Gefügebestandteile durch nicht so reaktive Nd-Co-Cu-Al-Phasen konnte die Korrosion wesentlich verringert werden. Bild 2 zeigt die Massenverluste von gesinterten Nd-Fe-B-Magneten im Vergleich zu den neu entwickelten Magnetsorten Vacodym 6xx von VAC. Für einen weitergehenden Korrosionsschutz können die Magnete mit metallischen Schichten (Sn, Ni, Al, Ni und Sn), Elektrotauch- oder Alhaltigen Sprühlacken geschützt werden.

Andere Bezeichnung für Neodym-Eisen-Bor-Magnetwerkstoffe: Neolit

Weitere Informationen über Magnetwerkstoffe und deren Anwendung finden Sie unter <http://www.vacuumschmelze.de/dynamic/de/>

4.5.2.2 Amorphe Metalle (Magnetische Eigenschaften / Herstellung)

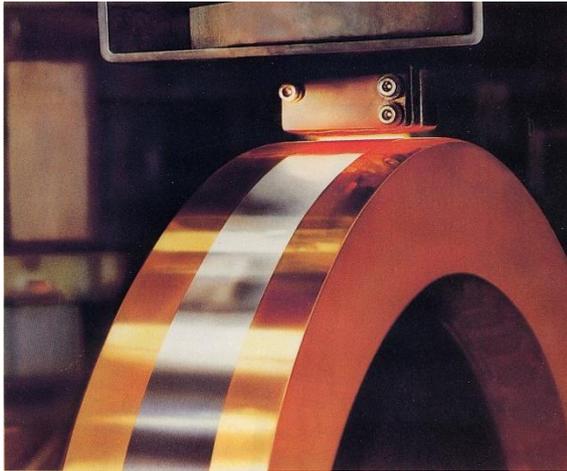


Abb. 72:

Metallische Gläser entstehen, wenn die Schmelze durch eine Keramikdüse auf ein gekühltes Rad gegossen und so in Millisekunden von etwa 1400 auf 400 Grad Celsius abgekühlt wird. Präzise Anlagensteuerung ist für die Qualität entscheidend. Das Rad dieser Laboranlage zur Optimierung von Legierungen hat einen Durchmesser von 80 und eine Breite von 10 Zentimetern. Die Folie ist 5 Zentimeter breit.

Weitere Möglichkeiten der Herstellung amorpher Metalle:

- Klatschkokille
- Galvanik (auch stromlos)
- PVD, CVD (Abscheiden aus der Gasphase)
- Laserumschmelzen

Bisher nur dünnwandige Teile (Bänder) oder Schichten herstellbar

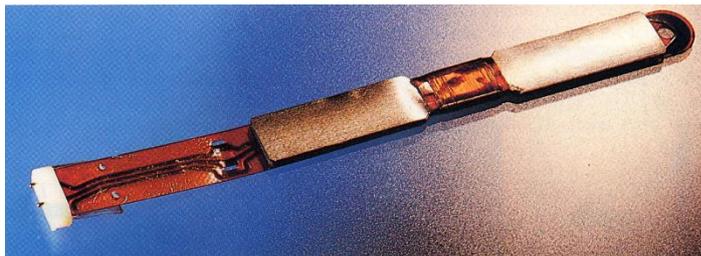


Abb. 73:

Diese in einem Uhrenarmband versteckte Antenne kann die Signale des deutschen Zeitzeichensenders in Mainflingen noch in einer Entfernung von 1500 Kilometern empfangen. Der Spulenkern besteht aus mehreren Lagen einer Folie aus amorphem Metall. Die Verjüngung für die Kupferumwicklung wurde ausgestanzt

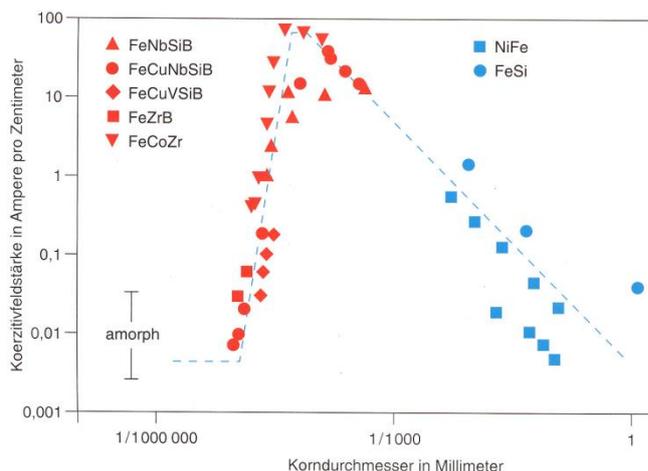


Abb. 74:

Die Koerzitivfeldstärke in Abhängigkeit vom Korndurchmesser. Bei herkömmlichen kristallinen Legierungen aus Eisen und Nickel beziehungsweise Silicium (blaue Symbole) wächst die Koerzitiv-Feldstärke mit

abnehmendem Korndurchmesser. Aufgrund des logarithmischen Maßstabs ergibt sich eine Gerade mit der Steigung -1. Bei nanokristallinen Legierungen von Eisen beispielsweise mit Kupfer, Niob, Silicium und Bor (rote Symbole) steigt sie zunächst mit der sechsten Potenz des Korndurchmessers (Gerade mit der Steigung 6), um schließlich bei dessen weiteren Wachsen in das Verhalten kristalliner Legierungen überzugehen. Die Koerzitivfeldstärke beschreibt das Vermögen der Weißschen Bezirke im betreffenden Material, einem Magnetfeld zu folgen; je deutlicher Vorzugsrichtungen und Inhomogenitäten im Werkstoff vorgegeben sind, desto mehr Energie ist dazu aufzuwenden.

Aus: Spektrum d. Wiss, 07/94, S.108 ff (s. hierzu auch "[Amorph/Nanokristallin](#)" auf meiner Homepage)

4.5.3 Mechanisch-technologische Eigenschaften (Definitionen)

Härte:

Zähigkeit:

Festigkeit:

Steifigkeit:

4.5.3.1 Härteprüfung

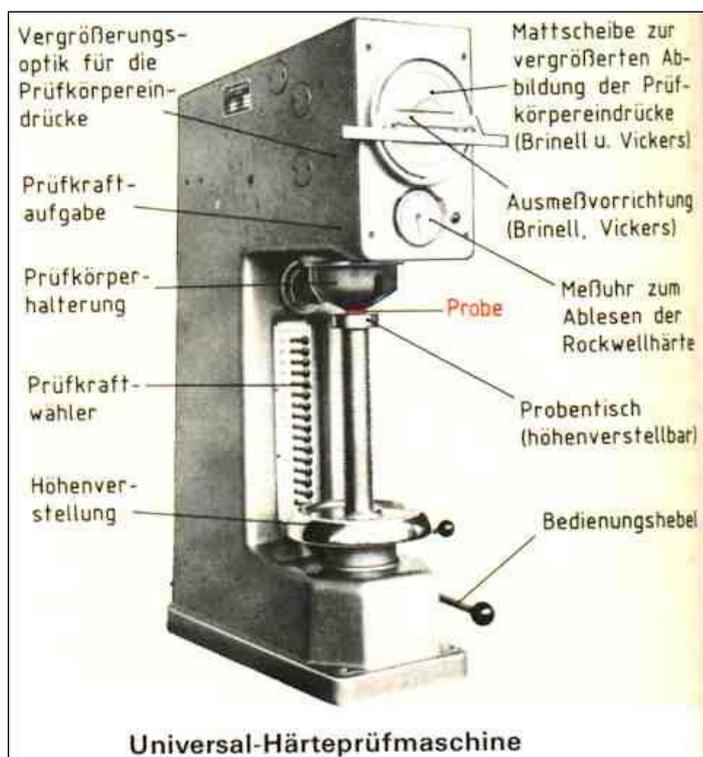


Abb. 75:

Universal-Härteprüfmaschine

Es werden hauptsächlich 3 verschiedene Härteprüfverfahren eingesetzt:

a) **Härteprüfung nach Brinell → Brinell-Härte**

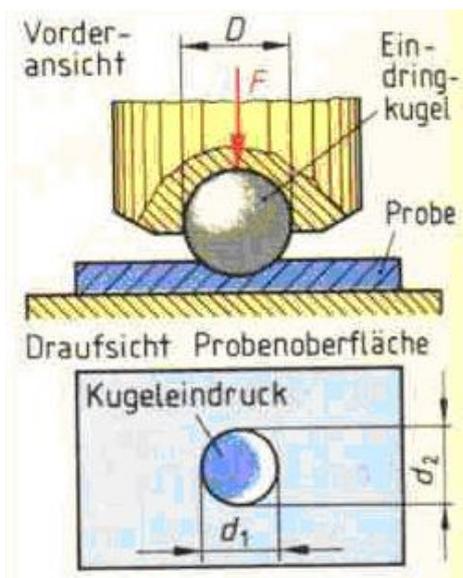


Abb. 76:

Prinzip: Eine Stahlkugel vom Durchmesser D wird mit einer Prüfkraft F senkrecht in die ebene, metallisch blanke Oberfläche der Probe eingedrückt. Nach Entlasten wird der Eindrucksdurchmesser d auf 1/100 mm genau ausgemessen

$$HB = \frac{0,102 \cdot F}{A}$$

| Beispiel | | | | |
|---------------------------------|--------------------------------------|-----------------------------|---|---------------------------|
| 229 HBW 2,5 / 187,5 / 30 | | | | |
| Härte-wert | Härte nach Brinell (Hartmetallkugel) | Prüfkugel-durchmesser in mm | Prüfkraft $F = 187,5 \cdot 9,81 \text{ N} = 1839 \text{ N}$ | Einwirk-dauer in Sekunden |

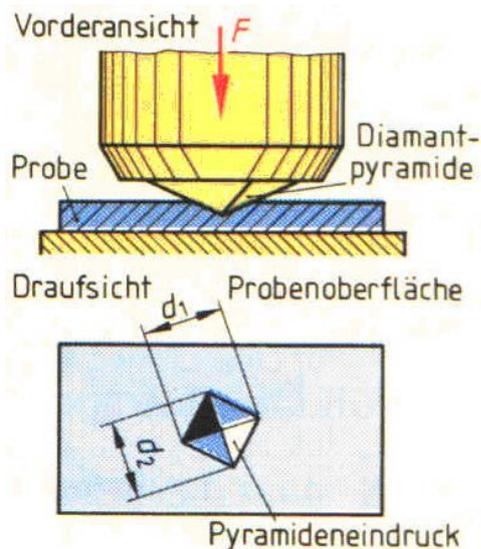
Bis zu einer Brinellhärte 400 HB können gehärtete Stahlkugeln verwendet werden. (Genormt sind als Durchmesser die Maße 10, 5, 2,5 und 1 mm.) Darüber hinaus beginnt ihre elastische Abplattung zu stören (s. Abb. unten), indem diese einen Eindruck mit geringerer Tiefe, aber größerem Durchmesser bedingt und dadurch eine zu geringe Brinellhärte vortäuscht. Für härtere Proben ist daher entweder eine Hartmetallkugel zu benutzen, da sie sich weniger abplattet (Wolframkarbid: $E = 720000 \text{ N/mm}^2$), oder es ist ein anderes Prüfverfahren (z.B. Vickers, s.u.) zu wählen. Die Prüfkraft ist stoßfrei (z.B. durch eine Ölbremse gesteuert) in etwa 10 Sekunden aufzubringen. Sie soll dann weitere 10 Sekunden wirken, bei weichen, stark fließenden Werkstoffen wie Blei und Zink jedoch mindestens 30 Sekunden (bis zu mehreren Minuten).

Der Abstand der Eindruckmitte vom Probenrand (Gefahr des Ausbeulens) oder von der Mitte eines anderen Eindrucks (Einfluß der Kaltverfestigung) soll mindestens 2 d betragen.

Beispiele für Meßwerte:

| | |
|----------------------|---------------------|
| Vergüteter Stahl | 400 HB |
| St 70, normalgeglüht | 215 HB |
| GG 20 | 210 HB |
| CuZn37 F41 | 115 HB 1000 |
| GK-AlSiMg a | 90 HB 5/250 |
| GD-Zn A14 | 70 HB 5/125/30 |
| Al 99, 5 F13 | 35 HB 2,5/15,625/30 |
| LgPbSn 10 | 23 HB 5/62,5/180 |

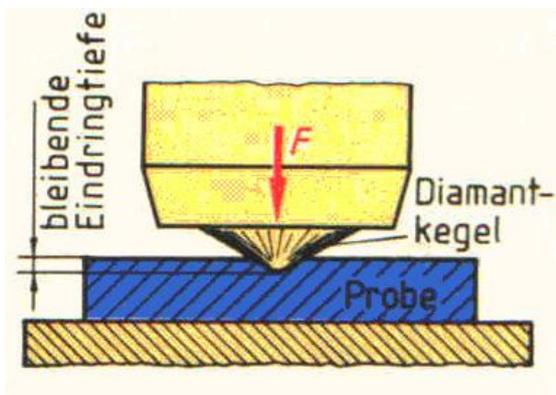
b) Härteprüfung nach Vickers- → Vickers-Härte (HV)



| | | | |
|-----------------------|--------------------------|---|----------------------------------|
| Beispiel | | | |
| 210 HV 50 / 30 | | | |
| Härte- wert | Härte nach Vickers | Prüfkraft $F = 50 \cdot 9,81 \text{ N}$ $= 490,5 \text{ N}$ | Einwirk- dauer in Sekunden |

Daher kommt es, daß z.B. unter der doppelten Prüfkraft auch die doppelte Eindruckoberfläche erzeugt wird, der Härtewert also gleich bleibt: Die Vickershärte ist unabhängig von der Prüfkraft. Allerdings gilt dies nur für Prüfkraften oberhalb etwa 50 N.

c) Härteprüfung nach Rockwell → Rockwell-Härte



| | |
|-----------------|--------------------------|
| Beispiel | |
| 56 HRC | |
| Härte- wert | Härte nach Rockwell C |

Abb. 77: Prinzip der Vickers Härteprüfung

Eine Diamant-Pyramide mit einem Öffnungswinkel von 136° wird mit einer Prüfkraft F senkrecht in die ebene, metallisch blanke Oberfläche der Probe eingedrückt. Nach Entlasten werden die Eindruckdiagonalen auf $0,002 \text{ mm}$ genau ausgemessen und aus ihrem Mittelwert die Vickershärte berechnet:

$$HV = \frac{0,102 \cdot F \cdot \cos(22^\circ)}{d^2} = \frac{0,102 \cdot F \cdot 1,8544}{d^2}$$

Wegen des verwendeten Werkstoffes ist kaum eine Abflachung zu erwarten. Weiterhin schließen die Pyramidenflächen verschiedener großer Eindrücke immer den gleichen Winkel mit der Oberfläche der Probe ein, so daß, auch sehr kleine Eindrücke einen scharfen, gut erkennbaren Rand, haben

Im Gegensatz zur Kugel liefert eine Pyramide bei verschiedenen Prüfkraften geometrisch ähnliche Eindrücke.

Abb. 78: Prinzip der Rockwell-Härteprüfung

Beim Rockwell-C verfahren dringt ein Diamant-Conus in das Prüfstück ein.

Der Vorteil des Rockwellversuches gegenüber dem Brinell- und Vickersversuch liegt in der Schnelligkeit seines Ablaufes: Beim Belasten kann man an der Bewegung des Meßuhrzeigers das Eindringen des Prüfkörpers in die Probe verfolgen. Sobald der Zeiger stillsteht, darf man entlasten, ohne etwa noch eine weitere, vorgeschriebene Eindringzeit abwarten zu müssen. Ein noch größerer Zeitgewinn ergibt sich daraus, daß man, ohne einen Eindruck auszumessen oder eine Tabelle zu benutzen, auf der Meßuhr direkt die Eindringtiefe bzw. die Härte abliest.

d) Härteprüfverfahren (Vergleich)

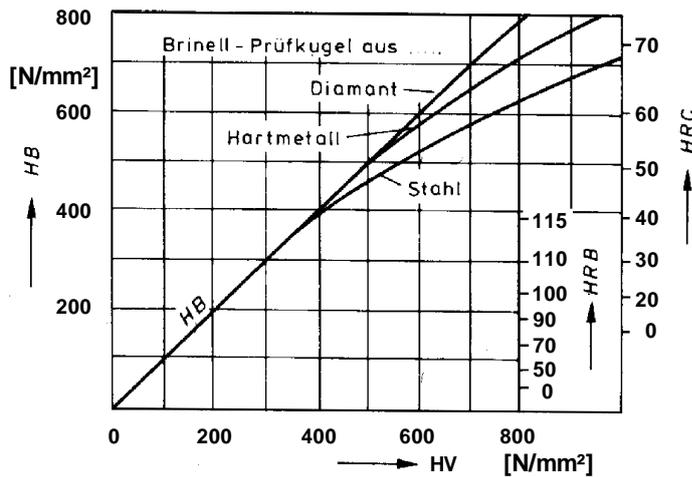


Abb. 79: Härteprüfverfahren im Vergleich

Faustformeln:

⇒ empirischer Zusammenhang zwischen Härte und Zugfestigkeit

$$R_m \approx c \cdot HB \text{ (HV)}$$

- $c \approx$ für Stähle ($R_m < 1400$)
- $c \approx$ für Cu + Cu-Leg. (geglüht)
- $c \approx$ für Cu + Cu-Leg. (Kaltverf.)
- $c \approx$ für Al + Al-Leg.

⇒ $HRC \approx 1/10 HB \text{ (HV)}$
(für HB(HV) > 200)

Eine detailliertere Beschreibung der Härteprüfversuche so wie weiterer nicht so häufig verwendeter Verfahren finden Sie unter „[Härteprüfung](#)“ auf meiner Homepage.

4.5.3.2 Prüfung auf Zähigkeit

Der Standardversuch zur Bestimmung der Zähigkeit ist der Kerbschlagbiegeversuch. Da dieser im 3. Semester durchgeführt wird und dazu auf meiner Homepage ein ausführliches Skript vorhanden ist, wird hier nur kurz darauf eingegangen. Der Versuch wird mit einem „Pendelschlagwerk“, s. Bilder durchgeführt.

Die Abbildungen geben den prinzipiellen Aufbau der Anlage wieder.

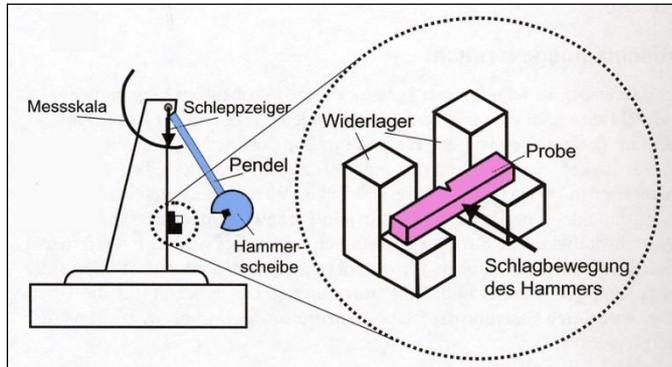
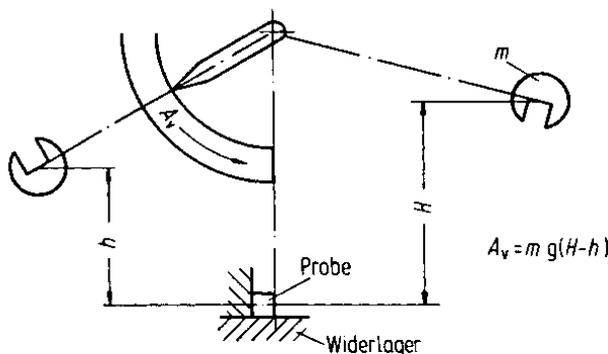


Abb. 80:

In einer Achse ist fast reibungsfrei ein Pendel aufgehängt. Dieses Pendel wird auf eine bestimmte Höhe (potentielle Energie) gebracht. Eine Kerbschlagprobe wird auf das Widerlager gelegt, wobei der Kerb der Hammerfinne abgewandt ist, s. links .



Kerbschlagbiegeversuch (schematisch)

Zum Versuch wird das Pendel ausgeklinkt. Dadurch kann es seine potentielle Energie in kinetische umwandeln. Aus der Höhendifferenz (H-h, s. links) kann die Verformungsenergie, die zum Bruch der Probe nötig war, berechnet werden. Sie entspricht der gesuchten Kerbschlagarbeit A_v .

Laut Norm (DIN EN 10 045) sind folgende Probengeometrien genormt:

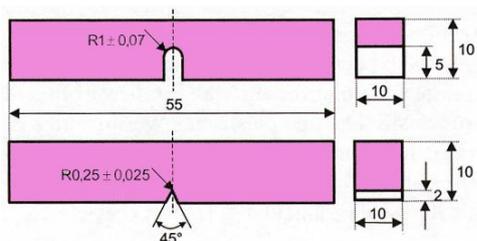


Abb. 81: Proben zum Kerbschlagbiegeversuch

Die Kerbe dient als Anriß und die Arbeit, die der Riß von der Kerbspitze an beim Durchlaufen der Probe verbraucht, entspricht der Kerbschlagarbeit (entsprechend der oben gegebenen Definition).

Die Ergebnisse sind bei gleichem Werkstoff stark abhängig von folgenden Einflußgrößen:

- a Art des Spannungszustandes (Spannungsversprödung)
- b Beanspruchungsgeschwindigkeit (Geschwindigkeitsversprödung)
- c Temperatur (Temperaturversprödung)
- d Werkstoffzustand (Wärmebehandlung, Verarbeitung)

In Abhängigkeit von der Temperatur erhält man folgendes schematisches Diagramm:

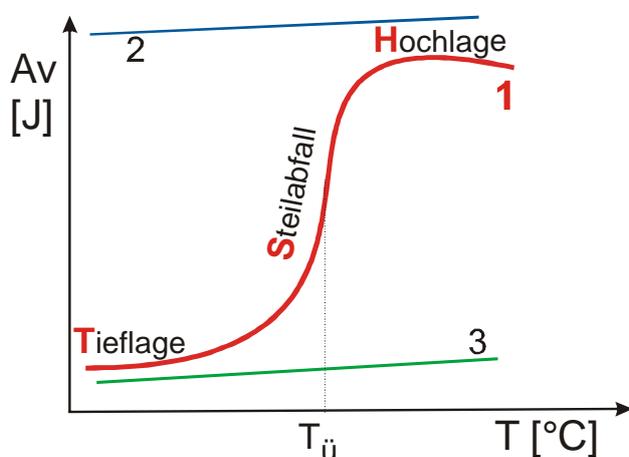


Abb. 82: Av-T-Kurve

- 1:
- 2:
- 3:

In dem für krz-Metalle geltenden S-förmigen Verlauf unterscheidet man Hoch- und Tieflage sowie den dazwischen befindlichen Steilabfall. Diese Bereiche korrelieren mit verschiedenen Brucharten.

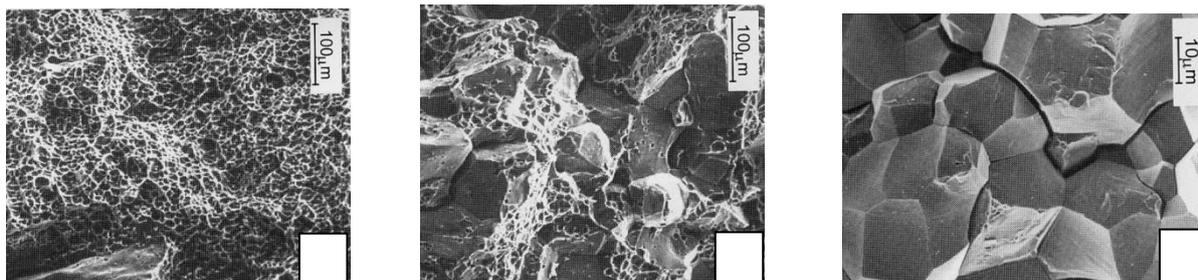


Abb. 83: Brucharten beim Kerbschlagbiegeversuch (REM)

Wichtig ist in der Praxis die Lage der Übergangstemperatur $T_{\dot{u}}$, definiert z.B. als Temperatur, bei der 50 % der Arbeit der Hochlage verbraucht wird. Die Kurve 2 gilt für kfz-Werkstoffe, die Kurve 3 für sehr spröde Werkstoffe, z.B. Grauguß.

Zur genaueren Bestimmung der Zähigkeit gibt es noch den „instrumentierten“ Kerbschlagbiegeversuch, bei dem die Kraft über der Durchbiegung der Probe gemessen wird und so die Rißausbreitung besser beschrieben werden kann.

Die Ergebnisse aus dem Kerbschlagbiegeversuchen sind **nicht** für Berechnungszwecke geeignet.

Falls man Berechnungskennwerte braucht, z.B. um Informationen über die Ausbreitungsgeschwindigkeit eines Risses zu bekommen, die weitaus aufwendigeren Versuche der „Bruchmechanik“ .

4.5.3.3 Prüfung auf Festigkeit

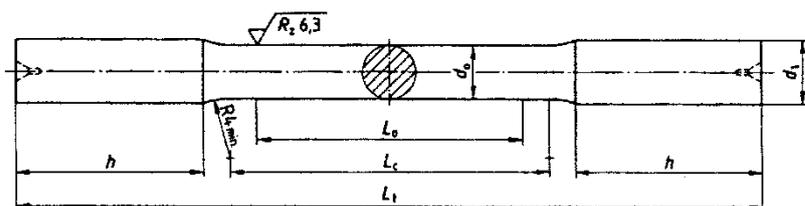
Der Standardversuch zur Bestimmung der Festigkeit ist der Zugversuch. Da dieser im 3. Semester (MB, PA) durchgeführt und dazu auf meiner Homepage ein ausführliches Skript vorhanden ist, wird hier nur kurz darauf eingegangen.



Abb. 84: Zugprüfmaschine

Der Zugversuch nach DIN EN 10002 dient zur Ermittlung von Festigkeits- und Verformungskenngrößen, welche die Grundlagen von Festigkeitsberechnungen bilden. Dazu wird eine Zugprobe bei Raumtemperatur mit Hilfe einer „Zerreißmaschine“, s. Abb., in axialer Richtung belastet. Die Belastung kann dabei mechanisch oder hydraulisch aufgebracht werden. Um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten, sind die Probenformen in entsprechenden DIN-Normen festgelegt, z. B.

- a) Stähle und verformungsfähige Werkstoffe
DIN EN 10002, DIN 50114
- c) Gusseisen (Grauguss, Temperguss)
DIN 50109



d_0 Probendurchmesser
 d_1 Kopfdurchmesser ($\approx 1,2 d_0$)
 h Kopfhöhe

L_0 Anfangsmeßlänge ($L_0 = 5 d_0$)
 L_c Versuchslänge ($L_c \geq L_0 + d_0$)
 L_t Gesamtlänge

Abb. 85:

Zugversuch, mögliche Probenform nach DIN-EN

Rundprobe Format A (mit glatten Zylinderköpfen zum Einspannen in Spannkeile) mit dem Probendurchmesser $d_0 = 8 \text{ mm}$ und Anfangsmeßlänge $l_0 = 40 \text{ mm}$ ($l_0 = 5 d_0$).

DIN-Bezeichnung: **Zugprobe**

Durchführung: Eine genormte Zugprobe, s. Abb., wird auf einer Zerreißmaschine i. A. bis zum Bruch gedehnt und die dabei erforderliche Zugkraft gemessen. Die so gewonnenen Meßwerte werden in ein Kraft-Verlängerungs- bzw. Spannungs-Dehnungs-Diagramm eingetragen. Dieses Diagramm ermöglicht Aussagen über das Festigkeits- und Dehnungsverhalten des untersuchten Werkstoffes.

Folgende Festigkeits- und Verformungskenngrößen werden dabei ermittelt:

| | | | |
|---|---------------------|-----------------------------|--------------------|
| - | Zugfestigkeit | R_m | in N/mm^2 |
| - | untere Streckgrenze | R_{el} | in N/mm^2 |
| - | obere Streckgrenze | R_{eh} | in N/mm^2 |
| - | Bruchdehnung | A_5 und/oder A_{10} | in % |
| - | Brucheinschnürung | Z | in % |
| - | Gleichmaßdehnung | A_{g5} und/oder A_{g10} | in % |

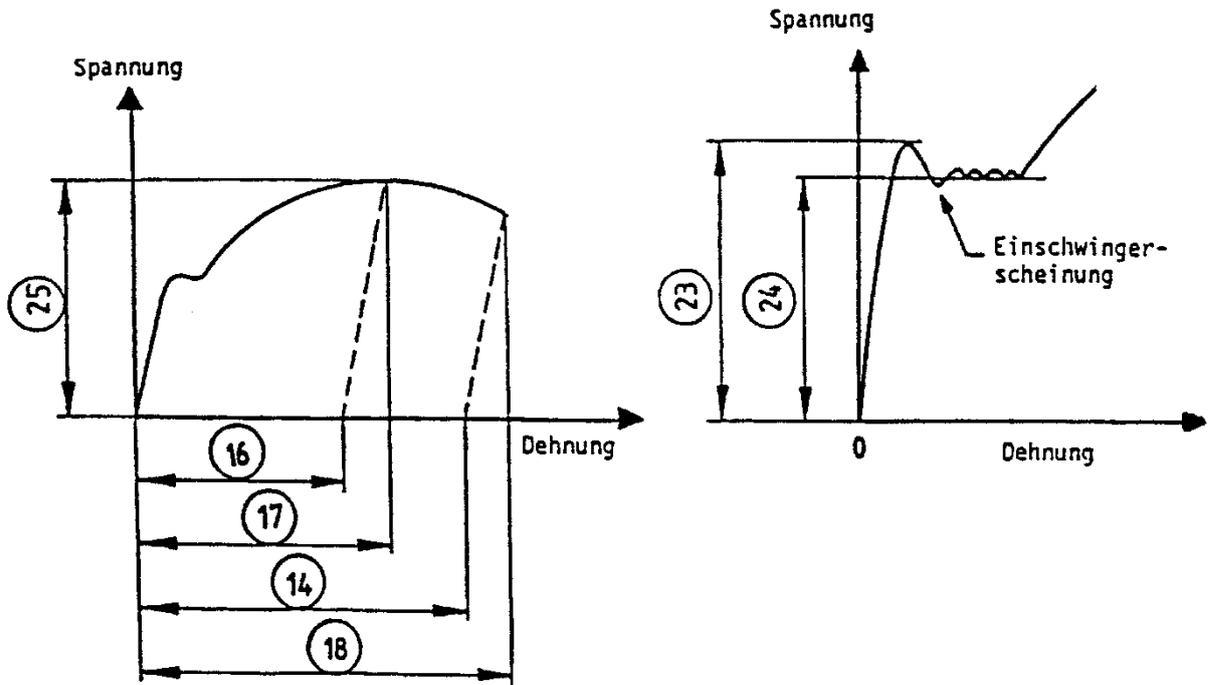


Abb. 86: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit Kennwerten:

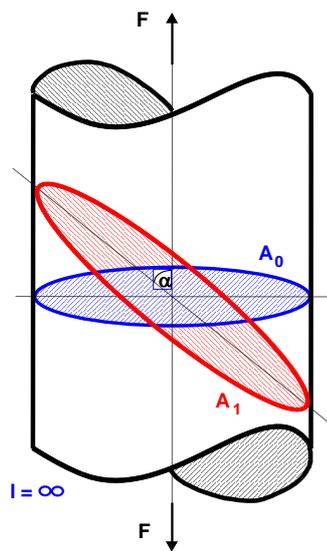
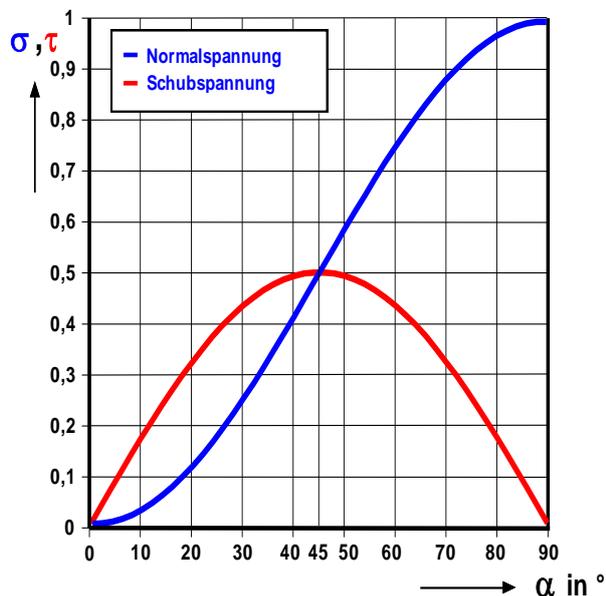


Abb. 87: Zum Schmidtschen Schubspannungs-Gesetz:

$$\tau = \frac{F \cdot \cos \alpha \cdot \sin \alpha}{A_0} = \sigma \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha$$

$$\alpha_{\tau_{\max}} = \boxed{} \quad \tau_{\max} = \boxed{}$$



$$\tau = \sigma \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha$$

$$\sigma = \sigma \cdot (\sin \alpha)^2$$

Abb. 88:
Spannungsverlauf als f(Angriffswinkels der Kraft)

Brucharten (Vergleich)

| | |
|--|---|
| <p>a) makroskop. Verlauf (schematisch) b) mikroskop. Verlauf (schematisch) c) Bruch einer Zugprobe aus AlCuMg1</p> | <p>Reiner Scherbruch</p> <p>a) makroskop. Verlauf (schematisch) b) mikroskop. Verlauf (schematisch) c) Bruch einer Zugprobe aus AlCuMg1</p> |
| <p>a) makroskop. Verlauf (schematisch) b) mikroskop. Verlauf (schematisch) c) Bruch einer Zugprobe aus AlCuMg1</p> | <p>Trennbruch</p> <p>a) makroskop. Verlauf (schematisch) b) mikroskop. Verlauf (schematisch) c) Bruch einer Zugprobe aus AlCuMg1</p> |
| <p>a) makroskop. Verlauf (schematisch) b) Bruch einer Zugprobe aus AlMgSi</p> | <p>Krater-Kegel (Cup and Cone)-Bruch</p> <p>a) makroskop. Verlauf (schematisch) b) Bruch einer Zugprobe aus AlMgSi</p> |
| <p>a) makroskop. Verlauf (schematisch) b) Bruch einer Zugprobe aus E-Cu</p> <p>(Bilder aus B/S)</p> | <p>Einschnür-Bruch</p> <p>a) makroskop. Verlauf (schematisch) b) Bruch einer Zugprobe aus E-Cu</p> <p>(Bilder aus B/S)</p> |

Abb. 89: verschiedene Bruchformen von Metallen

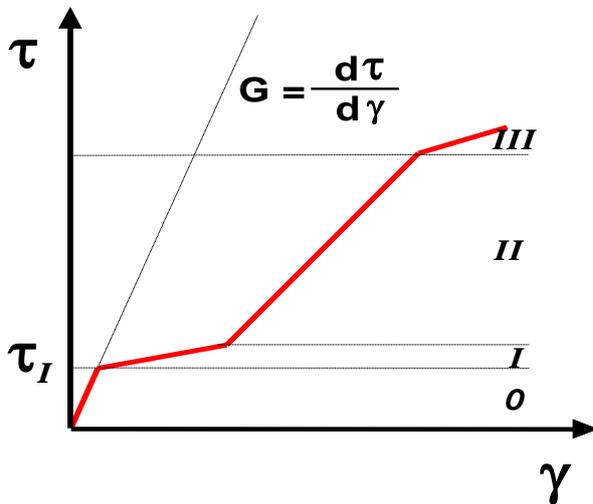


Abb. 90:
Schubspannungs-Schiebungskurve (Fließkurve) eines kfz-Einkristalls für $T < T_R$:

$$T < T_R$$

Bereich 0 :

Bereich I :

Bereich

Bereich II :

Bereich III :

Die Fließkurve wird als Kurve der wahren Normalspannung über der wahren Dehnung (k_f - φ -Kurve) aufgenommen.

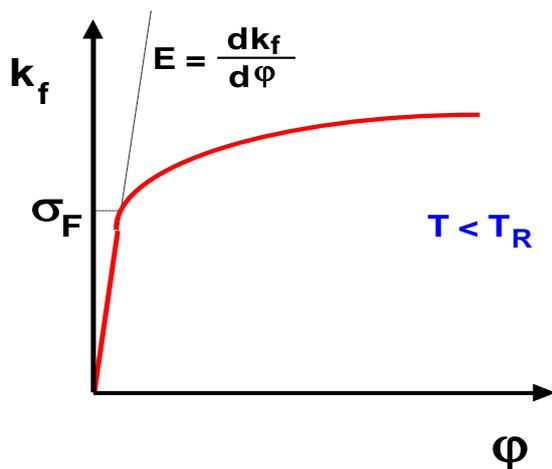


Abb. 91: Fließkurve für $T < T_R$

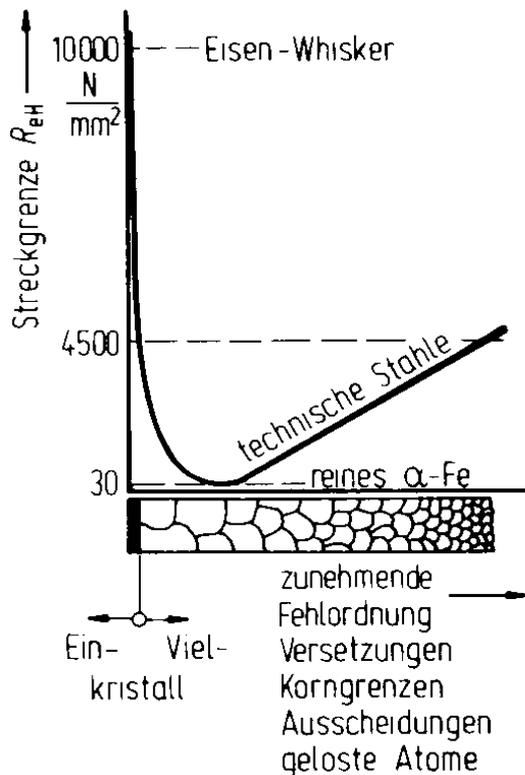
Die Steigung der elastischen Geraden $\rightarrow E$ (Elastizitätsmodul)

Die Fließspannung σ_F setzt sich aus 5 Bestandteilen zusammen:

$$\sigma_0 = 3 \tau_1 \rightarrow \text{Spannung, die zur Bewegung von Versetzungen nötig ist}$$

mit $\sigma_0 = 3 \tau_1 \rightarrow$ Spannung, die zur Bewegung von Versetzungen nötig ist
 $c_1, c_2, c_3, c_4 =$ Proportionalitätsfaktoren = f(Werkstoff, T, φ)

Details zur Prüfung der Festigkeit und Zähigkeit finden Sie in den Skripten zu den entsprechenden Praktika (Zug- und Kerbschlagbiegeversuch) auf meiner Homepage unter (<http://Homepages.fh-regensburg.de/~heh39273/wst.shtml>) oder auf dem K-Laufwerk.



| | |
|----------------|------------------------------------|
| Fe-Werkstoffe: | $R_m \approx 10000 \text{ N/mm}^2$ |
| E Modul | $E \approx 210000 \text{ N/mm}^2$ |
| SiN-Fasern: | $R_m \approx 50000 \text{ N/mm}^2$ |
| E Modul | $E \approx 750000 \text{ N/mm}^2$ |

Abb. 92:
Grenzen der Festigkeit von Fe-Werkstoffen

4.5.3.4 Prüfung auf Dauerfestigkeit → Materialermüdung

(nach Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ, Uni Siegen)

4.5.3.4.1 Allgemeines

Unter Ermüdung versteht man die in einem Werkstoff bei veränderlichen, zeitlich wiederholt auftretenden mechanischen (thermischen) Beanspruchungen ablaufenden Prozesse, die im Verlaufe der Betriebszeit der Konstruktionsbauteile z. B. im allgemeinen Maschinen-, Förderanlagen-, Flugzeug- oder Schiffsbau bei $\sigma < R_m$ zu einer Funktionsuntüchtigkeit der Gesamtkonstruktion oder sogar zu ihrem Ausfall führen können.

Beispiele: Nocken- und Kurbelwellen, Getriebe, Federn etc.



Abb. 93:

Die Notlandung des Passagierflugzeuges vom Typ Boeing 737 nach dem Versagen des vorderen Kabinendaches in 8000 m Höhe. Die Maschine war 19 Jahre alt und hatte zu diesem Zeitpunkt 89681 Flüge absolviert.

Deshalb werden vor Inbetriebnahme mechanische Proben direkt aus dem Konstruktionsbauteil gefertigt und mechanisch unter Zug-Druck-Belastung (wechselnd) mit Hilfe einer servohydraulischen Prüfmaschine untersucht.

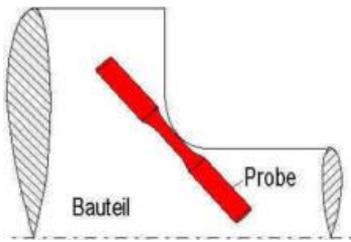
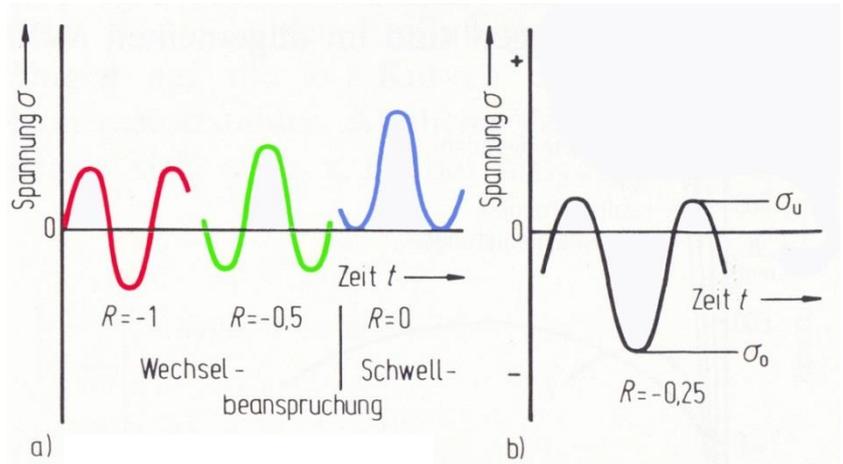


Abb. 94: Probenahme

Abb. 95: Unterschiedliche Belastungsarten ($\sigma < R_m$)



Prüfmaschinen

Sie ermöglicht umfangreiche Untersuchungen bezüglich des zyklischen Spannungs-Dehnungsverhaltens von unterschiedlichen Werkstoffen. Die Ergebnisse lassen dabei auch Rückschlüsse auf die Mikrostruktur zu. Dabei werden verschiedene Regelungsarten wie Kraft-, Weg-, Gesamtdehnungs- oder plastische Dehnungsregelung (ϵ_{ges} , ϵ_{pl}) realisiert.

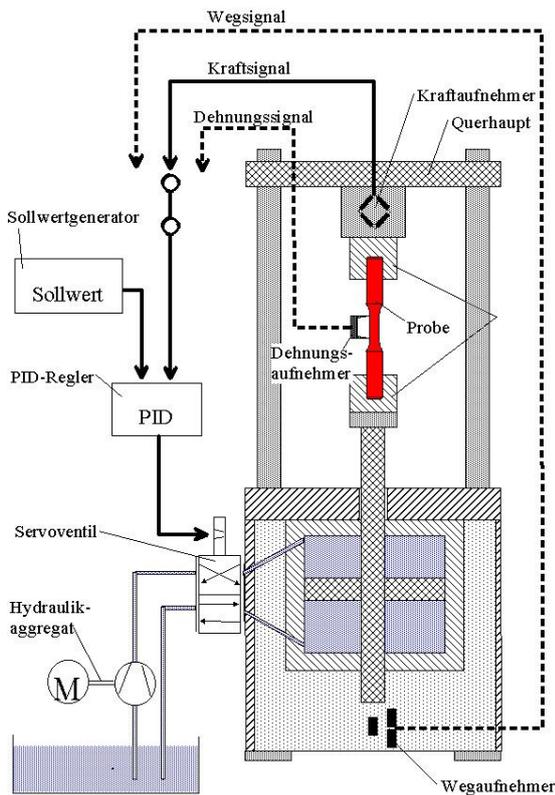


Abb. 96: Schematischer Aufbau einer servohydraulischen Prüfmaschine

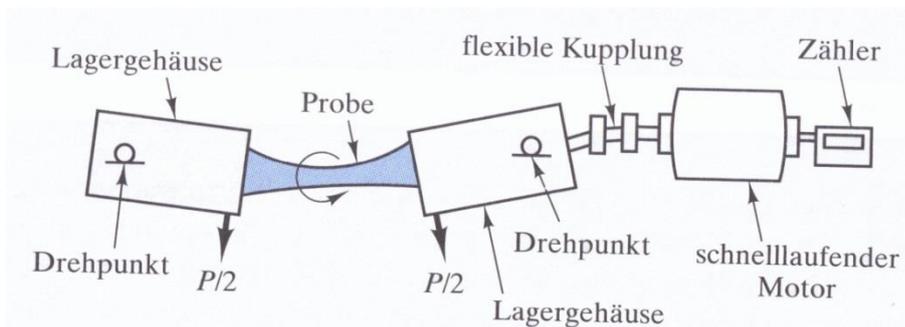


Abb. 97: Ermüdungsversuch

Lebensdaueruntersuchung

Dieser mit dem Begriff "Ermüdung" verknüpfte Effekt taucht im Alltagsleben meist im direkten Zusammenhang mit dem Versagen eines Bauteils auf. In sog. Einstufenversuchen wird die zu Versuchsbeginn eingestellte Belastung einer Probe, entweder Spannungs- (oder Verformungsamplitude), während der Dauer der Prüfung nicht verändert. Die so ermittelten Wertepaare von Spannungsamplitude σ_a und Bruchlastspielzahl N_B führen dann zum sog. Wöhler-Diagramm.

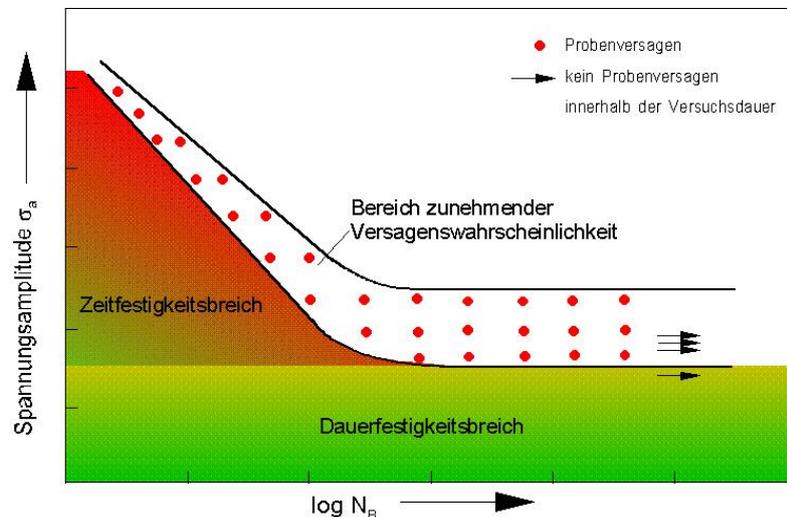
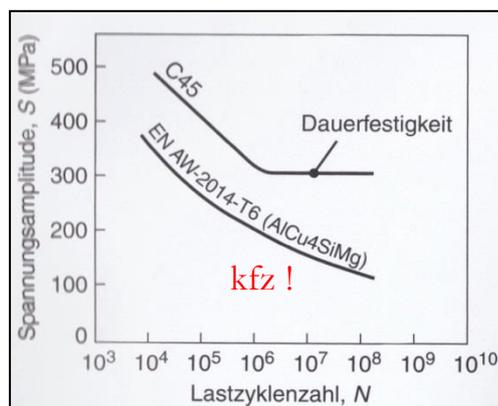


Abb. 98:
Schematische Darstellung einer Wöhlerkurve für Stahl (krz)

Einflussgrößen auf das Dauerschwingverhalten von unterschiedlichen Werkstoffen:

- Spannungsgradient und Kerben
- ein- oder mehrachsiger Spannungszustand
- Mittel- und Eigenspannungen
- wechselnde Amplituden
- umgebende Medien
- Temperatur
- Oberflächenbehandlung

Abb. 99: Wöhlerkurven von krz- und kfz-Metallen



Das Versagen metallischer Werkstoffe unter schwingender Beanspruchung ist nicht auf einen einzelnen Ermüdungsprozess zurückzuführen, sondern entsteht aus dem Zusammenwirken der vier zeitlich aufeinander folgenden Teilprozesse:

- anrißfreie Ermüdungsphase mit Verfestigung oder Entfestigung,
- Anrißbildung,
- Rißausbreitung und
- Gewaltbruch

4.5.3.5 Mikroskopische Untersuchung (Metallographie)

Die Mikrostruktur, das heißt das Gefüge von Werkstoffen, steht in einem direkten Zusammenhang mit dem Werkstoffverhalten sowie dem Verarbeitungs- und Versagensverhalten der aus diesen Werkstoffen hergestellten Bauteilen. Für die quantitative und qualitative Gefügebeurteilung werden metallographische Untersuchungsmethoden eingesetzt. Die Charakterisierung des Gefügestands ermöglicht den Rückschluss, ob

- der richtige Werkstoff mit einer entsprechenden Verarbeitung bzw. Wärmebehandlung vorliegt
- die gewünschten Eigenschaften vorhanden sind
- Qualitätsanforderungen erfüllt werden
- eine herstellungs- oder betriebsbedingte Schädigung vorhanden ist oder auftreten könnte.

Somit stellen metallographische Untersuchungen ein unverzichtbares Werkzeug der Qualitätssicherung, der Werkstoffentwicklung sowie der Schadensuntersuchung und -verhütung dar.

Folgende mikroskopische Verfahren stehen primär für die Gefügeuntersuchung eines Werkstoffes zur Verfügung:

- Lichtmikroskopie (LIM)
- Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)
- Rasterelektronenmikroskopie (REM)

In der Metallographie ist die Vorbereitung der Probe von entscheidender Bedeutung:

Die Probe wird zunächst aus dem Bauteil entnommen. Dabei ist zu beachten, dass dies an einer aussagekräftigen Stelle erfolgt und dass sie entsprechend dem Untersuchungsgerät eine gewisse Größe nicht überschreiten darf.

Für die lichtmikroskopische Untersuchung muss die Probe dann plan geschliffen werden, weil die Schärfentiefe mit höherer Vergrößerung stark abnimmt. Die Vergrößerung ist aufgrund der Wellenlänge des Lichts (ca. 500 nm) begrenzt. Mehr als 1000fach Vergrößerung ist mit normalen Lichtmikroskopen kaum machbar. Neuerdings gibt es Digitalmikroskope mit höherer Auflösung und größerer Tiefenschärfe, die sogar eine 3D-Betrachtung ermöglichen, z. B. das Keyence VHX 2000.

Noch höhere Auflösung, z.B. 50.000-fach, ermöglichen Rasterelektronenmikroskope (In der Fakultät MB vorhanden). Da außerdem aufgrund der geringen Wellenlänge der Elektronen eine große Schärfentiefe erreicht wird, sind hier auch zerklüftete Bruchflächen gut darstellbar. Allerdings ist eine weitgehende Evakuierung des Probenraumes nötig damit die Elektronen nicht gebremst bzw. abgelenkt werde

Transmissionselektronenmikroskopie wird nur in besonderen Fällen eingesetzt. Die Probenvorbereitung ist schwierig. Da der Elektronenstrahl die Probe durchdringen muss sind nur extrem dünne (und kleine) Proben untersuchbar. Dafür ist die Vergrößerung hier nochmal höher, z.B. 500.000-fach.

Im Folgenden sehen Sie einige Beispiele für metallographische Aufnahmen

a) LIM

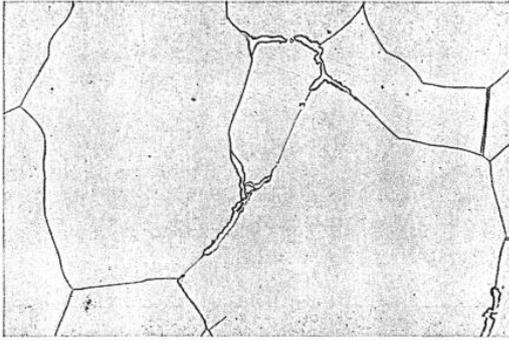


Bild 16. Gefüge einer sehr kohlenstoffarmen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Ferrit mit Ausscheidungen von Tertiärzementit auf den Korngrenzen) (Ätzung: alkoholische Salpetersäure) 500:1

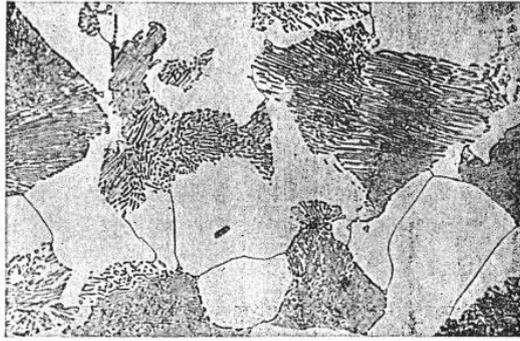


Bild 17. Gefüge einer untereutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung [Ferrit (hell) und Perlit] (Ätzung: alkoholische Salpetersäure) 500:1

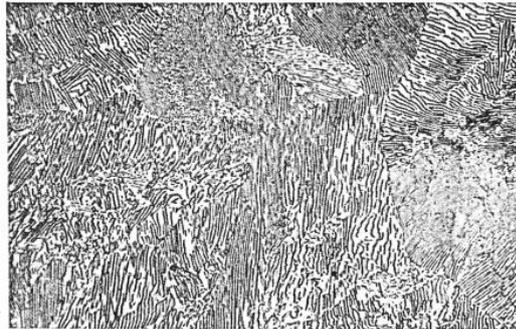


Bild 18. Gefüge einer eutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Perlit, d.h. Lamellen von Zementit und Ferrit) (Ätzung: alkoholische Pikrinsäure) 500:1

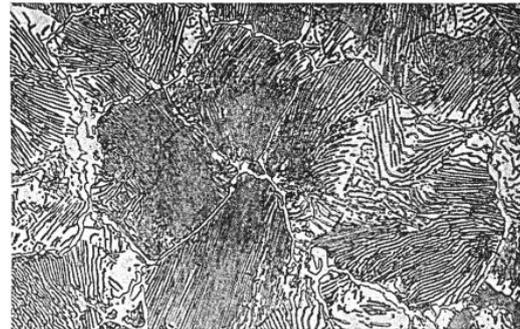


Bild 19. Gefüge einer übereutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung [Zementit (helles Netz auf den Korngrenzen) und Perlit] (Ätzung: alkoholische Pikrinsäure) 500:1

Abb. 100: Typische Gefüge von unlegierten Stählen nach langsamer Abkühlung als f(%C)



Bild 26. Umwandlung in der Perlitstufe



Bild 27. Umwandlung in der Zwischenstufe



Bild 28. Umwandlung in der Martensitstufe



Bild 29. Umwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung im Bereich der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit

Bilder 26 bis 29. Einfluß der Unterkühlung auf das Gefüge eines unlegierten Stahls mit 0,45% C (Ätzung: Bilder 26 und 28: alkoholische Salpetersäure; Bilder 27 und 29: alkoholische Pikrinsäure) 500:1

Abb. 101: Typische Gefüge eines unlegierten Stahls nach Abkühlung als f (Abkühlgeschwindigkeit) bei %C = const.

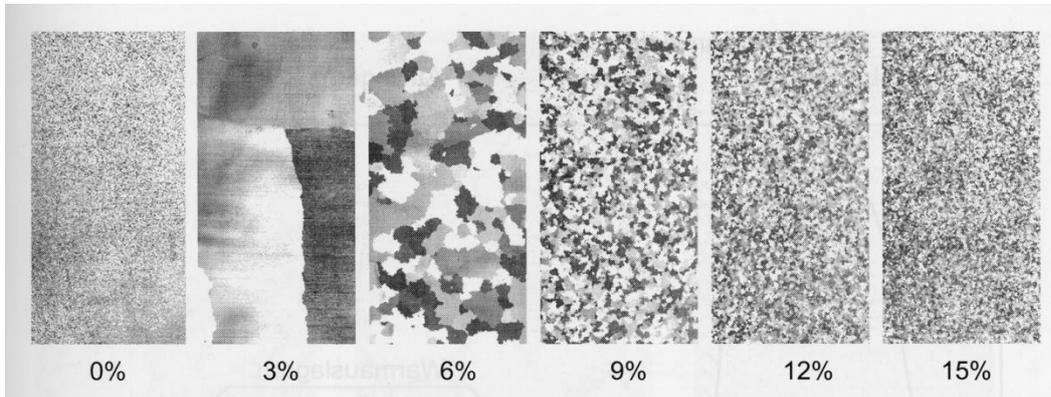


Abb. 102: Gefüge von reinem Al vor der Rekristallisation und danach als f (Umformgrad), $t, T = \text{konst.}$

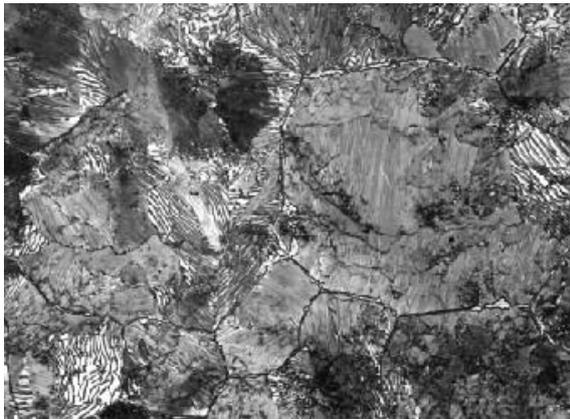
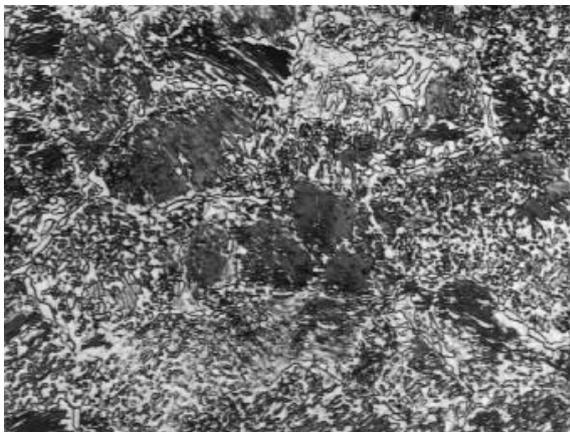


Abb. 103 a,b,c: Werkstoff 115CrV3

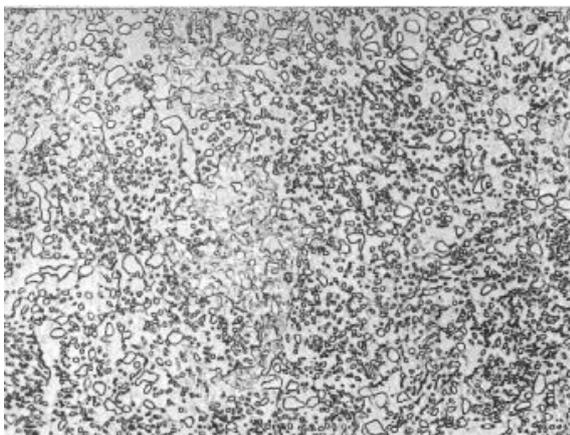
Stadien bei der Wärmebehandlung (Weichglühen)

a) Ausgangszustand (Walzzustand): Perlit + Sekundärzementit



b) 650 °C, 100 h:
Beginnende Zementiteinformung

(Beginnende Einformung der Karbide des Perlits und des Korngrenzenzementits)



c) 750 °C, 100 h:
Vollständige Einformung des Zementits

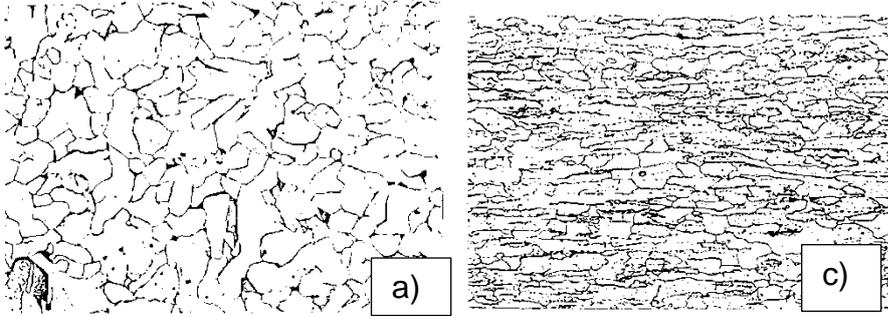
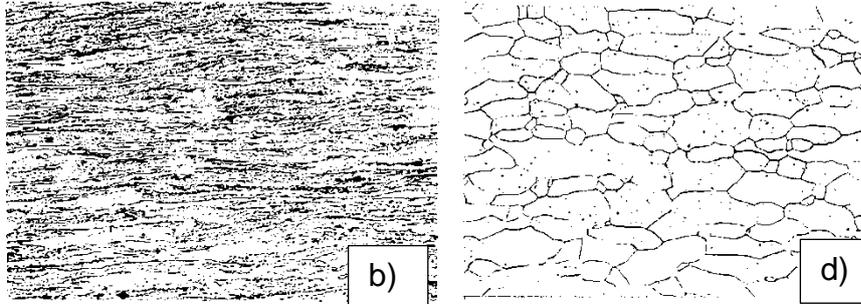
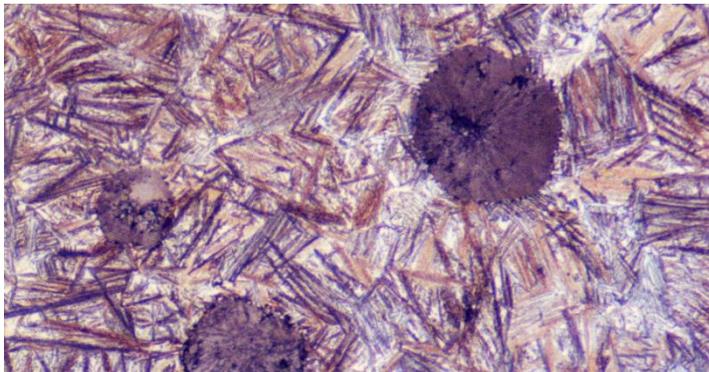


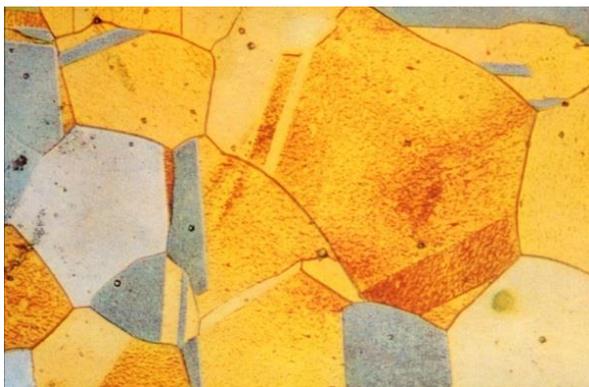
Abb. 104a,b,c,d:
 Rekristallisation von
 C-armem Stahl bei
 $T = 600\text{ °C}$ ($V = 500\text{ x}$)



a) Ausgangszustand
 b) Kaltgewalzt
 c) Rekristallisiert
 d) 24 h bei 700 °C
 (Kornvergrößerung)



a) ADI-Guß (Austempered Ductile
 Iron)
 → Ferritnadeln in Austenit und Gra-
 phitkugeln



b) Austenit:
 → Polyedrische Körner mit Zwillingen

Abb. 105 a,b: Farbätzungen

b) REM

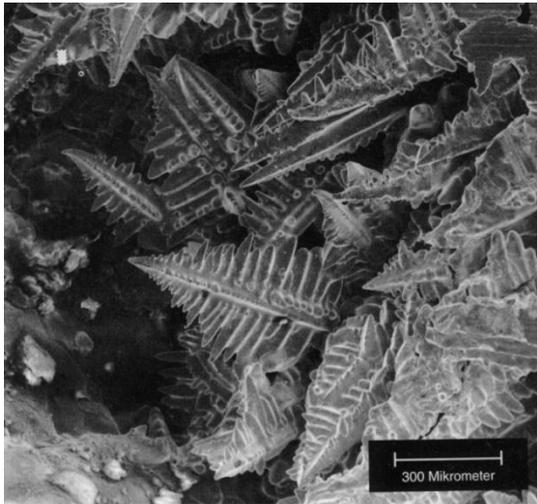
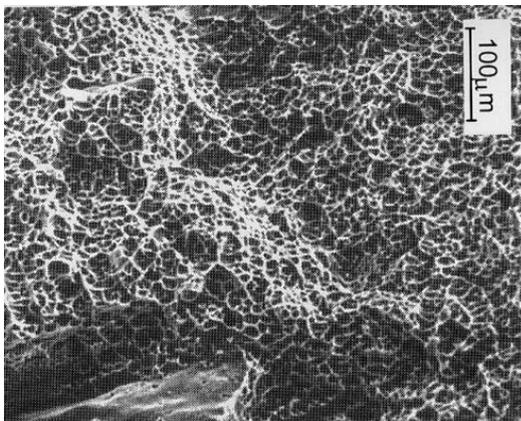
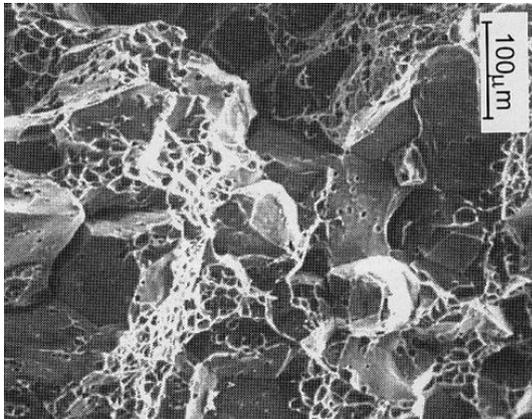


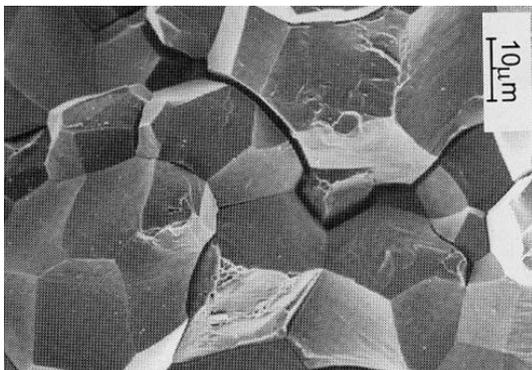
Abb. 106:
Dendriten in Stahl → Primär-Gußgefüge



a) Zähbruch



b) Mischbruch



c) Sprödbbruch

Abb. 107 a,b,c: Brucharten, s. auch Av-T-Kurve

c) TEM:



Abb. 108: (Uni Siegen)

X2 NiCoMo1812

TEM-Aufnahme einer Zellstruktur mit losen Versetzungswänden in Kupfer nach Incremental Step Test Gewaltbruchfläche $\epsilon_{ges}=0,4\%$, $N=48500$

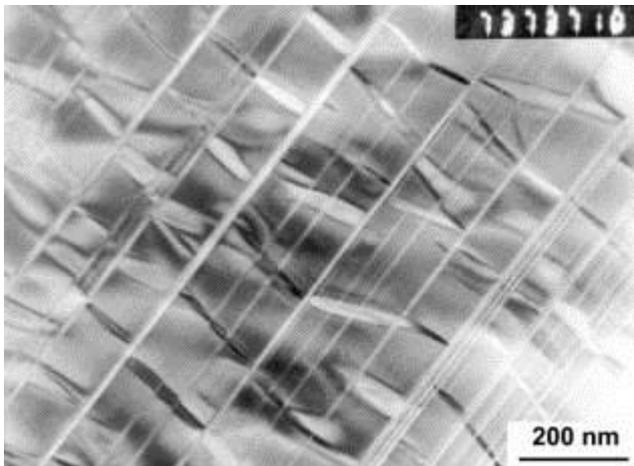


Abb. 109:

TEM Bild der zellularen Struktur eines SmCo-Magneten

(Aufnahme von Thorsten Matthias).

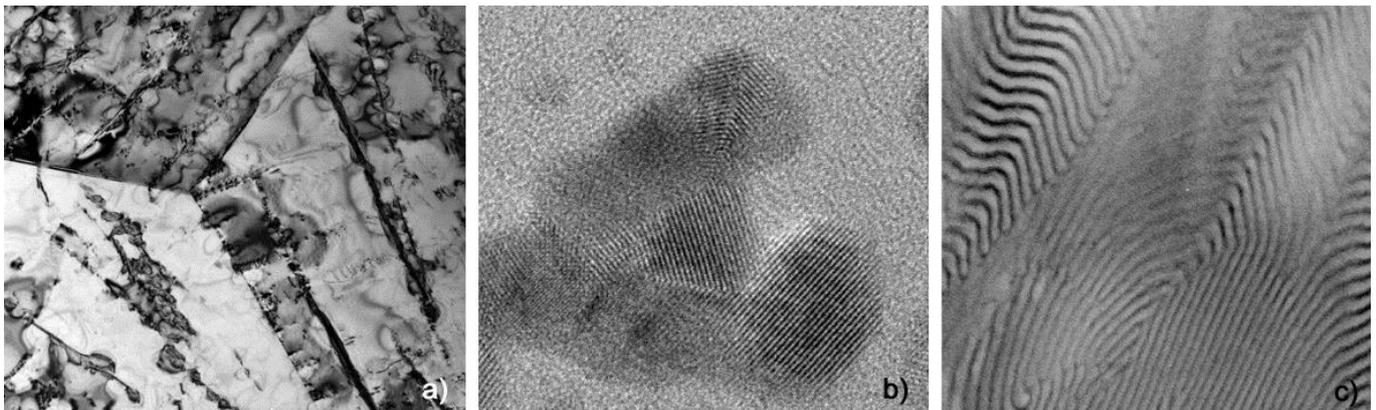


Abb. 110 a,b,c: (TU Darmstadt)

a) elektrolytisch gedünnte Titan Grad 2 Probe;

b) Goldpartikel;

c) Ultradünnschnitt eines Triblockcopolymers, OsO₄-kontrastiert, Kornstruktur mit regelmäßiger Anordnung von Polystyrol (PS)- und Polybutadiene (PB)-Schichten = Lamellen

4.5.3.6 Zerstörungsfreie Prüfung (zfP)

Ultraschall-Verfahren (US-Verfahren)

Dabei dient als Fehlererkennung (im Gegensatz zur Röntgenprüfung) nicht die Absorption sondern die Reflexion an Grenzflächen (Fehlern). Das meist verwendete US-Verfahren ist das „Impuls-Laufzeit-Verfahren“, s. Abb.83.

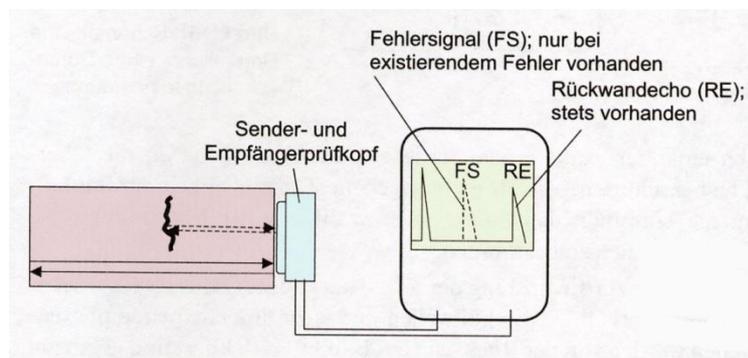


Abb. 111:

Impuls-Echo-Verfahren → Prinzipskizze der Arbeitsweise

Ein Prüfkopf erzeugt US-Schwingungen im MHz-Bereich. Diese ist notwendig, da die erkennbare Fehlerbreite mit steigender Frequenz sinkt. Bei 1 MHz ist eine Breite von 10^{-5} mm darstellbar ! Zum Einkoppeln der Schwingungen werden (ähnlich wie beim Arzt) bestimmte Flüssigkeiten benutzt.

Die Ultraschallwellen durchlaufen das Bauteil, werden an der Oberfläche einer Kavität (eines Fehlers), spätestens jedoch an der Bauteilrückwand reflektiert und abschließend zur Kavitätendarstellung verwendet: Die reflektierten Ultraschallwellen treffen auf der Eintrittsseite wieder auf den Prüfkopf, der nach der Sendephase auf Empfang geschaltet wurde, werden in ihm in elektrische Impulse umgewandelt, die wiederum auf dem Bildschirm eines Kathodenstrahlröhrlogarithmen sichtbar gemacht werden, s. Abb. 97.

In der Horizontalen wird dabei die verstrichene Zeit zwischen Einspeisung der Ultraschallwellen und dem Echoempfang, in der Vertikalen die Echointensität dargestellt. Die Zeitachse kann wegen der für einen Werkstoff charakteristischen Schallgeschwindigkeit dabei auch als Laufweg verstanden und dargestellt werden. Dadurch ergibt sich die Möglichkeit, aus Laufweg und Einschallrichtung den Fehlerort zu lokalisieren. Aus der Echointensität kann die Größe des Fehlers bestimmt werden. Falls kein Fehler vorliegt, erscheinen nur 2 Echos, s. (Abb. 98).

Da die Anzeige stark von Fehlerart, Fehlergröße, Auftreffwinkel abhängt, ist zur korrekten Interpretation der Anzeigen (Ähnlich wie beim Durchstrahlen, d.h. Röntgen) viel Erfahrung nötig !

Röntgenprüfung:

Röntgenstrahlung durchdringt auch Metalle. Dabei wird die Strahlung abhängig vom Werkstoff, der Bauteildicke und der Wellenlänge geschwächt. Falls Fehler (Risse, Poren) vorhanden sind, wird die Strahlung weniger geschwächt und der auf der gegenüberliegenden Seite angelegte Film stärker belichtet, s. Abb.:

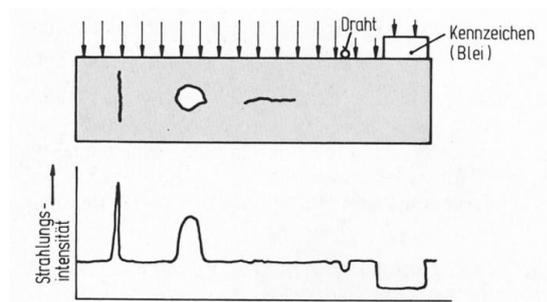
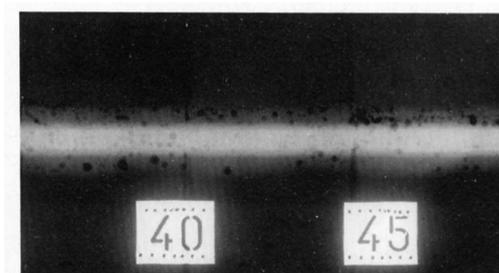


Abb. 112: Prinzip des Verfahrens



Poren in einer Schweißnaht

Beachte: Strahlungsintensität, Belichtungszeit, Wellenlänge, Dicke des Bauteils, Drahtkontrolle (dünnster sichtbarer = Qualität der Aufnahme)

Farbeindringprüfung (optisch):

Beruhet auf Nutzung der Kapillarkräfte. Das zu prüfende Bauteil wird mit einer Flüssigkeit (geringe Zähigkeit und Oberflächenspannung, meist rot) benetzt und anschließend getrocknet. In Rissen und Poren bleibt wegen der Kapillarkräfte etwas Flüssigkeit zurück. Anschließend wird das Bauteil mit einem Kreidefilm ("Entwickler") überzogen. Dieser saugt die Flüssigkeit aus den Inhomogenitäten, so dass die Risse etc. durch die rote Farbe ersichtlich werden.

Streuflußverfahren (magnetisch):

Funktioniert nur bei ferromagnetischen Werkstoffen. Macht sich den Verlauf der magnetischen Feldlinien zu Nutze. Dieser wird durch Inhomogenitäten im Werkstoff gestört, so dass in deren Bereich die Feldlinien aus dem Bauteil austreten, s. Abb.:

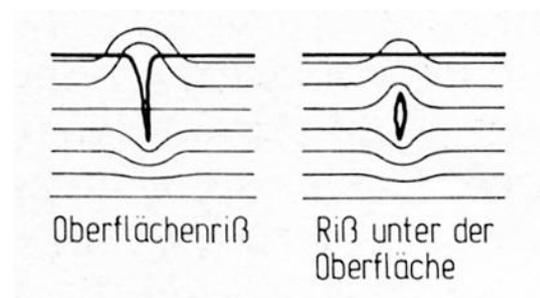


Abb. 113:
Prinzip des Verfahrens

Somit kann durch kleine freibewegliche ferromagnetische Teilchen (meist in einer Suspension), die sich entsprechend der Feldlinien anordnen, der Fehler festgestellt werden.

Neben den beschriebenen gibt es noch eine große Anzahl weiterer Versuche zur Werkstoffprüfung, sowohl zerstörende als auch nicht zerstörende wie Röntgen-, Rißindring-Prüfung, Zeitstand-Prüfung (s.u.), Metallographie (optische oder REM) etc., die z. B. im Buch „Werkstoffprüfung“, ISBN 3-446-22284-7 von Burkhard Heine ausführlich beschrieben werden.

Replica-Technik → Prüfung der Restlebensdauer von HT-Werkstoffen

HT-Werkstoffe versagen nach einer bestimmten Zeit unweigerlich. Ein wesentlicher Versagensmechanismus dabei ist die Porenschädigung. Mit Hilfe der **Replica-Technik** kann diese quasi zerstörungsfrei am Bauteil ermittelt werden. Dies geschieht mit einem metallografischen Verfahren, das mit Hilfe einer Kunststoffolie durchgeführt wird, s. Abb. 92.

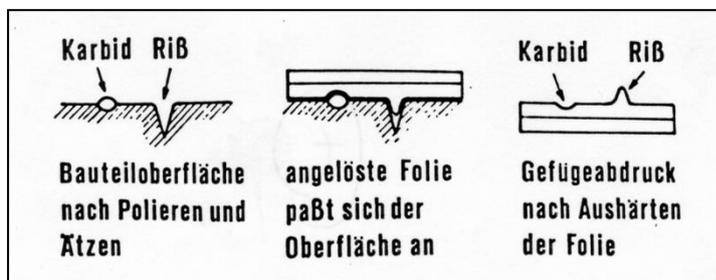


Abb. 114:
Prinzip der Replica-Technik

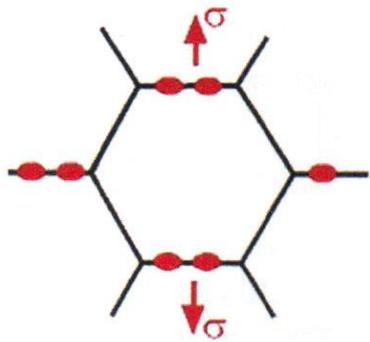


Abb. 115:
Kriechporen senkrecht zur Zugrichtung

Abb. 116:
Interkristalliner Sprödbruch (HT-Bruch)

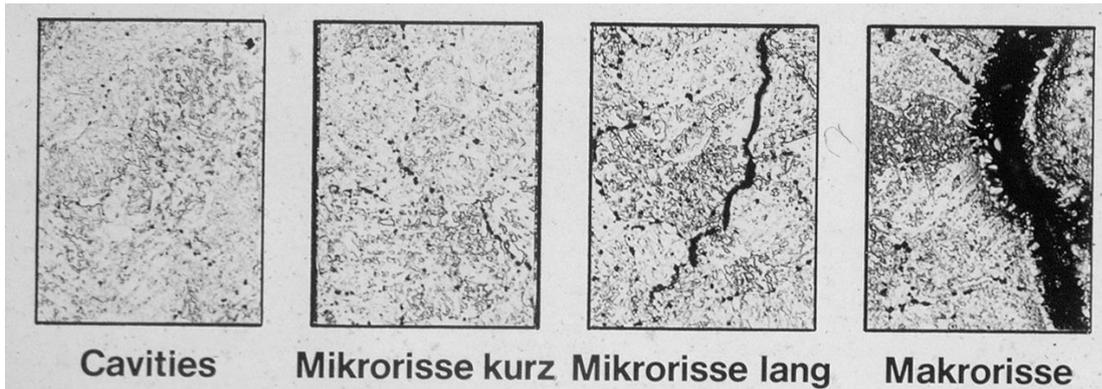
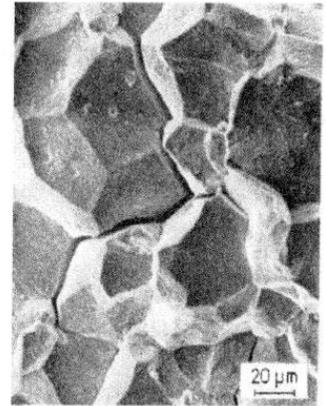


Abb. 117: Schadensbilder in zeitstandbeanspruchten Schweißnähten

Näheres zu den HT-Werkstoffen s.u. (Kap. „HT-Werkstoffe“)

Neben den beschriebenen gibt es noch eine große Anzahl weiterer Versuche zur Werkstoffprüfung, sowohl zerstörende als auch nicht zerstörende wie Zeitstand-Prüfung (s.u.), Metallographie (optische oder REM) etc., die z. B. im Buch „Werkstoffprüfung“, ISBN 3-446-22284-7 von Burkhard Heine ausführlich beschrieben werden.

4.6 Thermisch aktivierte Vorgänge: Diffusion

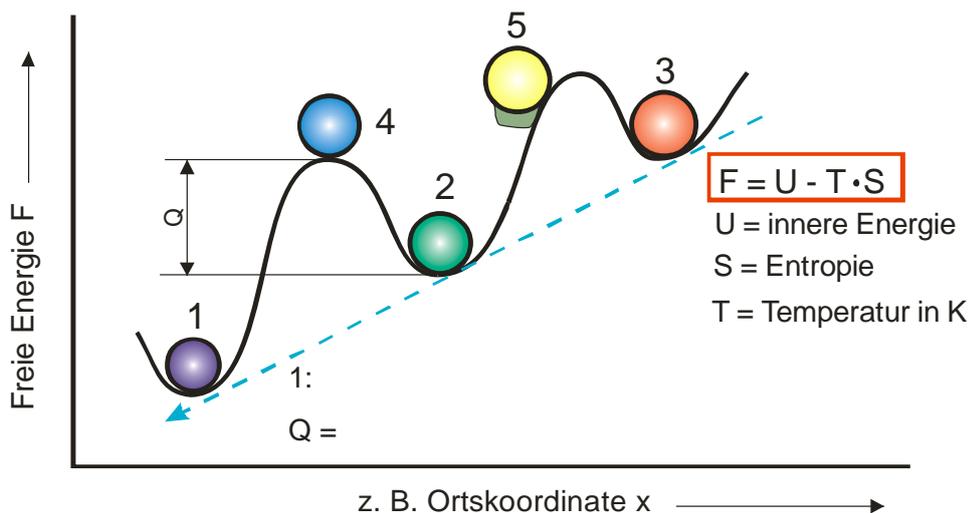


Abb. 118:
Energie-
zustände

4.6.1 Diffusion

Stofftransport in Festkörpern geschieht über Diffusion. Bei Metallen versteht man darunter die Bewegung von Atomen über mehr als einen Gitterabstand. Die Diffusion ist die Basis für viele technische Vorgänge, insbesondere bei der Wärmebehandlung. Sie führt immer in Richtung der Erniedrigung der Energie; i.A. ist das mit einem Ausgleich von Konzentrationsunterschieden verbunden. Diffusion spielt auch bei Lebewesen, z.B. beim Stoffwechsel oder bei der Atmung eine wesentliche Rolle. Einige technische Vorgänge im Werkstoffbereich, die auf Diffusion beruhen (und die im weiteren Verlauf der Vorlesung noch besprochen werden) sind in folgender Tabelle genannt.

| Grundvorgang | Reaktionen | Anwendungen |
|---|---|---|
| Diffusion | individuelle Bewegung von Atomen | Oberflächenhärten Dotieren von Halbleitern |
| Ausheilen von Gitterfehlern | Erholung, Rekristallisation | Weichglühen, Texturglühen |
| Änderung der chemischen Zusammensetzung | Ausscheidung, Entmischung | Aushärtung |
| Änderung der Kristallstruktur | Phasenumwandlung | Stahlhärtung, Formgedächtnis |
| Kombinierte Reaktionen | Kombinationen mehrerer elementarer Reaktionen | thermo-mechanische Behandlung von Stahl |

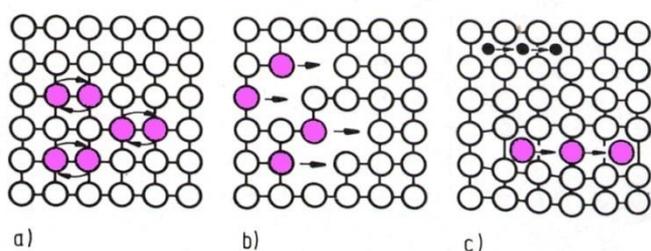


Abb. 119:
verschiedene Möglichkeiten des
Stofftransportes durch Platzwechsellvor-
gänge im Gitterverbund:

- a)
- b)
- c)

4.6.1.1 Arrhenius-Gleichung

Die Geschwindigkeit der Platzwechsellvorgänge kann durch die **Arrhenius-Gleichung** beschrieben werden:



mit

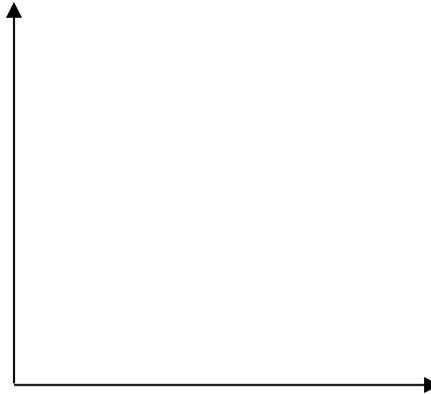
Die Arrhenius-Gleichung ist eine empirische Beziehung zwischen kinetischen Messwerten und der Temperatur, wobei K als Geschwindigkeit der Platzwechselfvorgänge interpretiert werden kann. Sie kommt in vielen Bereichen der Naturwissenschaften vor, z.B. bei der Beschreibung

- des Diffusionskoeffizienten, s.u
- des radioaktiven Zerfalls
- der Rekristallisation, s.u.
- der Statistik (Boltzmann)
- von Korrosionsvorgängen, s. VL Korrosion und Oberflächentechnik
- des Hoch-T-Kriechens von Metallen, s.u.
- der Relaxation von Kunststoffen, s. VL Kunststofftechnik

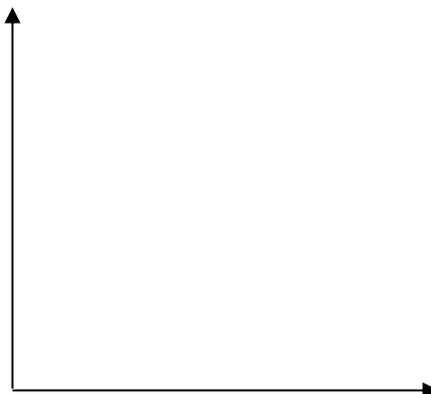
d.h. immer dann, wenn thermisch aktivierte Prozesse eine Rolle spielen.

Typische Arrhenius-Darstellungen:

$$K = A_0 \cdot e^{-(Q/RT)}$$

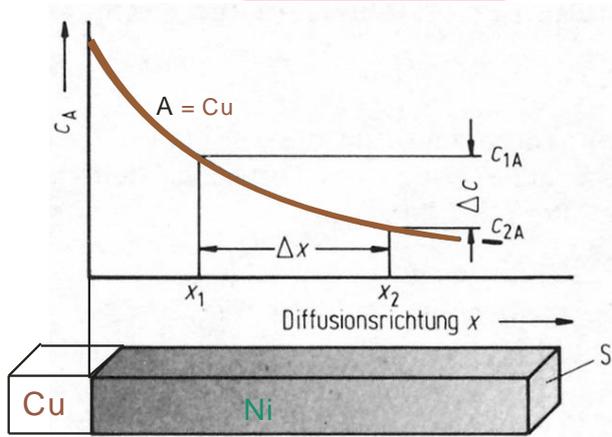


Anwendung bei der Rekristallisation:



4.6.1.2 Ficksche Gesetze

Will man den Massetransport bei der Diffusion berechnen, ist die Kenntnis des **1. Fickschen Gesetzes** notwendig: oder ausführlicher



Gilt wenn:

$c_A = \text{const} [\neq f(t)]$
 $T = \text{const.} \rightarrow D = \text{const.}$

J = Massenflussdichte
 D = Diffusionskoeffizient

Abb. 120:

Darstellung zum 1. Fickschen Gesetz

Man erkennt, dass das 1. Ficksche Gesetz nur den Stofftransport an einer bestimmten Stelle (des Metalls, der Lösung) in Abhängigkeit vom dort bestehenden Konzentrationsgradienten (und dem Diffusionskoeffizienten) beschreibt.

Zur Berechnung der tatsächlichen Konzentrationsverläufe c in Abhängigkeit vom Ort x und der Zeit t , d.h. von Diffusionsgeschwindigkeiten (-zeiten, -eindringtiefen) benötigt man das **2. Ficksche Gesetz, s.u.**

Anmerkungen zu Diffusionsmechanismus und -koeffizient:

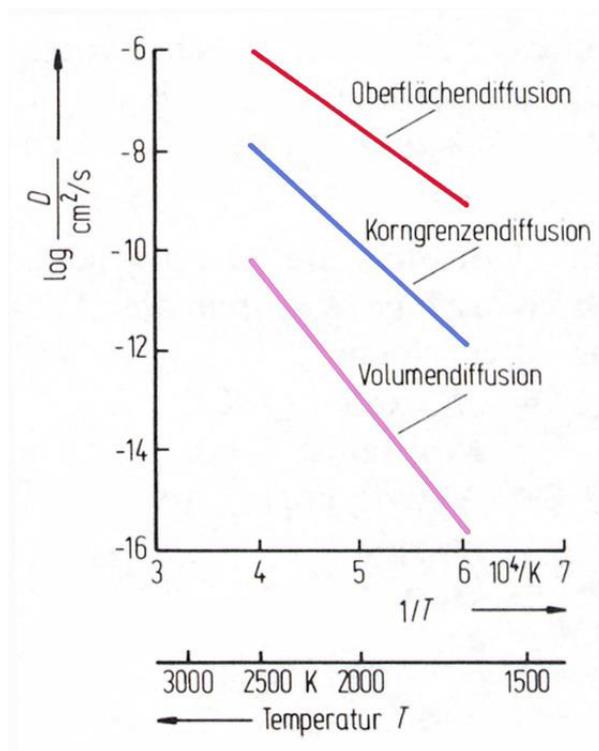


Abb. 121:

Diffusionskoeffizienten in Abhängigkeit vom Ort im Werkstoff und von der Temperatur bei der Diffusion von Thorium in Wolfram

$$D = D_0 \cdot e^{-(Q/R \cdot T)}$$

→

| Diffundierendes Element | Grundgitter | D_0 $\frac{\text{cm}^2}{\text{s}}$ | Q $\frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ | $D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ | |
|-------------------------|--------------|---|---------------------------------------|---|--|
| | | | | 20 °C $\frac{\text{cm}^2}{\text{s}}$ | 800 °C $\frac{\text{cm}^2}{\text{s}}$ |
| H | α -Fe | 0,002 | 12,14 | 10^{-5} | 10^{-3} |
| H | γ -Fe | 0,0067 | | 10^{-10} | 10^{-4} |
| C | α -Fe | 0,0079 | 75,78 | 10^{-17} | 10^{-5} |
| C | γ -Fe | 0,21 | 141,52 | 10^{-27} | 10^{-8} |
| Fe | α -Fe | 5,8 | 250,0 | 10^{-46} | 10^{-12} |
| Fe | γ -Fe | 0,58 | 284,30 | 10^{-53} | 10^{-14} |
| Ni | Cu | 0,001 | 148,64 | - | - |
| Cu | Ni | $65 \cdot 10^{-6}$ | 124,77 | - | - |
| W | W | | 594,55 | | |

Abb. 122: Diffusionskoeffizienten und Aktivierungsenergien verschiedener Atomsorten in verschiedenen Grundgittern bei 20 und 800 °C

Diffusionsmechanismen

| diffundier. Element | Diffusionsmechanismus | Diffusionskoeffizient D in cm^2/s |
|---------------------|-----------------------|---|
| H | interstitiell | $5 \cdot 10^{-4}$ |
| N | interstitiell | $8 \cdot 10^{-7}$ |
| C | interstitiell | $5 \cdot 10^{-7}$ |
| O | interstitiell | $5 \cdot 10^{-8}$ |
| Mo | Leerstellendiffusion | $2 \cdot 10^{-10}$ |
| Ni | Leerstellendiffusion | $5 \cdot 10^{-11}$ |
| P | Leerstellendiffusion | $7 \cdot 10^{-9}$ |
| Si | Leerstellendiffusion | $5 \cdot 10^{-22}$ |
| S | Leerstellendiffusion | $2 \cdot 10^{-24}$ |

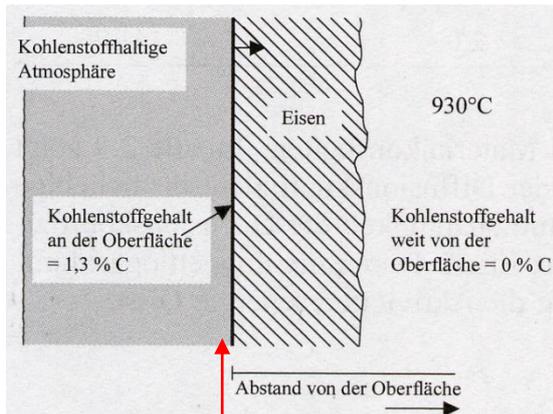
→ von praktischer Bedeutung ist (für größere Atome) primär der

Das 2. Ficksche Gesetz lautet: $\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \cdot \frac{\partial c}{\partial x} \right)$

Wird die Konzentrationsabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten vernachlässigt, ergibt sich:

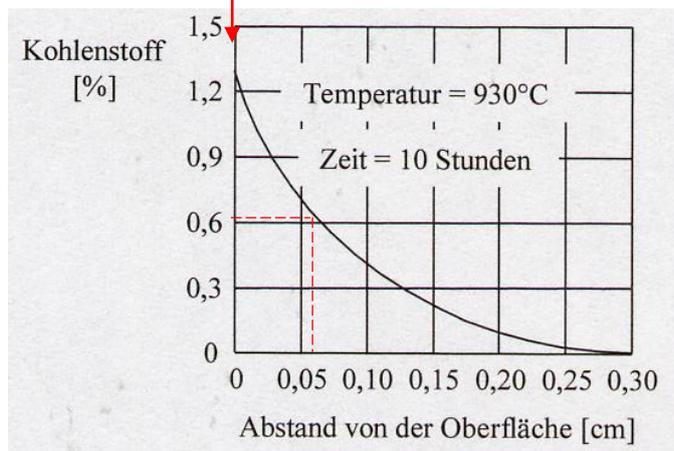


Damit ist die Berechnung der tatsächlichen Konzentrationsverläufe als f(Ort und Zeit) möglich !



Eine Lösung dieser DGL, die im Bereich der WT Anwendung findet, z.B. bei

- der C-Eindiffusion in Stahl (Aufkohlen)
- der C-Ausdiffusion aus Stahl (Entkohlen)
- der H-Diffusion in Stahl (H-Verspröd.)
- der Diffusionsglühung (WB)
- Sintervorgängen (SL)
- dem Diffusionsschweißen
- etc....



lautet:



mit $x_m =$ mittlere Eindringtiefe
 $\rightarrow [c(x) = 0,5 c(0)]$

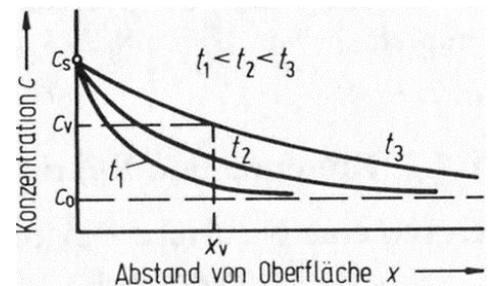


Abb. 123: Darstellung zum 2. Fickschen Gesetz

Anwendungsbeispiel:

Wie groß ist beim Aufkohlen von Stahl die Eindringtiefe x_m des C bei $T = 930 \text{ }^\circ\text{C}$ und $t = 10 \text{ h}$?

gegeben: $D = 1,5 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ (s. auch Tabelle !)

Fragen: Wie groß ist x_m ? Was bedeutet x_m ? Wie viel Zeit braucht man zur Verdopplung der Eindringtiefe ?

4.6.2/3 Kaltverfestigung (KV), Erholung und Rekristallisation

als Anwendung des Kapitels 4.6 „Thermische aktivierte Vorgänge“

Ursache für die KV (als Voraussetzung für die Rekristallisation)

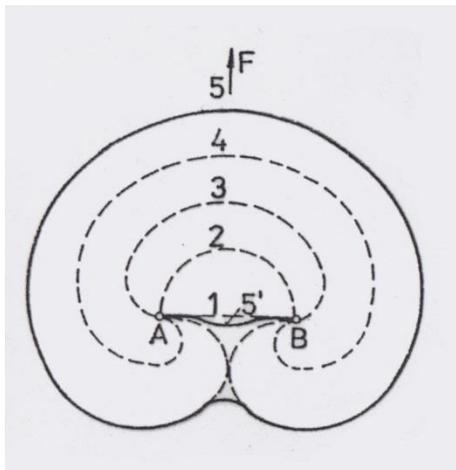


Abb. 124:

Franck-Read-Mechanismus:

- Vervielfältigung der Versetzungen → z.B. 10^6 -fach
- gegenseitige Behinderung
- Erhöhung der zur plastische Verformung nötigen Spannung
- Kaltverfestigung

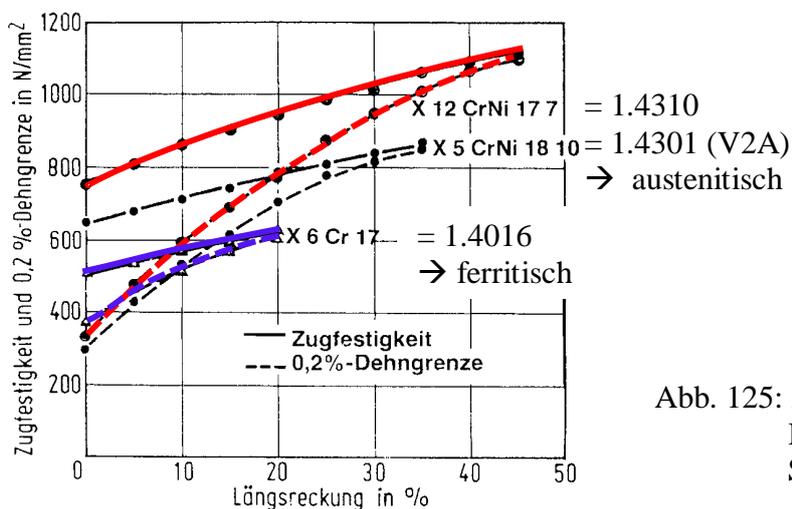


Abb. 125: Auswirkung der KV anhand von σ - ϵ -Kurven verschiedener nichtrostender Stähle

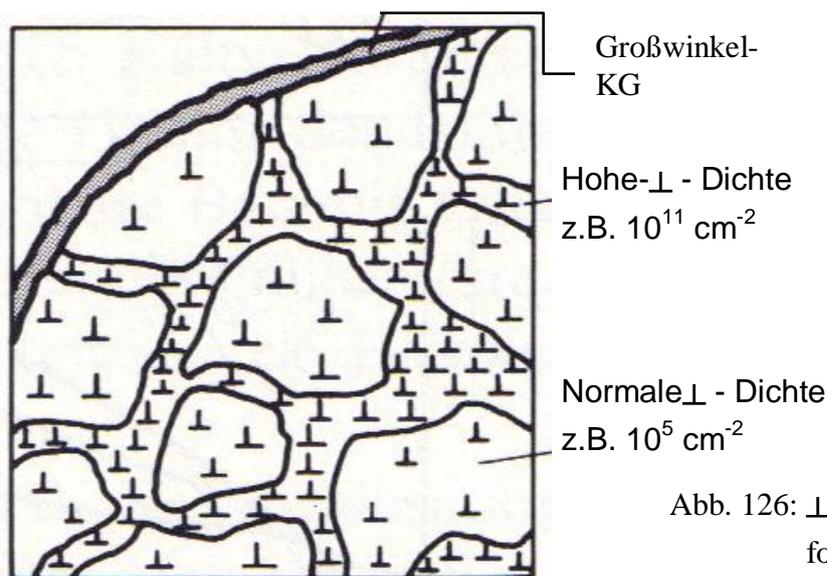


Abb. 126: \perp - Dichteverteilung nach Kaltumformung (schematisch)

4.6.2 Erholung:

Unter Erholung versteht man in der Werkstoffkunde das Ausheilen oder Umlagern von Gitterfehlern. Die Antriebskraft dabei ist die Erniedrigung der Energie. Für die Erholung ist ebenfalls eine Aktivierungsenergie nötig, die i.A. durch Erhöhung der Temperatur (bei Stahl ca. 200 – 300 °C) eingebracht wird → thermisch aktivierter Vorgang.

Es gibt verschiedene Erholungsmechanismen:

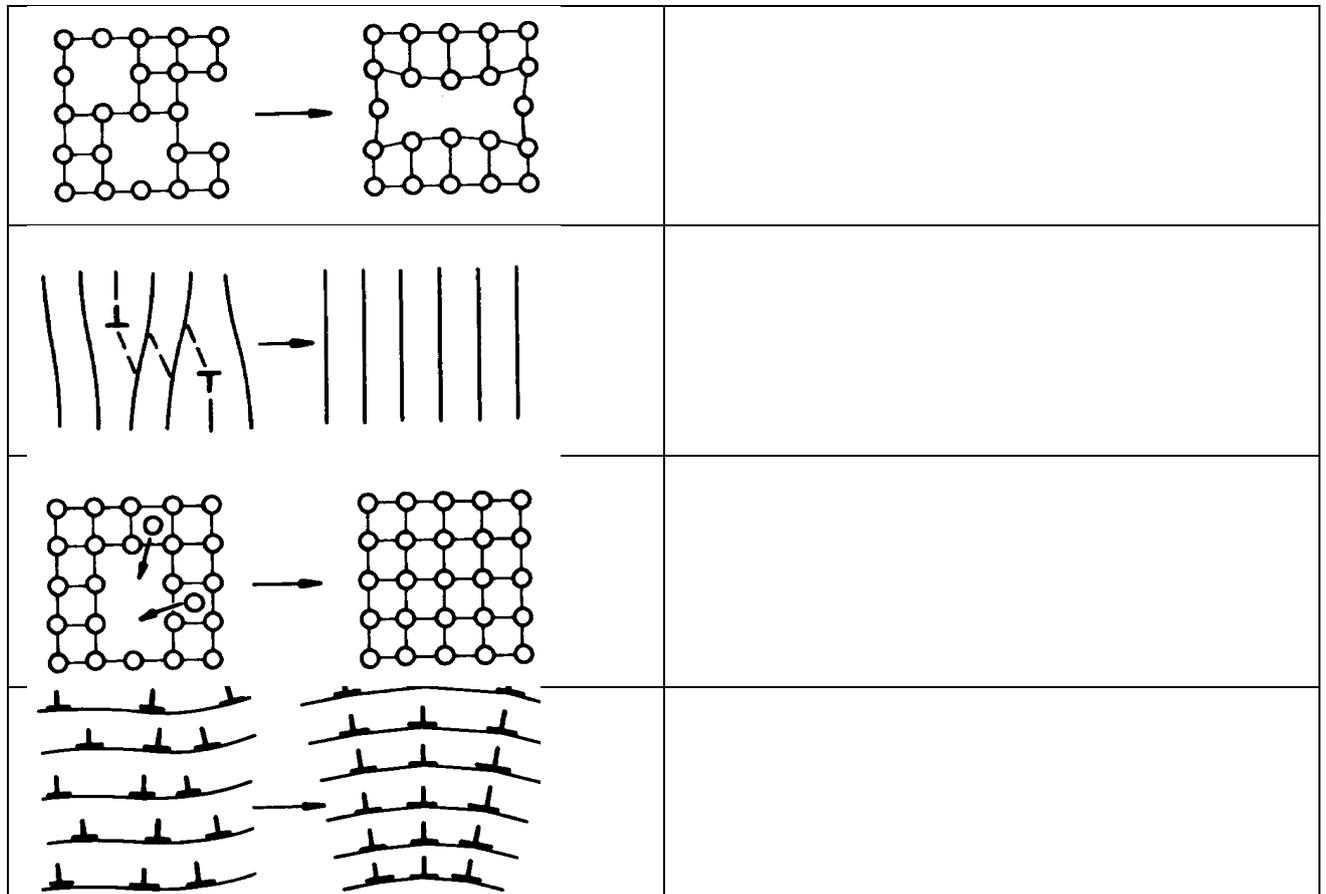


Abb. 127: Erholungsmechanismen bei Metallen

Praktische Anwendung:

4.6.3 Rekristallisation:

Die Rekristallisation ist eine Wärmebehandlung (Kap. s.u.), die bei einem verformten Werkstoff zu einer Neubildung der Körner führt. Dies ist nötig, wenn bei der Fertigung das Umformvermögen des Werkstoffs aufgebraucht ist, der Werkstoff aber noch weiter umgeformt werden soll. Triebkraft ist hierbei wiederum die Erniedrigung der Energie, hier in Form des Abbaus der Verzerrungsenergie der Versetzungen.

Die Zeit bis zum Beginn der primären Rekristallisation kann mit Hilfe einer Arrhenius-Gleichung bestimmt werden, s.o.

Voraussetzungen für die Rekristallisation sind:

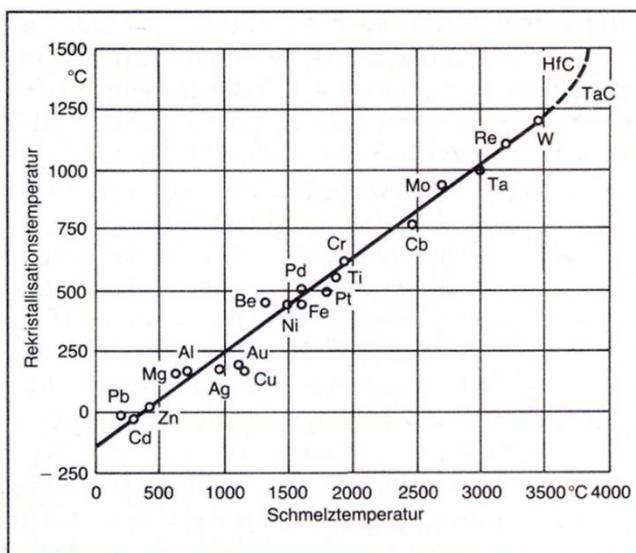


Abb. 128: $T_R = f(T_S)$

Bei der Rekristallisation ist auf folgende Einflußgrößen besonders zu achten:

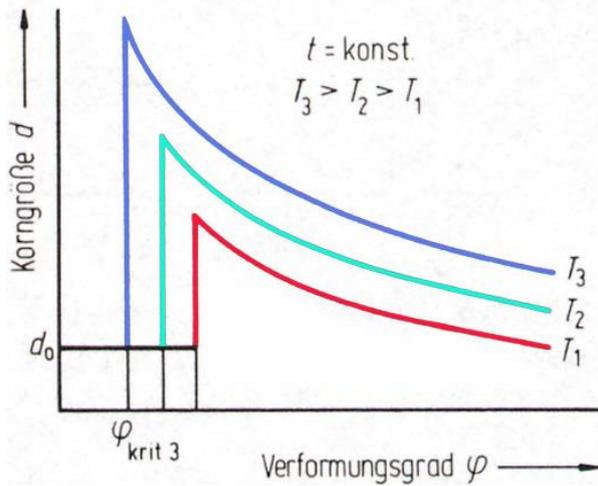


Abb. 129:
Korngröße nach der Rekristallisation = $f(\varphi)$

Optimale Bedingungen für die Rekristallisation:

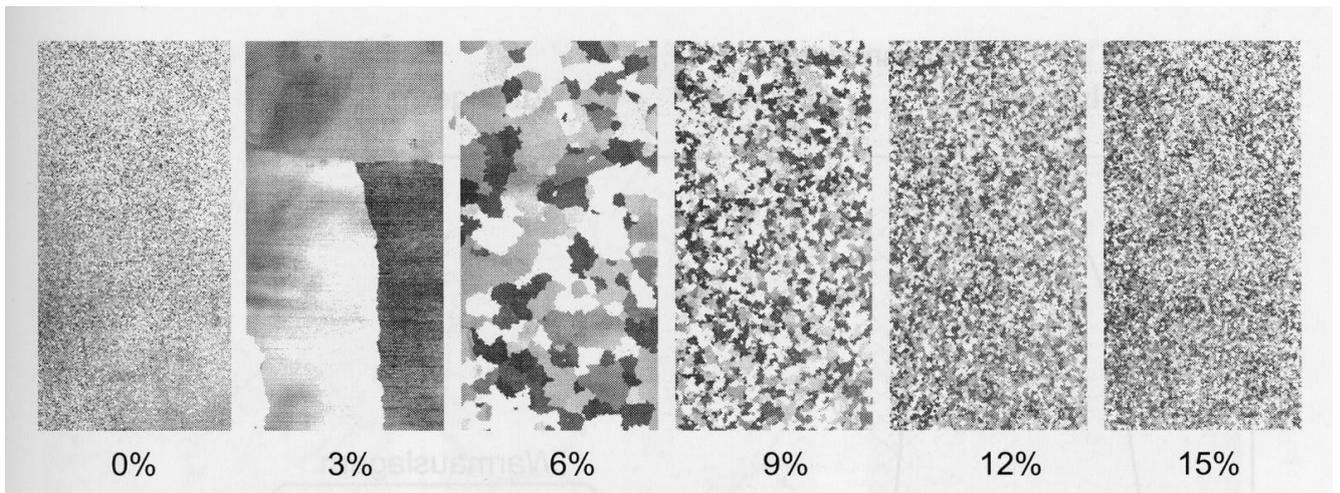


Abb. 130: Korngröße von Rein-Al nach der Rekristallisation als $f(\varepsilon)$ $[(\varphi = \ln(1 + \varepsilon))]$

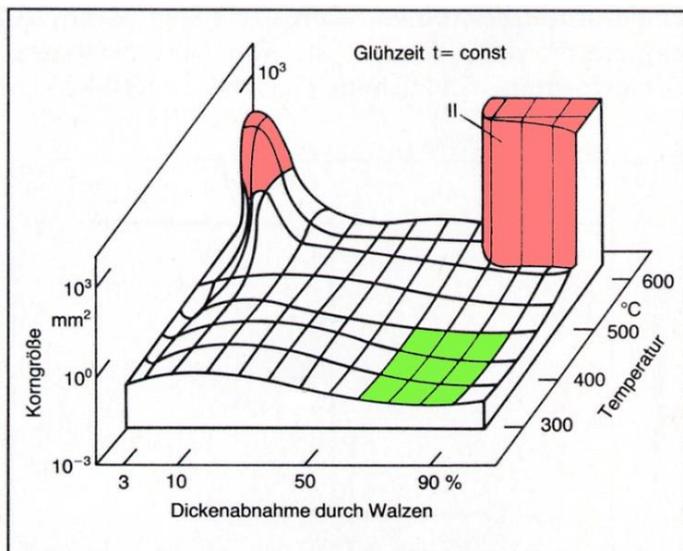
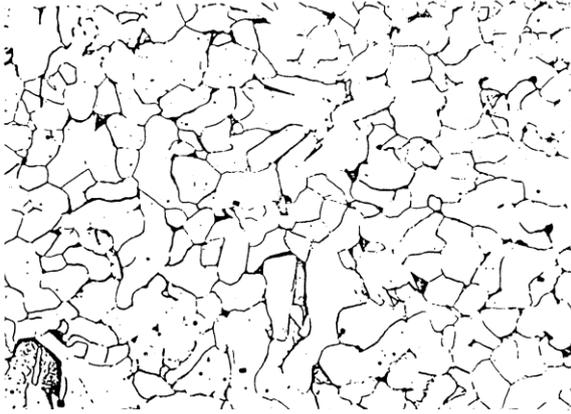


Abb. 131:
3-dimensionales Rekristallisationsschaubild

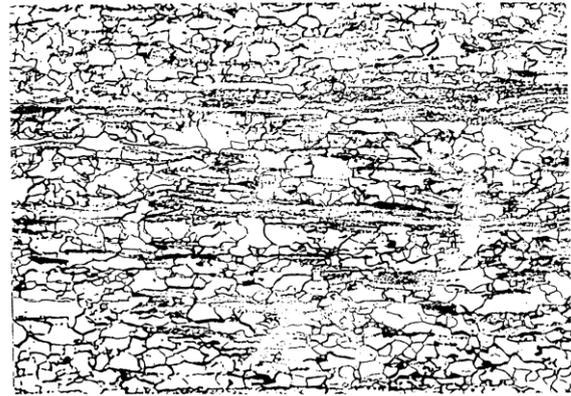
Optimaler Bereich →

Die Rekristallisation ist im Lichtmikroskop anhand einer deutlichen Gefügeänderung zu erkennen:

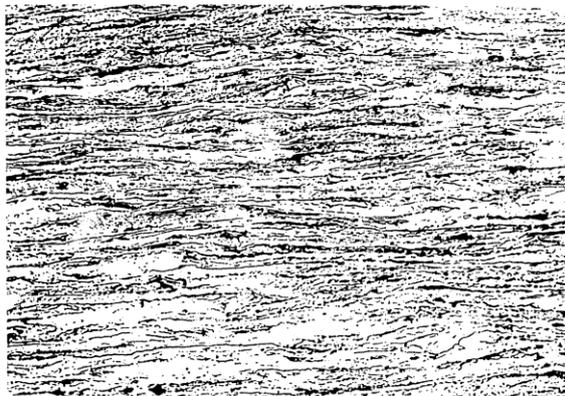
C-armer Stahl: Gefüge-Schliffbilder V = 500 X



Tiefziehstahl, Ausgangszustand



Teil-Rekristallisiert: T = 600 °C, t = 2 min



Ausgangszustand um $\epsilon = 80\%$ kaltverformt



Voll rekristallisiert T = 600 °C, t = 3,3 h

Abb. 132: Gefüge von C-armem Stahl vor, während und nach der Rekristallisation

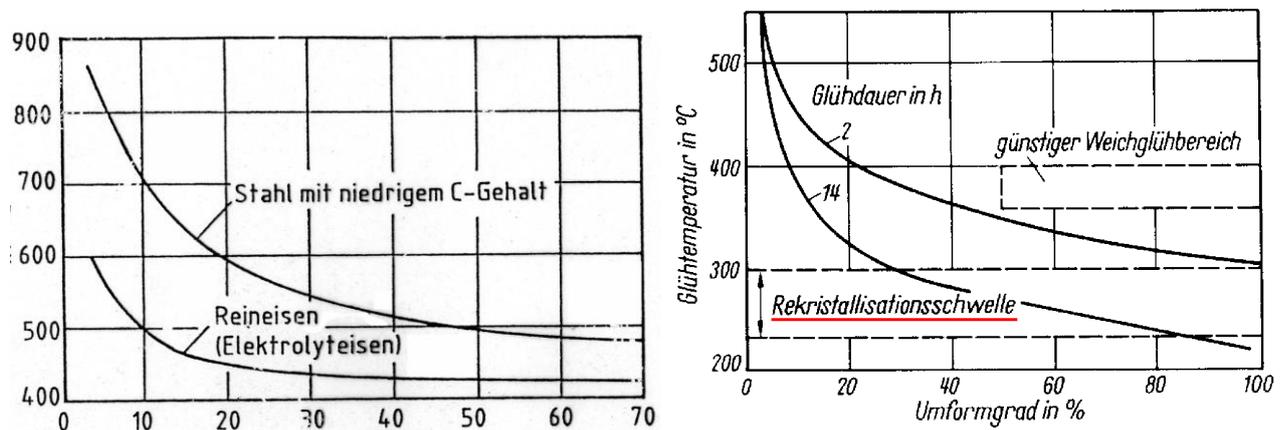


Abb. 133: Einfluss von Kaltumformung und Glüh-T auf die erforderliche Glüh-t

- ⇒ mit $\phi \uparrow$ sinkt die untere Rekristallisations-T (Rekristallisationsschwelle)
(Bei gleichem ϕ nimmt die Korngröße mit der Glüh-T zu!)
- ⇒ die Rekristallisations-T ist $f(\phi, T, t, KG, Q.)$

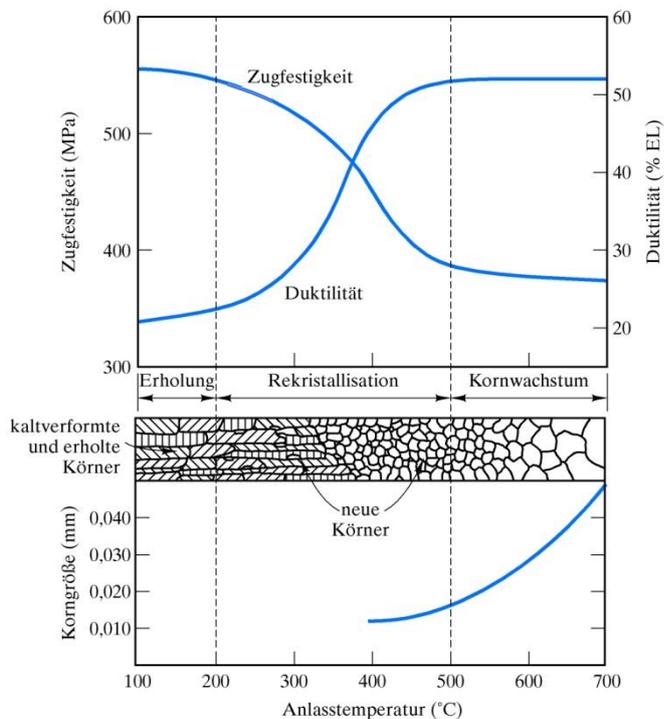


Abb. 134: Korn- und Eigenschaftsänderungen bei der Rekristallisation

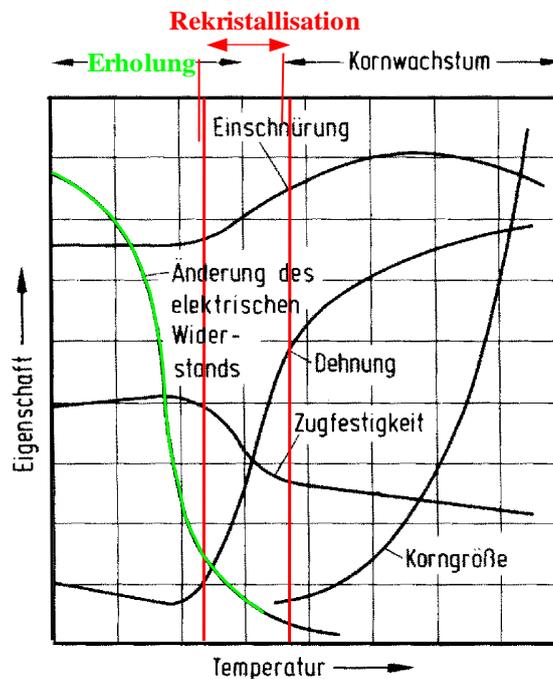


Abb. 135: Änderung der Eigenschaften bei der Rekristallisation von Metallen als $f(T)$ bei $t = \text{const.}$

Übungsaufgabe zur Rekristallisation (Anwendung der Arrhenius-Gleichung):

Ein Werkstück soll nach der Kaltverformung rekristallisierend gegläht werden. Versuche haben ergeben, dass die Glühzeit bei $T = 500 \text{ }^\circ\text{C}$ unzulässig lang ist.

Um wie viel Grad (auf $1 \text{ }^\circ\text{C}$ runden) müssen Sie die Temperatur erhöhen, damit die Rekristallisation doppelt so schnell abläuft ?

Übung zur Rekristallisation: Bestimmung von T_R oder t_r ohne Arrhenius-Gleichung

R. = f(

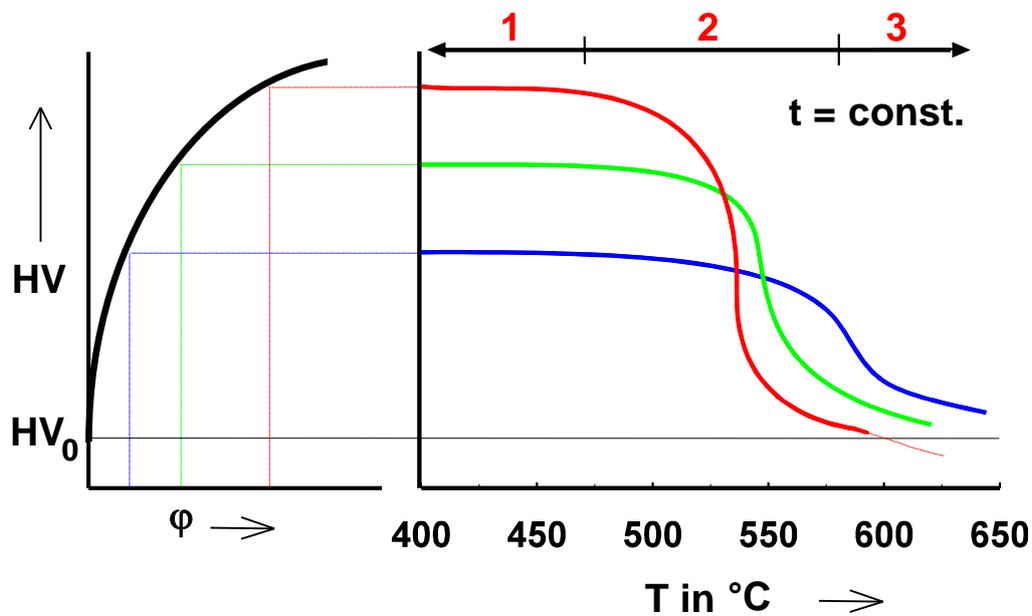


Abb. 136: praktische Ermittlung der Rekristallisationstemperatur

- 1** keine Änderungen der mechanischen Eigenschaften (Erholung $\Rightarrow \sigma \uparrow, \lambda \uparrow$ durch Ausheilung u./o. Umlagerung von Gitterdefekt., s.o.)
- 2** Rekristallisation $\Rightarrow \rho \downarrow, HV \downarrow$, durch Bildung neuer Körner (\perp -arm)
- 3** sekundäre Rekristallisation $\Rightarrow HV \downarrow, R_p \downarrow$, durch Kornwachstum (vermeiden!)

4.7 Hochtemperatur-Werkstoffe

Warum HT-Werkstoffe ?

Anwendungsgebiete von Hochtemperaturwerkstoffen:

1 Kraftwerke, Chemische Verfahrens- und Umwelttechnik

- Rohrleitungen
- Reaktoren etc.



2 Metallurgie, Hüttentechnik

- Öfen
- Kokillen
- Glasherstellung etc.

3 Heiz- und Beleuchtungselemente

- Heizspiralen
- Thermoelemente
- Glühbirnen etc.



4 Kfz-Technik

- Katalysatoren
- Abgasanlage
- Zündkerzen
- Auslassventile etc.

5 Flugzeug- und Raketenkomponenten

- Flugzeugturbinen
- Raketenantriebe
- Wiedereintritt etc



Abb. 137: HT-Werkstoffe (Einsatzgebiete)

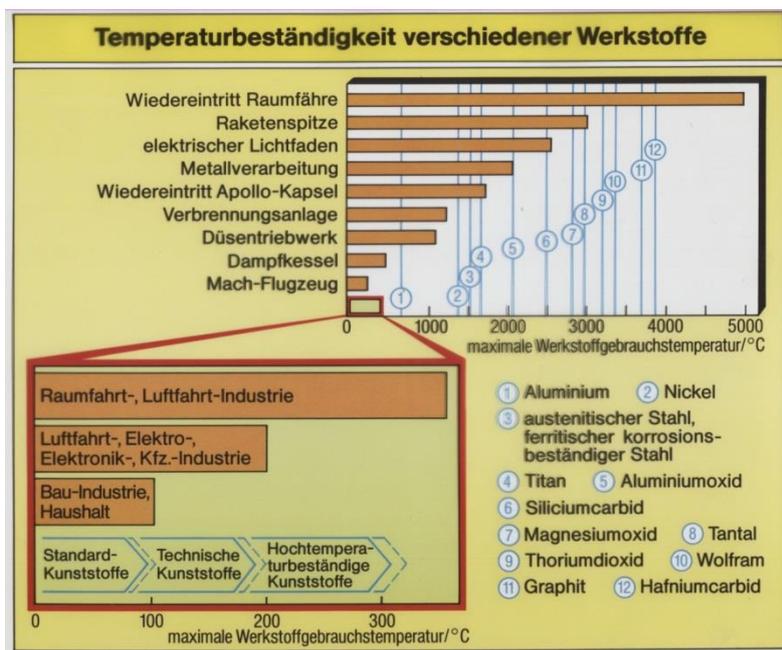
T-Einsatzbereiche für HT-Werkstoffe

1) Metalle

- Hochtemperatur-Al-Legierungen bis 350°C
- Titanlegierungen/warmfeste ferritische Stähle bis 600°C
- austenitische Stähle/Kobaltbasislegierungen bis 1000°C
- Nickelbasis-Superlegierungen bis 1150°C
- hitzebeständige FeCrAl-Stähle bis 1200°C
- Platinlegierungen/refraktäre Metalle bis >1500°C

2) Keramiken (a) und intermetallische Phasen (b)

- (a) z.B. Al₂O₃ bis ca. 1300°C
- (b) z.B. TiAl bis ca. 800°C



Die maximale Einsatz-T liegt bei ca. 2/3 der Schmelz-T, s. Tabelle.

| Metall | T _S [°C] | Metall | T _S [°C] |
|--------|---------------------|--------|---------------------|
| Sn | 231 | Ti | 1727 |
| Pb | 327 | Pt | 1774 |
| Zn | 419 | Zr | 1860 |
| Mg | 657 | Cr | 1920 |
| Al | 658 | Nb | 1950 |
| Ag | 961 | Rh | 1966 |
| Au | 1063 | Hf | 2230 |
| Cu | 1084 | Mo | 2622 |
| Ni | 1453 | Ta | 3030 |
| Co | 1492 | Re | 3170 |
| Fe | 1536 | W | 3380 |

Kriterien für die Anwendung:

- Legierbarkeit,
- Festigkeit als f(t,T),
- Duktilität (bei RT),
- Oxidation (Korrosion),
- Preis,
- Dichte...

Abb. 138: Schmelzpunkte verschiedener Metalle

Die Lebensdauer aller Werkstoffe ist im HT-Bereich ($T > T_{\text{Rekristall.}}$) generell begrenzt. Die Ursachen dafür sind die Veränderungen, die aufgrund der Thermodynamik (E-Zustand, Phasenstabilität) und der Kinetik (thermisch aktivierte Vorgänge \rightarrow Diffusion) wegen des Vorliegens der hohen Aktivierungs-Energieabläufen.

Diese Vorgänge führen dazu, dass der Werkstoff sich langsam verformt \rightarrow Kriechen

Man unterscheidet 3 Kriechmechanismen:

- 1 Versetzungskriechen (Klettern)
- 2 Diffusionskriechen
- 3 Korngrenzengleiten

Weiterhin kommt noch eine Reaktion mit der umgebenden Atmosphäre (Verzunderung) hinzu. All das führt zur Verminderung des tragenden Querschnitts.

Diese Sachverhalte werden auf den nächsten Seiten etwas näher betrachtet.

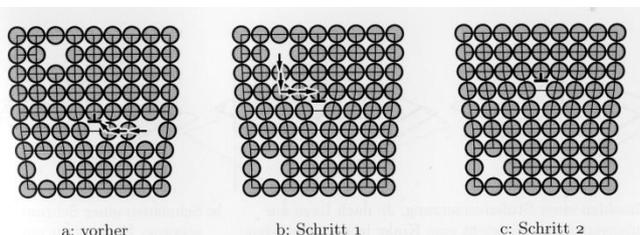


Abb. 139: Versetzungsklettern

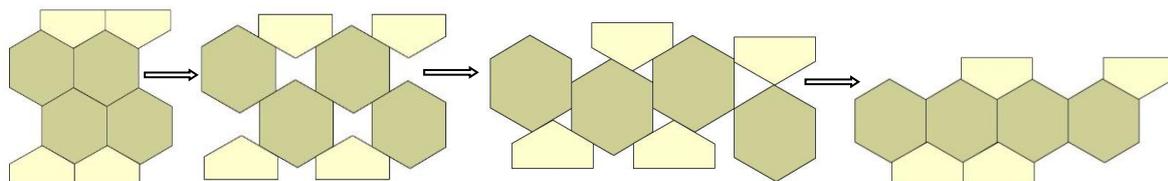
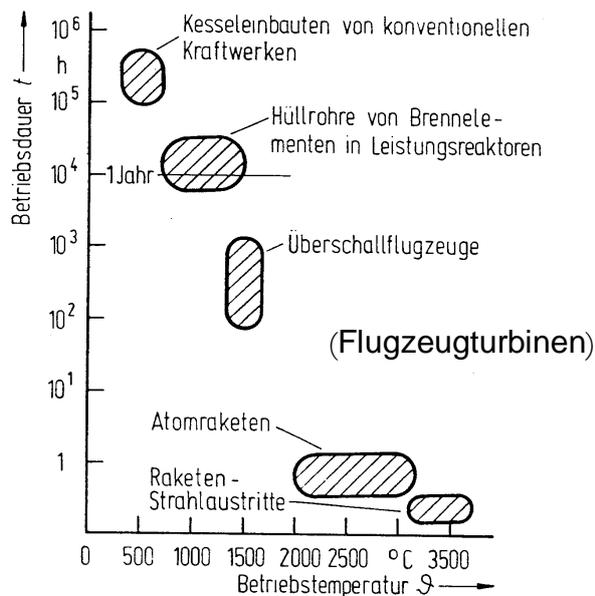


Abb. 140: Korngrenzengleiten (Prinzip)

Wenn Einsatz-T bei $T > T_R \rightarrow$ dann

- nimmt die Leerstellenkonzentration zu, die Diffusion wird erleichtert
- entstehen neue Gleitsystem durch Klettern und Quergleiten von Versetzungen
- wird Korngrenzendeformation möglich, die Verformung wird einfacher
- nimmt die Stabilität des Gefüges ab.
 - Kaltverformter Werkstoff rekristallisiert
 - Ausgehärteter Werkstoff überaltert
- reagiert die Werkstückoberfläche stärker mit der Umgebung \rightarrow Korrosion und Verzunderung (Verminderung des tragenden Querschnitts)

Diese Vorgänge führen unweigerlich zur Zerstörung der Bauteile, s. Abb. 124.



Weitere Anwendungsgebiete:

- Chem. Verfahrenstechnik (Rohrleitungen, Reaktoren)
- Metallurgie, Hüttentechnik (Öfen, Kokillen, Glasherstellung)
- Heiz- und Beleuchtungstechnik (Heizspiralen, Thermoelemente, Glühbirnen etc.)
- kfz-Technik (Katalysatoren, Abgasanlage, Zündkerzen, Auslassventile)

Abb. 141: Betriebsdauer (Lebensdauer) von Metallen als $f(T)$

Die nächste Tabelle zeigt die Merkmale der HT-Verformung im Vergleich zur Verformung bei niedrigen T .

| $T < 0,4 T_m$ | $T > 0,4 T_m$ |
|---|--|
| Festigkeitswerte sind zeitunabhängig. | Festigkeitswerte sind zeitabhängig |
| Versetzungsstrukturen sind bei $\sigma = \text{konst.}$ „eingefroren“. | Versetzen sind ständig in Bewegung (Klettern von Versetzungen) |
| Plastische Verformung erfolgt nur oberhalb der Fließspannung. | Kriechverformung erfolgt praktisch bei allen Spannungen. (Retardation) |
| Der Verformungszustand stellt sich nahezu zeitunabhängig ein. | Der Verformungszustand ist zeitabhängig. |
| Die Korngrenzen bewegen sich nicht gegeneinander; Diffusion trägt nicht zur Verformung bei. | Körner können entlang von Korngrenzen aneinander abgleiten. Diffusionsvorgänge können einen Verformungsbeitrag liefern |

Da bei $T > T_R$ die Festigkeitskennwerte zeitabhängig werden, ist in diesem Temperaturbereich der normale Zugversuch nicht mehr aussagekräftig. Dementsprechend sind andere Prüfverfahren einzusetzen (Kriechversuche \rightarrow Zeitstandkurven-Ermittlung, s. Graphiken).

\rightarrow Es tritt ein anderer Verformungsmechanismus in den Vordergrund, das o.g. „Kriechen“, man spricht von „Zeitstandfestigkeit“.

- Die zeitabhängige fortschreitende plastische Verformung bei konstanter (relativ geringer) Last nennt man **Kriechen (Retardation)**:
- Dem gegenüber bezeichnet man die zeitabhängige Abnahme der Spannung bei konstanter Verformung als **Spannungsrelaxation**.
- Diese beiden Prozesse, insbesondere das Kriechen, **begrenzen grundsätzlich die Lebensdauer** und sind damit entscheidend für die Anwendung von Werkstoffen bei höheren Temperaturen.

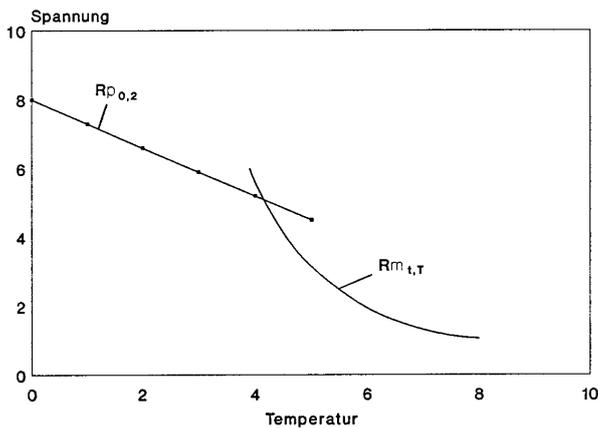


Abb. 142: Bereiche der Kurz- und Langzeitfestigkeit (schematisch)

Da es sich um einen thermisch aktivierten Vorgang handelt, sind Werkstoffe (Gittertypen) mit geringen Diffusionskoeffizienten und hohen Schmelzpunkten vorteilhaft. Die Werkstoffentwicklung führte deshalb über ferritische (krz)- und austenitische (kfz) hochwarmfeste Stähle zu Nickelbasis-Werkstoffen („Superlegierungen“, kfz).

Zur Bestimmung der Lebensdauer von HT-Werkstoffen wurden „Kriechversuche“ entwickelt, mit denen man „Zeitstandwerte“ ermitteln kann. Das sind Festigkeiten, die von Zeit und Temperatur abhängen. Das Ergebnis solcher Versuche sind „Kriechkurven“, s. die drei nächsten Abb.

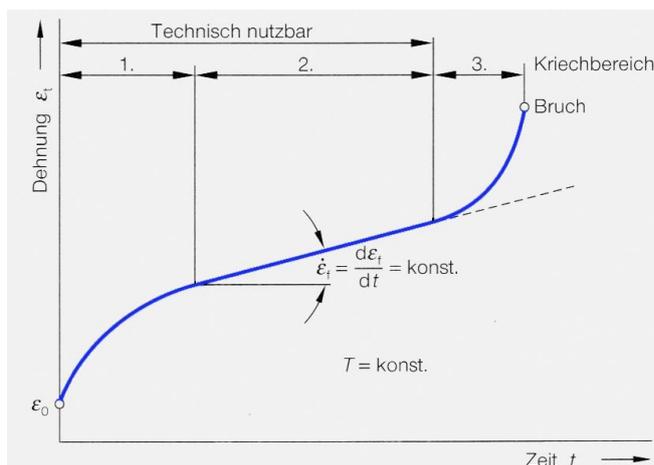


Abb. 143:

Kriechkurve ($\sigma = \text{const.}$) mit Kriechbereichen

- 1.
- 2.
- 3.

Man unterscheidet 3 Kriechbereiche

- **Primäres Kriechen:**
Einstellen eines Gleichgewichts zwischen Verfestigungsmechanismen (Gleitbehinderung von Versetzungen) und Erholungsmechanismen (Polygonisation, Quergleiten) → Kriech- $v \downarrow$
- **Sekundäres Kriechen:**
Gleichgewicht ist erreicht. Technische Werkstoffe werden in diesem Bereich belastet → Kriech- $v = \text{konstant}$
- **Tertiäres Kriechen:** → Kriech- $v \uparrow$
Überalterung + Verzunderung + Leerstellenansammlungen wachsen zu Rissen → Versagen des Bauteils

Diese Zeitstandfestigkeit wird bezeichnet z.B. mit $R_{m10^4/550} = 160 \text{ N/mm}^2$.

t in h

T in °C

Die nächste Abb. zeigt wie die Zeitstandkurven aus Kriechkurven ermittelt werden:

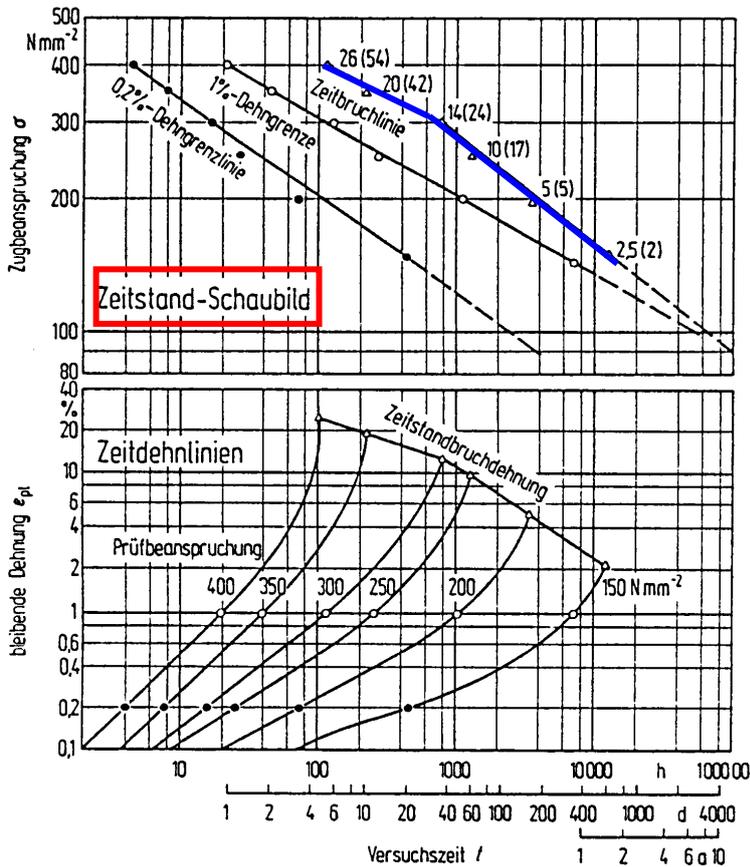


Abb. 144: Ermittlung von Zeitstandkurven
($T = \text{const.}, \text{z.B. } 550 \text{ } ^\circ\text{C}$)

Zeitstandschaubild (oben) ermittelt mit Hilfe von Kriechkurven (Zeit-Dehnlinsen, unten)

→ man kann die Zeit ablesen, bei der der Werkstoff bei einer bestimmten Belastung und Temperatur bricht (**Zeitbruchlinie = Zeitstandkurve**) oder eine bestimmte Dehnung zeigt (**Dehngrenzlinie**)

Aufgabe:

Geg.: $T = 550 \text{ } ^\circ\text{C}, t = 4000\text{h},$

$\sigma = 400 \text{ N/mm}^2$

Ges.: s

Lösung → Diagramme

Beispiel für Kriechkurven einer Superlegierung:

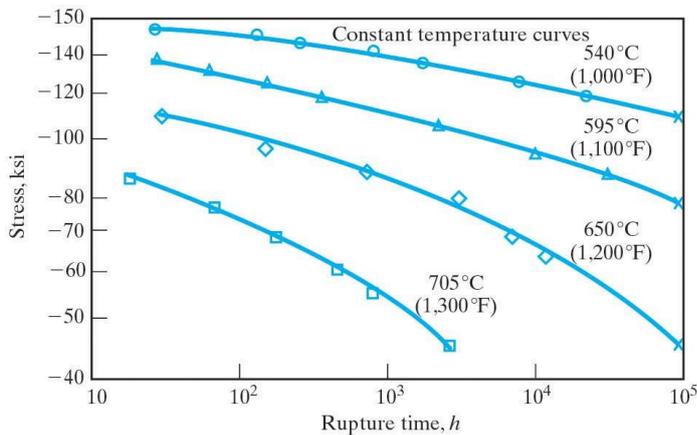


Abb. 145:

Kriechkurven (Bruch) für die Ni-Basis-Superlegierung Inconel 718

Prüfung der Restlebensdauer:

Bei Kenntnis der Werkstoffschädigung während der Zeitstandbeanspruchung kann eine Voraussage der Restlebensdauer eines Bauteils gemacht werden. Die Ermittlung der Porenschädigung kann mit Hilfe der → **Replica-Technik** quasi zerstörungsfrei am Bauteil ermittelt werden. Dies geschieht mit einem metallografischen Verfahren, das mit Hilfe einer Kunststoffolie durchgeführt wird, s. Abb. 19.

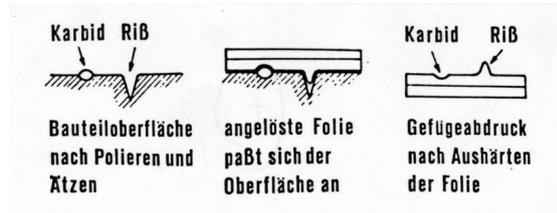
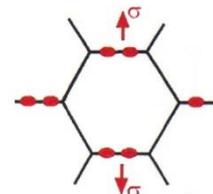
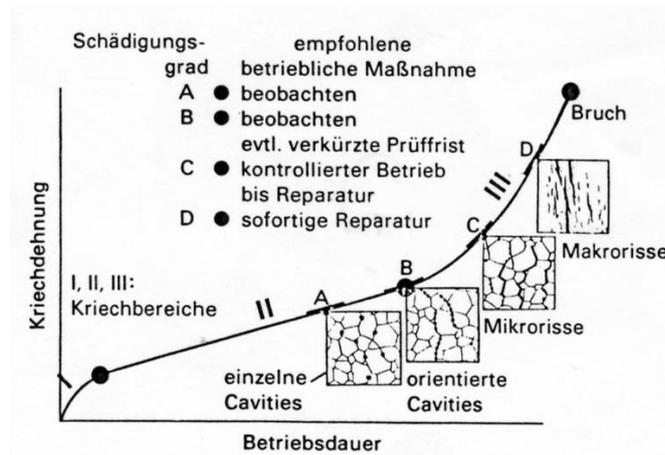


Abb. 146: Prinzip der Replica-Technik

Durch Zuordnung des Porenbildes zur Kiechkurve kann eine Aussage über die Restlebensdauer gemacht werden, s. folgende Abb.



Kriechporen auf KG

Abb. 147: Prinzipdarstellung der Porenschädigung als f (Betriebsdauer) sowie Schädigungsgrad und empfohlene Maßnahmen

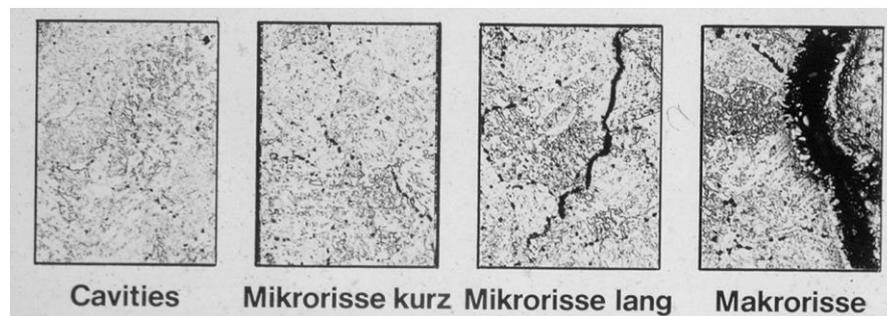


Abb. 148: Schadensbilder in zeitstandbeanspruchten Schweißnähten
 Die Genauigkeit dieser Methode geht aus der folgenden Abb. hervor:

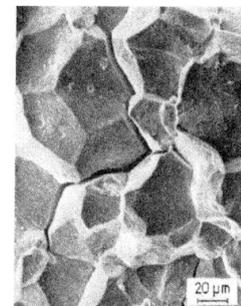


Abb.: Interkrist. Sprödbruch (REM)

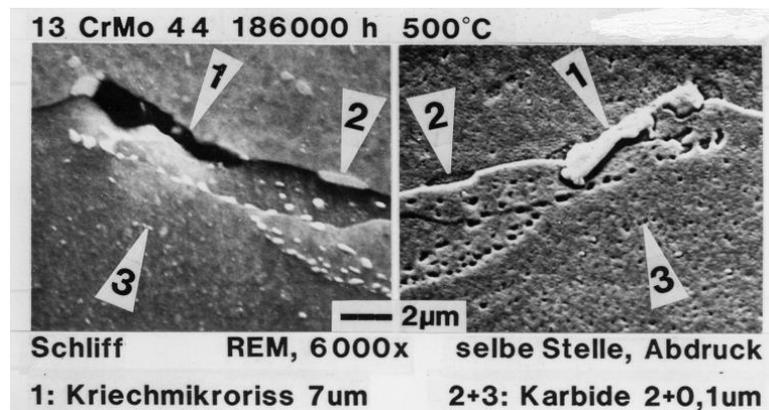


Abb. 149: Genauigkeit der Replica-Technik



Abb. 150:
 Replica-Technik in der Praxis (im Kraftwerk):

oben: Probenentnahmeorte an einem T-Stück

rechts: Arbeit an Rohrbündeln im Kessel



Beispiel: Wie das folgende Beispiel zeigt, ist auch bei den Hochtemperaturwerkstoffen die Wärmebehandlung von entscheidender Bedeutung → Werkstoff: X20 CrMoV 12 1:



Abb. 151:
 Korrekte Wärmebehandlung (grobnadeliger Martensit)



Abb. 152:
 Nach 72000 Betriebsstunden: grobnadeliger Martensit + Karbidausscheidungen

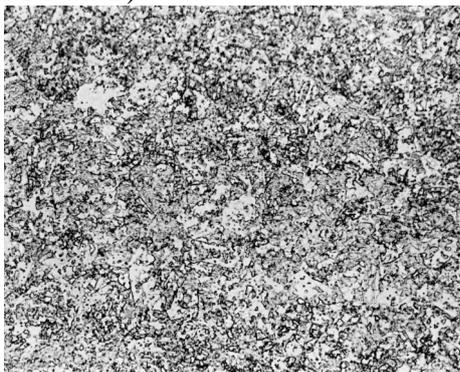


Abb. 153:
 schlechte Wärmebehandlung (feinnadeliger Martensit)

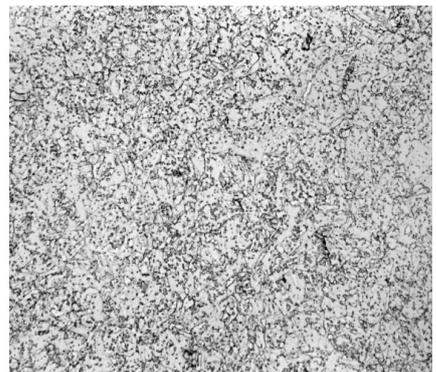


Abb. 154
 Nach 17000 Betriebsstunden: Martensit zerfallen in Ferrit + grobe Karbidausscheidungen

Aus der folgenden Abb. geht der Einfluß der Austenitisierungstemperatur auf die Härte (Festigkeit) des Werkstoffes hervor.

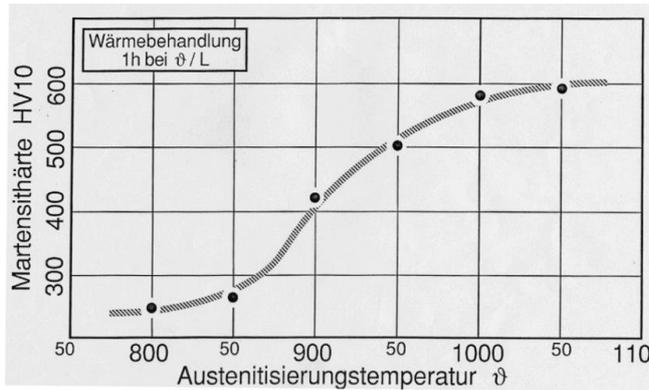


Abb. 155:

X 20CrMoV 12 1 - Härtingsparameter

Durch eine zu niedrige Austenitierung erniedrigte sich die Restlebensdauer drastisch, in einem Fall von ca. 90000 h auf ca. 300 h !, (s. Abb. 164).

Eine Abschätzung der Kriechgeschwindigkeit beim stationären Kriechen kann auch durch die empirischen Gleichungen

$$\dot{\epsilon} = K_1 \cdot \sigma^n \quad [\text{Kriechrate} = f(\sigma)] \quad \text{und}$$

$$\dot{\epsilon} = K_2 \cdot \sigma^n \cdot e\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \quad [\text{Kriechrate} = f(\sigma, T)] \quad \text{mit } K_1, K_2, n = \text{Werkstoffkonstanten} \\ \text{und } Q = \text{Aktivierungsenergie erfolgen}$$

Ist ein Diagr. entsprechend der Abb. 166 vorhanden, kann der Larson-Miller-Parameter [$T(C + \log t)$] eingesetzt werden. (T in K, t in h, C in 1, C ca. 15-20 für Stahl)

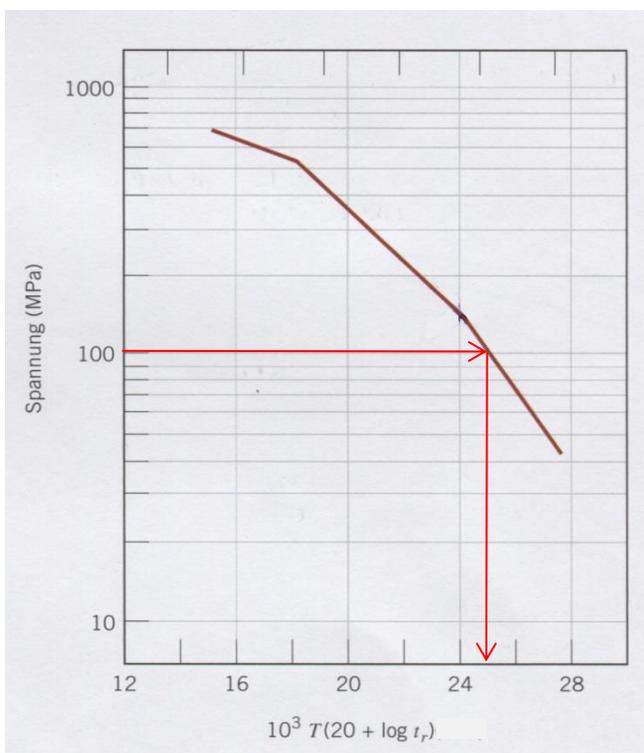


Abb. 156: L-M-Diagramm für Stahl S 590

Anwendung:

Geg.: $T = 800 \text{ }^\circ\text{C}$, $\sigma = 100 \text{ MP}$, $C = 20$

Ges.: Kriechbruch-t

Lösung.:

aus Abb. 140: LM-Parameter bei $\sigma = 100 \text{ MP}$ ca. $24,9 \cdot 10^3 \rightarrow$

$$24,9 \cdot 10^3 = T(20 + \log t)$$

$$24,9 \cdot 10^3 = 1073 (20 + \log t)$$

$$23,206 = 20 + \log t$$

$$\log t = 3,206$$

$$t = 10^{3,206} = 1607 \text{ h} = 67 \text{ Tage}$$

Beachte: großer Einfluss von

Isostress-Test:

Der Isostress-Test ist eine verkürzte Zeitstanduntersuchung. Man verkürzt die Zeit zur Bestimmung der (Rest-)Lebensdauer indem man die Prüftemperatur um 50 – 150 °C gegenüber der Betriebstemperatur steigert und die Probe dann mit der im Betrieb auftretenden Spannung prüft. Dabei geht davon aus, dass der Schädigungs-mechanismus sich nicht ändert.

Trägt man die erhaltenen Bruchzeiten logarithmisch über der Temperatur auf, erhält man Geraden, die man auf die Betriebstemperatur extrapolieren und dann die zugehörige Restlebensdauer ablesen kann.

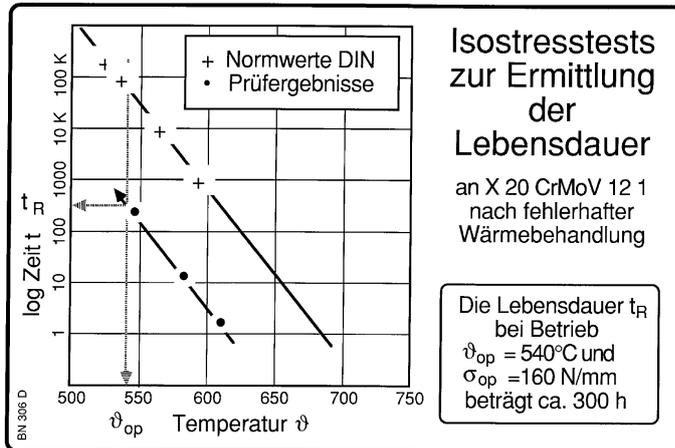


Abb. 157:
Prinzip der Isostress-Technik

Vorteile der Isostress-Technik

Proben werden genau bei Betriebsspannung geprüft

- Kurze Versuchszeiten von 2 - 500 h durch T-Erhöhung (50 – 150 °C)
- Geradlinige Extrapolation der Bruchzeiten zurück auf die Betriebsspannung
- Restlebensdauer ergibt sich im Schnittpunkt mit der Betriebstemperatur

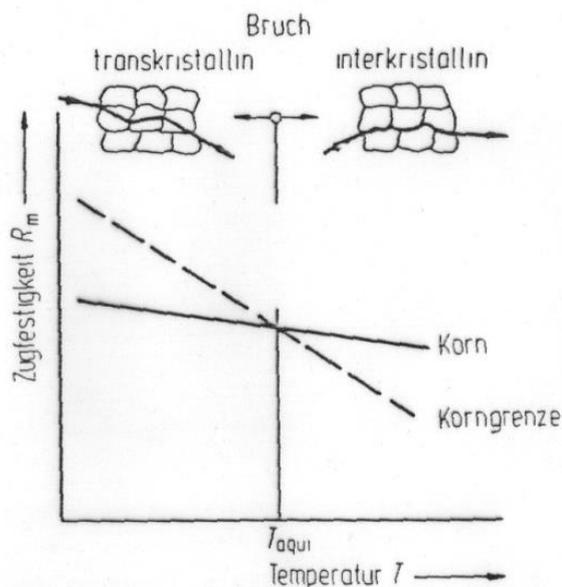
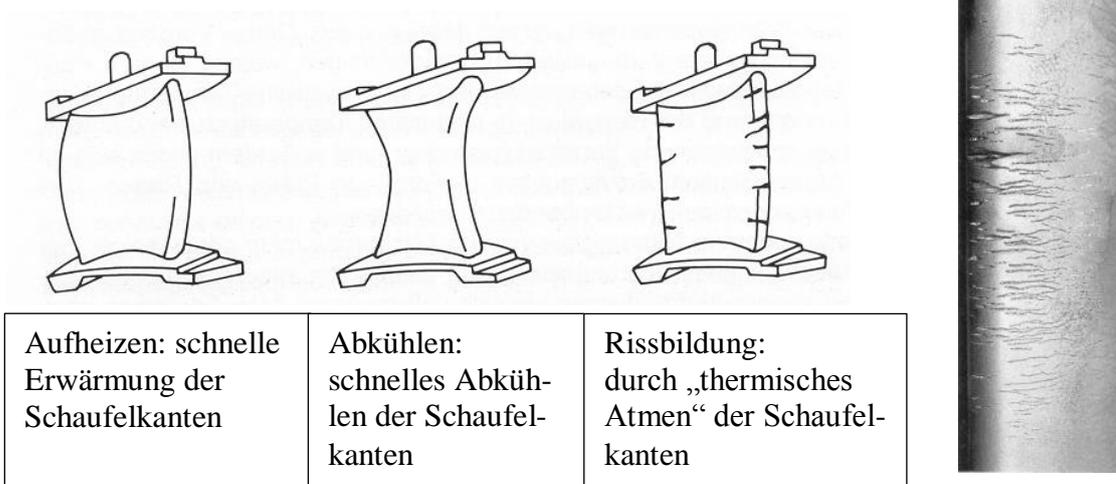
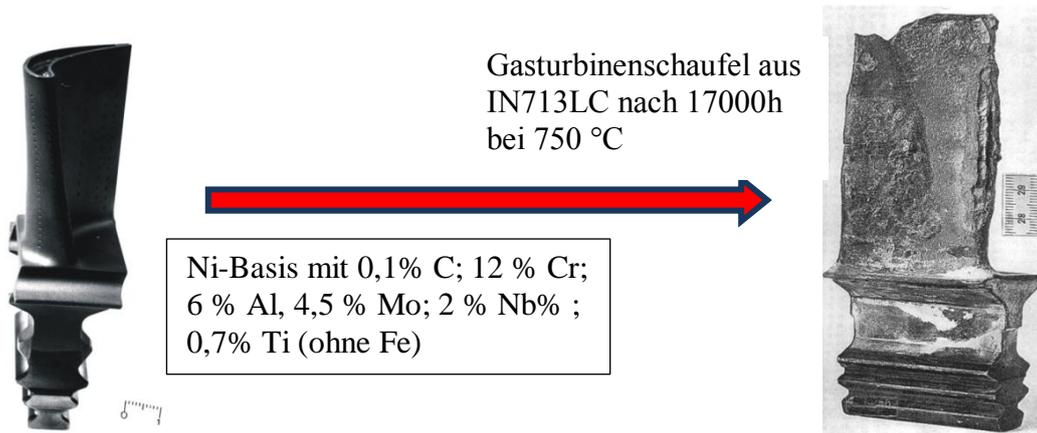


Abb. 158:
Einfluß der T auf die Art des Bruchmechanismus

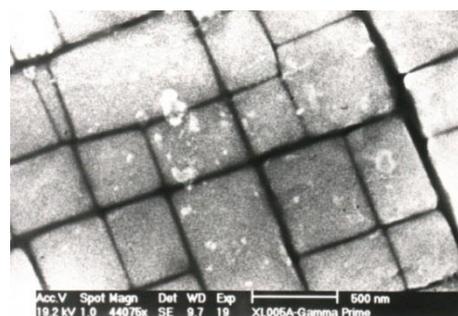
Abb. 159: Weitere Beispiele zu HT-Werkstoffen: Turbinenschaufeln



Einkristalline Turbinenschaufel



Gerichtete Erstarrung



Teilchenhärtung: γ' - Teilchen (Ni₃Al) in Ni-Basis-Legierung

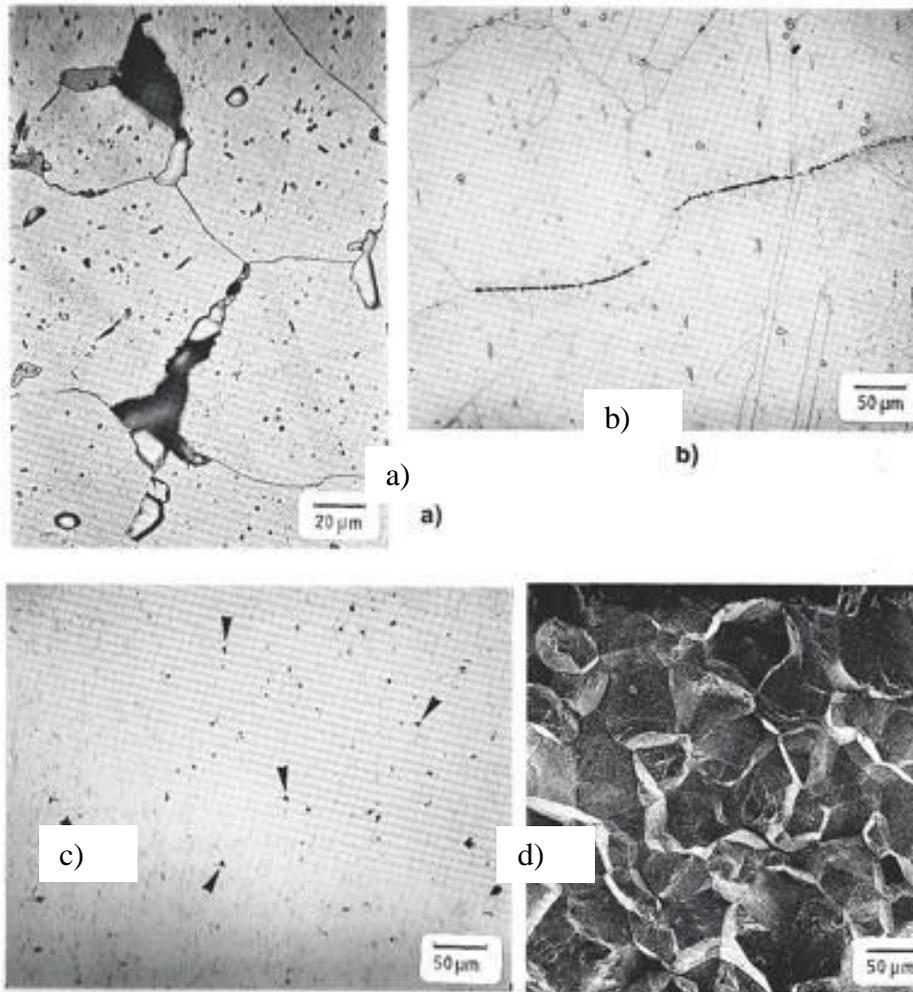


Abb. 160: Kriechschädigungen

- a) Korngrenzenkeilrisse (austenitischer Stahl (ca. 21 % Ni) → Alloy 802)
- b) Porenkette in einer Ni-Basislegierung
- c) Poren an isolierten Stellen (Pfeile)
- d) REM-Aufnahme einer Kriechbruchfläche mit Rissverzweigungen an Korngrenzen

Eine Einführung in die Problematik der warmfesten Stähle finden Sie auf meiner Homepage unter „Aufsätze“: [„Warmfeste Stähle in Kraftwerken“](#).

Auf der gleichen Seite können Sie unter [„Kriechporen an X20CrMoV12 1“](#) eine Falluntersuchung herunterladen.

Weitere Literatur:

R. Bürgel: *Handbuch Hochtemperaturwerkstofftechnik*, Vieweg-Verlag, 1998

J. Rösler, H. Harders, M. Bäker: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*
Teubner, Stuttgart, 2003

C.T. Sims, N.S. Stoloff,: *Superalloys II*, John Wiley and Sons, New York 1987

Y.L. Lai *Temperature Corrosion of Engineering Alloys* ASM International, Materials Park 1990

4.8 Grundlagen der Legierungsbildung

4.8.1 Zustandsdiagramme(ZSD) = Phasendiagramme/Begriffe

Das Verständnis von Phasendiagrammen ist fundamental für das Verständnis aller Reaktion, die in (metallischen) Werkstoffen ablaufen, bei der Herstellung aus der Schmelze (Gießen), aus dem festen Zustand (Pulvermetallurgie), aus der Gasphase, bei der Weiterverarbeitung im festen Zustand (Wärmebehandlung, Warm Schmieden und Warmwalzen...).

Das Phasendiagramm der jeweiligen Legierung legt fest, in welche Richtung die Reaktionen ablaufen.

Begriffe zum ZSD

ZSD: gibt eine vollständige Übersicht über alle Zustandsänderungen des Gefüges [Zusammensetzung, Anzahl und Art der Phasen als $f(T,c)$]

thermodyn. GG: niedrigster E-Zustand bei einer best. T

Freiheitsgrad (F): Zahl der Zustandsgrößen (p, T, c), die unabhängig voneinander geändert werden können, ohne daß sich die Anzahl der Phasen ändert

Haltepunkt: Bereich in Abkühlkurven, in dem die T bis zur vollständigen P-Umwandlung konstant bleibt ($F = 0$)

Knickpunkt: Bereich verlangsamer Abkühl-v in Abkühlkurven. Entsteht durch Kristallisationswärme im Bereich S + Mkr ($F = 1$)

Konzentration (c): berechnet aus dem Mischungsverhältnis der Komponenten; binär
 $\Rightarrow c_A = [m_A/(m_A + m_B)] 100\%$ / m = Masse; A, B = (K)

Komponente (K): Eine Atomsorte einer Legierung

Phase (P): gleichartiger, einheitlicher, physikalisch trennbarer Bestandteil des Systems (der Legierung)

Mischkristall (Mkr): Kristall, in dem Atome einer zweiten Atomart gelöst sind, z.B. Substitutions-Mkr

Soliduslinie: Phasengrenzlinie im ZSD zwischen den Feldern (S + Mkr) und dem festen Mkr

Liquiduslinie: Phasengrenzlinie im ZSD zwischen den Feldern homogener Schmelze (S) und Schmelze + Mischkristalle (S+Mkr)

Segregatlinie: Linie im ZSD, unterhalb der ein fester Bestandteil ausgeschieden wird

Konode: Linie konstanter T im ZSD

Mischungslücke: Bereich im (binären) ZSD, in dem die beiden K ineinander unlöslich sind

Eutektikum: das "Schöngeformte" → Legierung, bei der eine Schmelze in ein Gemenge von zwei festen P zerfällt,

z.B.: $S \rightarrow \alpha + \beta$ ($\gamma \rightarrow \alpha + \beta \Rightarrow$ Eutektoid)

Peritektikum: Legierung, bei der aus einem Gemenge von zwei P (eine Schmelze und ein Festkörper) eine P (Festkörper) entsteht, z.B.: $S + \alpha \rightarrow \beta$

Monotektikum: Legierung, bei der einer Schmelze eine andere Schmelze und ein Festkörper entsteht z.B.: $S_1 \rightarrow A + S_2$

4.8.2 Das Phasengesetz von Gibbs

Auf der Unterscheidung zwischen den Phasen (P) und den Komponenten (K) beruht die Möglichkeit, ein heterogenes System durch die Zahl seiner Freiheitsgrade (F) zu charakterisieren. Zwischen diesen Größen und den beiden Zustandsvariablen Druck und Temperatur (= 2) gilt der von GIBBS durch thermodynamische Überlegungen gefundene Zusammenhang, der als Phasengesetz bekannt geworden ist:

$$P + F = K + 2.$$

Das Phasengesetz hat als ordnendes Prinzip bei der Untersuchung komplizierter Mehrstoffsysteme eine außergewöhnliche Bedeutung erlangt. Es ermöglicht, die Vielzahl der verschiedenartigen Gleichgewichte nach einheitlichen Gesichtspunkten zu ordnen, wobei als Maßstab die Zahl der Freiheitsgrade dient. Ist diese gleich 0, 1, 2 usw., so wird von nonvarianten, univarianten, divarianten und plurivarianten Gleichgewichten gesprochen. Mit wachsender Phasenzahl wird ein Gleichgewicht immer bestimmter, wie aus obiger Gleichung hervorgeht.

Die normalerweise herrschenden Druckschwankungen wirken sich auf die metallischen Systeme nicht aus. Daher kann für die nachfolgenden Betrachtungen der Druck außer Acht gelassen und das entsprechend vereinfachte Phasengesetz herangezogen werden. Für $p = \text{const.}$ gilt:



mit $F =$ Freiheitsgrad (c, T)
 $K =$ Anzahl der Komponenten,
 $P =$ Anzahl der Phasen

Beispiele s. nächste Seite

Es gibt in Zweistoffsystemen 3-Phasengleichgewichte: $F=K+1-P$; $K=2$, $P=3$, $F=0$

Diese 3-Phasengleichgewichte heißen **non-variante** oder **invariante Reaktionen**. Typen:

Aus der Schmelze

- Eutektisch
- Peritektisch
- Monotektisch

Im festen Zustand

- Eutektoid
- Peritektoid
- Monotektoid

Eutektische Systeme:

Fe-C, Al-Si, Al-Cu, Ag-Cu

Peritektische Systeme:

Fe-C, Fe-Co, Cu-Co, Cu-Fe, Sn-Sb, Al-Mn, Al-Fe, Ag-Pt, Cu-Sn, Cu-Zn

Monotektische Systeme:

Al-Pb, Al-Bi, Zn-Pb, Zn-Bi, Cu-Pb → Lagerwerkstoffe

Ni-Ag, Fe-Ag → Elektrische Kontakte

Beispiele zu den verschiedenen Systemen werden ab der übernächsten Seite besprochen.

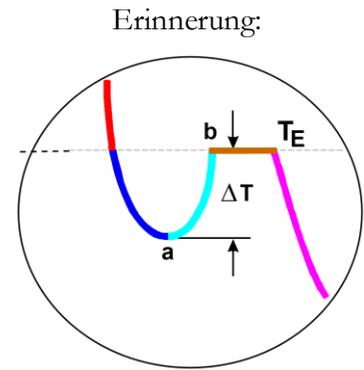
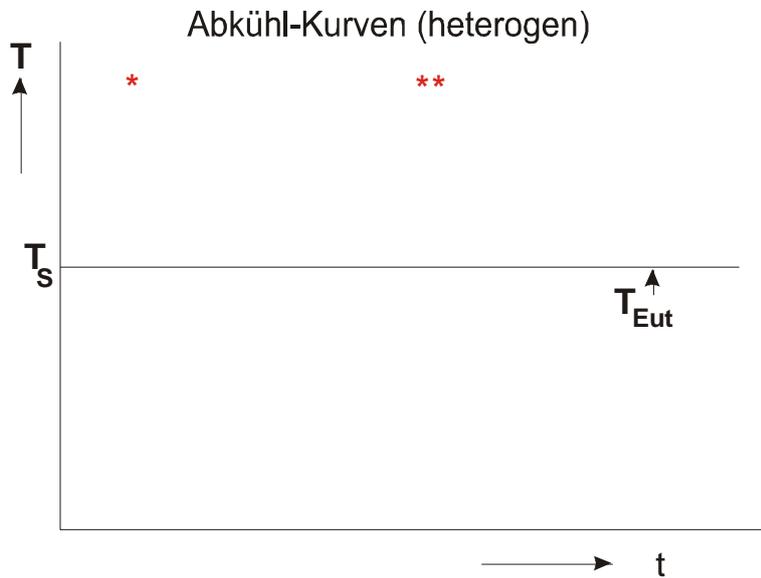


Abb. 161: verschiedene Abkühlkurven

Beispiel 1:

1-Stoff-System: $K = 1 \Rightarrow F = 1 + 1 - P = 2 - P$

$P = 1$ (fl. oder fest) $\Rightarrow F = 1 \Rightarrow T \downarrow \uparrow$ möglich

$P = 2$ (fl. + fest) $\Rightarrow F = 0 \Rightarrow T = \text{const.} = T_E$

(Haltepunkt bis $P = 1$, ähnlich System Wasser/Eis)

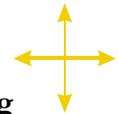
Beispiel 2:

m

2-Stoff-System: $K = 2 \Rightarrow F = 2 + 1 - P = 3 - P$

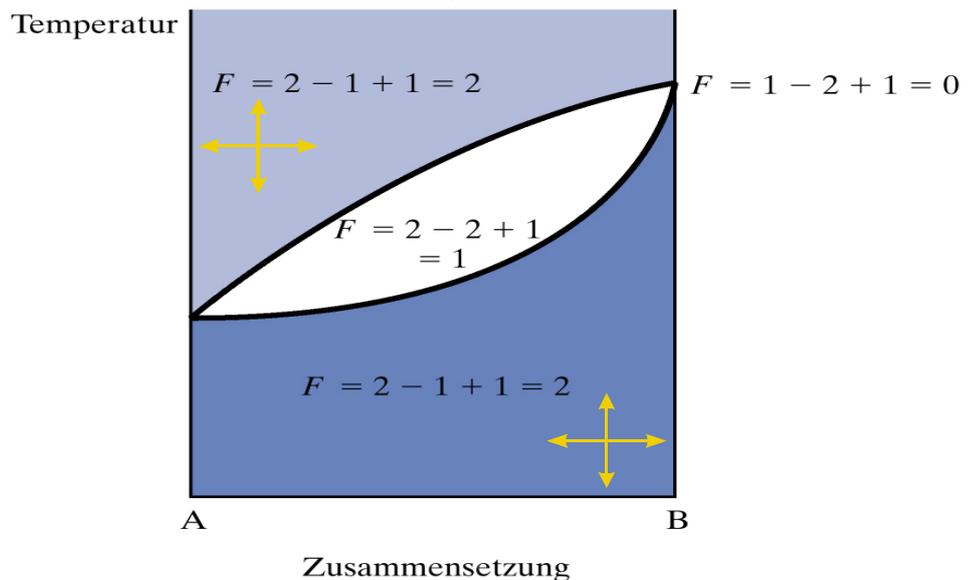
$P = 1$ (Sm oder Mkr) $\Rightarrow F = 2 \Rightarrow T \downarrow \uparrow$ und $c \downarrow \uparrow$

möglich ohne Phasenänderung



* $P = 2$ (Sm + Mkr) $\Rightarrow F = 2 + 1 - P \Rightarrow F = 1 \Rightarrow$ Knickpunkt

Abb. 162: Zustandsdiagramm: mit vollkommener Löslichkeit im flüssigen und festen Zustand \rightarrow „Zigarre“



In 2-Stoffsystemen ist auch die gleichzeitige Ausbildung von 3 Phasen möglich (Eutektikum, Eutektoid, Peritektikum, s.u.). Dann gilt:

** $P = 3$ ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) $\Rightarrow F = 0 \Rightarrow$ Haltepunkt

4.9 Binäre Zustandsdiagramme

4.9.1 Übung: Ermittlung von Zweistoffsystemen aus Abkühlkurven:

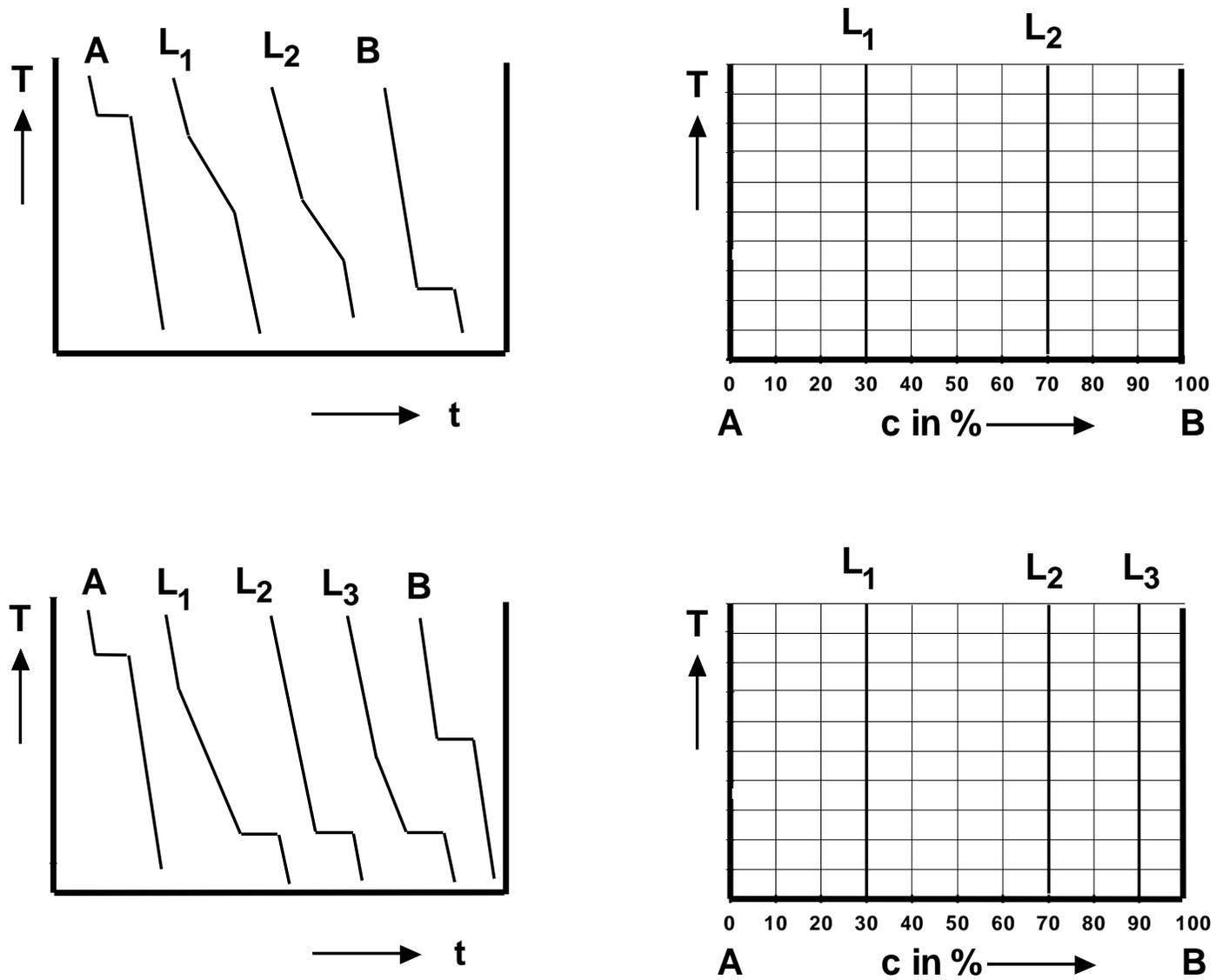
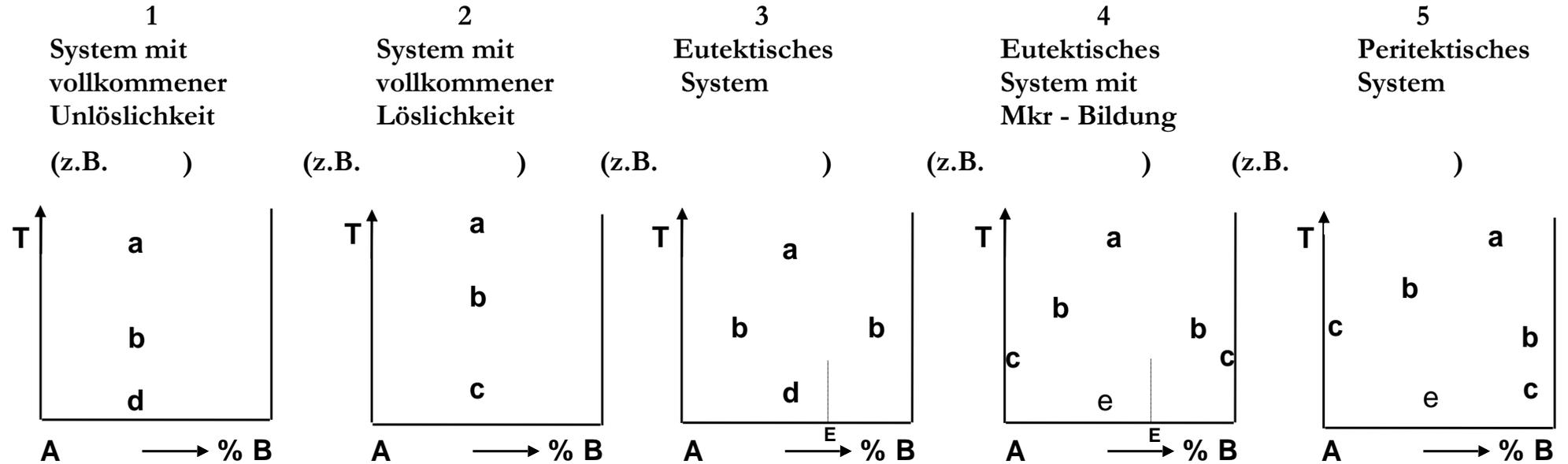


Abb. 163: Abkühlkurven und ZSD

4.9.2 Zweistoffsysteme (Grundtypen)



a =

b =

c =

d =

e =

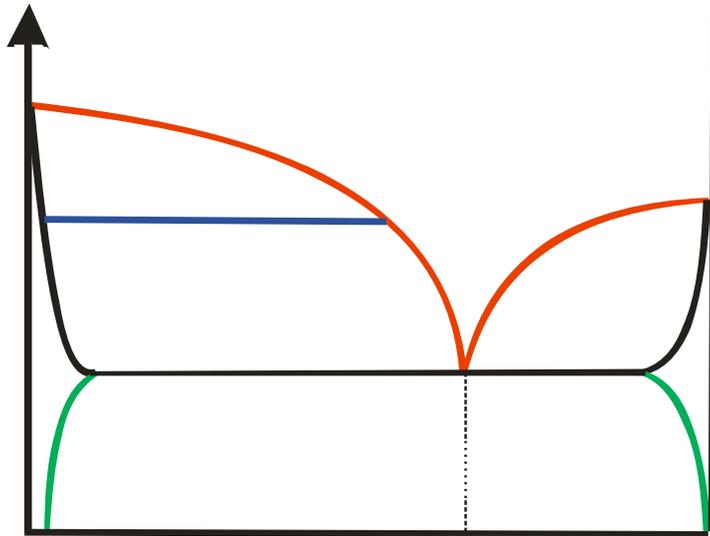
| | | | | |
|---|---|---|--|---|
| <p>1 vollkommene Unlöslich- keit im flüssigen + fes- ten Zustand</p> | <p>2 vollkommene Löslich- keit im flüssigen + fes- ten Zustand</p> | <p>3 eutektisches System ohne Randlöslichkeit fl.: vollk. lösl. fest: vollk. unlösl.</p> | <p>4 eutektisches System mit Randlöslichkeit fl.: vollk. löslich fest: teilw. löslich</p> | <p>5 peritektisches System</p> |
|---|---|---|--|---|

Abb. 164: Grundarten der Zustandsdiagramme (ZSD)

4.9.3 Zustandsdiagramm (Phasen und Linien)

ZSD: Phasen:

S = Schmelze,
 α, β = Mischkristalle



ZSD: Linien:

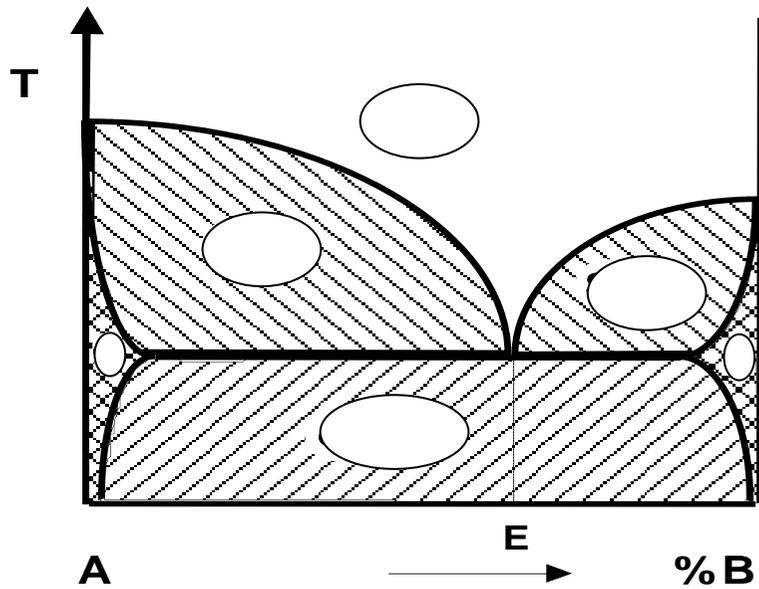


Abb. 165:
ZSD: Linien und Phasen

Beispiele für die verschiedenen Arten des ZSD

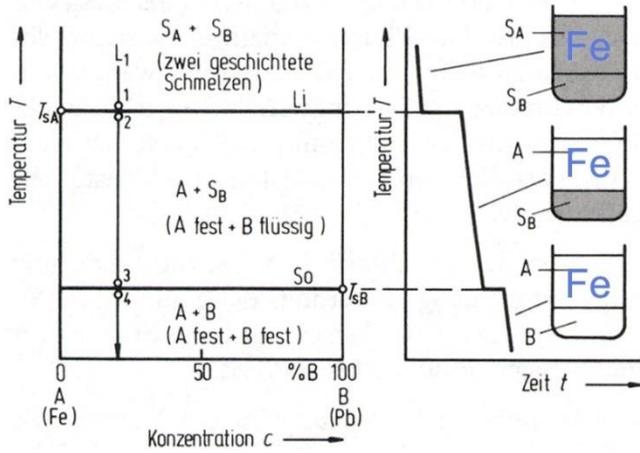


Abb. 166: Abkühlkurve und ZSD des Systems Fe-Pb

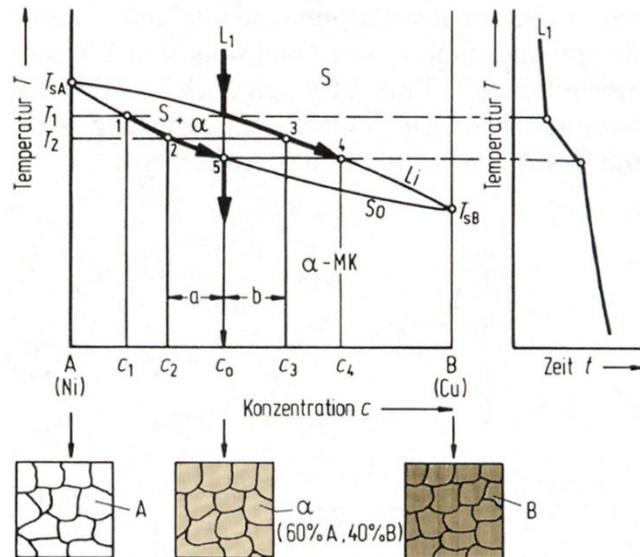
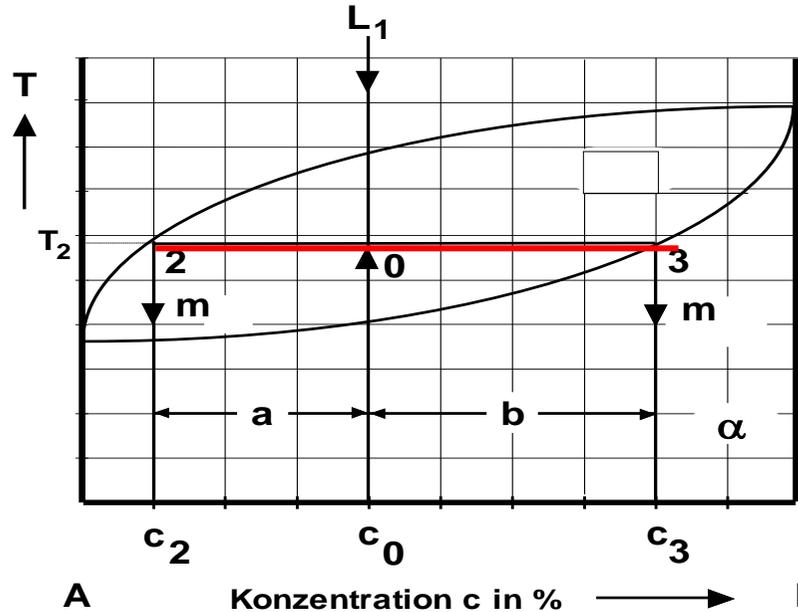


Abb. 167:

Abkühlverhalten der Legierung L_1 in einem System mit ...

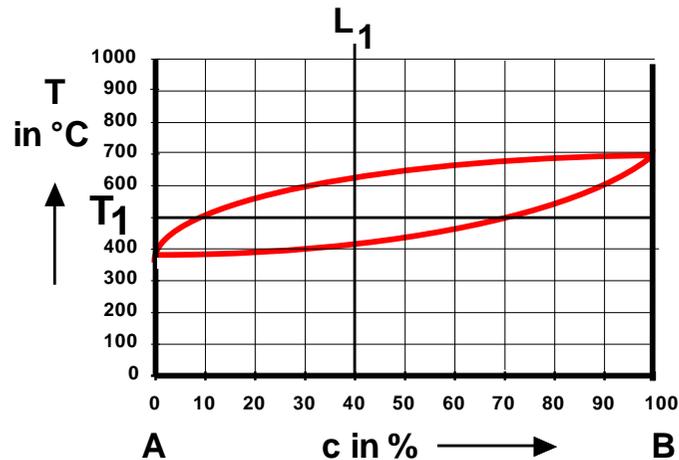
4.9.4 Gesetz der abgewandten Hebelarme



A Konzentration c in % → B

Gerade 2 - 0 - 3 \Rightarrow "Hebel" mit "Drehpunkt" bei 0

S = Schmelze, α = Mischkristalle



4.9.5 Übungen (1) zur Anwendung des Hebelgesetzes

Wie viel % α - Mischkristalle enthält die Schmelze bei der Erstarrung der Legierung L_1 bei der Temperatur T_1 (Hebelgesetz) ?

- A) $m_{\alpha} = 40 \%$
- B) $m_{\alpha} = 50 \%$
- C) $m_{\alpha} = 60 \%$
- D) $m_{\alpha} = 70 \%$
- E) $m_{\alpha} = 55 \%$

Abb. 169: Übungsaufgabe zum ZSD

Übungen (2) zur Anwendung des Hebelgesetzes + Gefügeschaubildes

Abb. 170: Zustandsdiagramm / Abkühlkurven / Hebelgesetz / Gefügerechteck

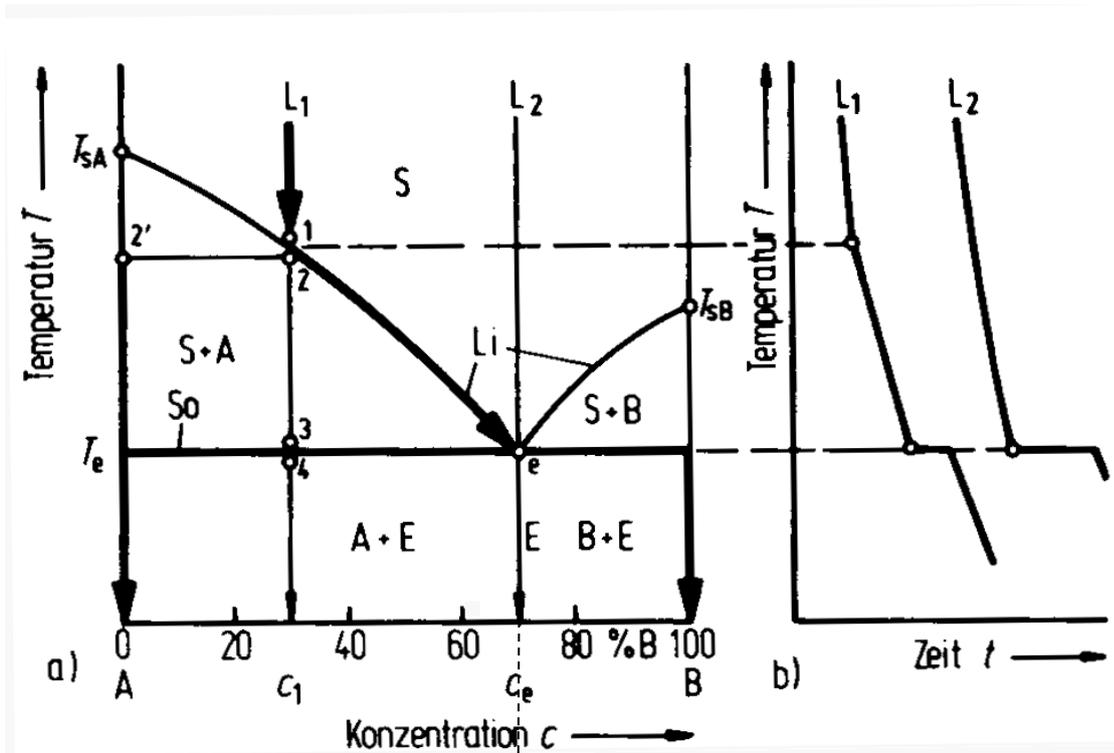


Abb. 171: ZSD mit Gefügerechteck

Übungen (3) zur Anwendung des Hebelgesetzes + Erstellung des Gefügerechtecks an einem praktischen Beispiel

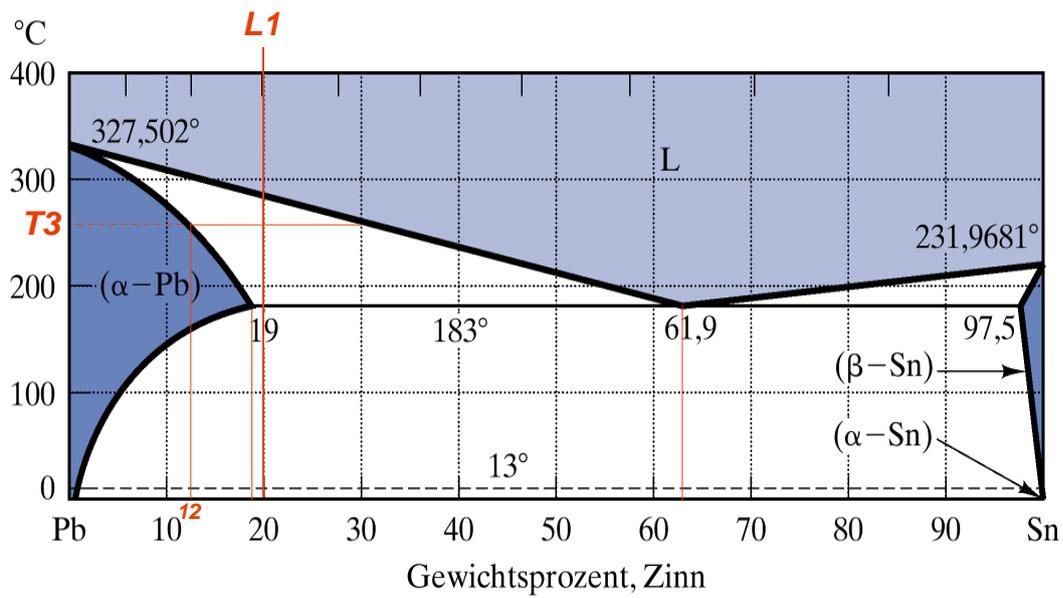


Abb. 172:
ZSD des Systems Pb-Sn

Rechenbeispiel zum binären Zustands-Diagramm **Pb-Zn**

L_{eut} bei $T = T_e$: →

L_1 bei $T = T_3$: →

L_1 bei $T = T_e$: →

Was passiert mit der Schmelze S und dem α -Mkr bei weiterer Abkühlung?

⇒ S

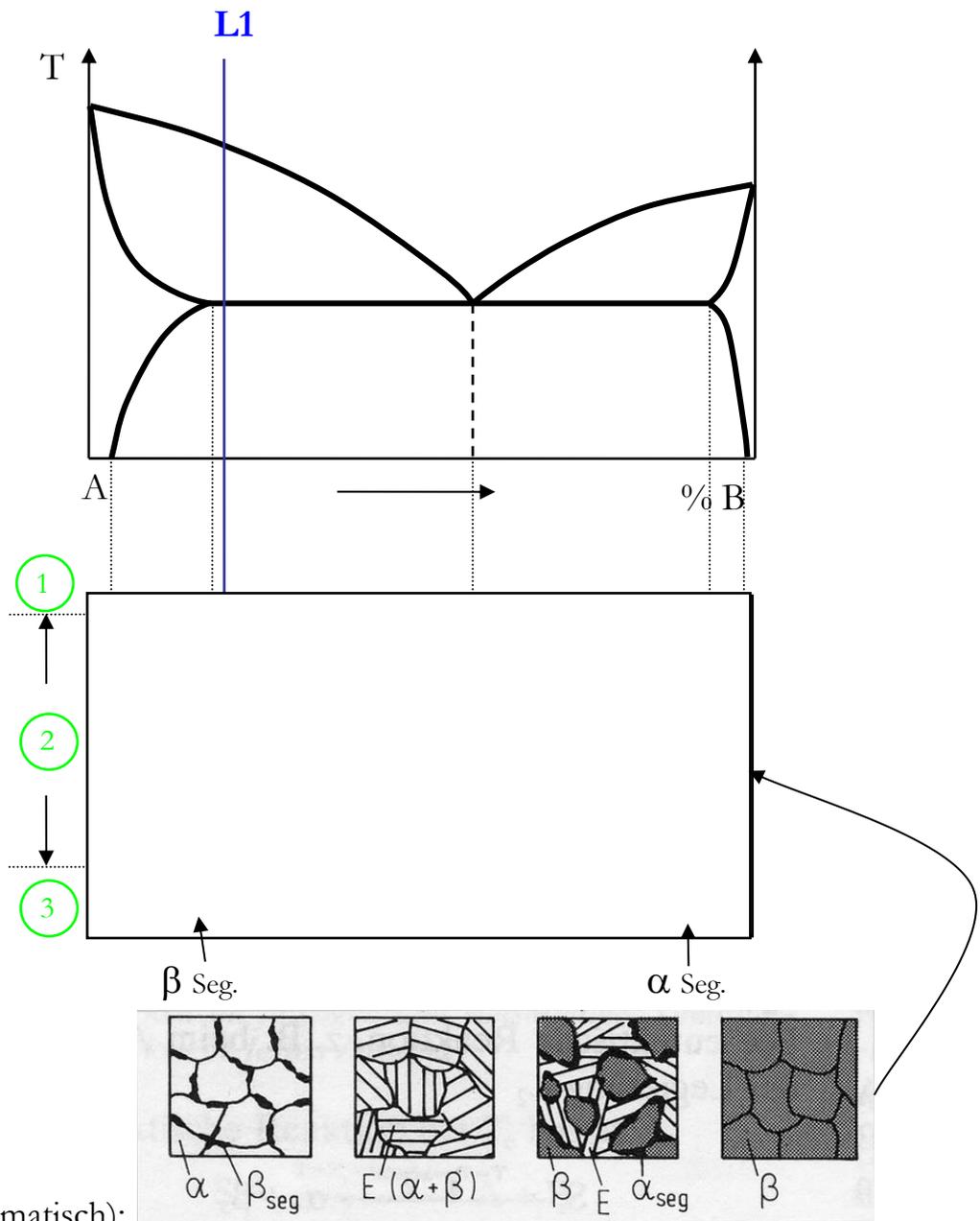
⇒ α -Mkr

L_1 bei RT

L_1 setzt sich bei $T = RT$ also wie folgt zusammen:

Komponenten: 80 % Pb + 20 % Sn = 100 %

⇒ **Gefügerechteck, s.u.**

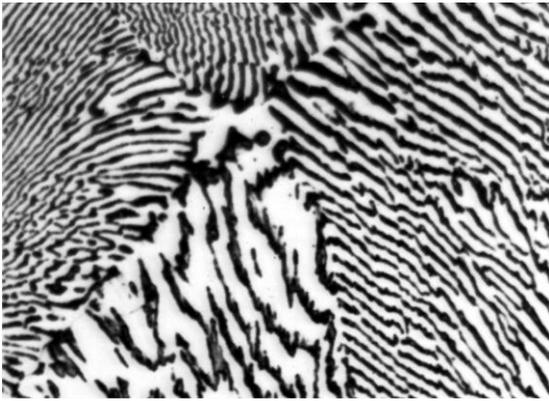


Gefüge (schematisch):

- ① % Eutektikum (1,05 % α -Mkr + 1,268 % β -Mkr aus S bei T_E)
 - ② % α -Mkr (97,7% aus S bei T_E – 18,2 % als β -Segregat)
 - ③ _____% β -Segregat aus α -Mkr bei RT
- 100,0 % L1

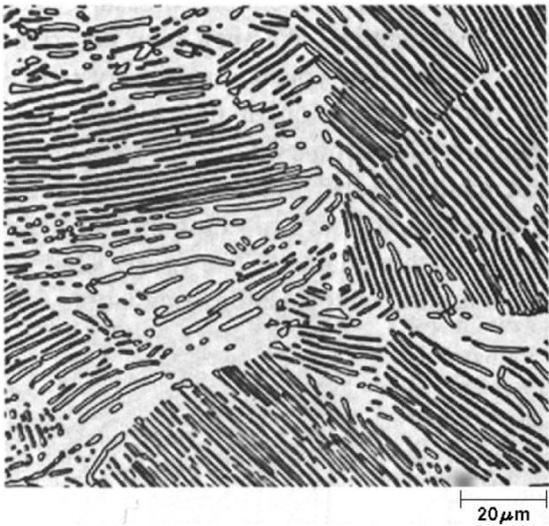
Abb. 173: ...zur Beispielaufgabe...

Eutektische/eutektoide Gefüge



Eutektikum:

Die Mikrostruktur eines langsam abgekühlten „eutektischen“ Weichlots (≈ 38 Gew%t Pb, 62 Gewicht%t Sn) besteht aus einer lamellenartigen Anordnung von Sn-reichen (weiß) und Pb-reichen (dunkel) Mischkristallen
 $V = 375x$.



Eutektoid:

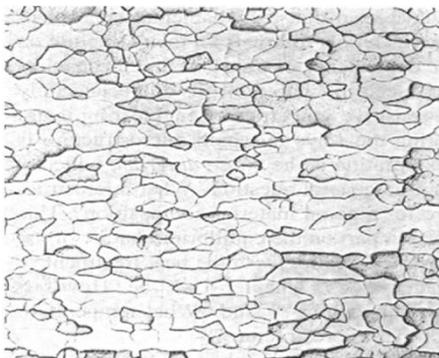
Mikrostruktur von eutektoidem Stahl, d.h. Eisen mit 0,8 % C
→ **Perlit** besteht aus Ferrit (hell) und Zementit (Fe_3C , dunkel)

Da die Struktur der Phasen ein Kompromiß ist aus der

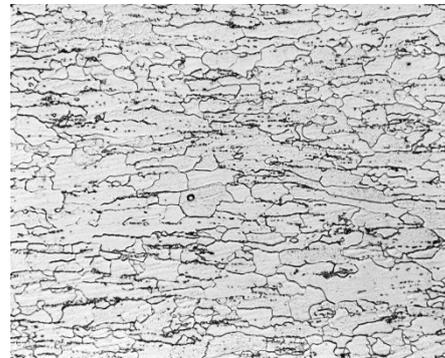
- ❑ Minimierung der Grenzflächenenergie (bei ΔG_{\downarrow}) und
- ❑ Maximierung der Umwandlungs-v (bei ΔG_{\uparrow})

weisen verschiedene eutektische/eutektoide Gefüge ein ähnliches Aussehen (lamellenartige Anordnung) auf, s.o.

→ das Mikrogefüge allein reicht zur Beurteilung eines Werkstoffes nicht aus



reines Mo $V = 200x$



C-armiger Stahl $V = 500x$

Übungen (4) zur Anwendung des Hebelgesetzes im peritektischen System

Was passiert beim Abkühlen der Legierung $L_{\text{Übung}}$?

Betrachte die Temperaturen $T \gg T_p$, $T \approx T_p$ und RT .

Welche Phasen befinden sich in den Feldern 1- 8? Wel

che Phasen stehen im Gleichgewicht ? Welche Mengenanteile liegen vor ? Wie setzt sich die Legierung bei RT zusammen \rightarrow Gefügerechteck ?

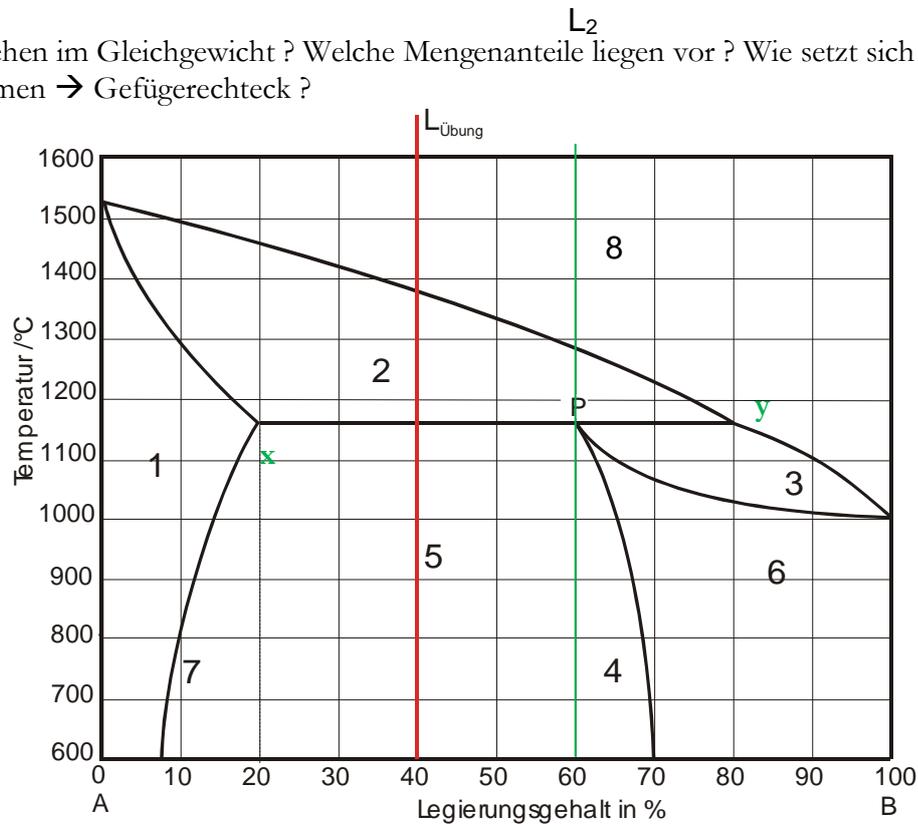
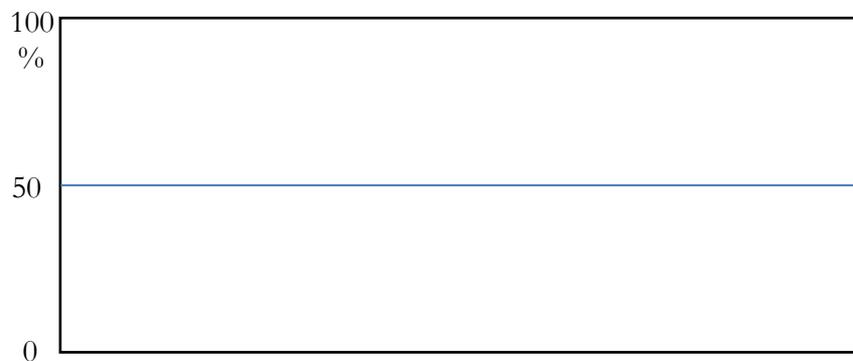


Abb. 174: peritektisches Beispiel-ZSD



Für L_2 aus Abb. 133 gilt bei $T = T_p$: $s_y + \alpha_x \rightarrow \beta_p$

\rightarrow erheblicher Konzentrationsausgleich (Diffusion) nötig !

aber...

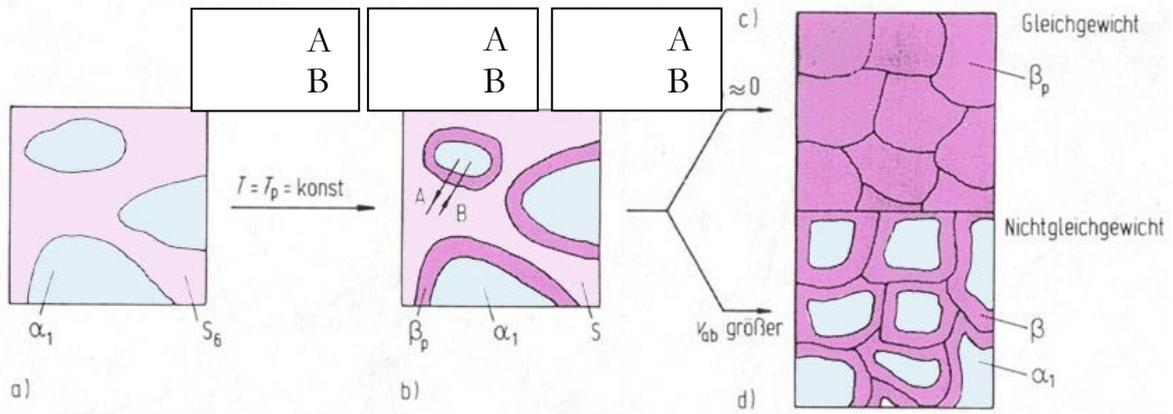


Abb. 175: Woher das Peritektikum (das Herumgebaute) seinen Namen hat...?

4.9.6 Beispiele für relativ komplexe binäre Phasendiagramme

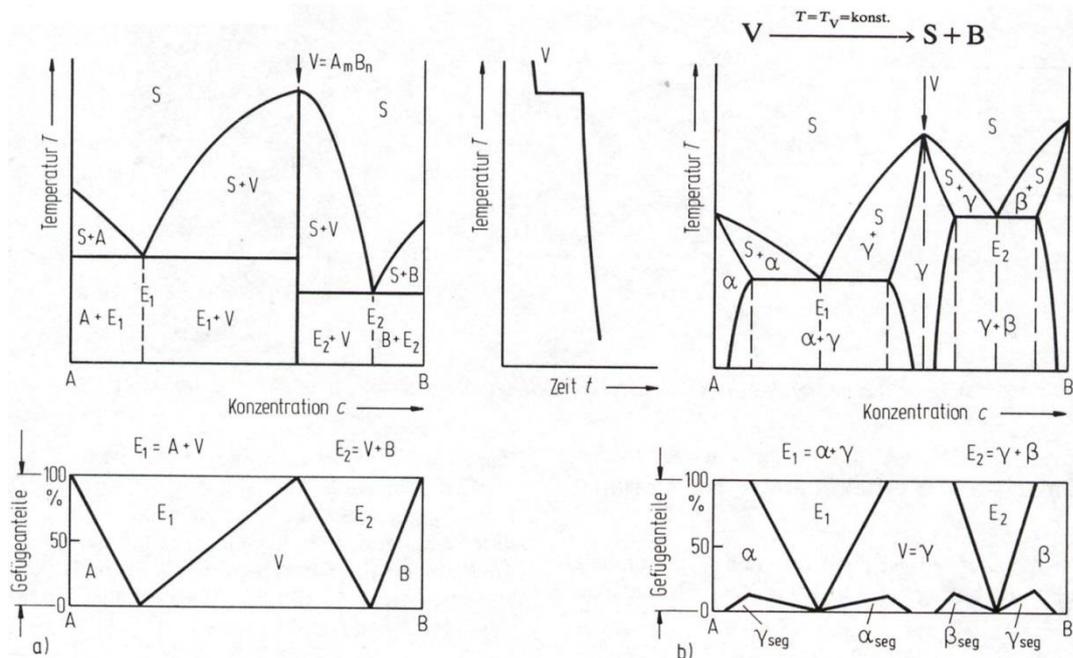


Abb. 176:

ZSDs von Systemen mit inkongruent schmelzender intermediärer Verbindung

a) vollkommene Unlöslichkeit im festen Zustand ($V = A_m B_n$)

b) begrenzte Löslichkeit im festen Zustand ($V = \gamma = \text{Mischkristall}$)

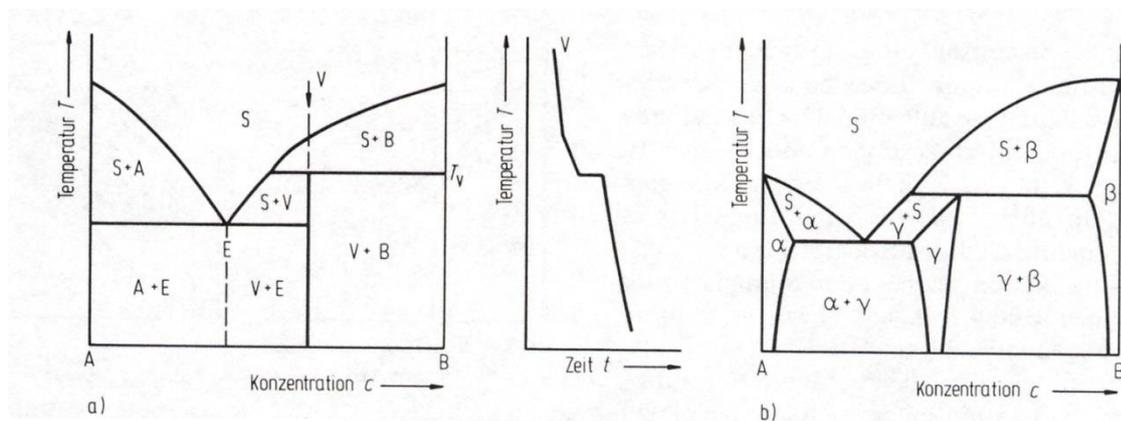


Abb. 177:

ZSDs von Systemen mit inkongruent schmelzender intermediärer Verbindung

c) vollkommene Unlöslichkeit im festen Zustand ($V = A_m B_n$)

d) begrenzte Löslichkeit im festen Zustand ($V = \gamma = \text{Mischkristall}$)

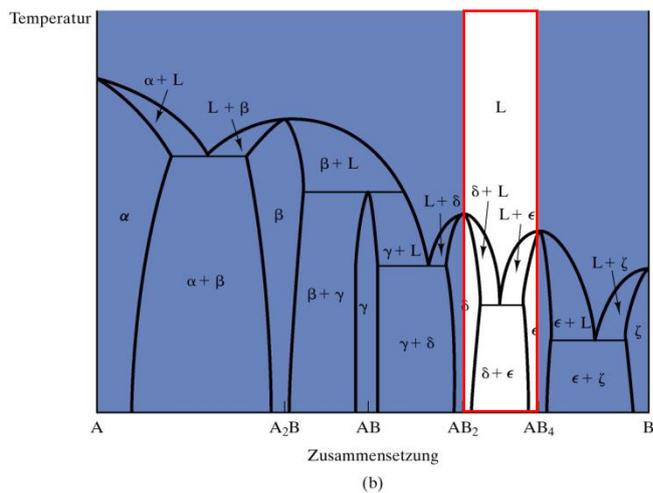
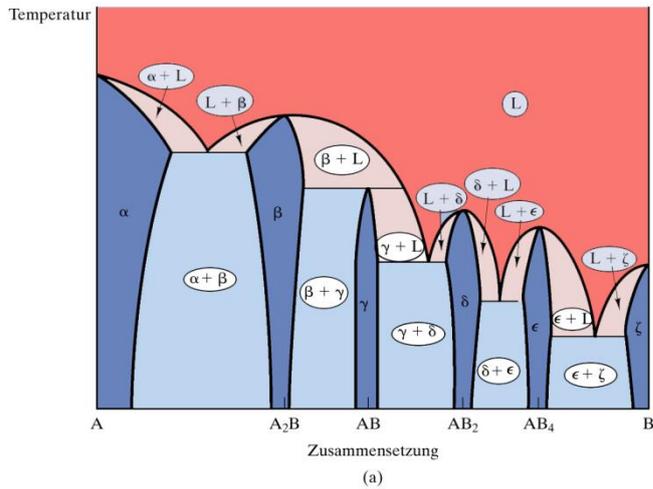


Abb. 178: komplexes ZSD

Beachte:

Das ZSD in Abb. 133 besteht nur aus den bekannten Grundtypen. Für eine Gesamtzusammensetzung zwischen AB_2 und AB_4 ist nur dieses binäre eutektische Diagramm (im roten Rechteck) erforderlich, um die Mikrostruktur zu analysieren.

Stichwörter:

Intermediäre Phase, intermetallische Phase, kongruent schmelzende Verbindung, inkongruent schmelzende Verbindung...

4.9.7 Nicht-Gleichgewichtszustände (werden in Anlehnung an B/S (S. 46 ff.) besprochen)

Das Verhalten der Legierung bei etwas erhöhter Abkühlgeschwindigkeit oder sonstigen Abweichungen vom thermodynamischen Gleichgewicht kann nicht aus den Zustandsdiagrammen abgelesen, aber teilweise mit ihrer Hilfe veranschaulicht werden.

4.9.7.1 Solidusverschiebung:

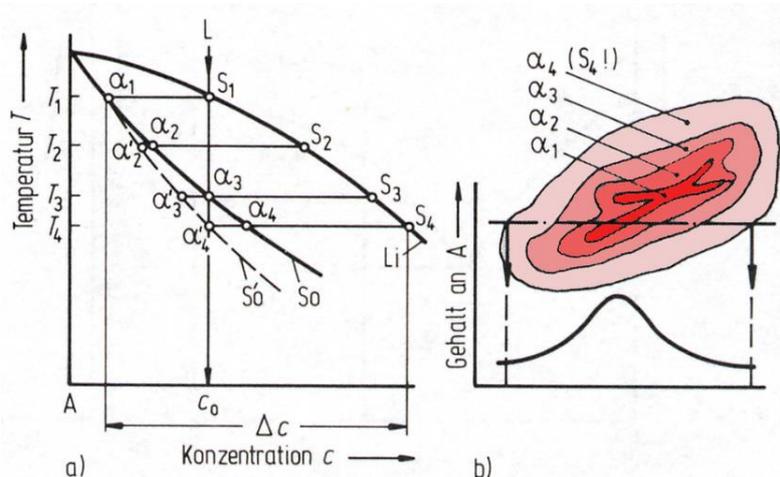


Abb. 179: Solidusverschiebung: a) ZSD und b) Gefüge

4.9.7.2 Unterkühlung:

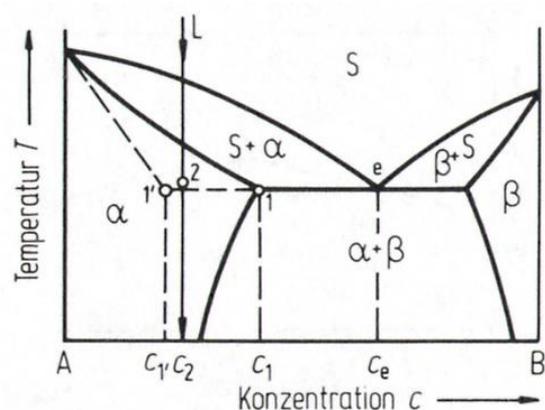


Abb. 180: Verschiebung der Linien im ZSD

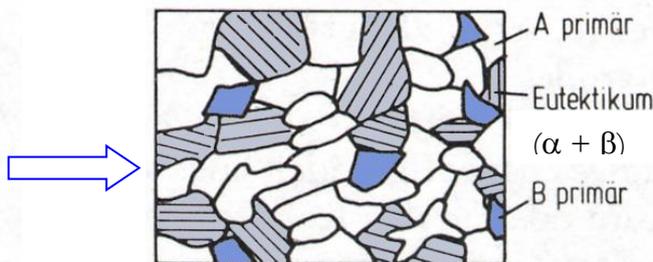
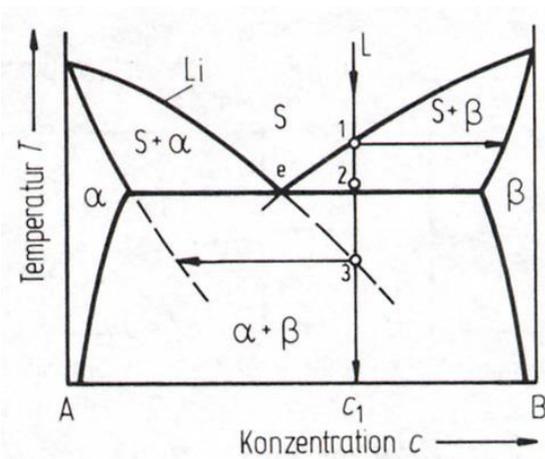


Abb. 181: Gefüge bei doppelter Primärkristallisation, z.B. eutektikumsnahe AlSi-Legierungen

Schädlich:

4.9.7.3 Entartetes Eutektikum

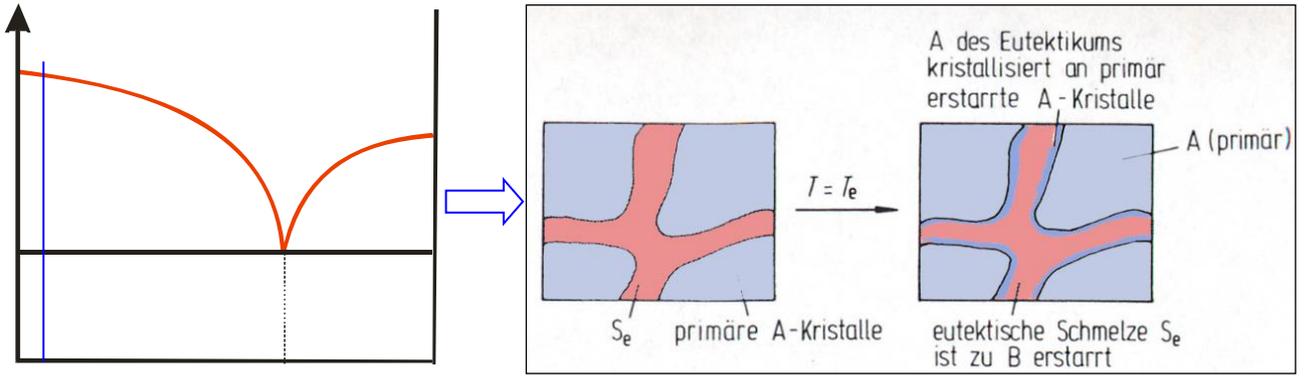
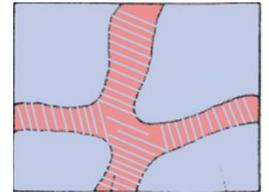


Abb. 182: Entartetes Eutektikum: ZSD und Gefüge Beispiele:



4.9.7.4 Aushärtung

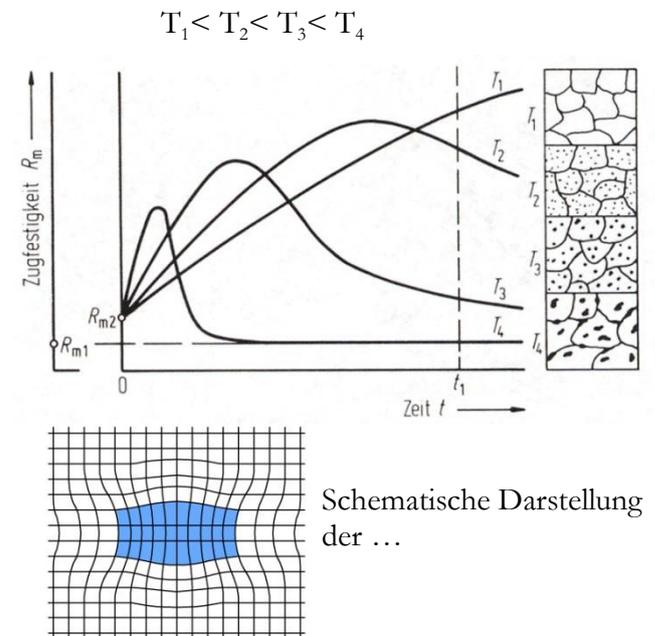
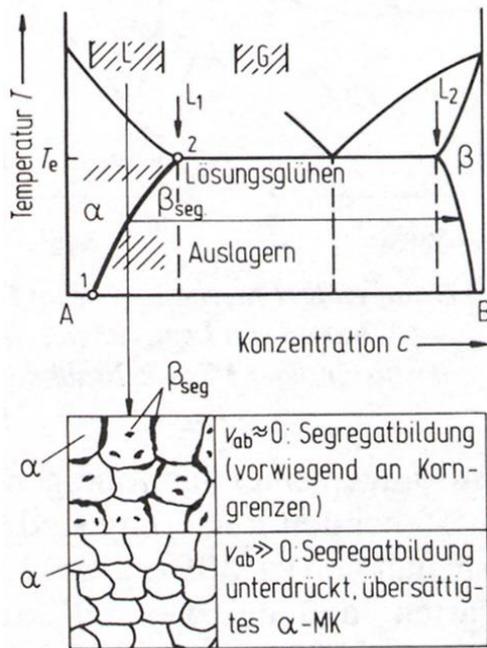


Abb. 183 a-d: Aushärtung → ZSD, t-T, Ausscheidung

Teilschritte:

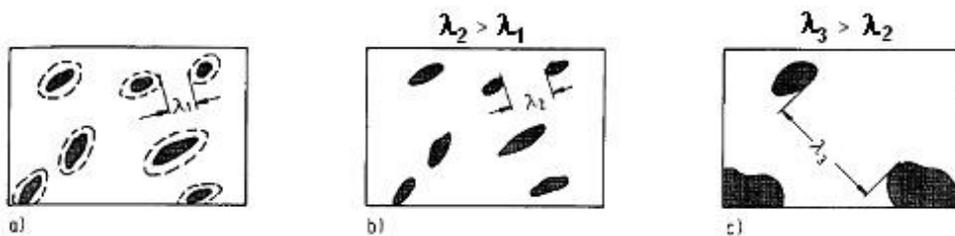


Abb. 184: Teilchengröße und Teilchenabstand (λ = wirksamer Teilchenabstand)

→ Aushärtung optimal wenn die Teilchen...

4.9.7.5 Eigenschaftsänderungen als f(c) bei Kristallgemischen und Mischkristallen

Mechanische Eigenschaften: Mischungsregel

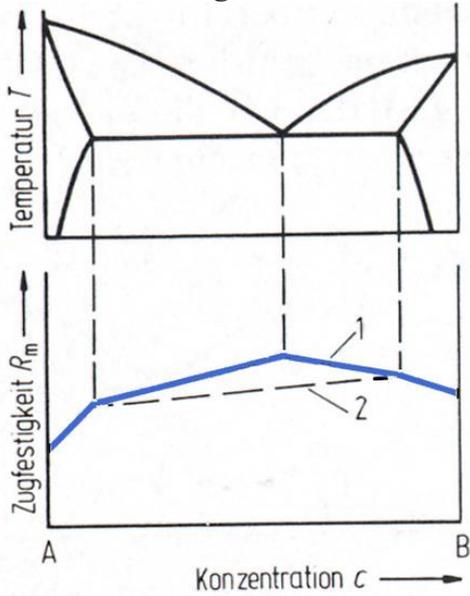


Abb. 185:
Mischungsregel



Physikalische Eigenschaften:

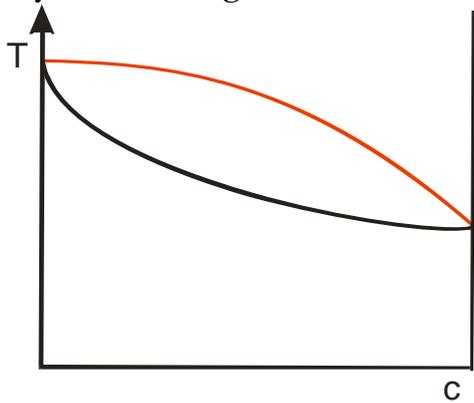
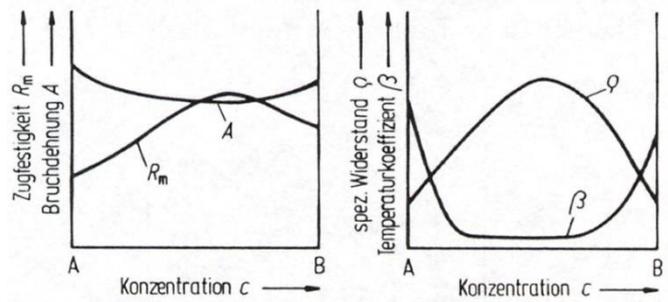


Abb. 186: Phys. Eigenschaften als f(c) im ZSD



Gießfähigkeit: Gießspirale

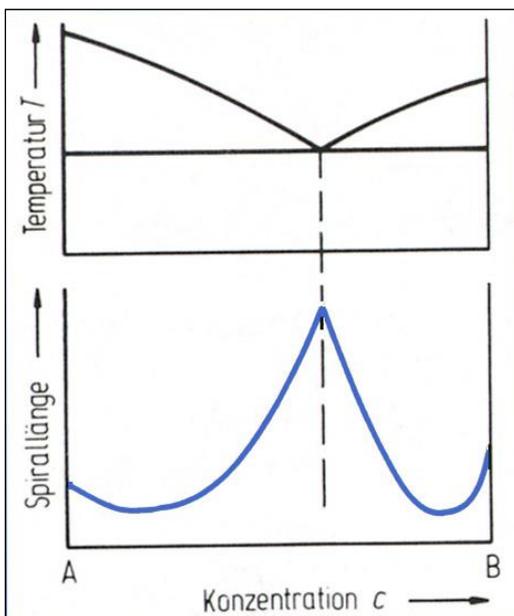
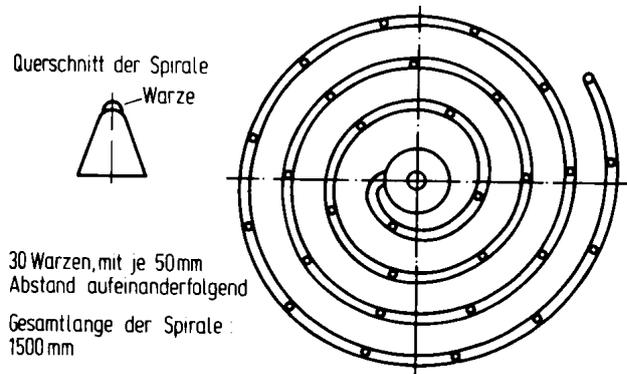
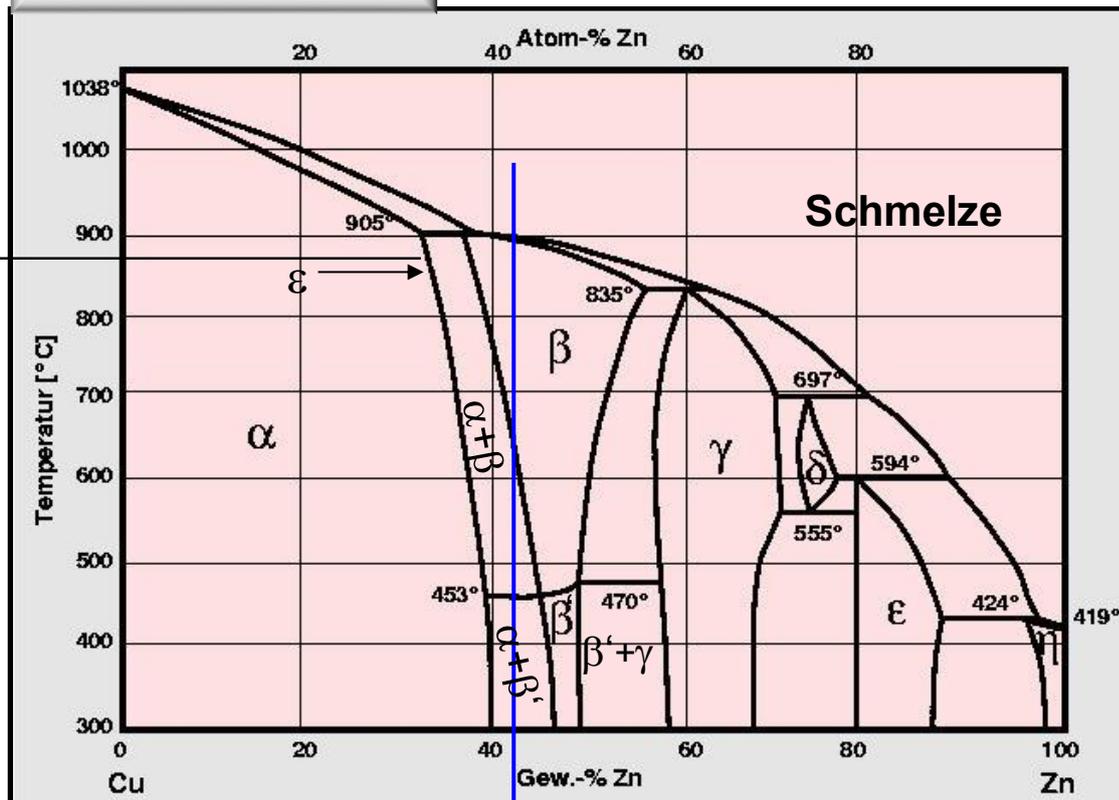


Abb. 187:
Gieß Eigenschaften im ZSD + Gießspirale



Mischungsregel am Beispiel der Steifigkeit (E-Modul)

$$E \approx \alpha_1 * E_1 + \alpha_2 * E_2$$



$E_{Cu} = 125000 \text{ MPa}$

$E_{Zn} = 94000 \text{ MPa}$

$L_1 = \text{CuZn43}$

Beispiel an einer Messing-Legierung (CuZn43):

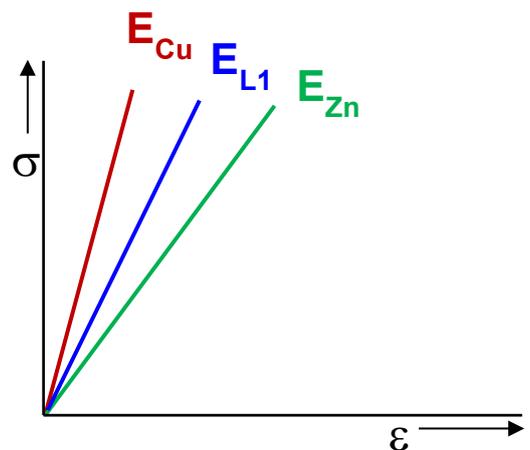
$1 \text{ N/mm}^2 = 1 \text{ MPa}$

$$E_{L1} \approx \alpha_{Cu} * E_{Cu} + \alpha_{Zn} * E_{Zn}$$

$$E_{L1} \approx 57\% * 125000 \text{ MPa} + 43\% * 94000 \text{ MPa}$$

$$E_{L1} \approx 11167 \text{ MPa} = f(T_s, \text{ s. ZSD})$$

| | | |
|--------------|------------|-----------|
| E_{Cu} | 125000 MPa | (1038 °C) |
| E_{CuZn43} | 111670 MPa | (900 °C) |
| E_{Zn} | 94000 MPa | (419 °C) |



➔ E-Modul-Erhöhung: So

Monotektisches System

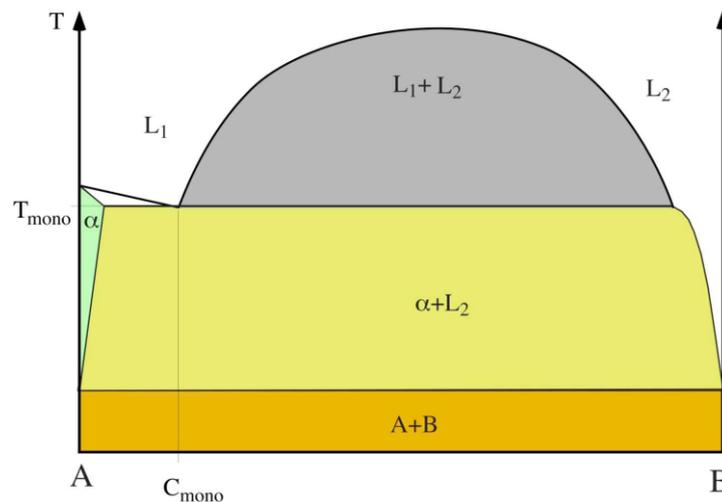


Abb. 188: ZSD: Monotektisches System

Monotektische Reaktion: $L_1 \rightarrow \alpha + L_2$

= Simultane Bildung einer Schmelze und eines Festkörpers aus einer Schmelze

Ursache für die Entmischung im Flüssigen:

1. positive Mischungsenthalpie
2. großer Atomradienunterschied (z.B. Al = 0.148 nm, Pb = 0.175 nm)
3. große Differenz der Elektronegativitäten
4. große Unterschiede in den Schmelzpunkten

Monotektische Systeme:

Al-Pb, Al-Bi, Zn-Pb, Zn-Bi, Cu-Pb → Lagerwerkstoffe

Ni-Ag, Fe-Ag → Elektrische Kontakte

Wasser-Öl, Öl-Essig, Methanol-Cyclohexan

→ auch im Festkörper möglich → Monotektoid

Zur Erinnerung:

$S \rightarrow \alpha + \beta$ (Eutektikum)

$S + \alpha \rightarrow \beta$ (Peritektikum)

$S_1 \rightarrow \alpha + S_2$ (Monotektikum)

Zusammenfassung/1

Das Verständnis von Phasendiagrammen ist fundamental für das Verständnis aller Reaktion, die in (metallischen) Werkstoffen ablaufen, bei der Herstellung aus der Schmelze (Gießen), aus dem festen Zustand (Pulvermetallurgie), aus der Gasphase, bei der Weiterverarbeitung im festen Zustand (Wärmebehandlung, Warm Schmieden und Warmwalzen...). Das Phasendiagramm der jeweiligen Legierung legt fest, in welche Richtung die Reaktionen ablaufen.

Kommerzielle Software-Werkzeuge zur Berechnung von Phasendiagrammen, wie

- ThermoCalc
- Chemsage und Chemfact
- Pandat

erlauben beliebige Diagramme und Reaktionspfade zu berechnen, erfordern aber ein tiefes Verständnis der Thermodynamik.

Non-variante Reaktionen:

Es gibt in Zweistoffsystemen 3-Phasengleichgewichte:

$$F=K+1- P; K=2, P=3, F=0$$

Diese 3-Phasengleichgewichte heißen **non-variante** oder **invariante Reaktionen**. **Typen:**

| | |
|--|--|
| Aus der Schmelze: <ul style="list-style-type: none">• Eutektisch• Peritektisch• Monotektisch | Im festen Zustand: <ul style="list-style-type: none">• Eutektoid• Peritektoid• Monotektoid |
|--|--|

Eutektische Systeme:

Fe-C, Al-Si, Al-Cu, Ag-Cu

Peritektische Systeme:

Fe-C, Fe-Co, Cu-Co, Cu-Fe, Sn-Sb, Al-Mn, Al-Fe, Ag-Pt, Cu-Sn, Cu-Zn

Monotektische Systeme:

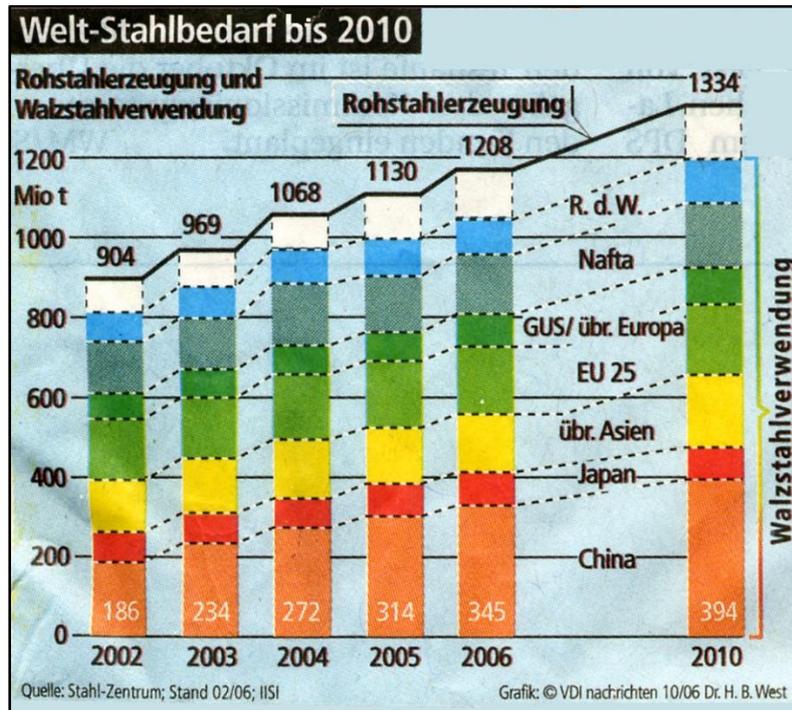
Al-Pb, Al-Bi, Zn-Pb, Zn-Bi, Cu-Pb → Lagerwerkstoffe

Ni-Ag, Fe-Ag → Elektrische Kontakte

Wasser-Öl, Öl-Essig, Methanol-Cyclohexan, SCN-Wasser

5. Eisenwerkstoffe:

Die Kapitel: „Wirkung der Eisenbegleiter“, „Wärmebehandlung der Stähle“, „ZTU-Schaubilder“ und „Abschreckhärten von Stahl“ werden in Anlehnung an die entsprechenden Kapitel im „B/S“ behandelt.



- Abb. 189: **Deutschland seit Jahrzehnten: 40 – 50 Mio. t**
- ☞ davon ca. 95 % ! **Massenstahl** (EN 10 025, Allg. Baustahl)
 - ☞ ca. 80 % zu **Walzprodukten** verarbeitet
 - ☞ ca. 2-3 % zu **Schmiedeprodukten** verarbeitet

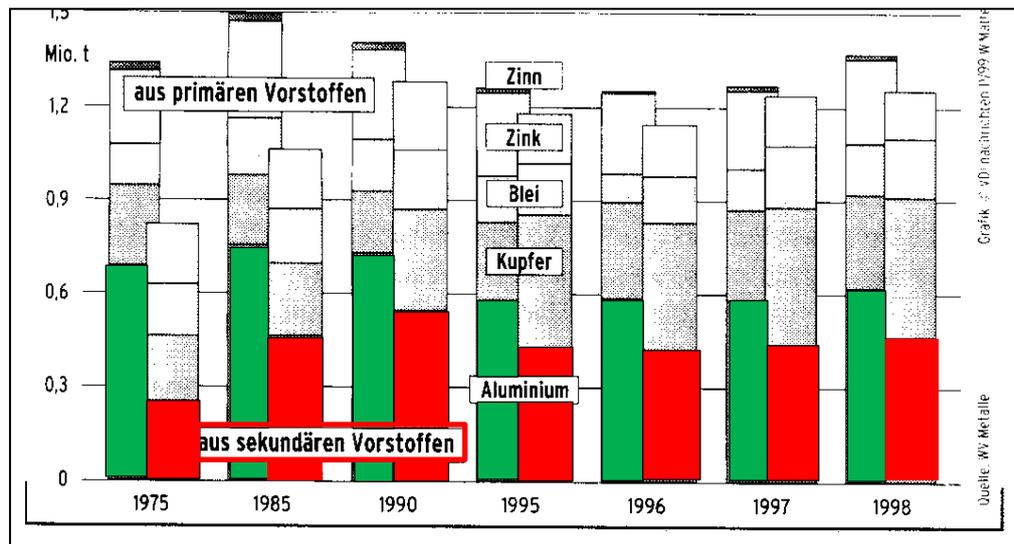


Abb. 190: NE-Metalle aus primären und sekundären Vorstoffen (Deutschland 1975- 1998)

CO₂-Verbrauch bei der Herstellung:

- Fe: kg !
- Al: 15 kg
- CFK (Karbonfasern): 40 kg
- Mg: 20 – 40 kg

5.1 Reines Eisen

Abkühl- und Aufheizkurven sowie Raumgitterformen (Modifikationen) des reinen Eisens

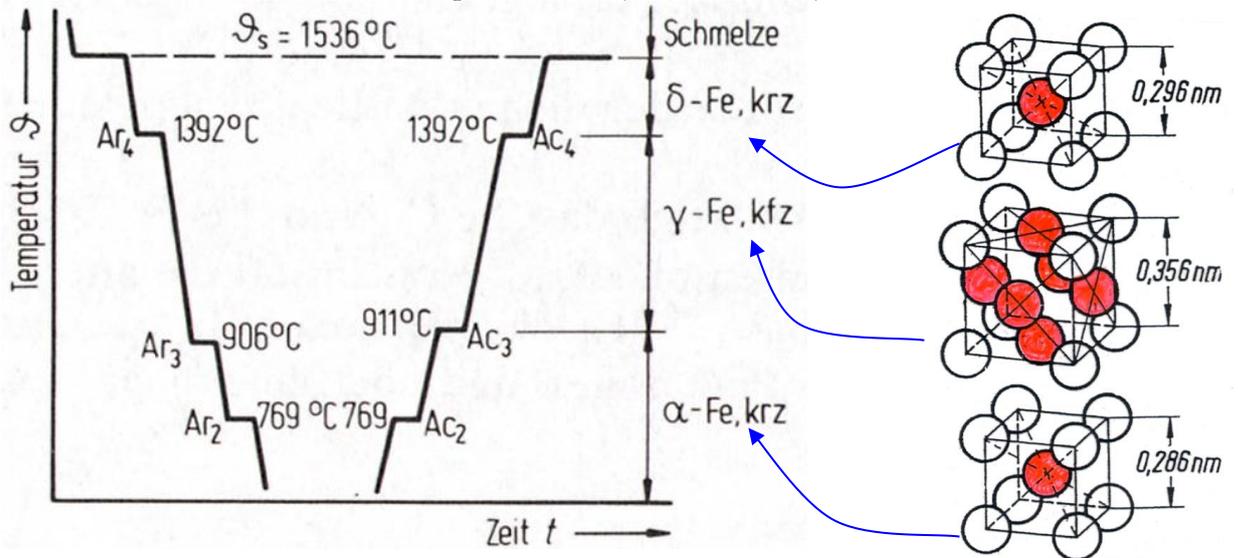


Abb. 191: Umwandlungspunkte des reinen Eisens sowie Elementarzellen

α -Fe: Atome pro EZ =

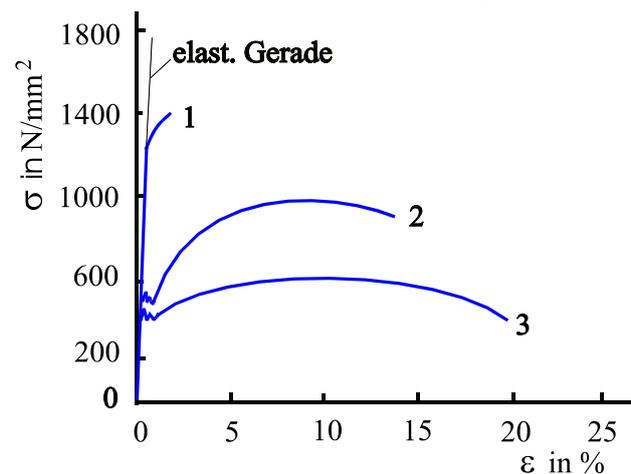
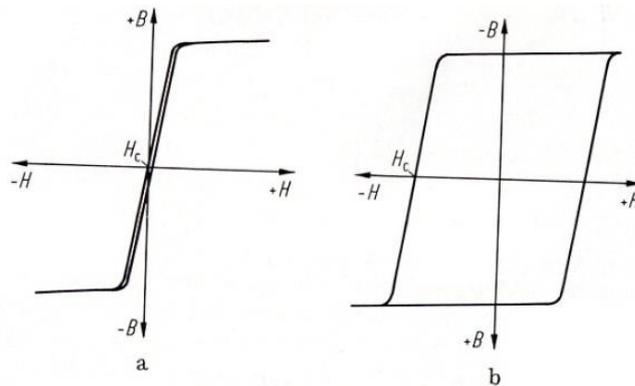
γ -Fe: Atome pro EZ =

Anwendungsgebiete des reinen Fe:

Abb. 192: Erinnerung:

a:

b:



Festigkeit des reinen Fe: ca. 30 N/mm² !

Abb. 193:

Änderung der Festigkeit des Eisens durch Wärmebehandlung (und Legierung)

Werkstoff:

Stahl: Anwendungsbeispiele:

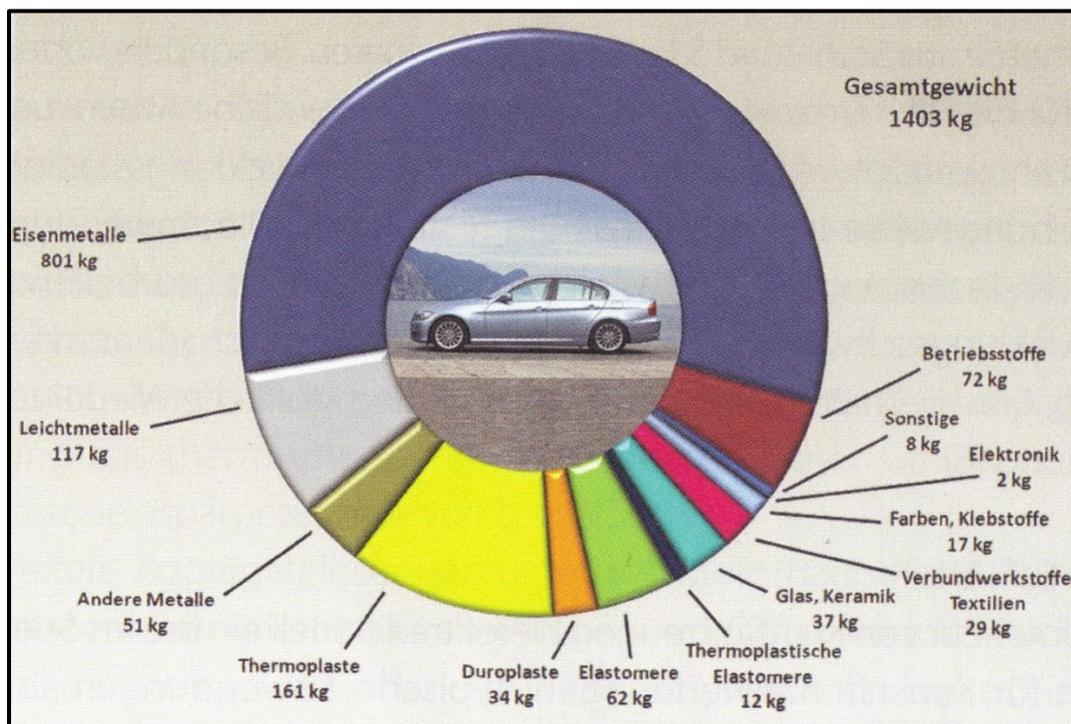


Abb. 194: Werkstoffe des 3er BMW 2011 → primär Fe-Metalle (Stähle) !

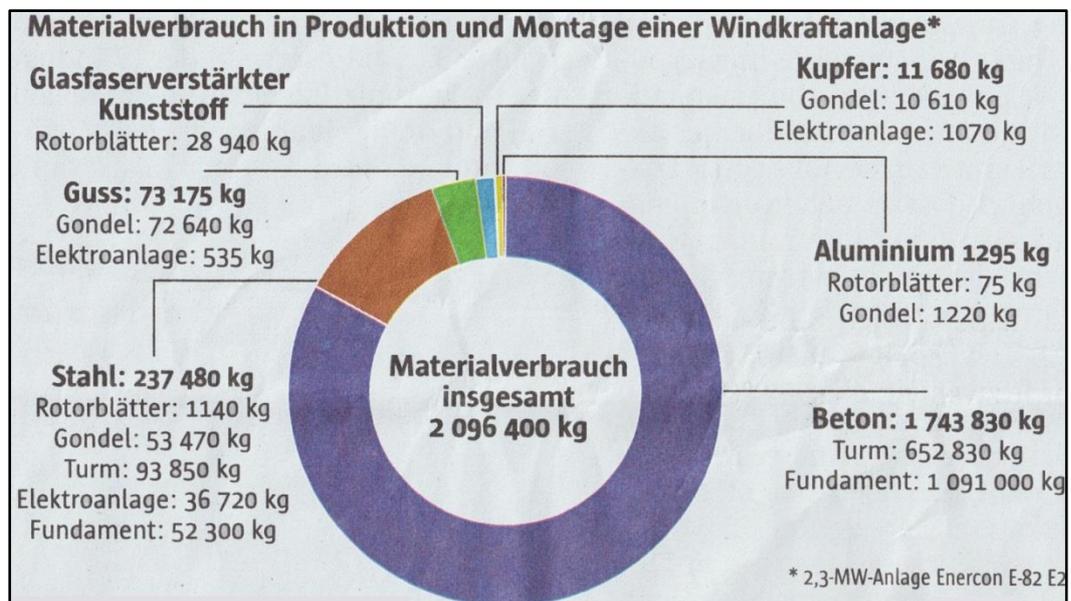


Abb. 195: Werkstoffe zum Bau einer WEA → primär Fe-Metalle (Stähle) !

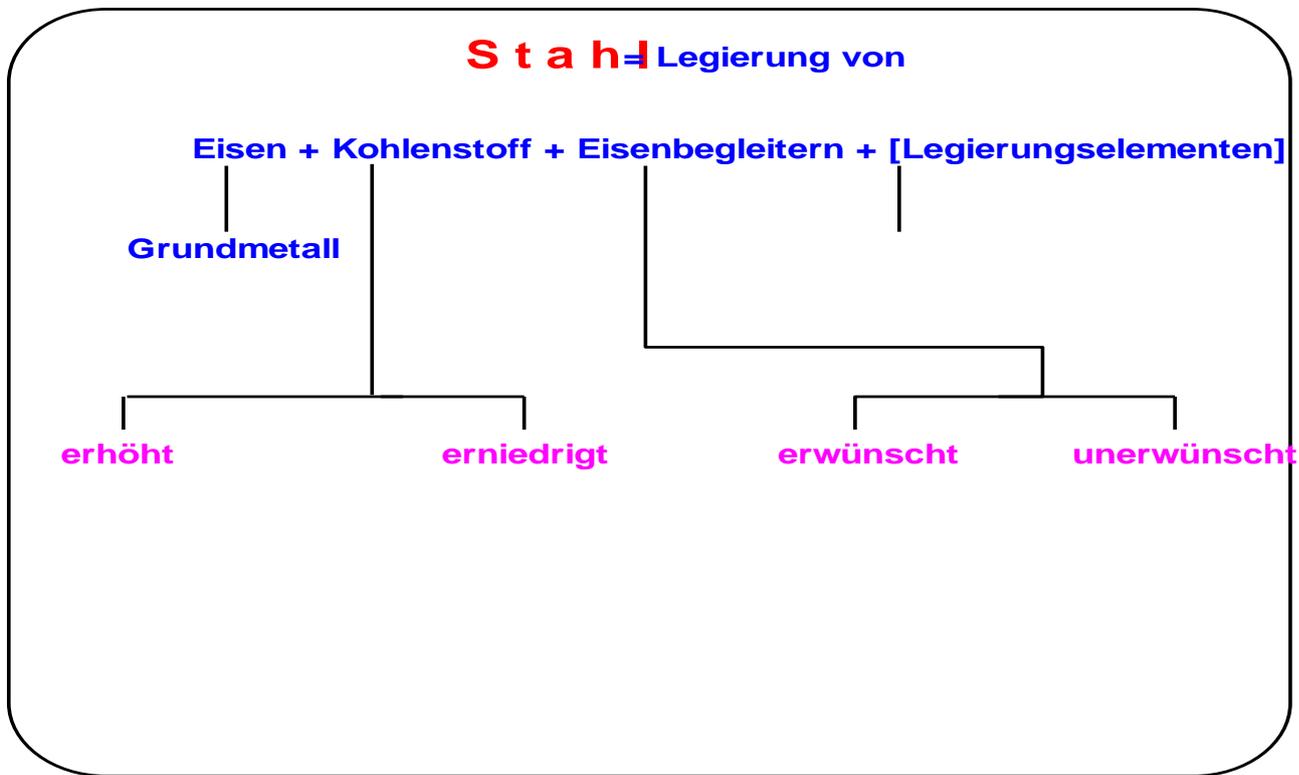
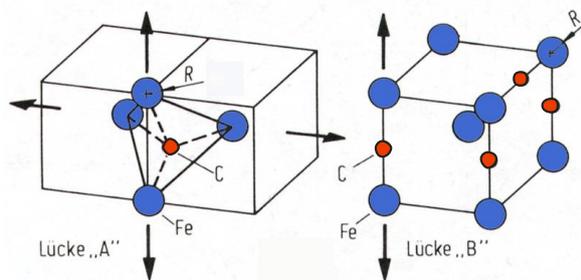


Abb. 196: Stahl → chemischer Aufbau

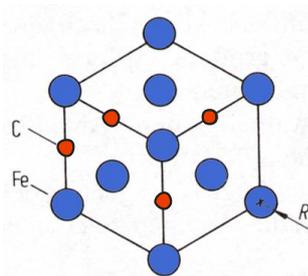
Eine allgemeine Betrachtung zum Thema „Stahl“ können Sie dem Aufsatz „[Stahl \(allgemein\)](#)“, den Sie auf meiner Homepage finden, entnehmen.

5.2 Eisen und Kohlenstoff



$$a = \quad \text{nm}$$

Abb. 197: Lage der C-Atome auf Zwischengitterplätzen im krz-Gitter

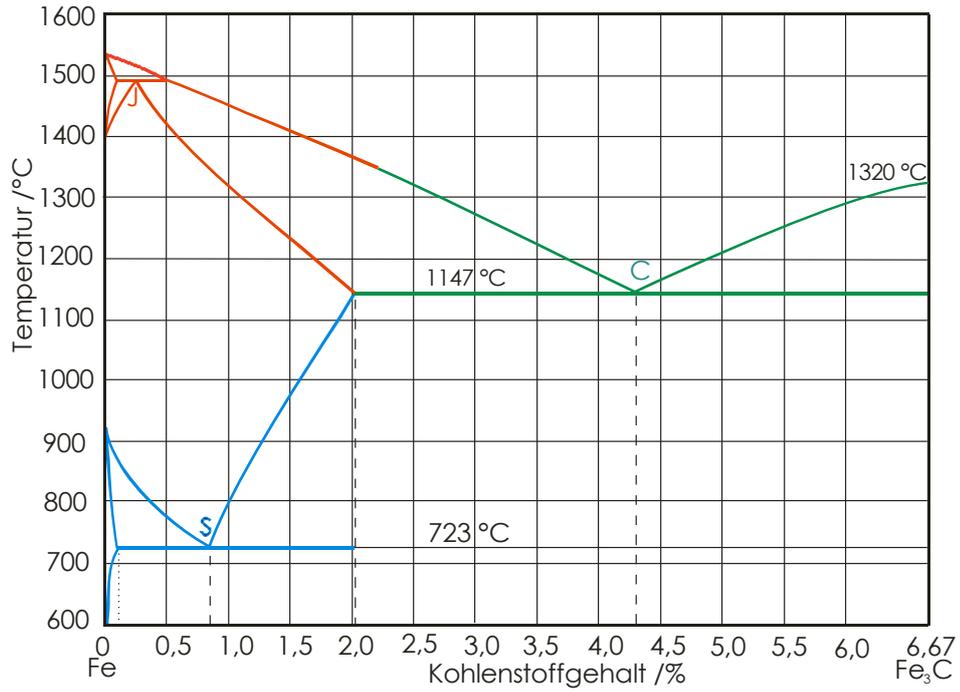


$$a = \quad \text{nm}$$

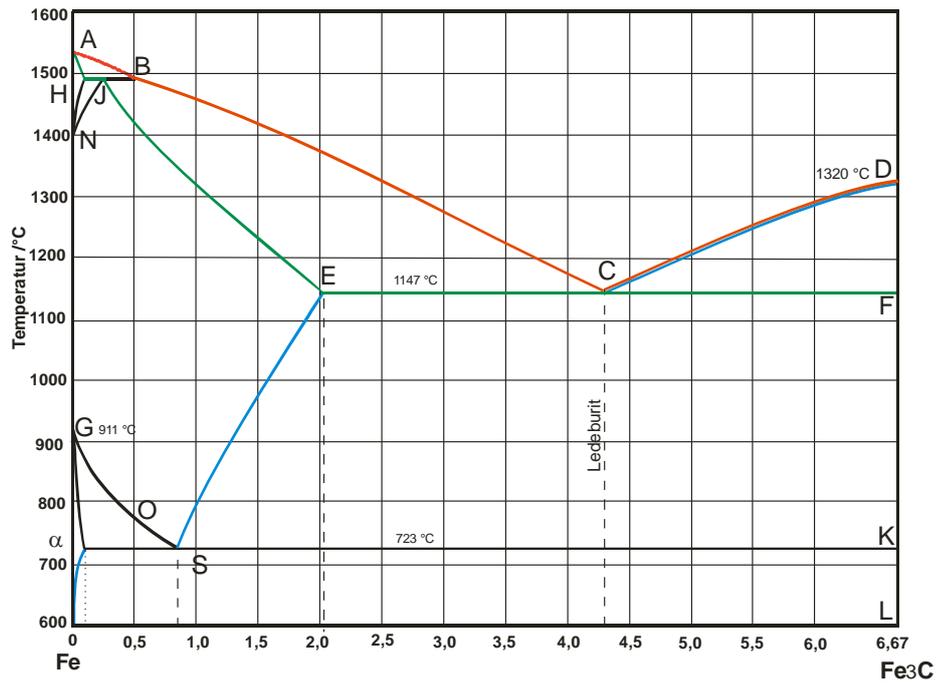
Abb. 198: Lage der C-Atome auf Zwischengitterplätzen im kfz-Gitter

5.3 Das Fe-Fe₃C-Diagramm/1

A) Teilsysteme + Reaktionen



B) Linien



C) Felder

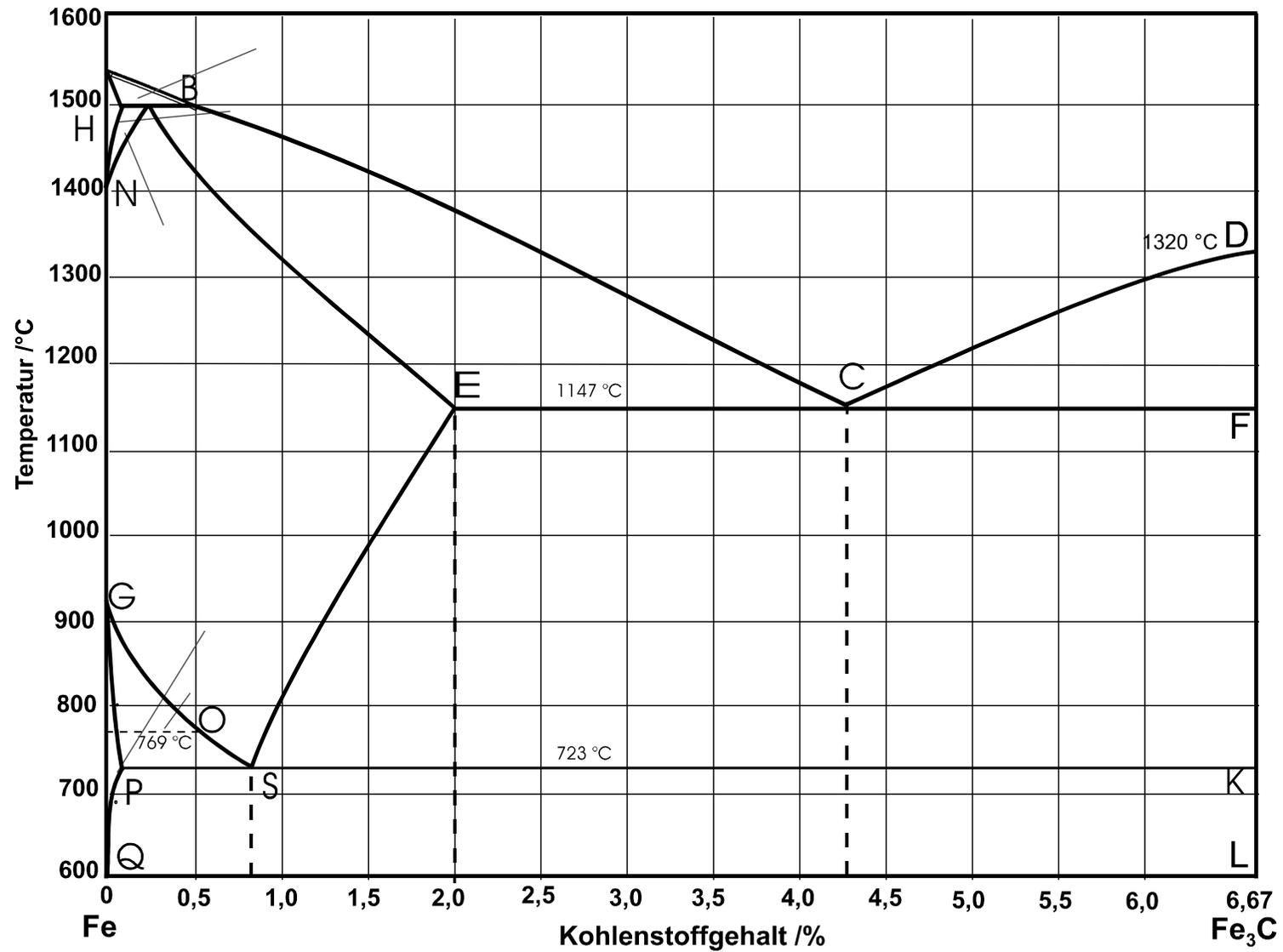


Abb. 199: Das ZSD Fe-Fe₃C

5.3.1 Abkühlverhalten eines Stahles (Übung)

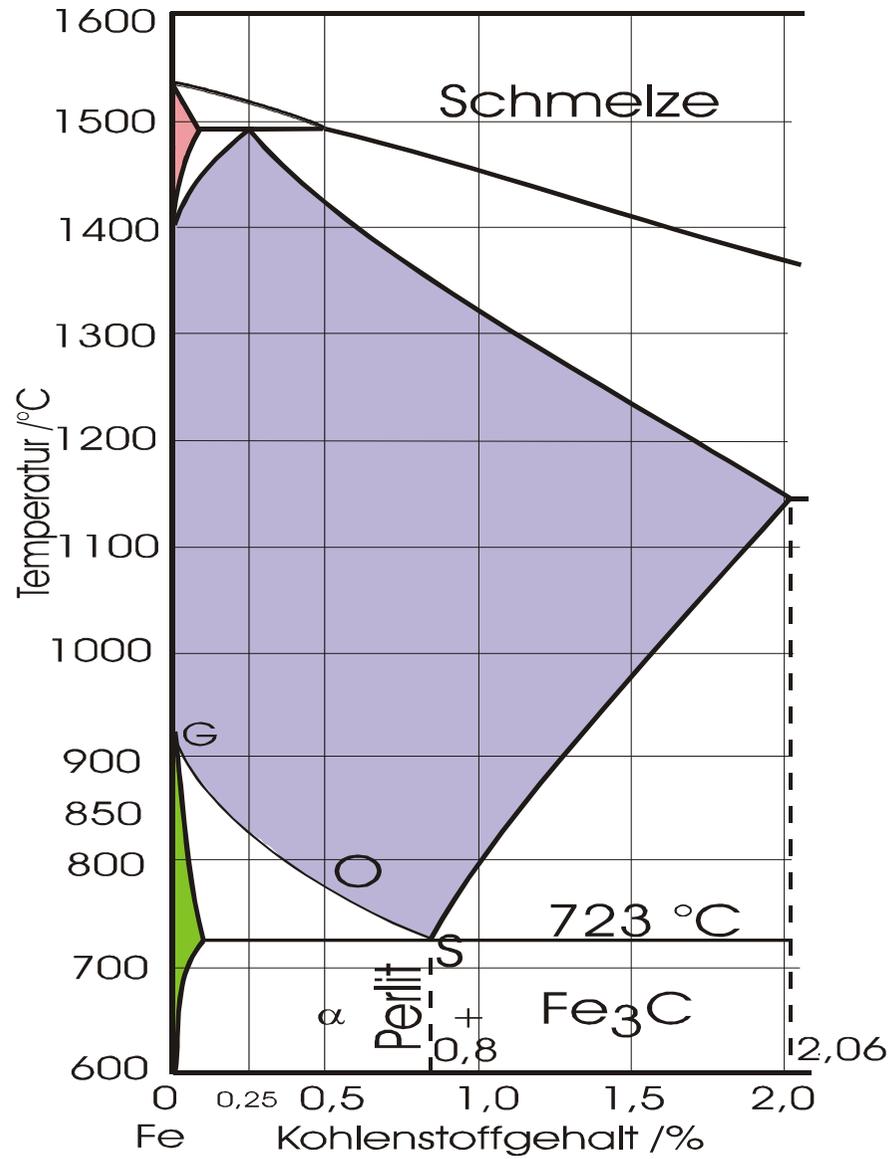


Abb. 200: Die „Stahlecke“ des Fe-Fe₃C-Diagramms

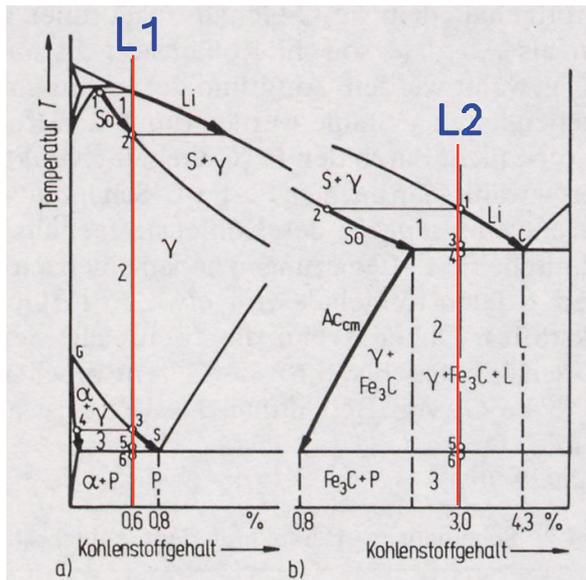
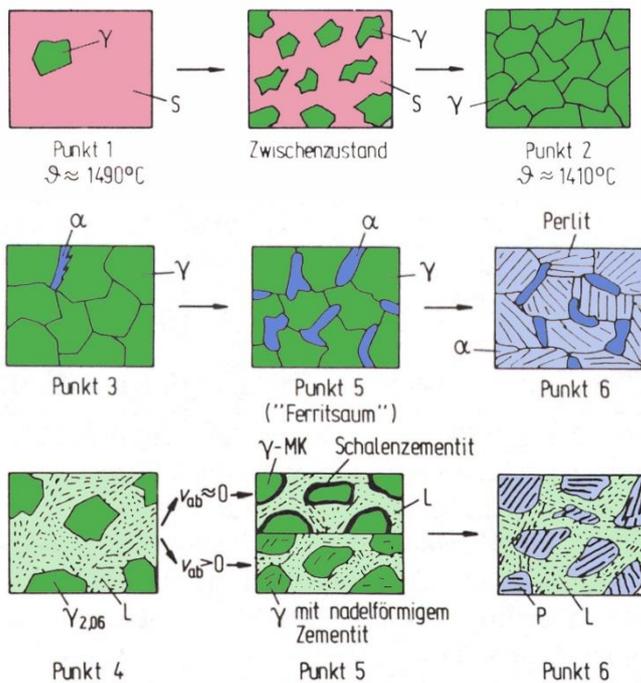


Abb. 201:
Schematische Darstellung des Abkühlverhaltens eines Stahles (L1) und einer Gußlegierung (L2) inkl. der Gefügeausbildung

Erläuterungen in VL



5.3.2 Fe-Fe₃C-Diagramm/2 + typische Stahl- und Guß-Gefüge

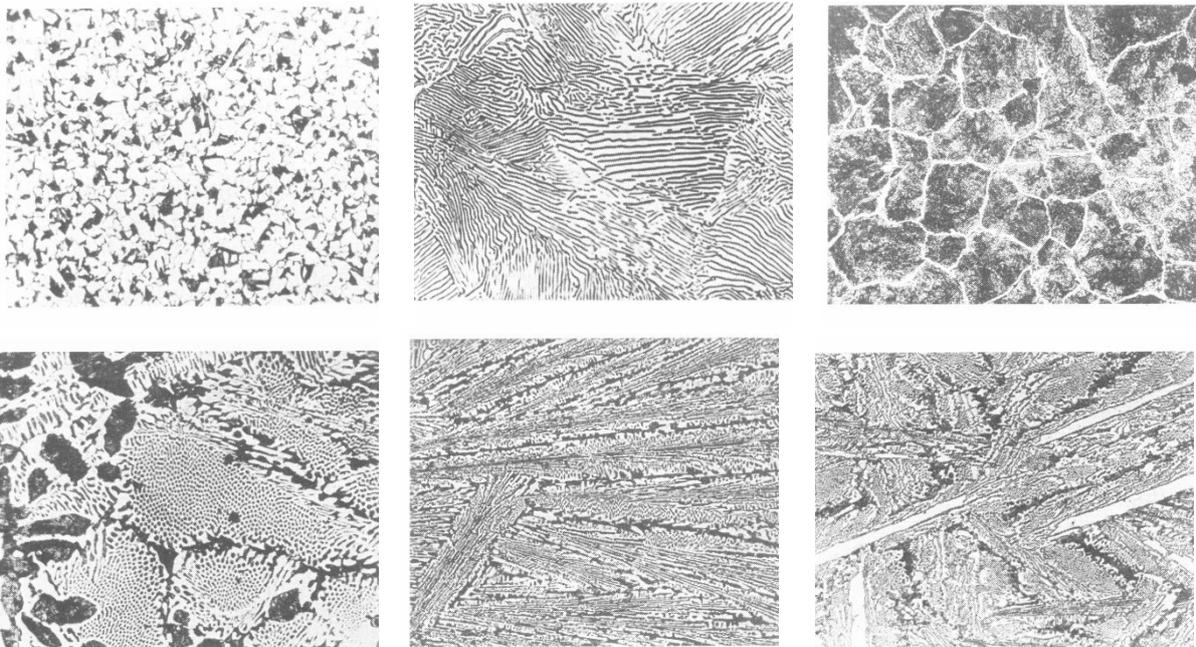
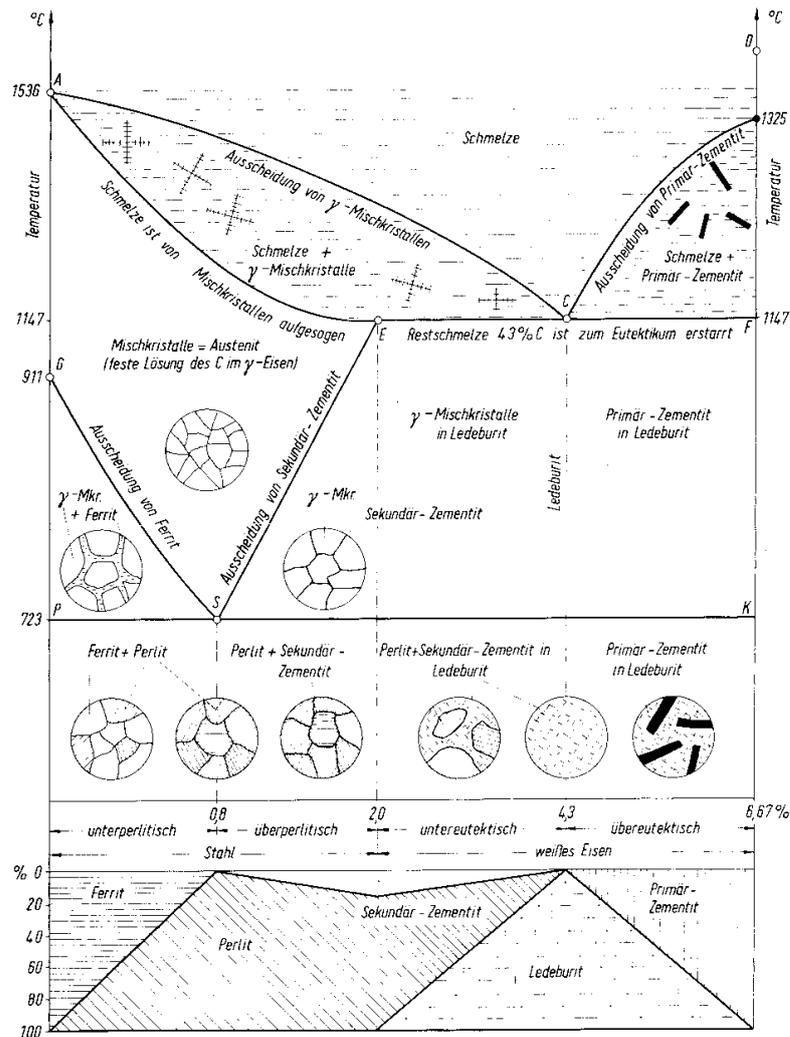


Abb. 202: vereinfachtes Fe-Fe₃C-Diagramm mit Gefügerechteck und typischen Gefügen

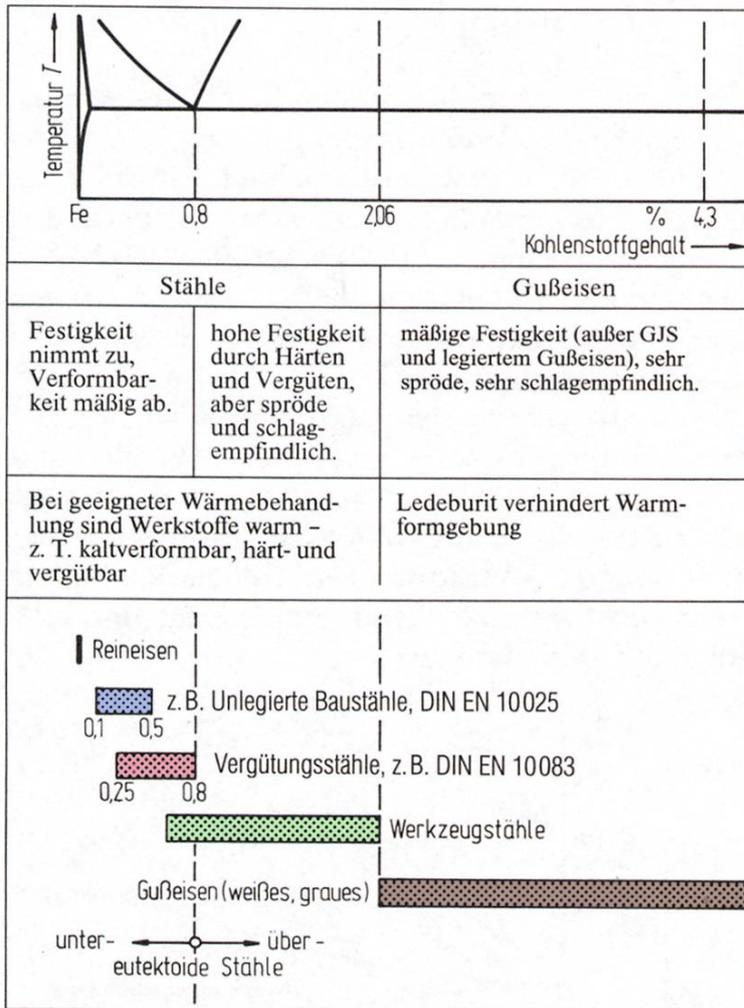


Abb. 203:

Einteilung der Stähle (Fe-C-Legierungen) anhand des Fe-Fe₃C-Diagramms

Ferrit:

Zementit:

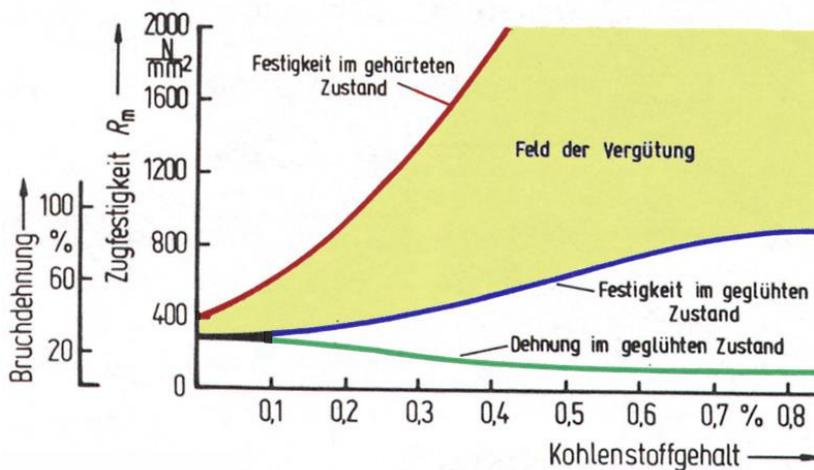


Abb. 204:

R_m , $\varepsilon = f(\%C)$ sowie Möglichkeiten durch Wärmebehandlung (Kap. s.u.) für unlegierte C-Stähle

5.4 Wirkung der Eisenbegleiter (und Legierungselemente)

Mn: bindet S \rightarrow MnS ($T_s \sim 1600 \text{ }^\circ\text{C}$)

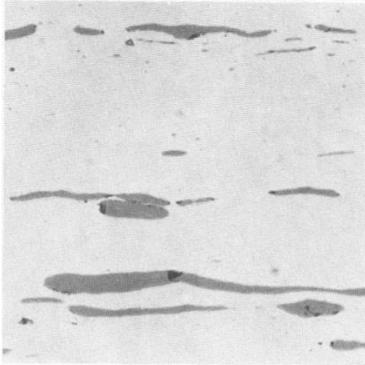


Abb. 205:

MnS in Automatenstahl, Längsschliff

Si: Desoxidationsmittel,

P: Erniedrigt die Zähigkeit (A_V), \rightarrow

S: bildet FeS \rightarrow

N: erhöht R_{eh} und R_m

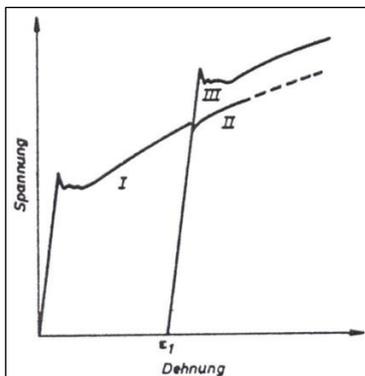


Abb. 206:

Wirkung von N im Stahl (Alterung) \rightarrow ausgeprägte Streckgrenze $\rightarrow R_{ch}, R_{el}$

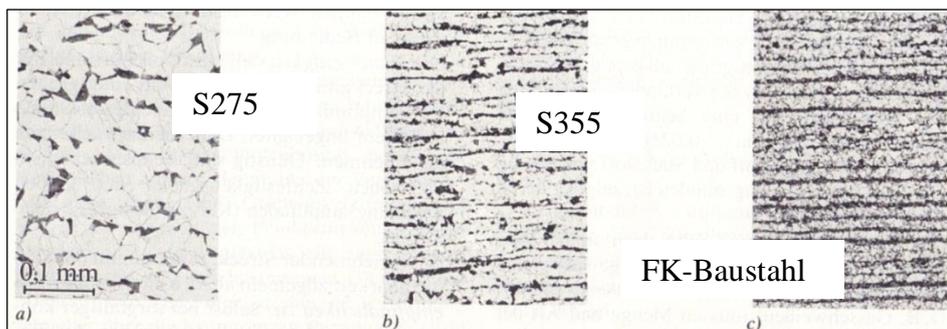


Abb. 207: Zeilenförmige Gefügeausbildung (durch P und Umformung)

H: dringt in atomarer Form ein →

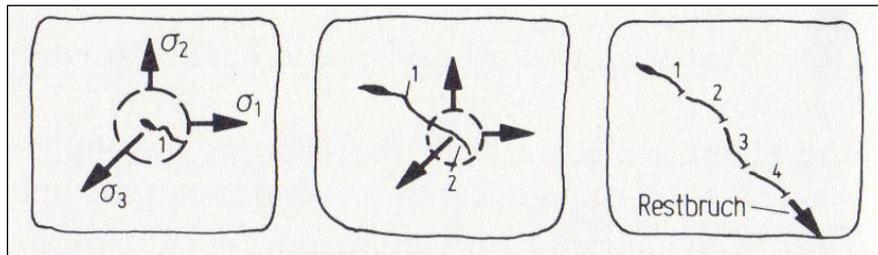


Abb. 208: Möglicher Mechanismus zur Entstehung verzögerter Rißbildung

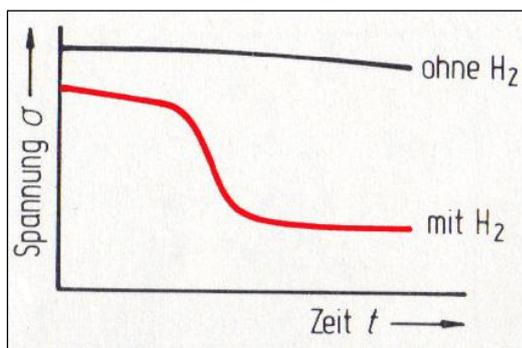


Abb. 209: Verzögerte Rißbildung durch Wasserstoff

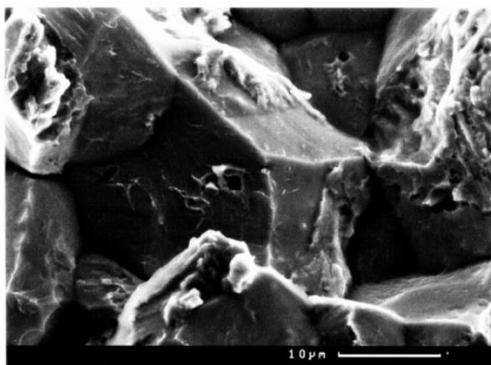


Abb. 210: H-induzierter interkristalliner Sprödbruch

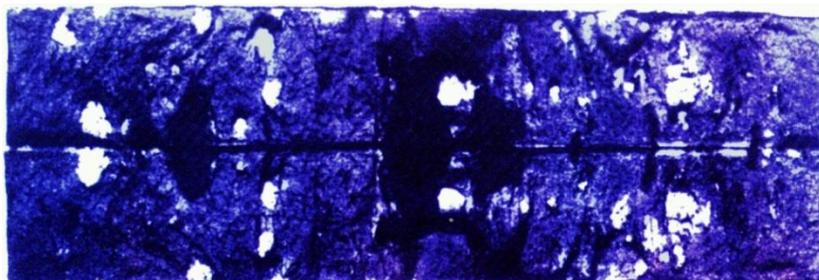


Abb. 211: Blaubruchprobe (42MnV7) mit "Flocken"

O: geringe Löslichkeit in α -Fe \rightarrow

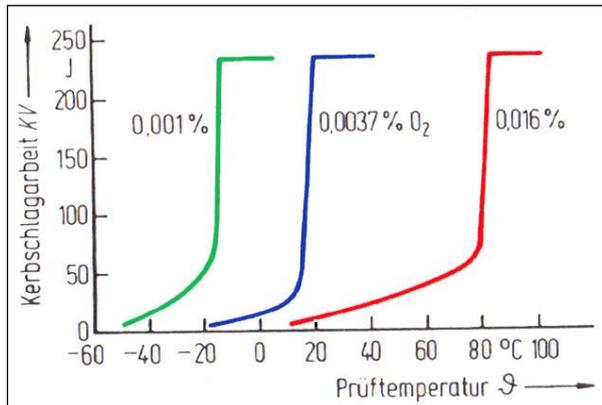


Abb. 212: Wirkung von O auf die Zähigkeit von Stahl

Die Eisenbegleiter können untereinander oder mit dem Eisen Verbindungen eingehen \rightarrow **Nichtmetallische Einschlüsse**. Deren Summe bestimmt den Reinheitsgrad. Es bilden sich: Oxide, Sulfide, Silikate, Nitride, (Karbide).

- \Rightarrow **Anisotropie (Zähigkeit und Festigkeit) \rightarrow Probenahme...**
- \Rightarrow **Terrassenbruch**
- \Rightarrow **Schweißbarkeit, gleichmäßige WB**

Durch die Verarbeitung, insbesondere das Walzen, kann es zur Anisotropie von Festigkeit und Zähigkeit kommen. Dies ist bei den Probenahmen sowie bei der Anwendung in der Praxis zu berücksichtigen.

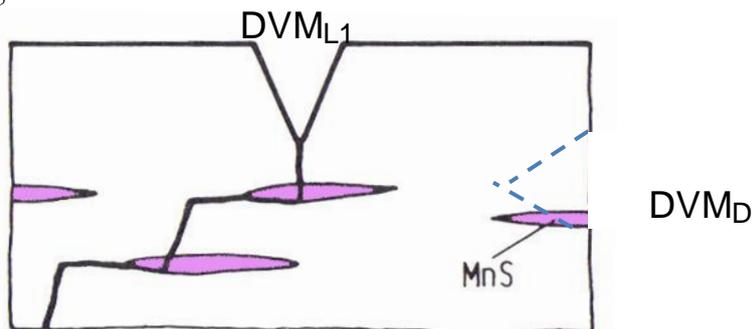


Abb. 213: Rissverlauf in einer Kerbschlagprobe mit zeilenförmigen Einschlüssen

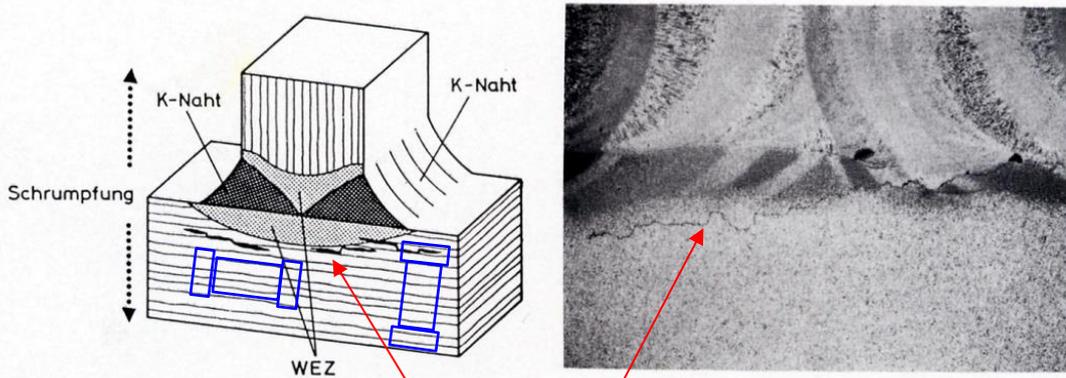


Abb. 214: Terrassenbruch: schematisch: Schlibbild

Genauere Angaben zu den Legierungselementen s. [Kap. „Wirkungen von Legierungselementen in Stählen“](#)

Einfluß der Eisenbegleiter und Legierungsbestandteile auf Stahl und Eisen

Die Eigenschaften von Stahl und Eisen hängen weitgehend von ihren nichtmetallischen Zusatzstoffen und ihren Legierungsbestandteilen ab (Tabelle 69/1). Dabei ist jedoch nicht nur der prozentuale Anteil der Zusätze ausschlaggebend, sondern auch deren Zusammenstellung, da sich ihre Wirkungen gegenseitig beeinflussen.

| Tabelle 69/1 Einfluß der Eisenbegleiter und Legierungsbestandteile auf die Eigenschaften von Stahl und Eisen | | | | |
|--|-------------|----|---|---|
| Bestandteil | | | erhöht | erniedrigt |
| Nichtmetalle | Kohlenstoff | C | Festigkeit und Härte (Maximum bei C \approx 0,9%) Härtbarkeit | Schmelzpunkt, Dehnung, Schweiß- und Schmiedbarkeit |
| | Phosphor | P | Dünnflüssigkeit, Kaltbrüchigkeit, Warmfestigkeit | Dehnung, Schlagfestigkeit |
| | Schwefel | S | Spanbrüchigkeit, Dickflüssigkeit, Rotbrüchigkeit | Schlagfestigkeit |
| | Stickstoff | N | Festigkeit, Sprödigkeit | Alterungsbeständigkeit |
| | Wasserstoff | H | Sprödigkeit | Kerbzähigkeit |
| | Silicium | Si | Elastizität, Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit, Graphitausscheidung bei Gußeisen | Schweißbarkeit |
| Metalle | Mangan | Mn | Durchhärbarkeit, Festigkeit, Schlagfestigkeit, Verschleißfestigkeit | Zerspanbarkeit, Graphitausscheidung bei GG |
| | Nickel | Ni | Zähigkeit, Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit, elektrischer Widerstand, Durchhärbarkeit | Wärmedehnung |
| | Chrom | Cr | Härte, Festigkeit, Warmfestigkeit, Verschleißfestigkeit, Korrosionsbeständigkeit | Dehnung (in geringem Maße) |
| | Vanadium | V | Dauerfestigkeit, Härte, Zähigkeit, Warmfestigkeit | Empfindlichkeit gegen Überhitzung |
| | Molybdän | Mo | Härte, Warmfestigkeit, Dauerfestigkeit | Dehnung, Schmiedbarkeit |
| | Kobalt | Co | Härte, Schneidhaltigkeit, Warmfestigkeit | Zähigkeit |
| | Wolfram | W | Härte, Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit, Warmfestigkeit, Schneidhaltigkeit | Dehnung (in geringem Maße) |

Genauere Angaben zu den Legierungselementen finden Sie ab Seite 141.

5.5 Wärmebehandlung (WB) der Stähle

Dieses Kapitel wird in Anlehnung an B/S, S. 152 ff. behandelt.

Die WB ist für einen Werkstoff essentiell ! Durch sie können die Eigenschaften in weitem Maß beeinflusst werden. Unter WB versteht man in der Werkstoffkunde:

WB-Verfahren und damit erreichbare **Eigenschaftsänderungen:**

Verbesserte spanende Bearbeitung

Festigkeit ⇕

→

Auswirkungen der Kaltverformung beseitigen

→

Verminderung oder Beseitigung von Seigerungen

→

Änderung der Korngröße ⇕

→

Verminderung von Eigenspannungen

→

Erzeugen bestimmter Gefügestände (Nicht-GG)

→

Ermöglichung der Aufhärtung der Randschicht (x/10 mm)

→

[Härten: direkt (N) oder durch Abschrecken (C), s. u.]

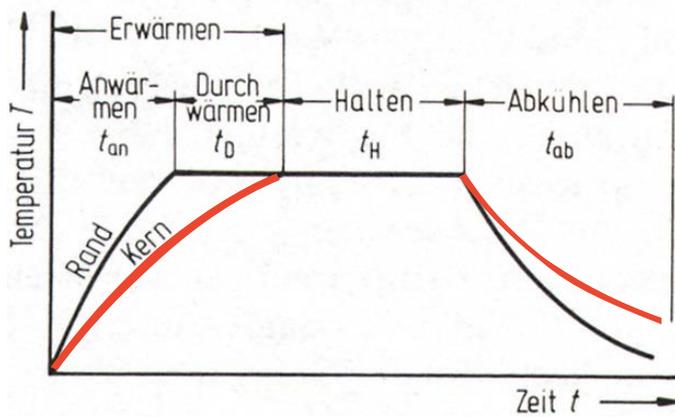


Abb. 215:

Schematische Darstellung der T-Führung bei einer Wärmebehandlung

Beachte unterschiedliche Kurvenverläufe für Rand und Kern → Zeit, thermische Spannungen → λ ...!

Faustregel für die WB von Stahl:

Damit beim Aufheizen oder Abkühlen keine thermischen Spannungen entstehen, muß die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes berücksichtigt werden:

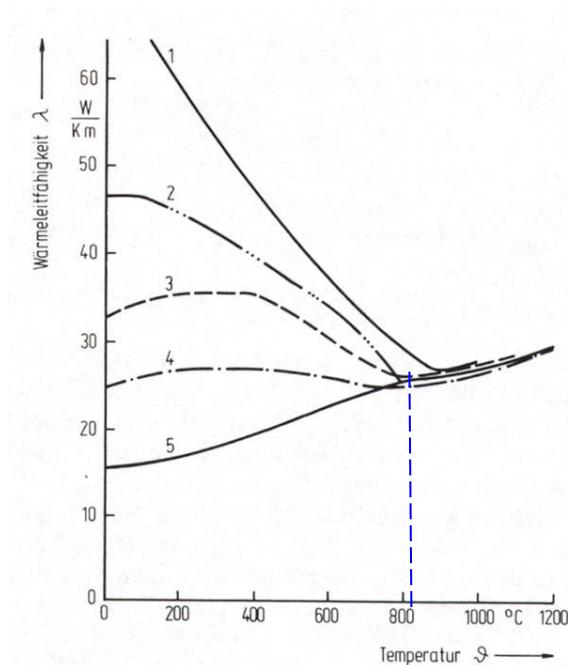


Abb. 216: Wärmeleitfähigkeit des Eisens und verschiedener Stähle als $f(T)$

| Nr. | Zusammensetzung in % | | | | | | Wärmebehandlung |
|-----|-------------------------|------|------|------|------|------|-----------------------|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | W | |
| 1 | reines Eisen 99,95 % Fe | | | | | | geglüht |
| 2 | 0,43 | 0,20 | 0,69 | - | - | - | geglüht |
| 3 | 0,32 | 0,25 | 0,55 | 0,71 | 3,40 | - | geglüht + 640°C/Ofen |
| 4 | 0,27 | 0,18 | 0,28 | 13,7 | 0,20 | 0,25 | 960°C + 2h/750°C/Luft |
| 5 | 0,08 | 0,68 | 0,37 | 19,1 | 8,10 | 0,60 | 1100°C/Wasser |

→

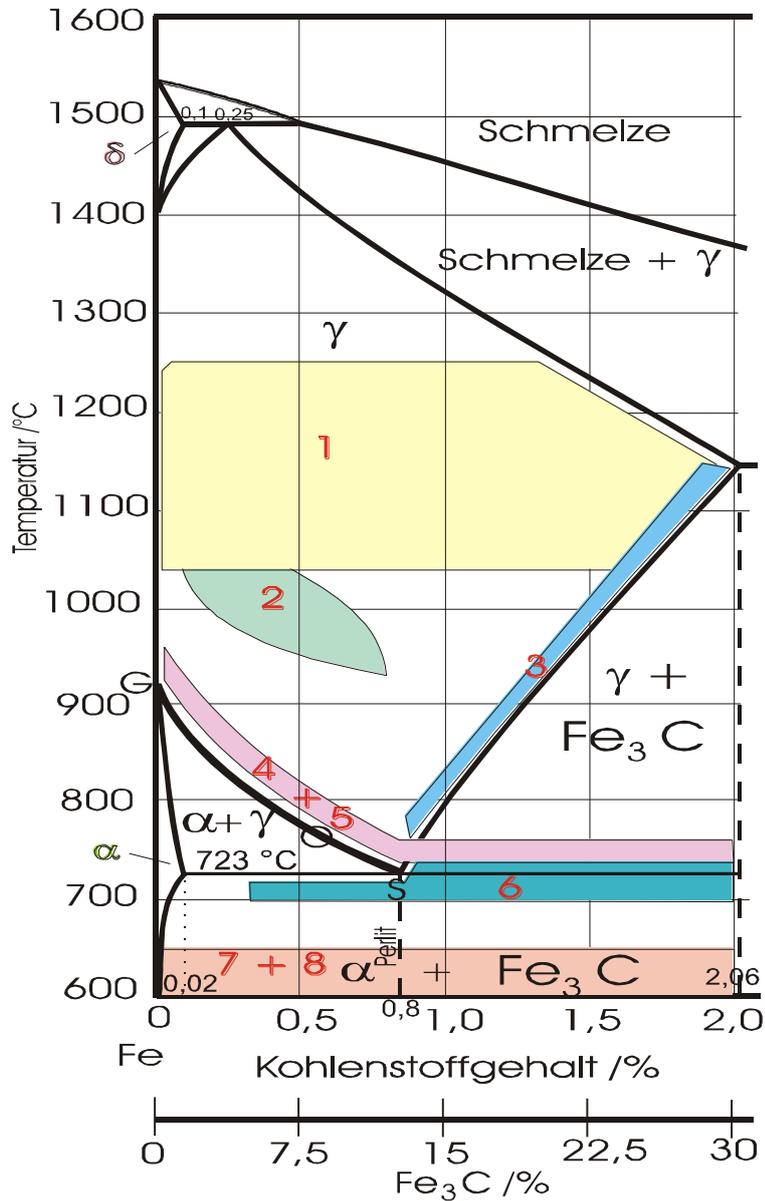


Abb. 217:

T- und c-Bereiche der verschiedenen Wärmebehandlungen im Fe-Fe₃C-Diagramm („Stahlecke“)

1:

2:

3:

4:

5:

6:

7:

8:

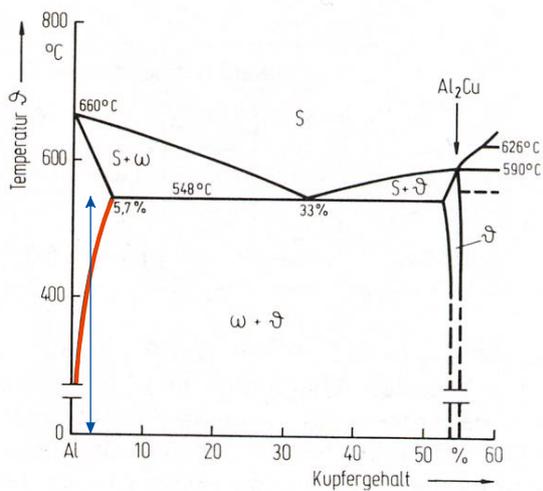


Abb. 218:

Das Aushärten von Al-Legierungen besteht aus 3 Schritten:

□

$T > T_{Seg.}$

□

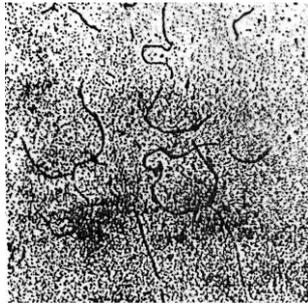
RT

□

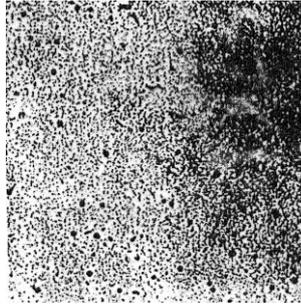
$(t, T) \quad T < T_{Seg.}$

Erläuterungen der einzelnen Verfahren in der VL, s.u.

5.5.1 Diffusions-Glügen:



vorher (Sulfidseigerungen auf KG)



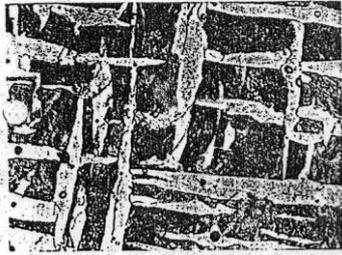
nachher: Seigerungen eingeformt

Abb. 219:
Diffusionsglü-
hen: Gefüge

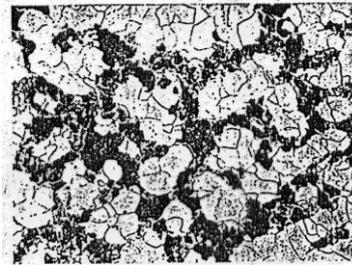
5.5.2 Grobkorn-Glügen:

5.5.3 Auflösung von Karbiden (Sekundär- Fe_3C):

5.5.4 Normalglühen (Normalisieren):



vorher: Gußgefüge (Widmannstetten)



nachher: „normales“ globulares
Ferrit-Perlit-Gefüge

Abb. 220:
Normalisieren:
Gefüge

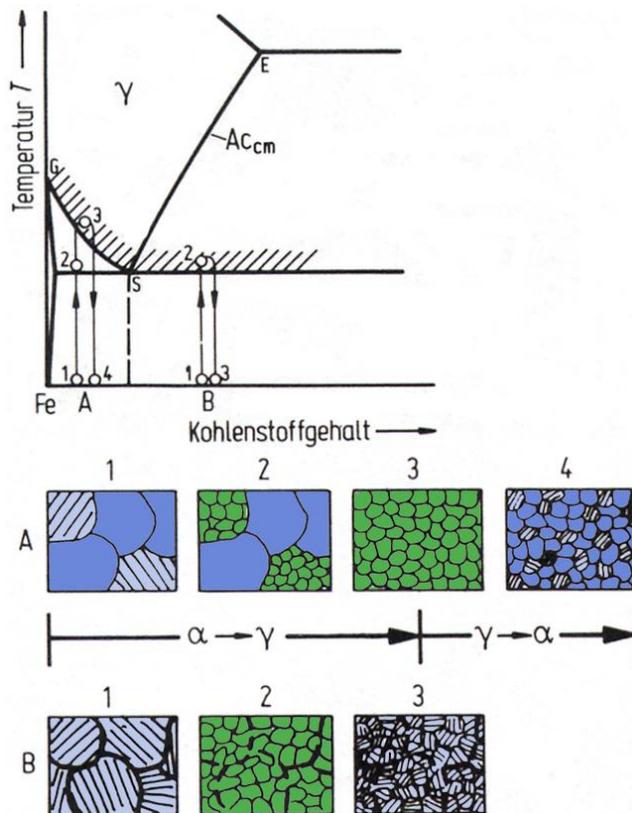
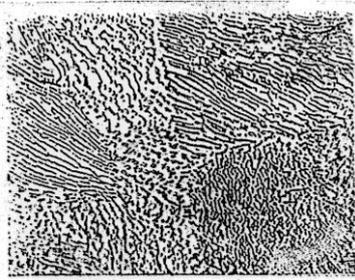
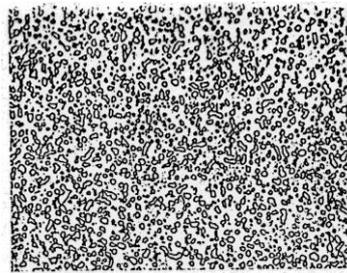


Abb. 221:
Verdeutlichung der Vorgänge beim Norma-
lisieren eines Stahles und einer Gußlegie-
rung

5.5.5 Weich-Glühen:



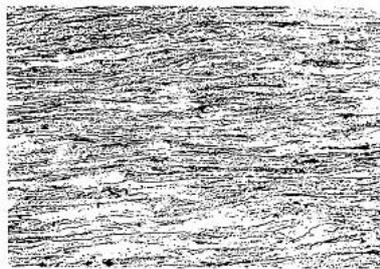
vorher: Perlit normal



nachher: Zementitlamellen eingefornt

Abb. 222:
Weichglühen:
Gefüge

5.5.6 **Rekristallisations-Glühen (s.o.):**



Vorher (nach Umformung)



nachher...

s. auch **Kap. Erholung und Rekristallisation**

Abb. 223: Rekris-
tallisation: Gefü-
ge

5.5.7 **Spannungsarm-Glühen:**

Härten (Abschreckhärten) → Extrkapitel, s.u.

5.6 Umwandlungsstufen: Nicht-Gleichgewichts-Zustände → Abschreckhärten

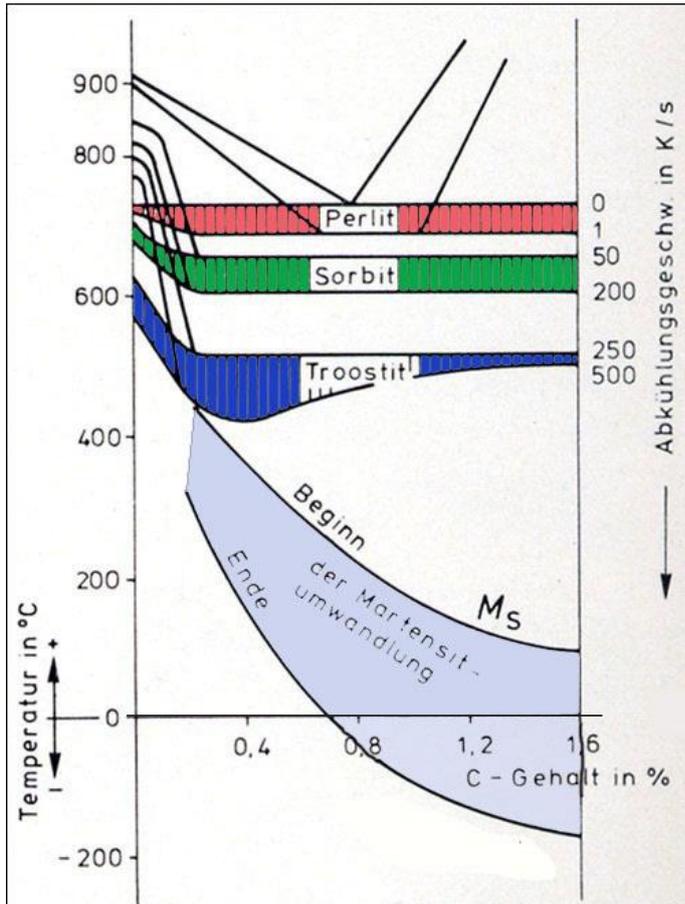


Abb. 224:
Verschiebung der Umwandlungspunkte im Fe-Fe₃C-Diagramm in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit

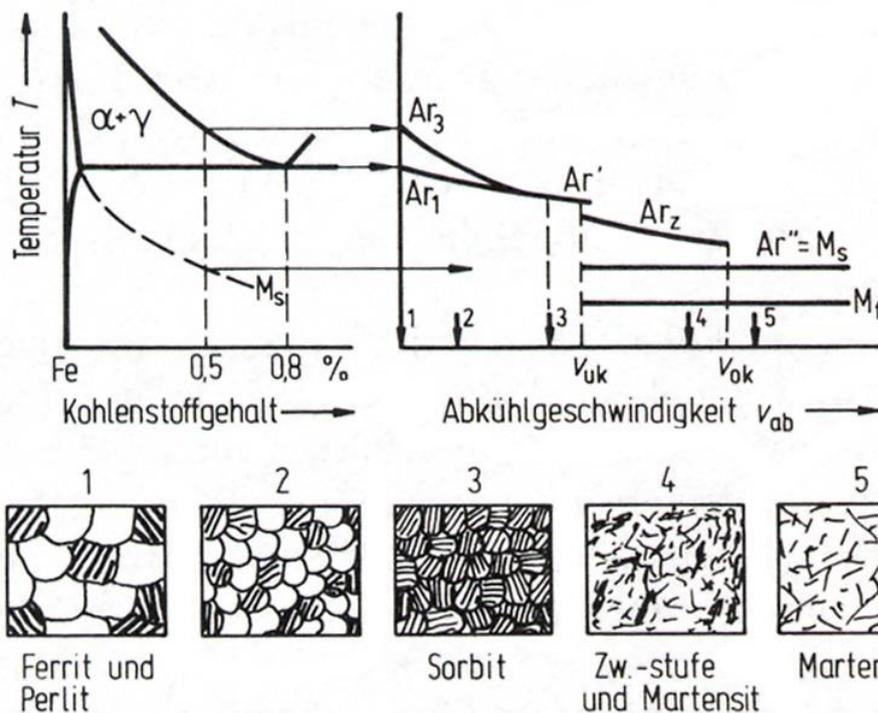


Abb. 225:
Ungleichgewichtszustände:

Verschiebung der Umwandlungspunkte und Gefügeausbildung eines unlegierten Stahles mit 0,5 % C

Ursache:

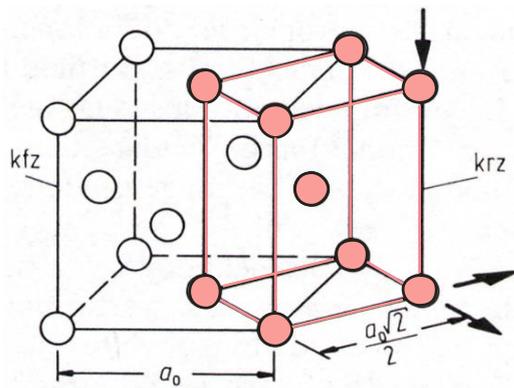


Abb. 226: Martensitbildung: Entstehung des Martensitgitters aus dem kfz-Gitter

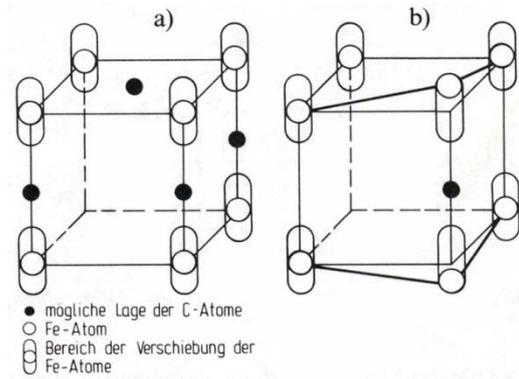


Abb. 227: Martensitbildung

a) Tetragonale Verzerrung

b) Versetzungsdipol

Umwandlungsstufen (Nicht-GG-Zustände):

Umwandlung in der Perlitstufe

Umwandlung in der Zwischenstufe

Umwandlung in der Martensitstufe

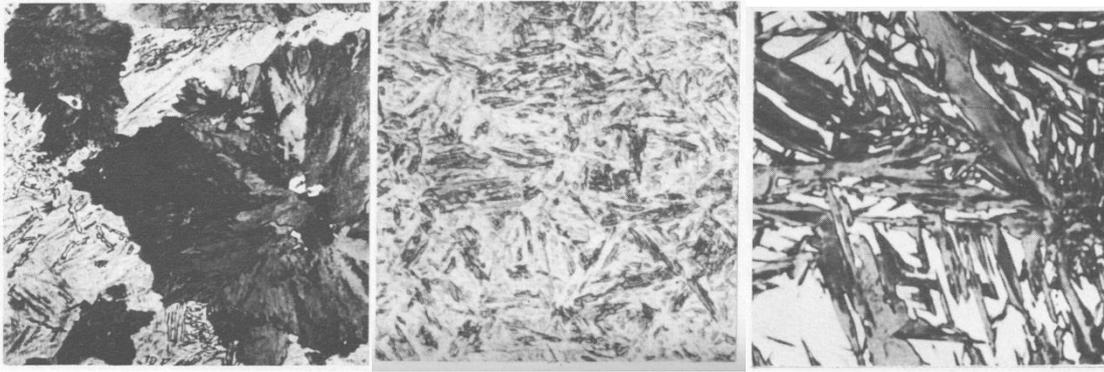
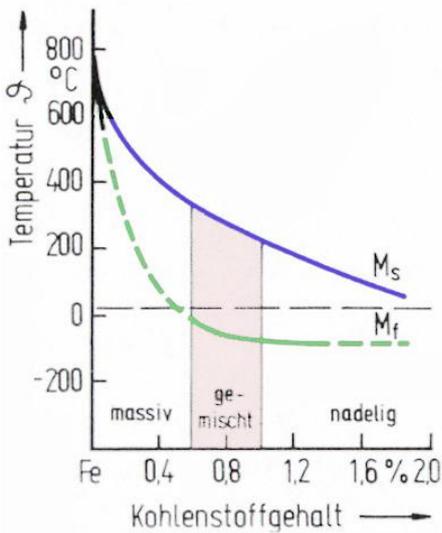


Abb. 228 a,b,c: Stahlgefüge

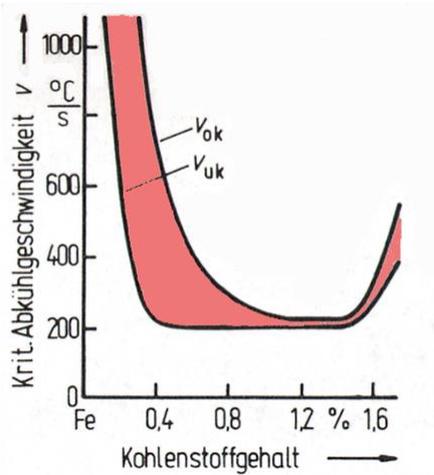
- a) Troostit (dunkel) + Martensit (hell)
- b) Martensit
- c) Martensit (dunkel) + Restaustenit (hell)

Bemerkungen zu Härte und C-Gehalt:



A:

Abb. 229:
Martensit-Temperatur = $f(\%C)$



B:

Abb. 230:
Kritische Abkühlgeschwindigkeit = $f(\% C)$

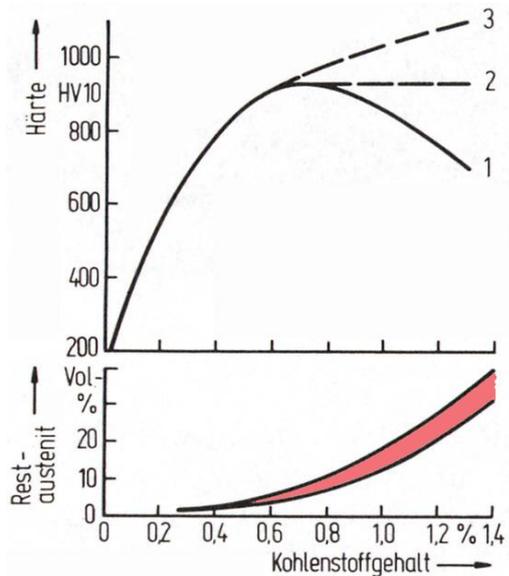


Abb. 231:
Einfluß des C-Gehaltes auf die Maximalhärte
nach unterschiedlicher Wärmebehandlung

1

2

3

C:

5.7 Umwandelungschaubilder, die die Abkühl - bzw. Aufheizgeschwindigkeit berücksichtigen

5.7.1 ZTU-Schaubilder

⇒ Darstellung des Umwandlungsverhaltens von Stählen als $f(v_{\text{Abk.}})$

Unterschied zum ZSD (s.o.) →



Abb. 232: Entstehung des C-förmigen Aussehens der ZTU-Schaubilder

→ Die C-förmigen Kurven ergeben sich als Überlagerung thermodynamischer (Drang zum GG) und kinetischer (Diffusion) Komponenten; sie stellen einen Kompromiss aus Umwandlungsbestreben und Diffusionsvermögen dar.

→ Im Unterschied zum ZSD

Kurz: ZSD → Umwandlungen für

Leg. bei

Abk.-v

ZTU → Umwandlungen bei

Leg. für

Abk.-v.

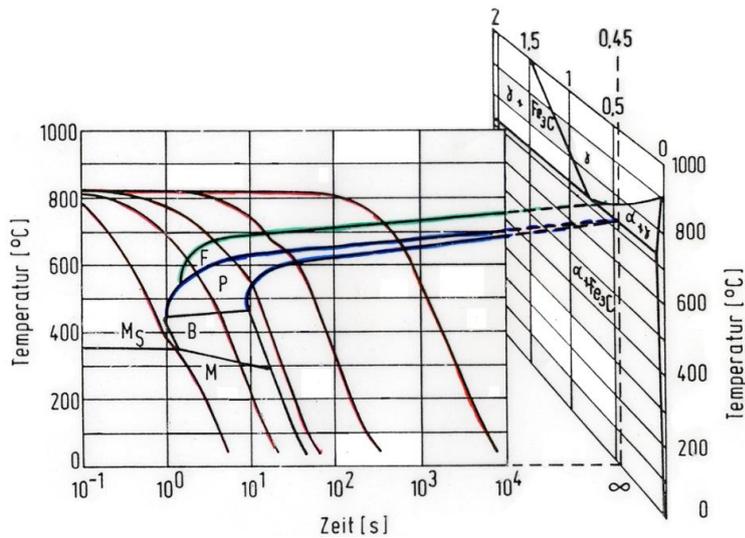


Abb. 233:

Entwicklung des ZTU-Schaubildes aus dem Fe-Fe₃C-Diagramm

⇒ Veränderung der Linien mit steigender $v_{\text{Abk.}}$ als Kompromiß aus Umwandlungsbestreben und Diffusionsvermögen, Beispiele s. VL.

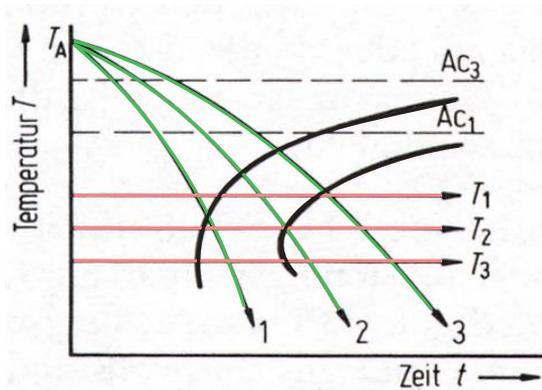


Abb. 234:

2 Methoden zur Erstellung eines ZTU-Schaubildes:

A:

B:

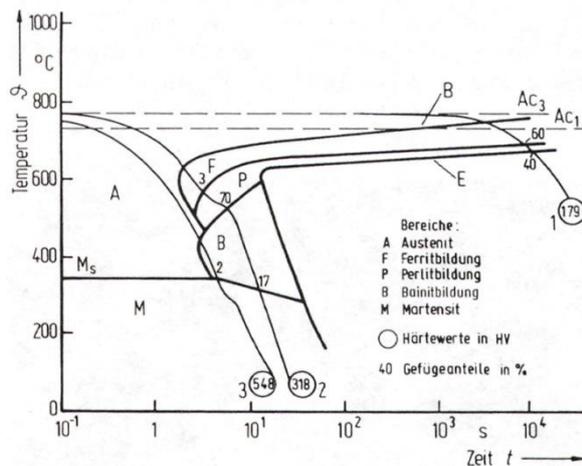


Abb. 235:

ZTU-Schaubild nach kontinuierlicher Abkühlung

Ermittlung:

Gefüge:

Umwandlungspunkte:

Härte:

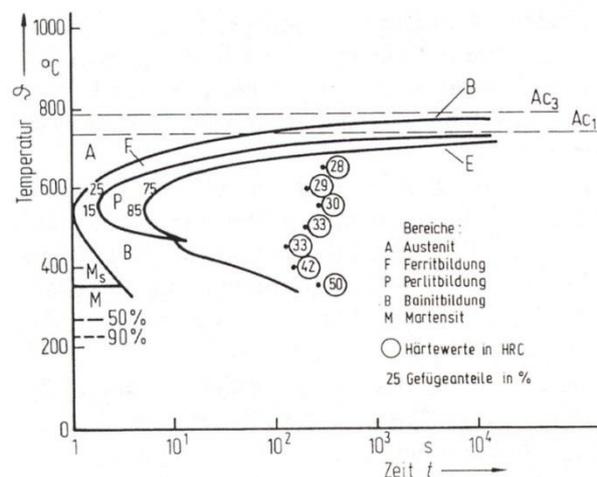


Abb. 236:

ZTU-Schaubild nach „isothermer“ Abkühlung

Unterschied/Begründung:

Das Lesen der ZTU-Schaubilder erfolgt:
 bei kontinuierlicher Abkühlung:
 bei „isothermen“ Diagrammen:

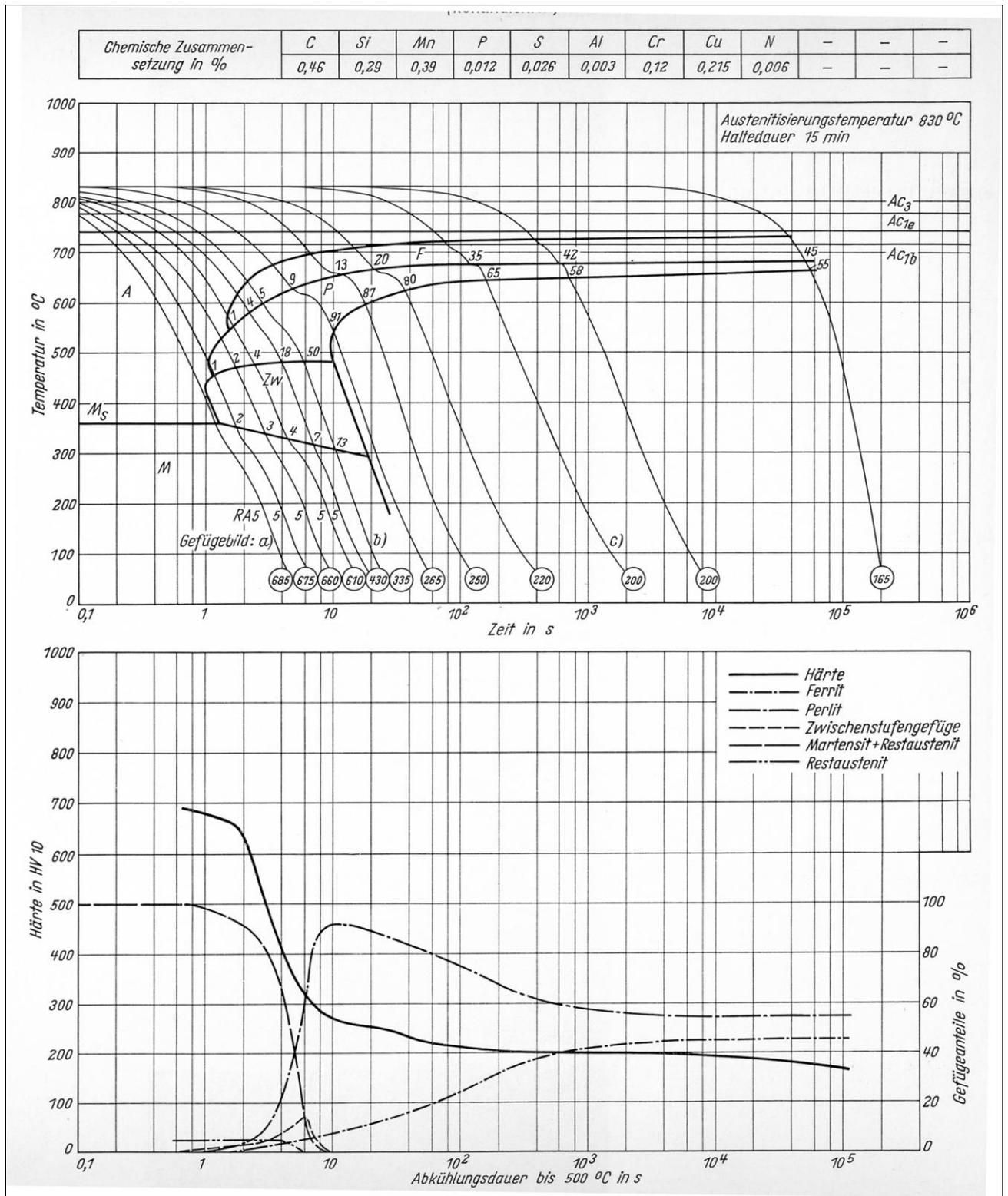
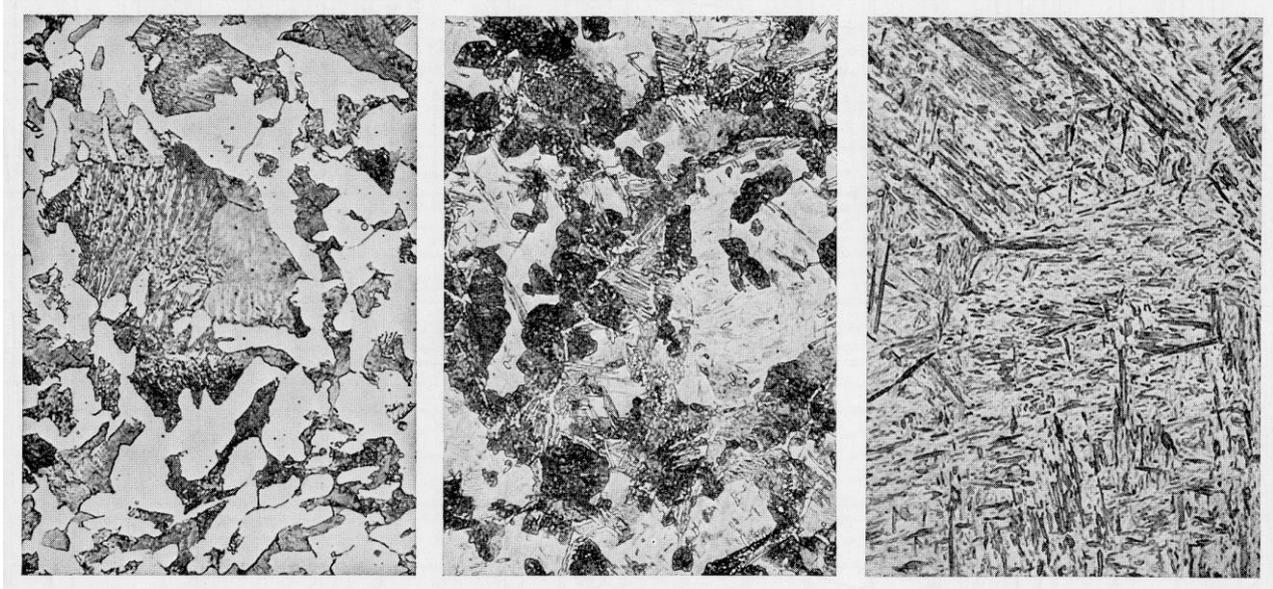


Abb. 237: ZTU-Schaubild des Stahls Ck15, aufgekühlt auf 0,46% C aus: Atlas zur WB der Stähle

Gefügebilder nach obigem ZTU für Ck15 (0,46 %C)



| | | |
|--|--|--|
| <p>Abkühlkurve c) 260 s → 500 °C HV10 = Gefügezusammensetzung:</p> | <p>Abkühlkurve b) 5,5 s → 500 °C HV10 = Gefügezusammensetzung:</p> | <p>Abkühlkurve a) 0,7 s → 400 °C HV10 = Gefügezusammensetzung:</p> |
|--|--|--|

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

| Chemische Zusammensetzung in % | C | Si | Mn | P | S | Al | B | Cr | Mo | N | Ni | - |
|--------------------------------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|------|-------|------|---|
| | 1,18 | 0,20 | 0,67 | 0,017 | 0,022 | 0,034 | 0,002 | 0,50 | 0,45 | 0,005 | 0,11 | - |

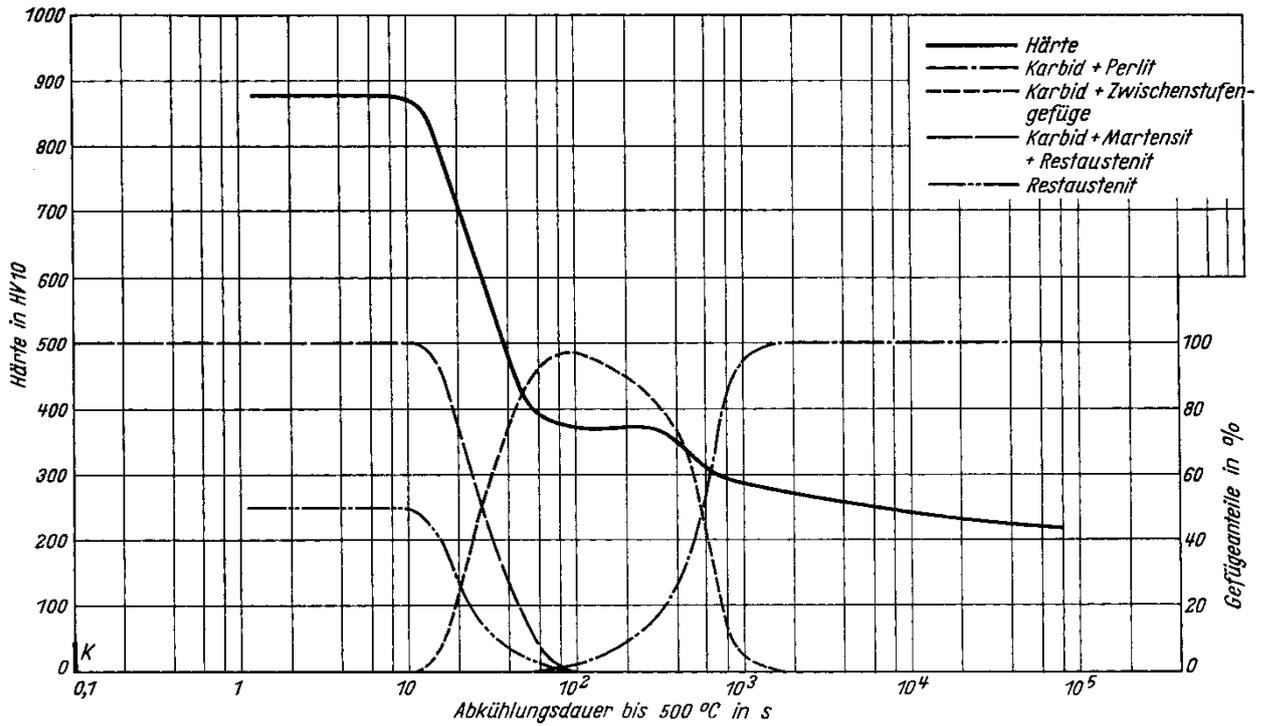
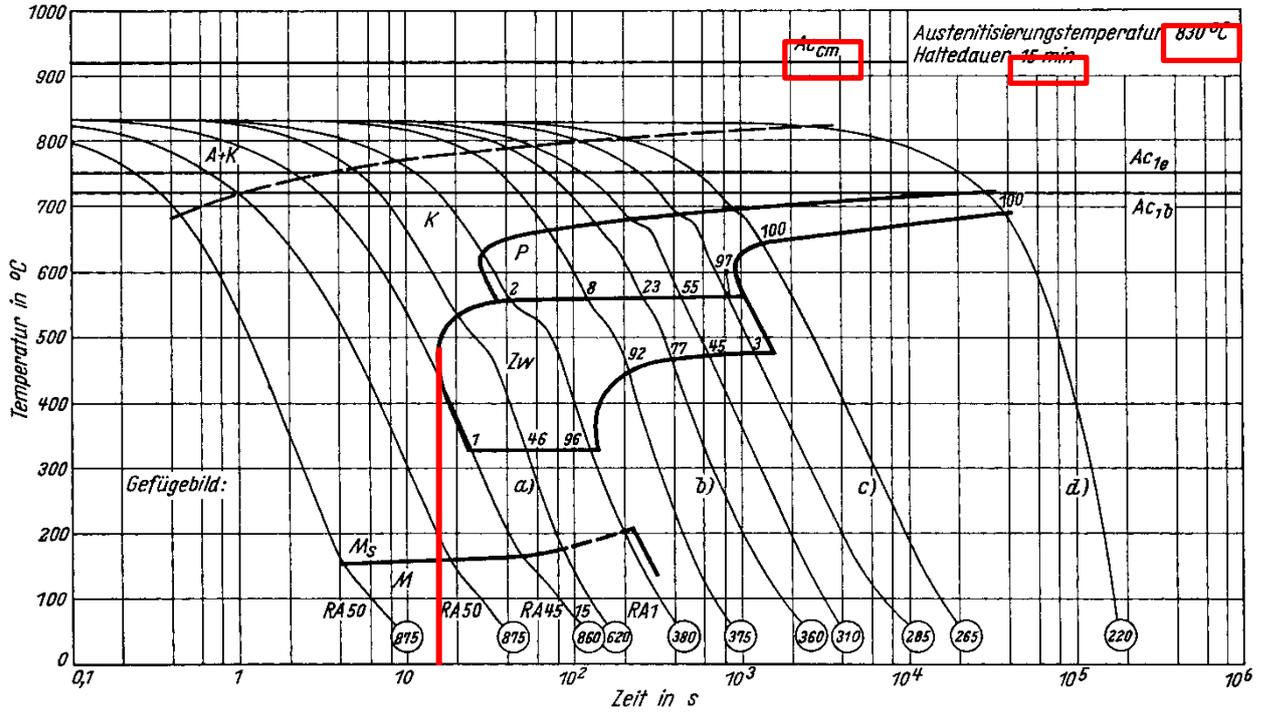
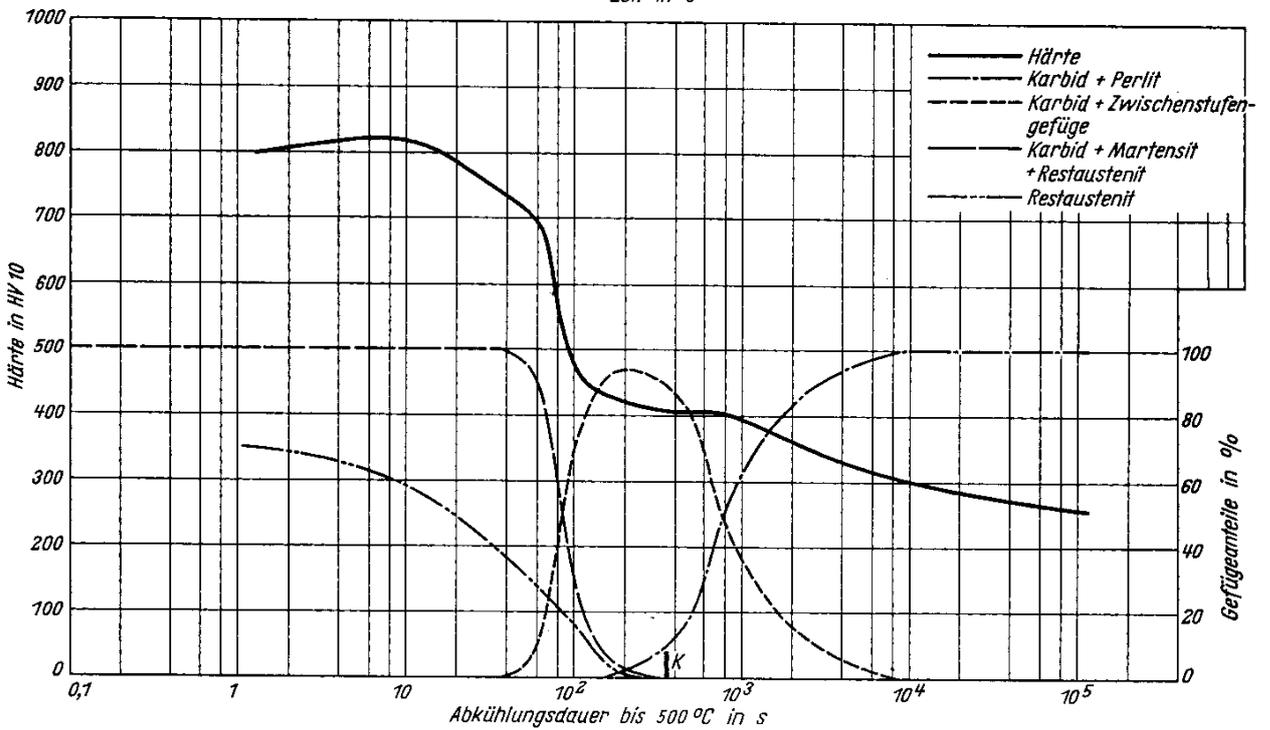
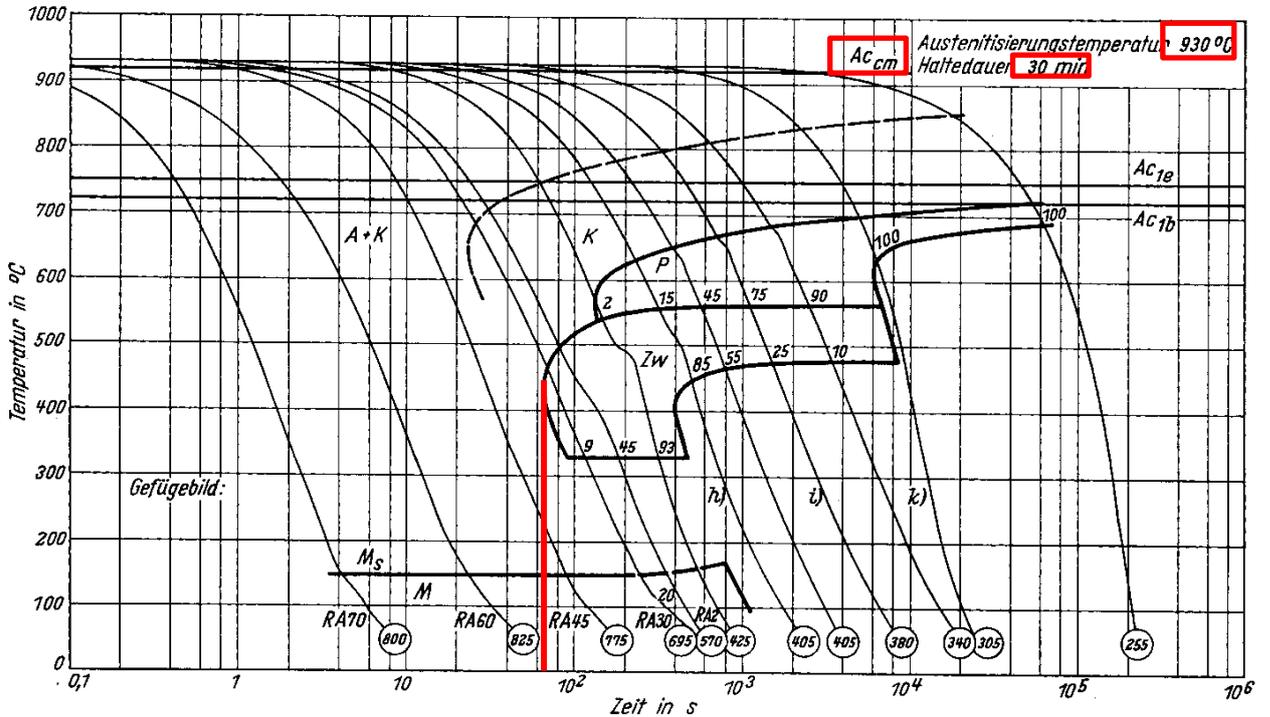


Abb. 238: ZTU-Schaubild: 25MoCr4 mit 1,18% C

Abb. 239: ZTU-Schaubild: 25MoCr4 mit 1,18% C

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

| Chemische Zusammen- setzung in % | C | Si | Mn | P | S | Al | B | Cr | Mo | N | Ni | — |
|-------------------------------------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|------|-------|------|---|
| | 1,18 | 0,20 | 0,67 | 0,017 | 0,022 | 0,034 | 0,002 | 0,50 | 0,45 | 0,005 | 0,11 | — |



Vergleiche beide ZTU-Diagramme → Δ = ? → Fe-Fe₃C-Diagramm, s.u. !

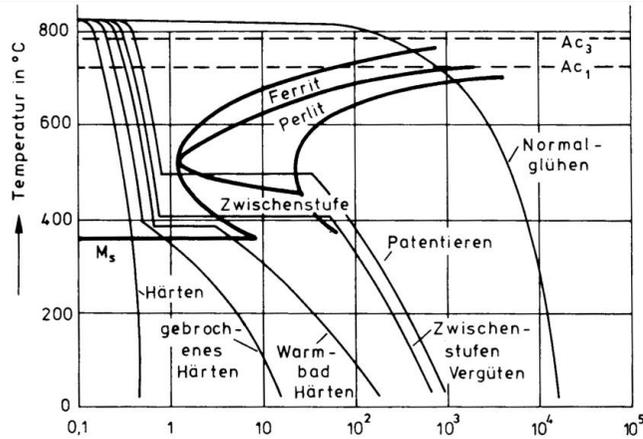
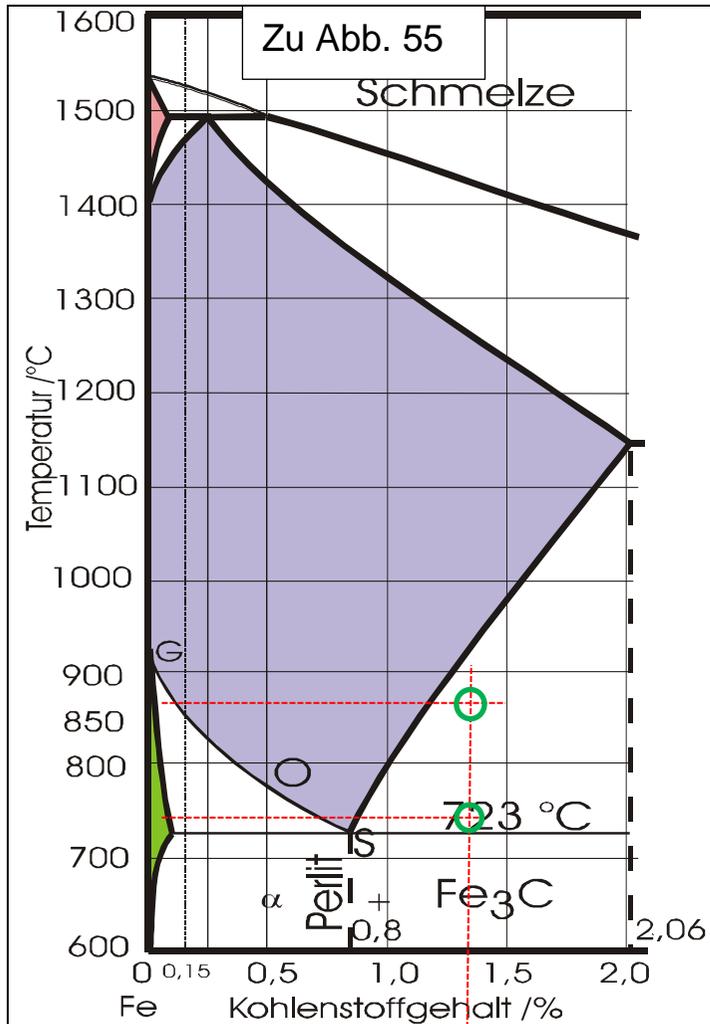


Abb. 240: Verschiedene WB im ZTU-Schaubild

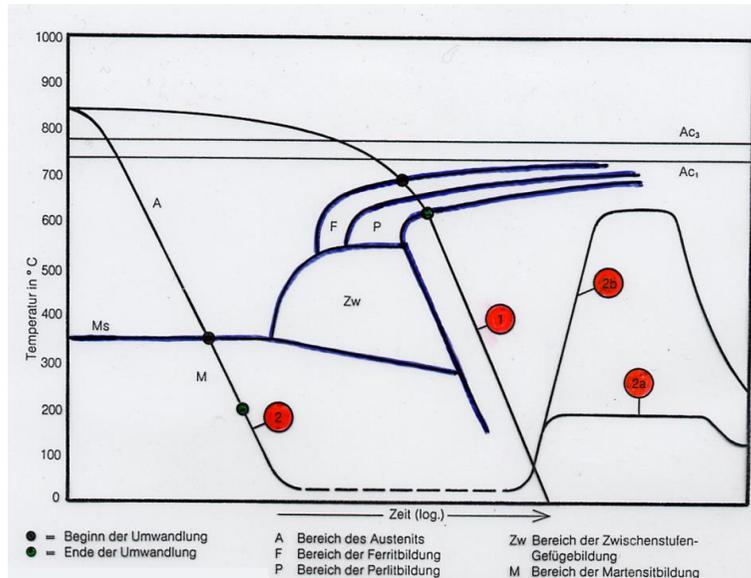
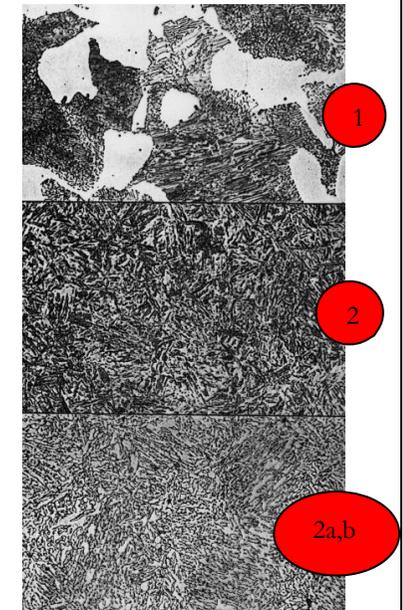


Abb. 241: ZTU-Schaubild mit T Verlauf für Normalisieren 1, Härten 2 und Vergüten 2a,b mit resultierendem Gefüge



Anwendungsgebiete der ZTU-Schaubilder in der Praxis sind:

Nach Polieren und Anätzen im Lichtmikroskop (LIM) sichtbar gemachte Gefüge von Stählen:

a) GG-Gefüge nach dem Fe-Fe₃C-Diagramm

Steigender C-Gehalt von oben links (ca. 0,02% C) nach unten rechts (über-eutektoid)

Das Bild links unten zeigt reinen Perlit (0,8% C; → eutektoide Legierung)

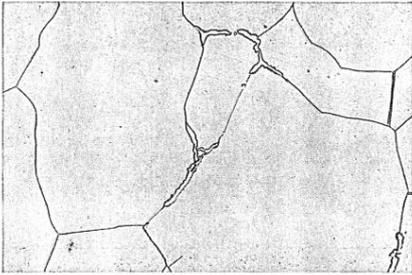


Bild 16. Gefüge einer sehr kohlenstoffarmen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Ferrit mit Ausscheidungen von Tertiärzementit auf den Korngrenzen) (Ätzung: alkoholische Salpetersäure) 500:1

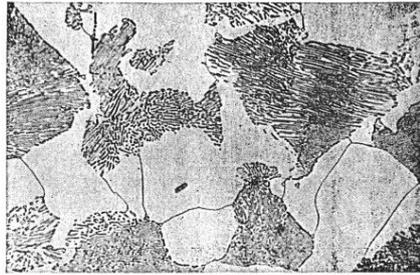


Bild 17. Gefüge einer untereutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Ferrit (hell) und Perlit) (Ätzung: alkoholische Salpetersäure) 500:1

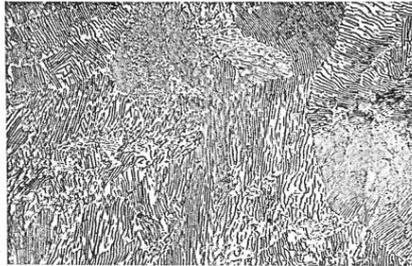


Bild 18. Gefüge einer eutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Perlit, d.h. Lamellen von Zementit und Ferrit) (Ätzung: alkoholische Pikrinsäure) 500:1

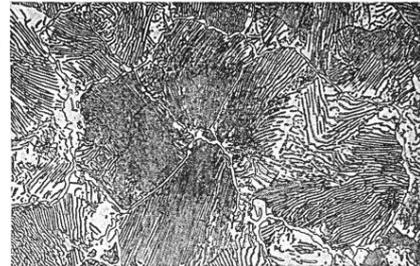


Bild 19. Gefüge einer übereutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Zementit (helles Netz auf den Korngrenzen) und Perlit) (Ätzung: alkoholische Pikrinsäure) 500:1

b) Un-GG-Gefüge nach unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten

Die Abkühlgeschwindigkeit ist aus der Bildbeschriftung zu entnehmen

[oben links: GG-nah, vergleichbar mit Abb. a), oberes rechtes Bild]



Bild 26. Umwandlung in der Perlitstufe

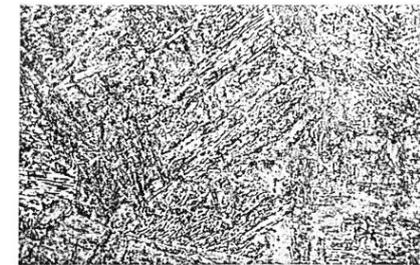


Bild 27. Umwandlung in der Zwischenstufe

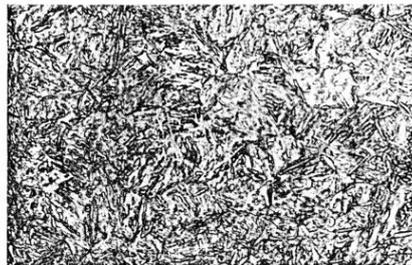


Bild 28. Umwandlung in der Martensitstufe



Bild 29. Umwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung im Bereich der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit

Bilder 26 bis 29. Einfluß der Unterkühlung auf das Gefüge eines unlegierten Stahles mit 0,45% C (Ätzung: Bilder 26 und 28: alkoholische Salpetersäure; Bilder 27 und 29: alkoholische Pikrinsäure) 500:1

Abb. 242:: Vergleich von GG- und Un-GG-Gefügen unlegierter C-Stähle (Quelle: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle)

5.7.1.1 Thermomechanische Behandlung \Rightarrow TM

Die entsprechend dem ZTU-Schaubild gleichzeitige Durchführung von 2 Fertigungsverfahren (WB + Umformung) führt zu neuen Eigenschaften (synergetischer Effekt)

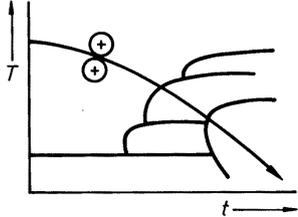
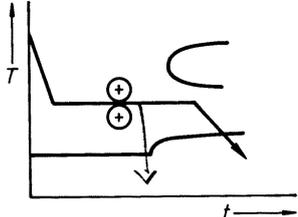
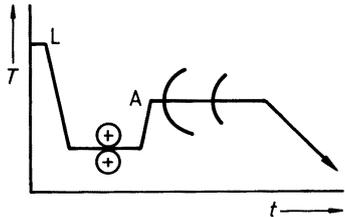
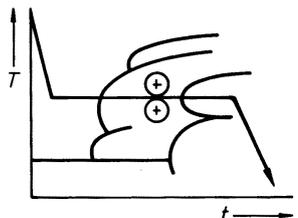
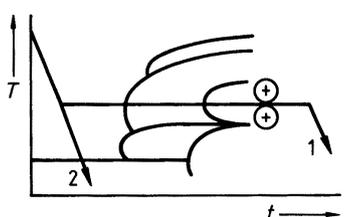
| Art der TM-Behandlung | Beispiele für technisch angewendete Verfahren φ - T -Führung | Verfahren |
|-----------------------------------|---|--|
| Verformung vor der Umwandlung |  <p>a)</p> | <p><i>normale Warmwalsvorgänge</i>, bei denen die Warmformgebung in einem definierten Temperaturbereich dicht oberhalb A_{c3} erfolgt</p> |
| |  <p>b)</p> | <p><i>Austenitformhärten („Ausforming“)</i> im Bereich des umwandlungsträgen Bereiches ($\approx 500^{\circ}\text{C}$) unterhalb T_{Rk}. Große Anzahl von Gitterbaufehlern und gespeicherte Energie erzwingt extrem schnelle γ-Umwandlung in extrem feinnadligen Martensit</p> |
| |  <p>c)</p> | <p><i>Spannungsinduzierte Ausscheidungen</i> (vorwiegend bei NE-Metallen). Verformen nach Lösungsglühen (L) erzeugt bei nachfolgendem Auslagern (A) sehr feine und gleichmäßige Ausscheidungen</p> |
| Verformung während der Umwandlung |  <p>d)</p> | <p>Festigkeit wird erhöht durch Verfeinern des Mikrogefüges und eventuell durch Ausscheidungshärtung</p> |
| Verformung nach der Umwandlung |  <p>e)</p> | <p>(1) <i>Patentieren</i> von Draht. Sehr feinkörniges perlitisches Gefüge läßt sich durch Verformen stark verfestigen („Klaviersaitendraht“). (2) Martensit wird vor Anlassen verformt. Anlaßgefüge mit feinstverteilten Karbiden entsteht</p> |

Abb. 243: Schematische Klassifikation thermomechanischer Behandlungen

5.7.2 ZTA-Schaubilder

Da bei technischen Aufheizgeschwindigkeiten nicht genug Zeit für die Einstellung des Gleichgewichts bleibt, ist auch hier das Fe-Fe₃C-Diagramm nicht aussagekräftig genug. Deshalb gibt es analog zu den ZTU-Diagrammen (Abkühlung) gemessene ZTA-Diagramme (Zeit-Temperatur-Austenitsierungs-Schaubilder), die die Umwandlungspunkte in Abhängigkeit von der Aufheizgeschwindigkeit darstellen. Ebenfalls analog zu den ZTU-Schaubildern gibt es isotherme und kontinuierliche ZTA-Schaubilder.

| Aufheiz-v (K/s) | A _{c1} | A _{c3} | Austenit homogen |
|------------------|-----------------|-----------------|------------------|
| 0,05 (nahe GG) | 730 | 817 | Ca. 920 (?) |
| 1 (kleiner Ofen) | 739 | 837 | 1020 |
| 1000 (induktiv) | 803 | 893 | 1220 |

Beispiel:

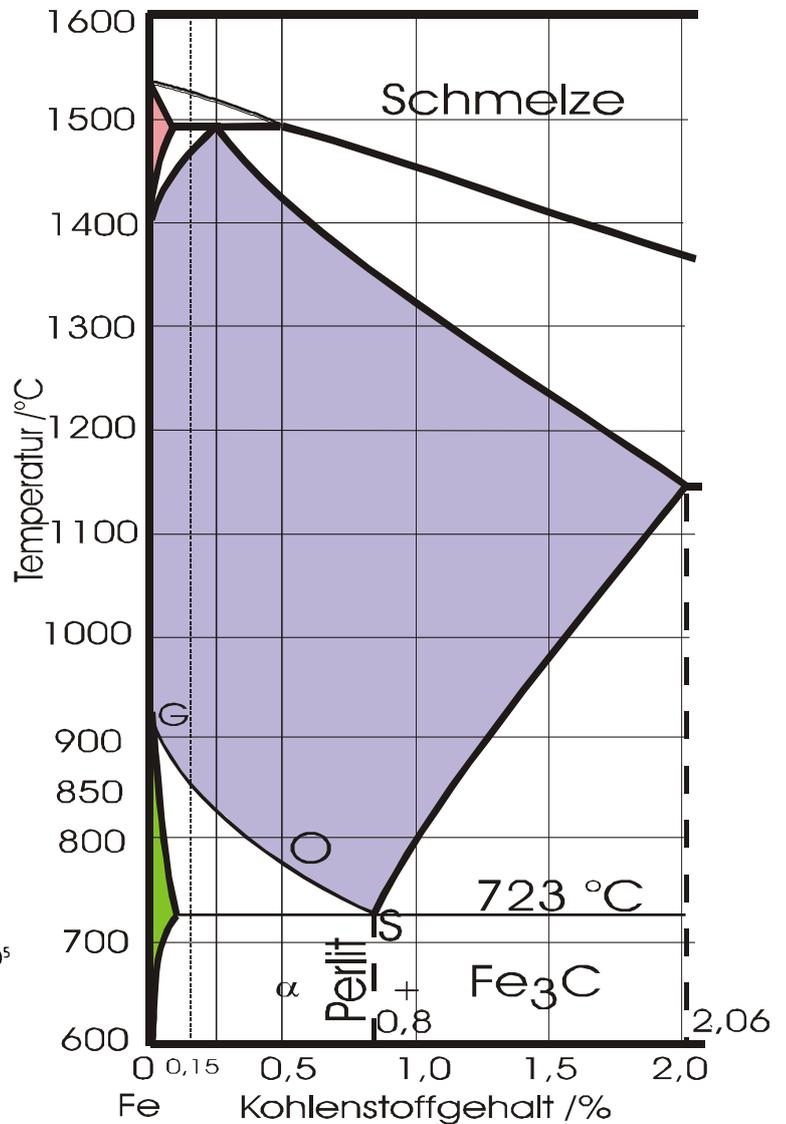
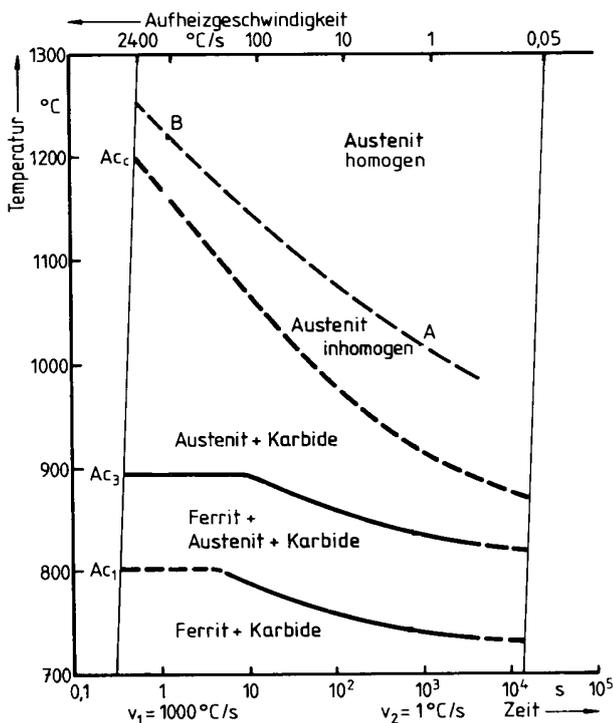


Abb. 244: ZTA-Schaubild für kontinuierliche Erwärmung (Werkstoff: 15CrNi 6)

→ Vergleich der Umwandlungs-T im GG und bei beschleunigtem Aufheizen

Des Weiteren gibt es isotherme und kontinuierliche ZTA-Kornwachstumsschaubilder, s. Abb.:

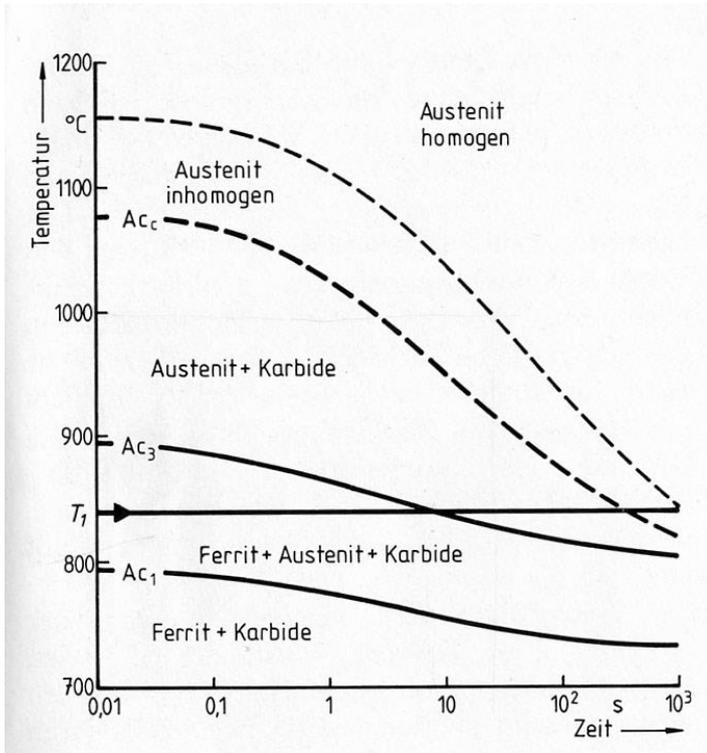


Abb. 245:
ZTA-Schaubild für isotherme Führung (Werkstoff: 15 CrNi 6)

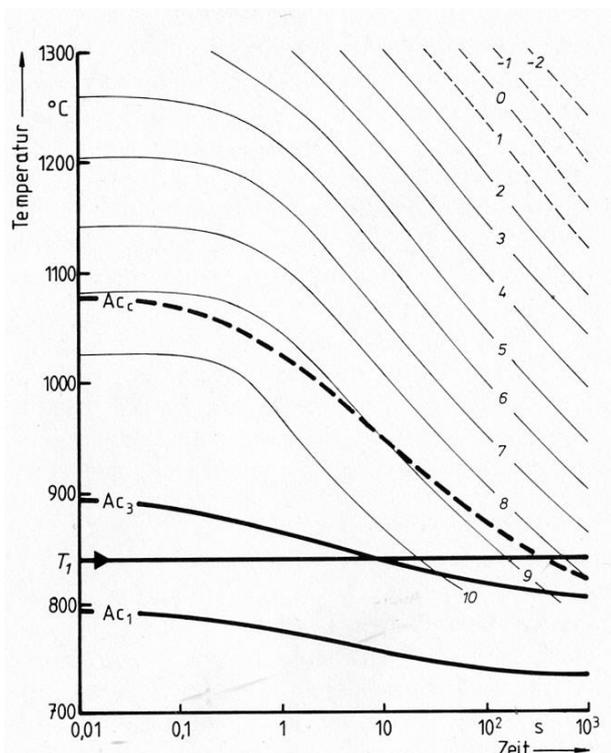


Abb. 246:
Kornwachstumsschaubild

Zzum Kapitel ZTU-/ZTA-Schaubilder s. auch B/S, S. 163 ff. sowie den Aufsatz „[ZTU](#)“ auf meiner Homepage unter „Aufsätze“.

5.8.2 Härteverfahren

Nach EN 10052 sind 3 unterschiedliche Härteverfahren definiert (Darstellung im ZTU-Diagramm s. auch Abb. auf Vorseite):

□ einfaches Härten

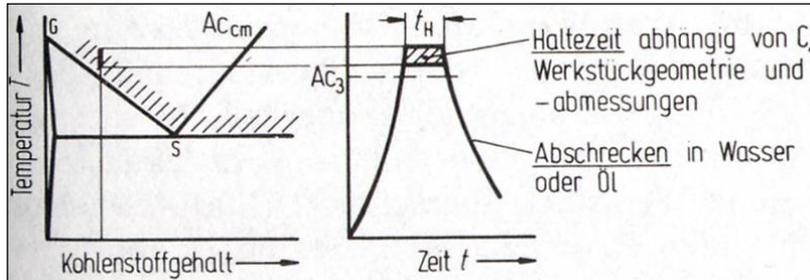


Abb. 247: einfaches Härten

□ gebrochenes Härten

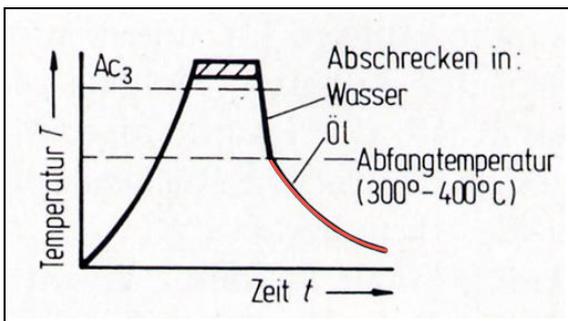


Abb. 248: gebrochenes Härten

□ Warmbad-Härten

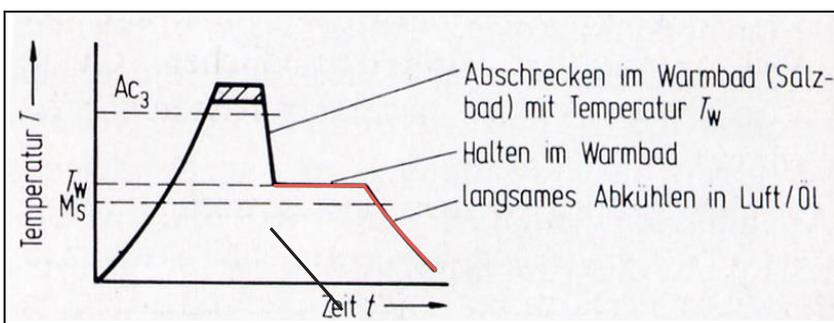


Abb. 249: Warmbad Härten

5.8.3 Einfaches- gebrochenes- und Warmbadhärten im ZTU-Schaubild

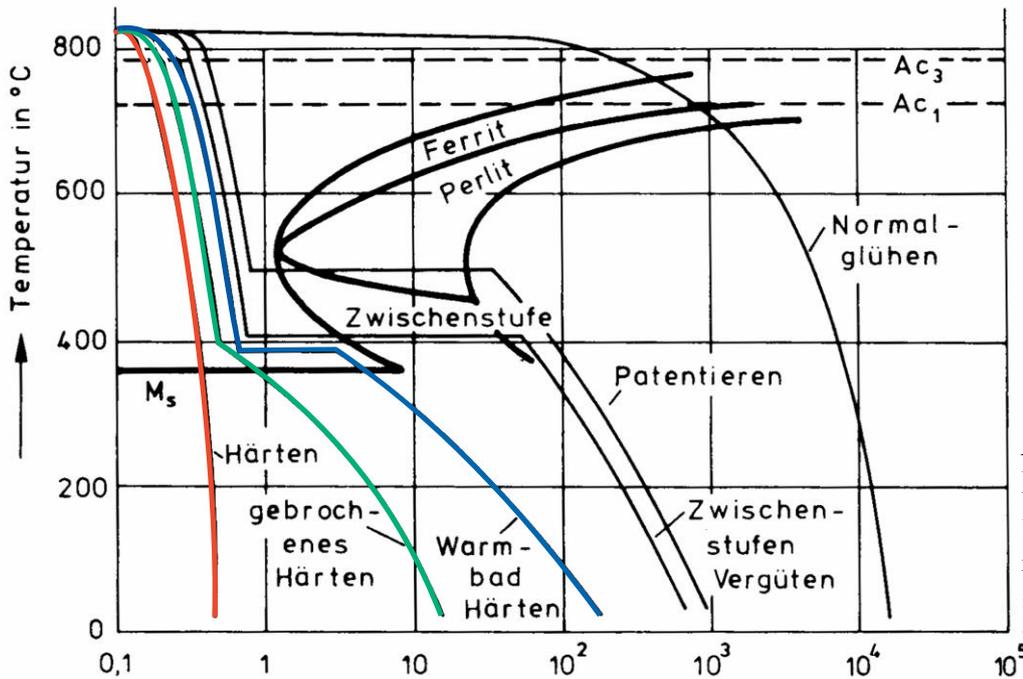


Abb. 250:
Die 3 praktizierten Härteverfahren im schematischen ZTU-Schaubild

Wie ersichtlich muß beim Härten von Stahl der Werkstoff sehr schnell abgeschreckt werden. Damit sich nur Martensit bildet, darf die Abkühlkurve nicht in den Bereich der Perlitnase kommen. Dazu ist die Kenntnis der Wirkung der verschiedenen Abschreckmittel wichtig, s. Abb. 182.

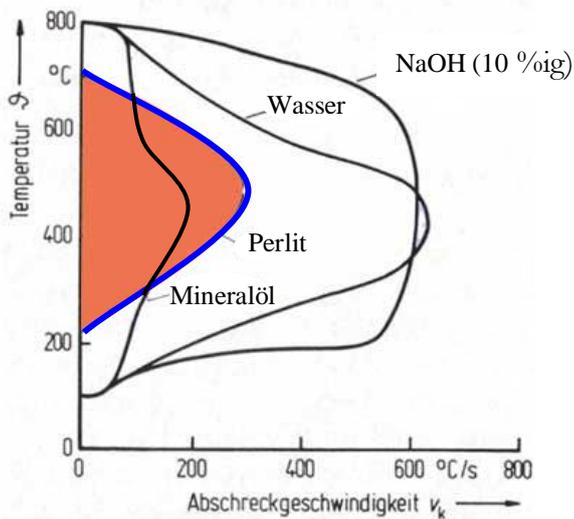


Abb. 251:
Wirkung verschiedener Abschreckmittel

Neben dem Abschreckmittel muß noch auf folgende Einflußgrößen geachtet werden:

-
-
-

5.8.4 Prüfung auf Auf- und Einhärtbarkeit → Jomini-Probe

Die Prüfung erfolgt mit Hilfe des Stirnabschreckversuches, s. Abb.:

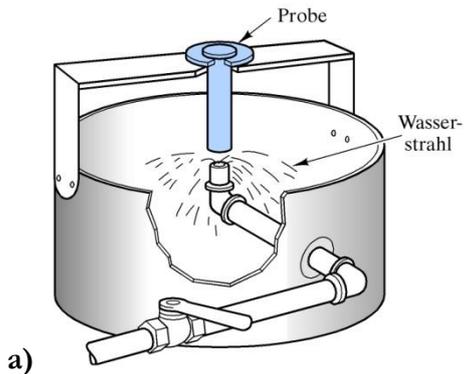
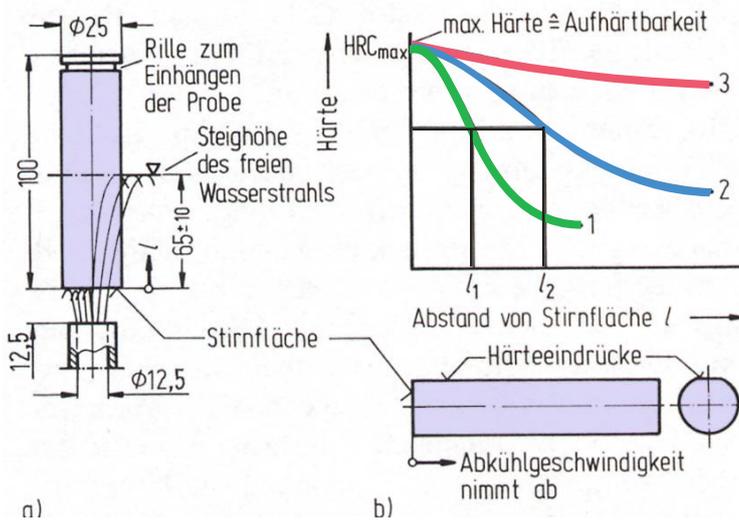


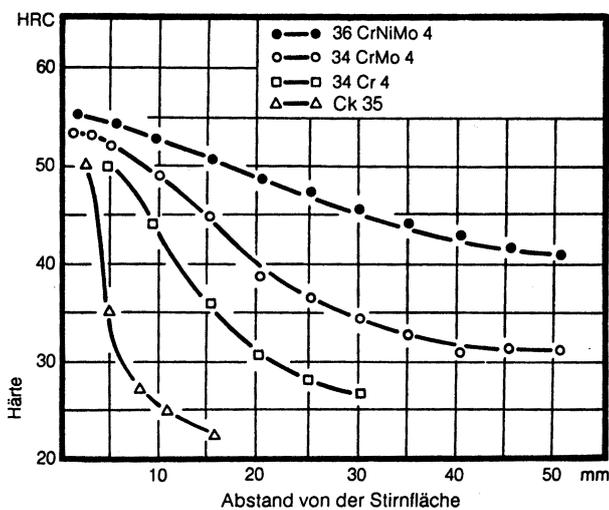
Abb. 252: Stirnabschreckversuch

a) Versuchsaufbau



b) Schematische Darstellung mit Härteverlauf für Stähle als f(% Leg. Elemente)

- 1:
- 2:
- 3:



c) Härteverlauf nach dem Stirnabschreckversuch an realen Stählen

größerer Abstand von der Stirnfläche heißt auch: geringere
→ s. Kap. Abschreckhärten

5.8.5 Randschichthärten

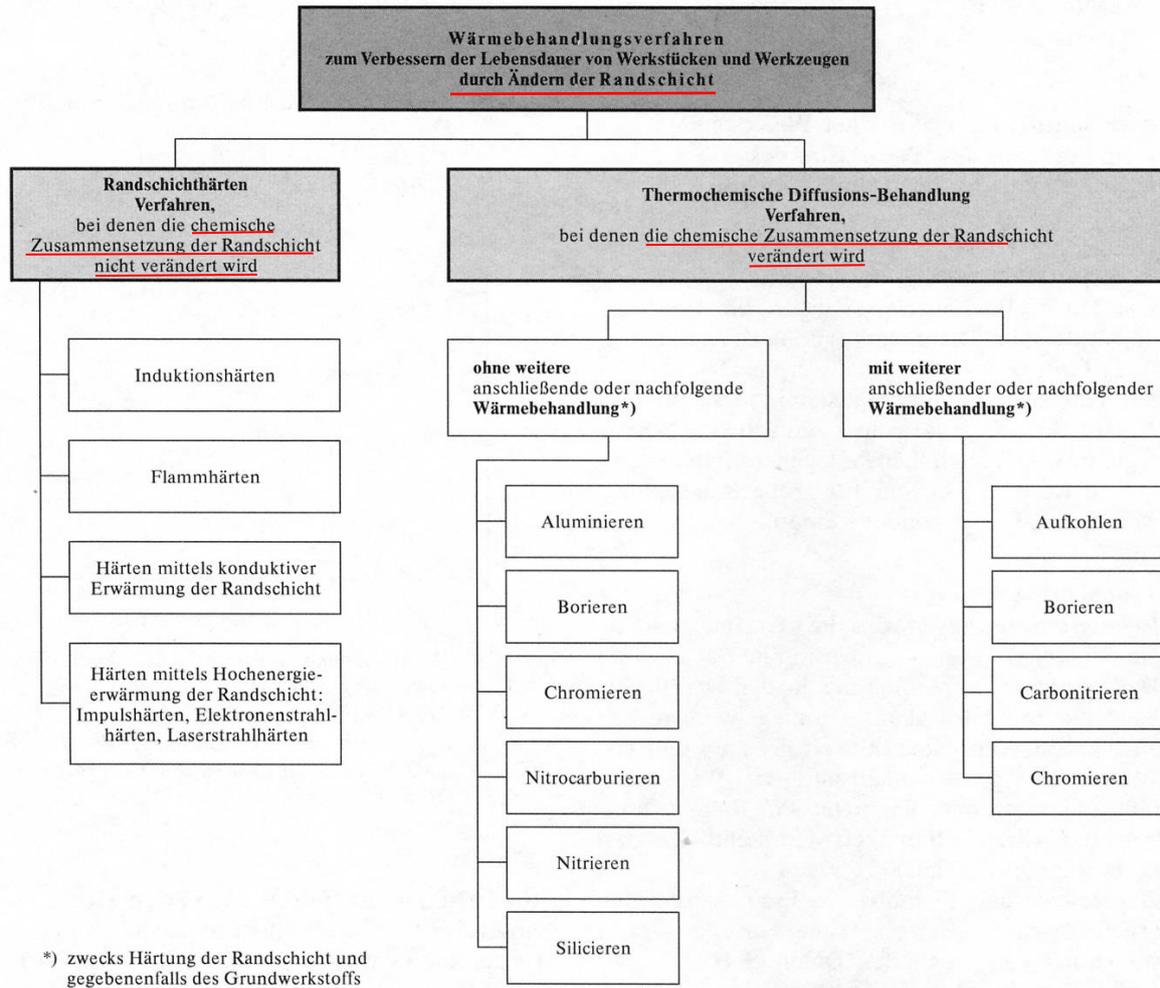


Abb. 253: Randschichthärteverfahren

Beispiele:

Aluminieren: Al_2O_3 -Schicht wird aufgespritzt →

Borieren: Pulver-, Salzbad, Pasten-, Gas- Borieren bei $T = 850 - 1000 \text{ °C}$ → Bildung einer Fe_2B -Schicht: $d = 10 - 80 \text{ }\mu\text{m}$, $\text{HV}_{0,2} = 1400 - 2000$,
→

Chromieren: Pulver- oder Gas- Chromieren bei T ca. 1000 °C für einige h → Bildung einer FeCr -Schicht (intermetallische Verbindung), d ca. $100 \text{ }\mu\text{m}$, $\text{HV}_{0,2} = 1400 - 2000$ →

Silizieren: Pulver- oder Gas- Silizieren bei T ca. 1000 °C für einige h → Bildung einer FeSi -Schicht (intermetallische Verbindung), d ca. $100 - 250 \text{ }\mu\text{m}$,
→

Aufkohlen: Pulver- oder Gas- Aufkohlen bei T ca. 900 °C für einige h → dann wie Abschreckhärten, s.o. →...

Beachte: $x_m = \sqrt{D \cdot t}$, s.o.

5.8.5.1 Induktions-, Flamm- und Tauchhärten

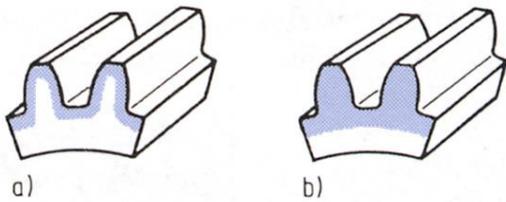


Abb. 254:

Vergleich der Einhärtetiefe beim

a) Flammhärten +

Induktionshärten →

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{f \cdot \mu}}$$

$$\rho = \Omega m, \quad \mu = Vs / Am$$

$$f = 1 / s$$

b) Tauchhärten

Unterschied b) zu a):

- b) ist schneller, billiger da keine teuren Zusatzvorrichtungen → auch bei komplizierten Teilen nur ein Bad nötig
aber:

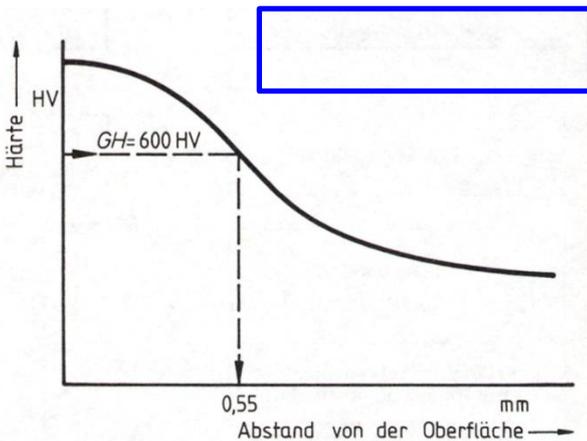


Abb. 255: Tauchhärten → Definition der Einhärtetiefe nach einer Randschichthärtung nach EN 10328

→ Randhärtetiefe Rht: Ergibt sich bei einer Grenzhärte GH = 600 HV1 ein Randabstand von 0,55 mm so ist



GH ist i.A. 80 % der jeweils vorgeschriebenen Oberflächenhärte.

Beim Induktions-, Flamm- und Tauchhärten muss ein Mindest-C-Gehalt von ca. 0,3% vorhanden sein, da sonst keine ausreichende Härtesteigerung (Ms-Bildung) erreicht wird.

5.8.5.2 Einsatzhärten

bedeutet, dass die Randschicht eine Änderung der chemischen Zusammensetzung erfährt, z.B. eine geeignete Erhöhung des C- oder N-Gehaltes.

Dazu wird das Werkstück bei hoher T in ein Medium eingebracht, das C oder N abgibt, der dann in das Werkstück eindiffundiert. Zur Erinnerung:

Die Einsatzhärte wird ebenfalls mit einer Randhärte beschrieben, die hier mit der Dicke der aufgekohlten (aufgestickten) Schicht korreliert.

Der Härtemechanismus ist der gleiche wie beim oben besprochenen Abschreckhärten. Da jedoch nur die Randschicht einen für die Martensitbildung ausreichenden C-Gehalt aufweist, wird nur dieser Bereich durch gehärtet.

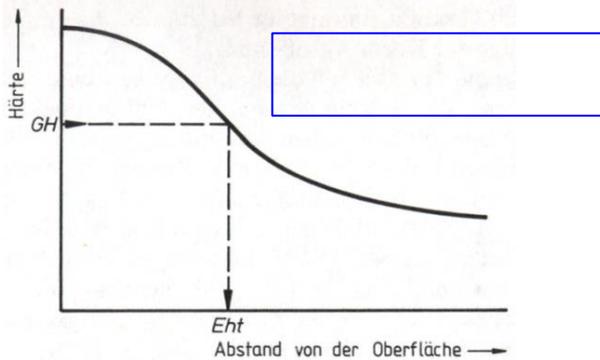
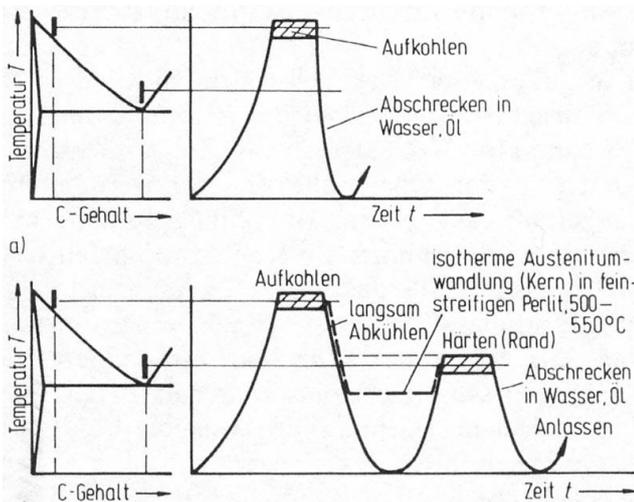


Abb. 256:

Einsatzhärten → Definition der Einhärtetiefe nach einer Einsatzhärtung nach EN 10328



Direktes Härten:

⇒ grober Ms + evtl. RA

Einfaches Härten nach langsamer Abkühlung bzw. isothermer Umwandlung

⇒ feiner Perlit im Kern...

Dann härten der Randschicht, $\Delta T (X, Y) \rightarrow$ wegen $\Delta\% C$ Rand / Kern \rightarrow G-O-S-Linie...

Abb. 257:

Mögliche Härteverfahren nach dem Aufkohlen

Nitrieren:

Durch Eindiffundieren von N in die Werkstückoberfläche kann die Härte ebenfalls gesteigert werden. Ursache dafür ist die Bildung von Nitriden. Da die Elemente Cr, Al, V, Ti und andere besonders geeignete Nitride bilden, sind Nitrierstähle oft mit diesen Elementen legiert.

Da die Nitride an sich schon die gewünschte Härte erzeugen, ist kein Abschrecken nach dem Nitrieren nötig. Übliche Verfahren sind Gas- ($2NH_3 \rightarrow 3H_2 + 2N$) und Salzbadnitrieren.

Orientierungswerte: Dauer: einige Stunden, $500\text{ °C} < T < 600\text{ °C}$

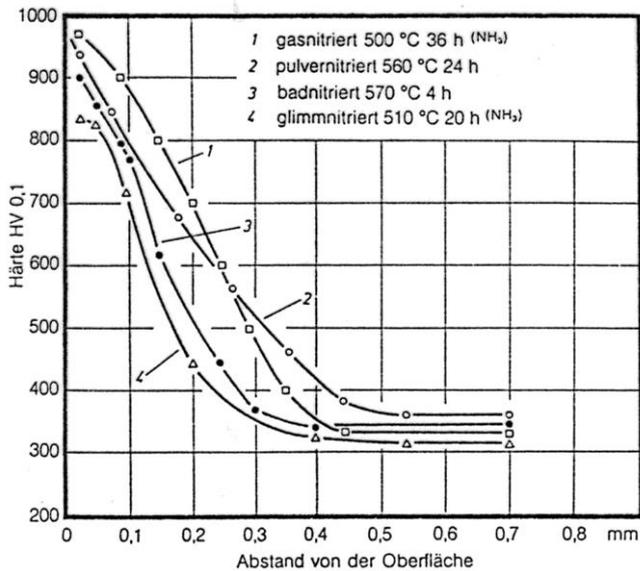


Abb. 258:
Härteverlauf nach dem Nitrierhärten mit unterschiedlichen Verfahren
Werkstoff:

Vorteile von Nitrieren gegen Einsatzhärten:

- höhere Härte,
- Härte bleibt bis ca.500°C erhalten,
- kein Abschrecken erforderlich (kein Verzug, keine Risse),
- Vergüten des Kerns möglich,
- bessere Verschleißigenschaften (Hohe N-Gehalte vermindern Verschweißen)

Nachteile: Lange Glühdauer, geringe Eindringtiefe

5.9 Vergüten:

Vergüten ist definiert als ...

d.h. es können nur Bereiche im Bauteil vergütet werden, die zuvor gehärtet wurden, d.h. die ein martensitisches Gefüge aufweisen.

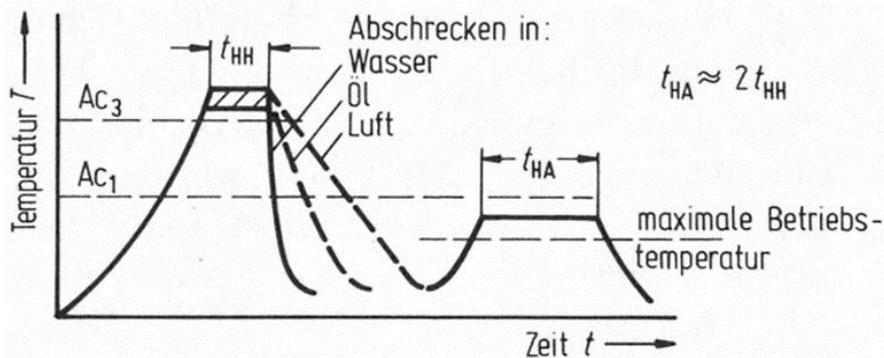
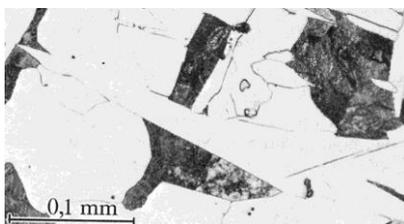
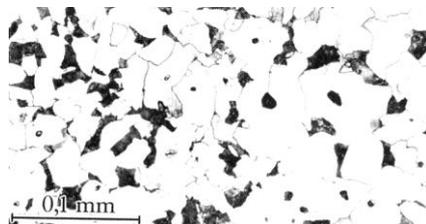


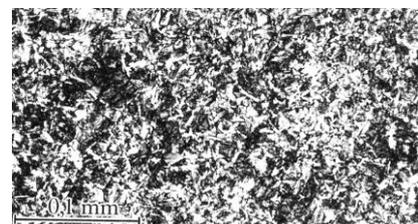
Abb. 259:
t-T-Verlauf beim Vergüten



a) Gußgefüge, $A_v = 14 \text{ J}$



b) normalisiert, $A_v = 71 \text{ J}$



c) vergütet, $A_v = 86 \text{ J}$

Abb. 260: Wirkung einer Vergütung auf das Gefüge und damit auf die mechan. Eigenschaften
Werkstoff: GSC 25

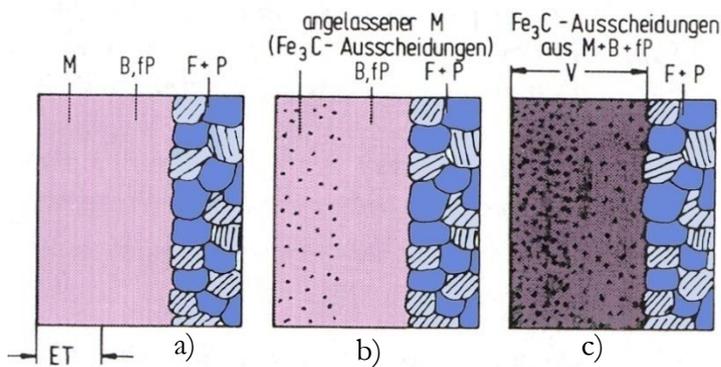


Abb. 261:

Schematische Darstellung der beim Vergüten ablaufenden Gefügeänderungen

ET = Einhärtetiefe, fP = feinstreifiger Perlit, V = Vergütungstiefe

→

- a)
- b)
- c)

Eine optimale Vergütung erfordert je nach Werkstoff unterschiedlichen Zeiten und Temperaturen. Diese werden mit Hilfe von gemessenen Vergütungsschaubildern ermittelt, s. Abb. Man unterscheidet Vergütungsschaubilder mit t-T-Parameter bei denen Zeit und Temperatur variiert werden können und solche, die nur für eine bestimmte Vergütungszeit gültig sind.

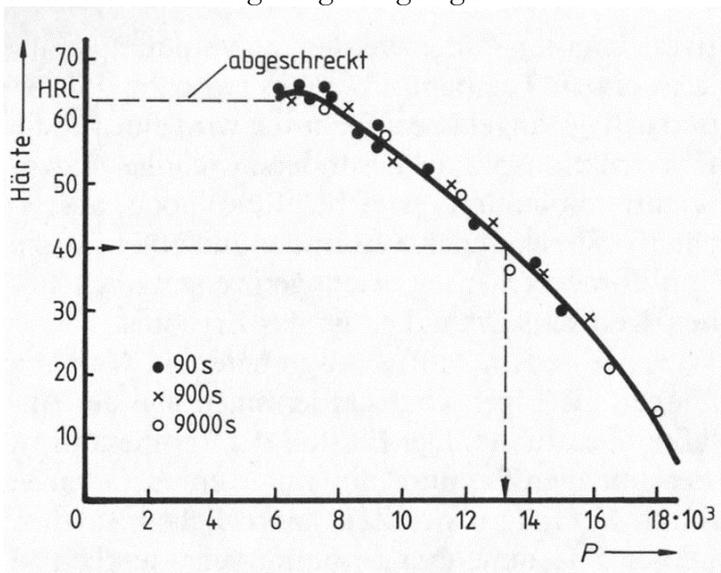


Abb. 262:

Vergütungsschaubild mit Parameterdarstellung für C 56. Es gilt:

$$P = T (14,3 + \log t) \quad \text{mit } T \text{ in K}$$

Aufgabe:

Wie lange dauert es bei T = 500°C bis die Härte auf HRC = 40 abgefallen ist?

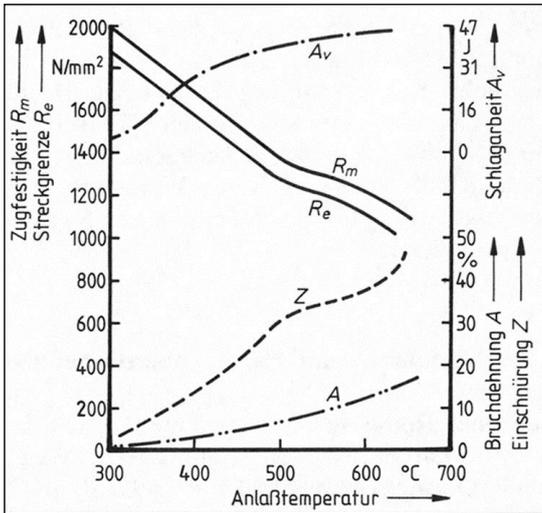


Abb. 263:
Vergütungsschaubild für 50 Cr 4, das nur für eine bestimmte Anlaßzeit gilt.

Beachte den starken Einfluß der Anlaßtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften !

Es ist beim Vergüten weiterhin zu beachten, dass im T-Bereich zwischen 430°C und 530°C die sog. „Anlaßversprödung“ auftreten kann, so dass man genau das Gegenteil vom gewünschten Effekt erreicht, s. nächste Abb.. Der Effekt tritt erst bei längeren Zeiten auf, z.B. beim Abkühlen großer Schmiedestücke.

Festigkeit, Zähigkeit und Anlaß-T:

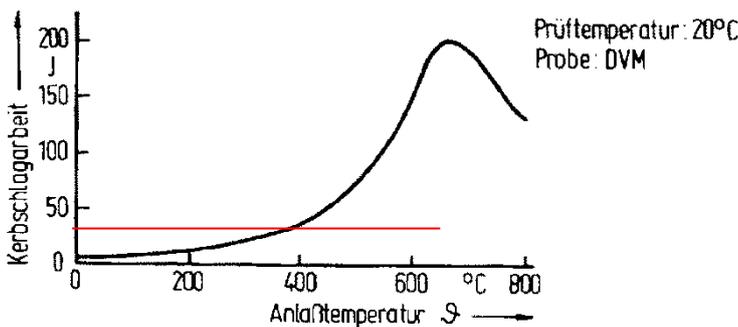


Abb. 264: $A_v = f(\text{Anlaß-T})$ für C45 (DVM, $T = 20\text{ °C}$, $t = \text{const.}$)

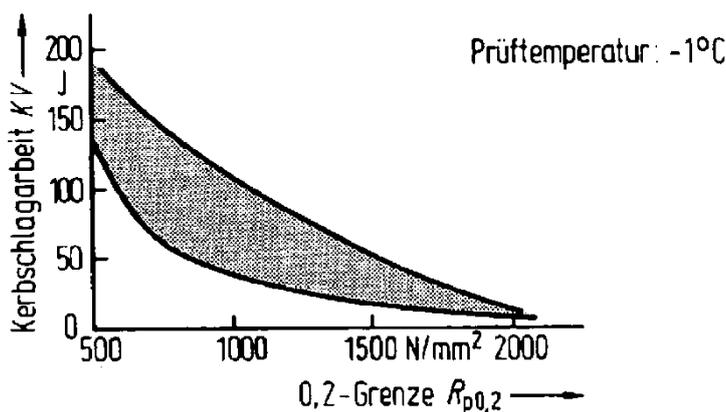


Abb. 265: Einfluß der Festigkeit auf die erreichbare Zähigkeit:

$\rightarrow R_p \uparrow \rightarrow A_v \downarrow$

Anwendungen von Vergütungsstählen: Kurbelwellen,

und andere Konstruktionsteile höherer Festigkeit, wie zum Beispiel Flugzeugfahrwerke (Zugfestigkeiten bis zu 2000 MPa).

Beachte die Schweißeignung: C-Gehalte, s. Abb. 215/ 216 \rightarrow örtliche Aufhärtung in der Schweißzone \rightarrow Vorwärmen empfohlen

5.9.1 Anlaßversprödung

Es ist beim Vergüten weiterhin zu beachten, dass im T-Bereich zwischen 430°C und 530°C die sog. „Anlassversprödung“ auftreten kann, so dass man genau das Gegenteil vom gewünschten Effekt erreicht, s. nächste Abb. Die Anlassversprödung tritt erst bei längeren Zeiten auf, z.B. beim Abkühlen großer Schmiedestücke

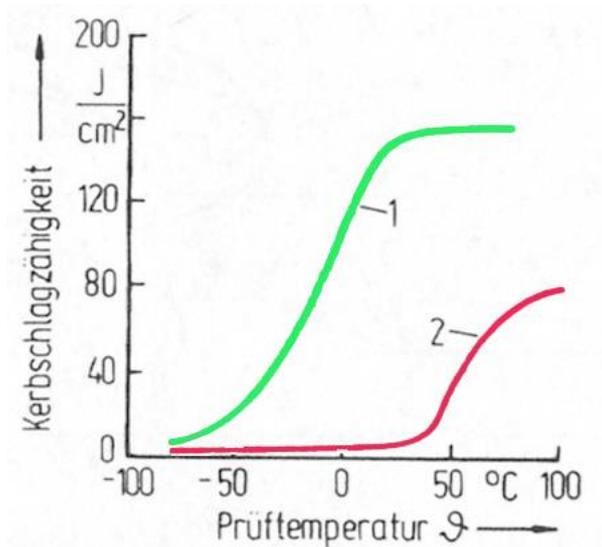


Abb. 266:

Anlaßversprödung verdeutlicht an der Av-T-Kurve

1: 32 h bei 630 $^{\circ}\text{C}$

2: 32 h bei 530 $^{\circ}\text{C}$

Die Anlaßversprödung wird stark von Legierungselementen beeinflusst:

Günstig:

Ungünstig:

5.10 Legierungselemente im Stahl

| Legierungselement | Grenzgehalt in Massenprozent c_x (unlegierte Stähle) |
|--|---|
| Aluminium | 0,10 |
| Bismut | 0,10 |
| Blei | 0,40 |
| Bor | 0,0008 |
| Chrom | 0,30 |
| Kobalt | 0,10 |
| Kupfer | 0,40 |
| Lanthanide | 0,05 |
| Mangan | 1,60 |
| Molybdän | 0,08 |
| Nickel | 0,30 |
| Niob | 0,05 |
| Selen | 0,10 |
| Silizium | 0,50 |
| Tellur | 0,10 |
| Titan | 0,05 |
| Vanadium | 0,10 |
| Wolfram | 0,10 |
| Zirkonium | 0,05 |
| Sonstige [mit Ausnahme von (C, P, S, N, O)]* jeweils | 0,05 |

Nach DIN EN 10020; *s.o.: Eisenbegleiter

Abb. 267: Mögliche Fremdelemente in unlegiertem Stahl

- unlegierte Stähle : s. Tabelle
- niedriglegierte Stähle: :
- hochlegierte Stähle: :

Legierungselemente bilden Mkr (mit dem Fe) sowie intermediäre und intermetallische Verbindungen und sie beeinflussen das Diffusionsverhalten.

Dadurch ermöglichen sie eine Verbesserung bei der Gebrauchs- und Verarbeitungseigenschaften der Stähle (und anderer Metallegierungen).

5.10.1 Wirkungen von Legierungselementen in Stählen

5.10.1.1 Wirkung der Legierungselemente auf das ZTU-Schaubild → WB, TM, Schweißen

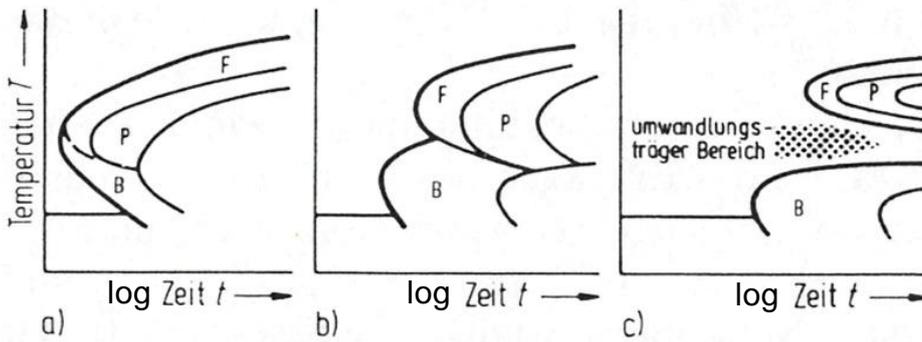


Abb. 268:
Schematische ZTU-Schaubilder:

- a) unlegierter Stahl
- b) niedriglegierter Stahl
- c) hochlegierter Stahl mit Karbidbildnern

- a) → Härten nur begrenzt möglich, kaum Bainitbildung möglich
- b) → Härten, Vergüten, Bainitbildung leicht möglich
- c) → Karbidbildner (Cr, Mo, V, W) verschieben die Perlitbildung zu höheren T und längeren t, da zur Karbidbildung auch die Diffusion der Metallatome nötig ist → umwandlungsträger Bereich → Austenitformhärten...

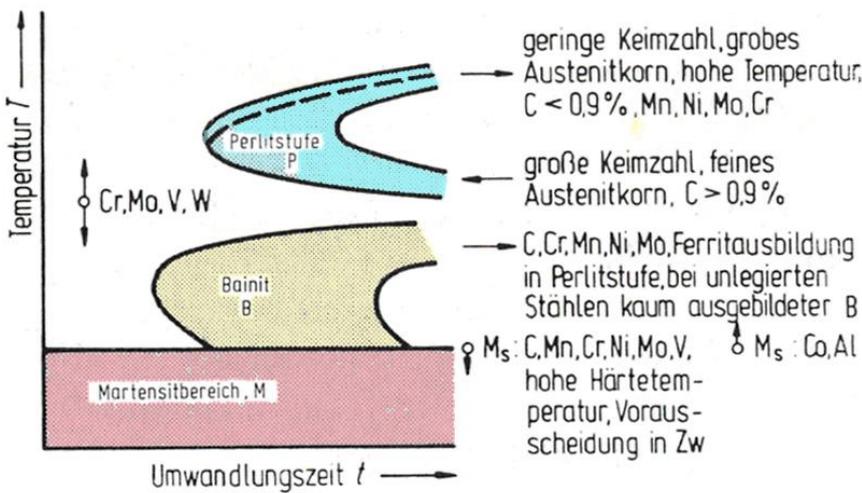


Abb. 269:

Einfluß der Legierungselemente auf das ZTU-Schaubild:

- fast alle Legierungselemente verschieben die Umwandlung zu längeren Zeiten

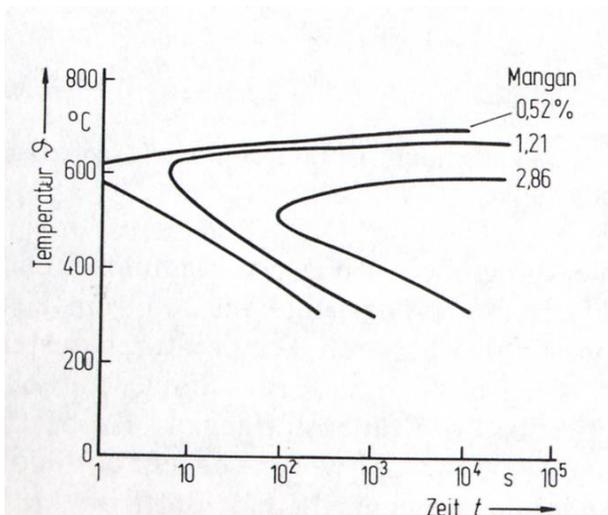


Abb. 270:

Beispiel für die Aussage im obigen Diagramm:

- Verschiebung der „Perlitnasen“ als $f(\%Mn)$ → WB (Härten, Vergüten...)

5.10.1.2 Wirkung von Legierungselementen bei Stählen auf das Fe-Fe₃C-Diagramm → ferritische-, austenitische Stähle

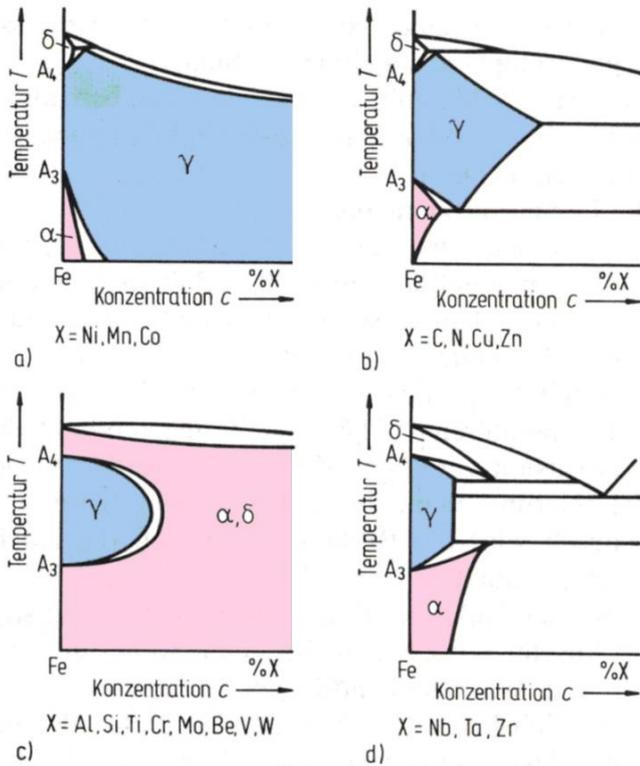


Abb. 271: **Austenitbildner:**

- a) offenes γ -Feld → Ni -
z.B. nichtrostende austenitische Stähle (X5 Cr Ni 18-8) oder Mangan-Hart-Stähle (X120 Mn Cr 12-1)
- b) geschlossenes γ -Feld wegen begrenzter Löslichkeit → C -

Abb. 272: **Ferritbildner:**

- c) offenes α -Feld → Cr,
z.B. nichtrostende ferritische Stähle (X5 Cr 16)
- d) geschlossenes α -Feld wegen begrenzter Löslichkeit → Nb,

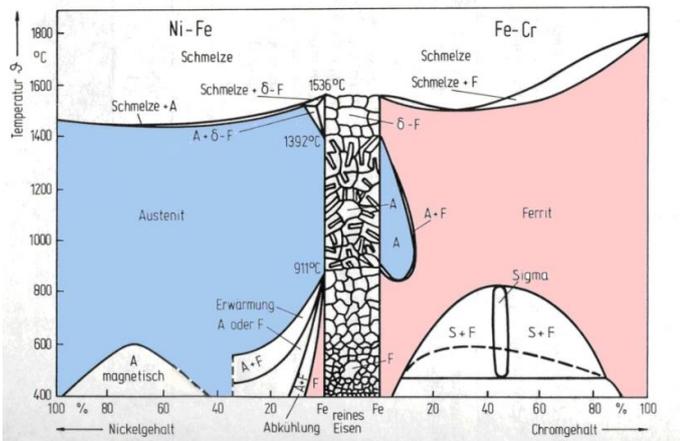


Abb. 273:

Beispiel für die Wirkung eines Austenit- und eines Ferritbildners am Doppel-Zustands-Diagramm Fe-Ni und Fe-Cr

5.10.1.3 Bildung von Ausscheidungen durch Legierungselemente

→ (Sonder)Karbide, (Sonder)Nitride → (Ausscheidungs)Härten, Warmfestigkeit

☐ Karbid- und Nitridbildung

Karbidbildner:

Nitridbildner:

Oft sind Mischkarbide oder Karbonitride vorhanden.

Als Folge verleihen die Legierungselemente den Stählen besondere Eigenschaften*:

a) bei hochlegierten Stählen

- Korrosionsbeständigkeit,
-
-
-
-
-

* insbesondere bei hochlegierten Stählen, hier ist die Festigkeit häufig zweitrangig

b) bei niedriglegierten Stählen*

- Verbesserung/
-
-
-

Eine Übersicht über die Vielfalt der Legierungselemente in Stählen und deren Wirkungen finden Sie im Skript ab der nächsten Seite.

5.10.2 Legierungselemente im Stahl/2: Wirkungen (tab. Übersicht)

Bei den Legierungselementen ist grundsätzlich zu unterscheiden, ob sie Ferrit-, Austenit-, Karbid- oder Nitridbildner oder sind bzw. zu welchem Zweck sie dem Stahl zulegiert werden.

Jedes einzelne Element verleiht dem Stahl je nach Anteil bestimmte spezifische Eigenschaften. Bei Anwesenheit mehrerer Elemente kann die Wirkung gesteigert werden. Es gibt jedoch Legierungsvarianten, bei denen die Einzelelemente bezüglich eines bestimmten Verhaltens ihren Einfluss nicht in gleicher Richtung ausüben, sondern sich entgegenwirken können (Synergie).

Das Vorhandensein der Legierungselemente im Stahl bringt nur die Voraussetzung für die gewünschten Eigenschaften; erst die Verarbeitung und Wärmebehandlung (die z. T. erst durch die Legierungselemente ermöglicht wird !) lässt diese erzielen!

Die Legierungselemente sind in dieser Liste in **Reihenfolge der Chemischen Bezeichnung** geordnet..

| |
|--|
| <p>Aluminium (Al) : <i>Schmelzpunkt 658°C</i> Es ist das stärkste, sehr häufig angewandte Desoxydations- und außerdem Denitrierungsmittel; dadurch wirkt es auch stark begünstigend auf die Alterungsunempfindlichkeit ein. In kleinen Zugaben unterstützt es die Feinkornausbildung. Da Aluminium mit <u>Stickstoff</u> Nitride mit hoher Härte bildet, ist es meist Legierungselement in <u>Nitrierstählen</u> Es erhöht die Zunderbeständigkeit und wird deshalb häufig ferritischen hitzebeständigen Stählen zulegiert. Bei unlegierten Kohlenstoffstählen kann man durch "Alitieren" (einbringen von Aluminium in die Oberfläche) die Zunderbeständigkeit fördern. Aluminium engt den <i>Gamma</i>-Bereich sehr stark ein. Wegen der starken Erhöhung der Koerzitivkraft ist Aluminium Legierungselement in Eisen-Nickel-Kobalt-Aluminium-Dauermagnetlegierungen.</p> |
| <p>Antimon (Sb) : <i>Schmelzpunkt 630°C</i> Dieses Element ist ein Stahlschädling, es erniedrigt die Zähigkeit des Stahls; es wird das <i>Gamma</i>-Gebiet abgeschnürt. Allgemein sind wenig Informationen zu diesem Legierungselement erhältlich. Weitere interessante Informationen an meine EMail Adresse.</p> |
| <p>Arsen (As) : <i>Schmelzpunkt 817°C unter Druck.</i> Schnürt ebenfalls das <i>Gamma</i>-Gebiet ab und ist Stahlschädling, da es starke Seigerungsneigung zeigt, ähnlich wie Phosphor. Die Beseitigung der Seigerungen durch Diffusions-Glügen ist jedoch noch schwieriger als bei <u>Phosphor</u>. Weiterhin erhöht es die Anlaßsprödigkeit, setzt die Zähigkeit stark herab und beeinträchtigt die Schweißbarkeit.</p> |
| <p>Beryllium (Be) : <i>Schmelzpunkt 1280°C</i> Aus <u>Kupfer</u>-Beryllium-Legierungen werden Spiralfedern für Uhren hergestellt, die kaum magnetisierbar sind und eine viel höhere Zahl von Lastwechseln aushalten als Stahlfedern. <u>Nickel</u>-Beryllium-Legierungen sind sehr hart und korrosionsbeständig; Verwendung in chirurgischen Instrumenten. Sehr starke Abschnürung des <i>Gamma</i>-Gebietes. Mit Beryllium können Ausscheidungshärtungen erzielt werden, wobei aber die Zähigkeit sinkt; stark desoxydierend, große Affinität zu <u>Schwefel</u>.</p> |
| <p>Blei (Pb) : <i>Schmelzpunkt 327.4°C</i> Blei ist eigentlich kein "richtiges" Legierungselement, da es die gegebenen Eigenschaften bei bestimmten Legierungsgehalten kaum beeinflusst. Dieses Legierungselement wird in Gehalten von ca. 0.2%-0.5% hinzulegiert, um die Bearbeitbarkeit wesentlich zu verbessern. Es entstehen kürzere Späne und saubere Schnittflächen. Ein weiteres Einsatzgebiet von Blei ist in Lagern, wo die hervorragenden Gleiteigenschaften ausgenutzt werden.</p> |
| <p>Bor (B) : <i>Schmelzpunkt 2300°C</i> Da Bor einen hohen Wirkungsquerschnitt für Neutronen-Absorption aufweist, legiert man damit Stähle für Regler und Abschirmungen von Atomkernenergie-Anlagen.</p> |

Austenitische 18/8 CrNi-Stähle können mit Bor über Ausscheidungshärtungen auf höhere Streckgrenze und Festigkeit gebracht werden, wobei aber die Korrosionsbeständigkeit gemindert wird. Durch Bor hervorgerufene Ausscheidungen verbessern die Festigkeitseigenschaften hochwarmfester Stahltypen im Bereich erhöhter Temperaturen.

In Baustählen verbessert dieses Element die Durchhärtung und bewirkt damit in Einsatzstählen eine Erhöhung der Kernfestigkeit.

Mit einer Minderung der Schweißbarkeit in borlegierten Stählen muss gerechnet werden.

Chrom (Cr): *Schmelzpunkt 1920°C*

Chrom macht Stahl öl- bzw. lufthärtbar. Durch Herabsetzung der für die Martensitbildung erforderlichen kritischen Abkühlgeschwindigkeit erhöht es die Härbarkeit und verbessert damit die Vergütbarkeit. Die Kerbschlagzähigkeit wird jedoch verringert, es setzt die Dehnung aber nur sehr wenig herab. Die Schweißbarkeit nimmt bei reinen Chromstählen mit zunehmendem Chrom-Gehalt ab. Die Zugfestigkeit des Stahls steigt um die 80-100 N/mm² je 1% Chrom.

Chrom ist Karbidbildner. Seine Karbide steigern Schnitthaltigkeit und Verschleißfestigkeit. Warmfestigkeit und Druckwasserstoff-Beständigkeit werden durch Chrom begünstigt. Während steigende Chrom-Gehalte die Zunderbeständigkeit erhöhen, ist für die Korrosionsbeständigkeit von Stählen ein Mindestgehalt von etwa 13% Chrom erforderlich, welches in der Grundmasse gelöst sein muss.

Das Element schnürt das *Gamma*-Gebiet ab und erweitert dadurch den Ferritbereich; stabilisiert jedoch den Austenit in austenitischen Chrom-Mangan- bzw. Chrom-Nickel-Stählen.

Wärmeleitfähigkeit und elektrische Leitfähigkeit werden verringert. Die Wärmeausdehnung wird gesenkt (Legierungen für Glaseinschmelzung).

Bei gleichzeitig höherem Kohlenstoffanteil erhöhen Chrom Gehalte bis 3% Remanenz und Koerzitivkraft

Cer (Ce): *Schmelzpunkt 775°C*

Wirkt reinigend, da es stark desoxydiert und die Entschwefelung fördert; es kommt gewöhnlich gemeinsam mit Lanthan, Neodym, Praesodym und anderen seltenen Edelmetallen als "Mischmetall" zum Einsatz.

Begünstigt in hochlegierten Stählen z.T. die Warmverformbarkeit und verbessert in hitzebeständigen Stählen die Zunderbeständigkeit.

Eisen-Cer-Legierungen mit ungefähr 70% Cer sind pyrophor (Zündsteine)

Zusatz in kugelgraphitischem Gusseisen

Kalzium (Ca): *Schmelzpunkt 850°C*

wird gemeinsam mit Silizium in Form von Silico-Kalzium zur Desoxydation eingesetzt. Kalzium erhöht die Zunderbeständigkeit von Heizleiterwerkstoffen.

Kobalt (Co): *Schmelzpunkt 1492°C*

Kobalt bildet keine Karbide; es hemmt das Kornwachstum bei höheren Temperaturen und verbessert die Anlaßsprödigkeit und die Warmfestigkeit stark; deshalb oft Legierungselement in Schnellstählen, Warmarbeitsstählen, warmfesten und hochwarmfesten Werkstoffen. Begünstigt die Graphitbildung.

Es erhöht in großen Anteilen die Remanenz, Koerzitivkraft und Wärmeleitfähigkeit; deshalb Legierungsbasis für höchstwertige Dauermagnetstähle und -legierungen.

Unter Neutronenbestrahlung bildet sich das stark radioaktive Isotop ⁶⁰Co, weshalb Kobalt in Stählen für Atomreaktoren unerwünscht ist

Kohlenstoff (C): *Schmelzpunkt 3540°C*

Kohlenstoff ist das wichtigste und einflussreichste Legierungselement im Stahl. Neben Kohlenstoff enthält jeder unlegierte Stahl Silizium, Mangan, Phosphor und Schwefel, welche bei der Herstellung unbeabsichtigt hinzukommen. Der Zusatz weiterer Legierungselemente zur Erzielung besonderer Wirkungen, sowie die bewusste Erhöhung des Mangan- und Siliziumgehaltes führt zum legierten Stahl. Mit zunehmendem Kohlenstoff-Gehalt steigen die Festigkeit und Härbarkeit des Stahles, wogegen seine Dehnung, Schmiedbarkeit, Schweißbarkeit und Bearbeitbarkeit (durch spanabhebende Werkzeuge) verringert werden. Der Korrosionswiderstand gegenüber Wasser, Säuren und heißen Gasen wird durch den Kohlenstoff praktisch nicht beeinflusst.

Kupfer (Cu): *Schmelzpunkt 1084°C*

Kupfer wird nur bei wenigen Stahlsorten zulegiert, da es sich unter der Zunderschicht anreichert und durch Eindringen in die Korngrenze eine große Oberflächenempfindlichkeit bei Warmverformungsprozessen verursacht, weshalb es z.T. als Stahlschädling betrachtet wird.

Die Streckgrenze und das Streckgrenzen-Festigkeitsverhältnis werden erhöht. Gehalte über 0.30% können Aushärtungen bewirken. Die Härbarkeit wird verbessert. Die Schweißbarkeit wird durch Kupfer nicht beeinflusst.

In unlegierten und schwachlegierten Stählen wird durch Kupfer eine bedeutende Verbesserung der Witterungsbeständigkeit erreicht.

In säurefesten hochlegierten Stählen erbringt ein Kupfer-Gehalt über 1% verbesserte Beständigkeit gegen Salzsäure und Schwefelsäure.

Mangan (Mn): *Schmelzpunkt 1221°C*

Mangan desoxydiert. Es bindet Schwefel als Mangansulfide und verringert dadurch den ungünstigen Einfluss des Eisensulfides. Besondere Bedeutung hat dies bei Automatenstahl; die Rotbruchgefahr wird verringert.

Mangan setzt die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit sehr stark herab und erhöht damit die Härbarkeit. Streckgrenze sowie Festigkeit werden durch Mangan-Zusatz erhöht, ferner wirkt Mangan sich günstig auf die Schmiedbarkeit und Schweißbarkeit aus und vergrößert stark die Einhärtetiefe.

Gehalte über 4% führen auch bei langsamer Abkühlung zur Ausbildung von spröden martensitischem Gefüge, so dass der Legierungsbereich kaum genützt wird.

Stähle mit Mangan-Gehalten über 12% sind bei gleichzeitigem hohem Kohlenstoff-Anteil austenitisch, weil Mangan den *Gamma*-Bereich erheblich ausweitet. Solche Stähle erhalten unter schlagender Beanspruchung der Oberfläche eine sehr hohe Kaltverfestigung, während der Kern zäh bleibt; sie sind deshalb bei Schlageinwirkung hoch verschleissfest.

Stähle mit Mangan-Gehalten von 18% aufwärts bleiben auch nach verhältnismässig starker Kaltverformung nicht magnetisierbar und werden als Sonderstähle und auch als kaltzähe Stähle bei Tieftemperatur-Beanspruchung verwendet.

Durch Mangan erhöht sich der Wärmeausdehnungs-Koeffizient, während Wärmeleitfähigkeit und elektrische Leitfähigkeit sinken.

Magnesium (Mg): *Schmelzpunkt 657°C*

Dieses Element wird als Desoxydations- und Entschwefelungsmittel hinzulegiert. In Gusseisen erzeugt Magnesium Kugelgraphit.

Molybdän (Mo): *Schmelzpunkt 2622°C*

Molybdän legiert man meist zusammen mit anderen Elementen. Durch Herabsetzung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit wird die Härbarkeit verbessert. Molybdän verringert weitgehend die Anlaßsprödigkeit, beispielsweise bei Chrom-, Nickel- und bei Mangan-Stählen, fördert die Feinkornbildung und wirkt sich auch günstig auf die Schweißbarkeit aus. Erhöhung von Streckgrenze und Festigkeit. Bei höherem Molybdän-Gehalt wird die Schneidbarkeit erschwert. Starker Karbidbildner; die Schneideigenschaften bei Schnellarbeitsstählen werden dadurch verbessert.

Es gehört zu jenen Elementen, welche die Korrosionsbeständigkeit erhöhen und wird deshalb bei hochlegierten Chrom-Stählen und bei austenitischen Chrom-Nickel-Stählen häufig eingesetzt; hohe Molybdän-Gehalte senken die Lochfrassanfälligkeit. Sehr starke Einengung des *Gamma*-Bereichs; Erhöhung der Warmfestigkeit, die Zunderbeständigkeit wird vermindert.

Niob-Tantal (Nb-Ta) : *Schmelzpunkte Nb 1960°C, Ta 3030°C*

Diese Elemente kommen fast nur gemeinsam vor und sind sehr schwer voneinander zu trennen, so dass sie üblicherweise zusammen verwendet werden. Sehr starke Karbidbildner, deshalb besonders als Stabilisatoren chemisch beständigen Stählen zulegiert. Beide Elemente sind Ferritbildner und verringern damit den *Gamma*-Bereich.

Infolge der Erhöhung der Warmfestigkeit und Zeitstandfestigkeit durch Niob wird es zu hochwarmfesten austenitischen Kesselstählen oft zulegiert.

Tantal hat einen hohen Absorptions-Querschnitt für Neutronen; für Atomreaktorstähle kommt nur tantalarmes Niob in Betracht.

Nickel (Ni) : *Schmelzpunkt 1453°C*

Erhöht die Streckgrenze und Kerbzähigkeit in **Baustählen**. Nickel wird zudem bei **Einsatzstählen** und **Vergütungsstählen** zur Erhöhung der Zähigkeit verwendet. Das Element erweitert das *Gamma*-Gebiet und bewirkt daher in korrosions- und zunderbeständigen Chrom-Nickel-Stählen die Austenitstruktur. Hohe Nickelgehalte führen zu Stählen mit kleiner Temperaturexpansion (Invar).

Phosphor (P) : *Schmelzpunkt 44°C*

Dieses Element ist meistens ein Stahlschädling und legiert stark. Phosphor wird jedoch oft in geringen Mengen in **Automatenstählen** verwendet. Im *Stahlschlüssel* steht aber noch folgendes:

Phosphor wird meist als Stahlschädling betrachtet, da dieser starke Primärseigerungen (?) bei der Erstarrung der Schmelze und die Möglichkeit zu Sekundärseigerungen im festen Zustand durch die starke Abschnürung des *Gamma*-Gebietes ergibt. Infolge der verhältnismäßig geringen Diffusionsgeschwindigkeit, sowohl im *Alpha*- als auch im *Gamma*-Mischkristall können gegebene Seigerungen nur schwierig ausgeglichen werden. Da es kaum möglich ist, eine homogene Verteilung des Phosphors zu erzielen, versucht man, den P-Gehalt sehr niedrig zu halten und dementsprechend bei hochwertigen Stählen eine obere Grenze von 0.03% - 0.05% anzustreben. Das Ausmaß der Seigerungen kann nicht mit Sicherheit bestimmt werden.

Phosphor erhöht schon in geringsten Gehalten die Empfindlichkeit gegen Anlassversprödung. Die P-Versprödung steigt mit der Zunahme des C-Gehaltes, mit steigender Härtetemperatur, mit der Korngröße und mit der Verminderung des Verschmiedungsgrades. Die Versprödung tritt als Kaltbrüchigkeit und Empfindlichkeit gegenüber Schlagbeanspruchung in Erscheinung.

In schwachlegierten Baustählen mit C-Gehalten von etwa 0.1% erhöht P die Festigkeit und die Korrosionsbeständigkeit gegen atmosphärische Einflüsse; Cu unterstützt die Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit (rostträge Stähle (Korten-Stähle)).

Phosphor-Zusätze können in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen Streckgrenzerhöhungen bedingen und Ausscheidungseffekte erzielen.

Sauerstoff (O) : *Schmelzpunkt -218.7°C*

Dieses Element ist ein Stahlschädling. Sauerstoff verschlechtert die technologischen Eigenschaften Kerbzähigkeit und Alterung. Zudem erzeugt das Element Rotbruch und begünstigt Holzfaserbruch

Schwefel (S) : *Schmelzpunkt 118°C*

Dieses Element legiert am stärksten. Eisensulfid, verstärkt auch Sauerstoff, führt zu Rotbruch. Zudem wird die Zähigkeit verschlechtert. Schwefel in Automatenstählen *bis 0.3%* erhöht die Bearbeitbarkeit.

Silizium (Si) : *Schmelzpunkt 1414°C*

Dieses Element wirkt desoxydierend und verengt den *Gamma*-Bereich. Silizium erhöht die Festigkeit und Verschleißfestigkeit. Dieser Legierungszusatz erhöht auch stark die Elastizitätsgrenze, daher wird er bei Federstählen hinzulegiert. Bei höheren Gehalten an Silizium erhöht der Zusatz die Zunderbeständigkeit und Säurebeständigkeit, jedoch wird die elektrische Leitfähigkeit und Koerzitivkraft erniedrigt; daher wird Silizium in Elektroblechen verwendet.

Stickstoff (N) : *Schmelzpunkt -210°C*

Dieses Element kann sowohl als Stahlschädling wie auch als Legierungsbestandteil in Erscheinung treten.

Schädlich wegen der Verminderung der Zähigkeit durch Ausscheidungsvorgänge, der Hervorrufung von Alterungsempfindlichkeit und Blausprödigkeit (Verformung in Gebieten der Blauwärme 300 - 350°C) sowie wegen der Möglichkeit der Auslösung von interkristalliner Spannungsrissskorrosion in unlegierten und niedriglegierten Stählen.

Als Legierungselement erweitert Stickstoff das *Gamma*-Gebiet und stabilisiert das austenitische Gefüge; erhöht in austenitischen Stählen die Festigkeit und vor allem die Streckgrenze sowie die mechanischen Eigenschaften in der Wärme.

Stickstoff lässt durch Nitridbildung beim Nitrieren hohe Oberflächengüte erreichen.

Titan (Ti) : *Schmelzpunkt 1727°C*

Dieses Element ist ein starkes Desoxydationsmittel und Karbidbildner. Oft wird daher Titan als Stabili-

sator in korrosionsbeständigen Stählen verwendet.

Vanadium (V) : *Schmelzpunkt 1726°C*

Dieses Element ist ein starker Karbidbildner. Vanadium bindet Stickstoff und ergibt eine feinkörnige Gußstruktur. Es erhöht den Verschleißwiderstand durch harte Karbide, sowie die Warmfestigkeit und Anlassbeständigkeit. Vanadium wird daher zu Schnellarbeitsstahl, Warmarbeitsstahl und hochwarmfestem-Stahl hinzulegiert. Es erhöht auch die Elastizitätsgrenze bei Federstählen.

Wasserstoff (H) : *Schmelzpunkt -262°C*

Dieses Element ist ein Stahlschädling, weil er Versprödung durch Abfall von Dehnung und Einschnürung ohne Erhöhung von Streckgrenze und Zugfestigkeit hervorruft. Wasserstoff bildet die Ursache für die gefürchtete Flockenbildung und begünstigt die Schattenstreifenentstehung. Beim Beizen entstehender atomarer Wasserstoff dringt unter Blasenbildung in den Stahl ein. Feuchter Wasserstoff entkohlt bei höheren Temperaturen

Wolfram (W) : *Schmelzpunkt 3380°C*

Die Zugfestigkeit, Streckgrenze und Zähigkeit wird durch Wolfram erhöht. Es ist zudem ein starker Karbidbildner (harte Karbide). Wolfram erhöht die Warmfestigkeit und Verschleißfestigkeit, daher wird es als Zusatz bei Schnellarbeitsstahl und Warmarbeitsstahl verwendet.

Zinn (Sn) : *Schmelzpunkt 231.8°C*

Dieses Element ist ein Stahlschädling und legiert stark.

Zirkon (Zr) : *Schmelzpunkt 1860°C*

In speziellen Fällen wird dieses Element als Zusatzelement zur Desoxydation und Entschwefelung verwendet. Es ist ein starker Karbidbildner. Zr-Zusätze zu völlig beruhigten schwefelhaltigen Automatenstählen üben einen günstigen Einfluss auf die Sulfidbildung und somit Vermeidung von Rotbruch aus. Es erhöht die Lebensdauer von Heizleiterwerkstoffen und bewirkt eine Einengung des *Gamma*-Bereichs.

Diese und weitere Informationen zum Thema s. auch <http://stahl.profzone.ch/stahlx.shtml>

| Einfluss der Legierungselemente auf die Stahleigenschaften | | | | | | | | | | | | | |
|--|-------------------|----|----|---|----|----|----|----|------------------|----|------------------|---|----|
| <i>influence of the alloying elements on the properties of steel</i> | | | | | | | | | | | | | |
| beeinflusste Eigenschaft | Legierungselement | | | | | | | | | | | | |
| | C | Si | S | P | Al | Co | Cr | Cu | Mn ¹⁾ | Mo | Ni ¹⁾ | V | W |
| Zugfestigkeit | + | + | o | + | o | + | + | + | + | + | + | + | + |
| Streckgrenze | + | + | o | + | o | + | + | + | + - | + | + - | + | + |
| Bruchdehnung | - | - | - | - | o | - | - | o | o + | - | o ++ | o | - |
| Kerbschlagarbeit | - | - | - | - | - | - | - | o | o | + | o ++ | + | o |
| Warmfestigkeit | + | + | o | o | o | + | + | + | o | + | + ++ | + | ++ |
| Warmumformbarkeit | - | - | - | - | - | - | - | - | + - | - | - - | + | - |
| Zerspanbarkeit | - | - | ++ | + | o | o | o | o | - - | - | - - | o | - |
| Härte | - | + | o | + | o | + | + | + | + - | + | + - | + | + |
| Nitrierbarkeit | / | - | o | o | ++ | o | + | o | o | + | o | + | + |
| Korrosionsbeständigkeit | o | o | - | o | o | o | ++ | + | o | o | o + | + | o |
| Verschleißfestigkeit | / | - | o | o | o | ++ | + | o | - o | + | o | + | ++ |

++ = starke Erhöhung, + = Erhöhung, o = gleichbleibend oder ohne Bedeutung, - = Verminderung,
 - = starke Verminderung, / = ohne Angabe
 1) Angaben für perlitische Stähle | austenitische Stähle

Abb. 274: Einfluss der Legierungselemente auf die Stahleigenschaften

| Elemente | erhöht | erniedrigt | Beispiel |
|--------------------------------------|---|--|---|
| Metalle | | | |
| Aluminium Al | Zunderwiderstand, Eindringen von Stickstoff | — | 34 CrAlMo 5 : Nitrierstahl; Desoxidationsmittel bei der Stahlherstellung |
| Chrom Cr | Zugfestigkeit, Härte, Warmfestigkeit, Verschleißfestigkeit, Korrosionsbeständigkeit | Dehnung (in geringem Maße) | X 5 CrNi 18 10 : nichtrostender Stahl |
| Cobalt Co | Härte, Schneidhaltigkeit, Warmfestigkeit | Kornwachstum bei höheren Temperaturen | S 10-4-3-10 : Schnellarbeitsstahl mit 10% Co, z.B. für Drehmeißel |
| Mangan Mn | Zugfestigkeit, Durchhärbarkeit, Zähigkeit (bei wenig Mn) | Zerspanbarkeit, Kaltformbarkeit, Graphitabscheidung bei Grauguß | 28 Mn 6 : Vergütungsstahl, z.B. für Schmiedeteile |
| Molybdän Mo | Zugfestigkeit, Warmfestigkeit, Schneidhaltigkeit, Durchhärtung | Anlaßsprödigkeit, Schmiedbarkeit (bei höherem Mo-Anteil) | 56 NiCrMoV 7 : Warmarbeitsstahl, z.B. für Strangpreßdorne |
| Nickel Ni | Festigkeit, Zähigkeit, Durchhärbarkeit, Korrosionsbeständigkeit | Wärmedehnung | GGG-NiCr 30 3 : austenitisches Gußeisen mit Kugelgraphit |
| Vanadium V | Dauerfestigkeit, Härte, Warmfestigkeit | Empfindlichkeit gegen Überhitzung | 115 CrV 3 : Werkzeugstahl, z.B. für Gewindebohrer |
| Wolfram W | Zugfestigkeit, Härte, Warmfestigkeit, Schneidhaltigkeit | Dehnung (in geringem Maße), Zerspanbarkeit | S 6-5-2 : Schnellarbeitsstahl mit 6% W, z.B. für Räumnadeln |
| Nichtmetalle | | | |
| Kohlenstoff C | Festigkeit und Härte (Maximum bei C \approx 0,9%), Härbarkeit | Schmelzpunkt, Dehnung, Schmelz- und Schmiedbarkeit | C 60 W : Vergütungsstahl mit $R_m \approx 800 \text{ N/mm}^2$ |
| Wasserstoff H ₂ | Alterung durch Versprödung, Zugfestigkeit | Kerbschlagzähigkeit | Wird bei der Stahlherstellung entfernt, z.B. durch Vakuumbehandlung |
| Stickstoff N ₂ | Versprödung | Alterungsbeständigkeit, Tiefziehfähigkeit | Bei hochleg., korr.beständ. Stählen \rightarrow Festigkeit |
| Phosphor P | Zugfestigkeit, Warmfestigkeit, Korrosionswiderstand | Kerbschlagzähigkeit, Schweißbarkeit | macht die Schmelze von Stahlguß und Gußeisen dünnflüssig |
| Schwefel S | Zerspanbarkeit | Kerbschlagzähigkeit, Schweißbarkeit | 10 SPb 20 : Automatenstahl |
| Silicium Si | Zugfestigkeit, Dehngrenze, Korrosionsbeständigkeit | Bruchdehnung, Kerbschlagzähigkeit, Tiefziehfähigkeit, Schweißbarkeit, Zerspanbarkeit | 67 SiCr 7 : Federstahl mit einer Zugfestigkeit $R_m \approx 1600 \text{ N/mm}^2$ |

Abb. 275:

Beispiele zu Anwendung und Wirkung von Legierungs- und Begleitelementen im Stahl (aus „Fachkunde Metall“)

5.11 Stahlgruppen / Einteilung der Stähle

Die große Anzahl der genormten Eisenwerkstoffe läßt sich nach unterschiedlichen Kriterien einteilen z.B.

a) nach Hauptgüteklassen (Gehalt an Verunreinigungen) in Grund-, Qualitäts-, und Edelstähle

Grundstähle → unlegiert (s. Abb. 197), nicht für eine WB bestimmt, mechanische Gütewerte „in bestimmten Grenzen“, d.h. niedrig, einfache Herstellung (keine besonderen Maßnahmen)

Qualitätsstähle → unlegiert oder legiert, keine Anforderungen an den Reinheitsgrad, kein gleich-mäßiges Ansprechen auf eine WB. Da sie bestimmte Gebrauchseigenschaften aufweisen, z.B.

erfordert ihre Herstellung besondere Sorgfalt

Edelstähle → unlegiert oder legiert, i.a. für eine WB bestimmt. Die aufwendige Herstellung (genaue chemische Zusammensetzung, WB, Prüfung) führt zu besseren Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften.

Hoher Reinheitsgrad und P, S je < 0,035 % macht diese Stähle geeignet für hochbeanspruchte Maschinenbauteile und Schweißzusatzwerkstoffe, z.B. als

b) nach für die Konstruktion wichtigen Eigenschaften

Für den Ingenieur/Bachelor kann eine Einteilung sinnvoll sein, aus der er weitere für die Konstruktion wichtige Eigenschaften entnehmen kann: **Bau- (Konstruktions)-Stähle** und **Werkzeugstähle**.

| Stahlgruppen -Nummer | Stahlgruppe | Anzahl > |
|----------------------|---|-------------|
| 1. 00 XX | Grundstahl | 40 |
| 1. 01 XX | Qualitätsstahl | 560 |
| 1. 10 XX | Edelbaustahl, unlegiert | 190 |
| 1. 15 XX | Werkzeugstahl, unlegiert | 20 |
| 1. 20 XX | Werkzeugstahl, legiert | 210 |
| 1. 32 XX | Schnellarbeitsstahl | 30 |
| 1. 34 XX | verschleißfester Stahl | 6 |
| 1. 35 XX | Wälzlagerstahl | 30 |
| 1. 36 XX | Werkstoffe mit besonderen physikalischen Eigenschaften | 100 |
| 1. 40 XX | nichtrostende Werkstoffe (inkl. Ni-Basis = 2. 4X XX) | 350 |
| 1. 46 (49) XX | hochwarmfeste Werkstoffe (meist Ni-Basis = 2. 4X XX) | 150 |
| 1. 47 XX | hitzebeständiger Stahl | 150 |
| 1. 50 XX | Edelbaustahl, legiert | 500 |
| 1. 87 XX | hochfester, schweißgeeigneter Baustahl | 200 |

Abb. 276: Stahlgruppennummern und zugehörige Stahlgruppen (aus „Stahlschlüssel“)

c) nach dem Fe-Fe₃C-Diagramm (C-Gehalt) in unter- und über-eutektoiden Stähle sowie Gußlegierungen

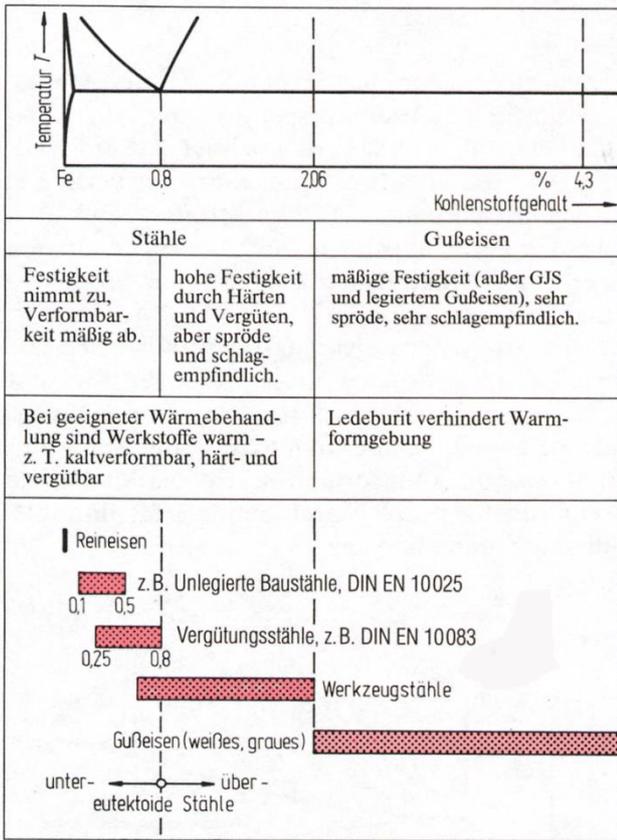


Abb. 277:

Einteilung der Stähle nach dem Fe-Fe₃C-Diagramm

C1) Die Baustähle (BS) sind wiederum einteilbar in:

- Unlegierte BS nach EN 10025
- Kaltgewalzte weiche BS nach EN 10030 und EN 10042
- Hochfeste BS (ferritisch, ferritisch-perlitisch, martensitisch, austenitisch)
- Feinkorn-BS (nicht vergütet, vergütet)

C2) Auch möglich: nach dem C-Gehalt in abschreckhärtable- und nicht abschreckhärtable Stähle (inkl. Vergütungsstähle)

d) nach den Eigenschaften in kaltzäh-, hochwarmfeste-, nichtrostende-, verschleißfeste hitze-beständige-, zunderbeständige- etc. Stähle

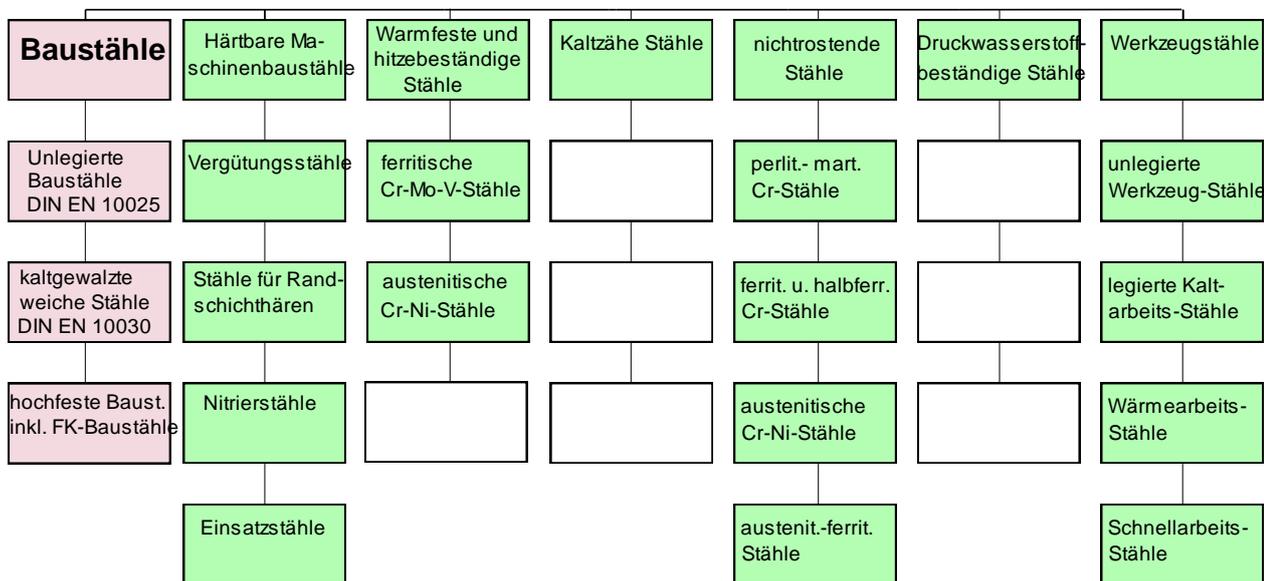


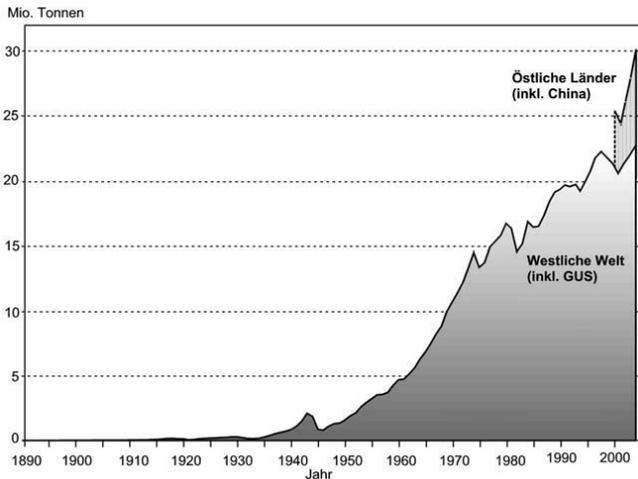
Abb. 278: weitere mögliche Einteilung der Stähle nach Stahlgruppen analog zum B/S dargestellt. (Weiter Infos zu den gezeigten Stahlgruppen finden Sie im B/S auf den Seiten 192 – 238.)

- e) Nach den Legierungsbestandteilen in un-, niedrig-, und hochlegierte Stähle
- f) Nach dem Gefüge in ferritische, ferritisch-perlitische-, austenitische-, martensitische- und Dualphasen-Stähle
- g) Nach dem Einsatzgebiet in Maschinenbau-, Stahlbau-, Leitungsrohr-, Beton-, Werkzeug-, Druckbehälter-, Schnellarbeits-, Wälzlager- Stähle, Stähle für kaltgewalzte Flacherzeugnisse etc.

Die TOP 50 der Stahl- und Metallbau-Portale:

<http://de.wikipedia.org/wiki/stahl> Stahl-Grundlagenwissen von Wikipedia
<http://www.metallbauguide.com> Online-Betriebsdatenbank Metallbau
<http://stahl.profzone.ch> Grundlageninfos zum Thema Baustahl
<http://www.cadsymbol.net> Kostenpflichtige Stahlbau-CAD-Symbole
<http://www.aisc.org> American Institute of Steel Construction
<http://www.alu-news.de> Aktuelles und Wissenswertes zum Thema Aluminium
<http://www.bauen-mit-stahl.de> Organisation Stahlerzeugender Unternehmen
<http://www.bauindustrie.de> Stahlpreisentwicklung (Rubrik Zahlen&Fakten, Preise)
<http://www.brueckenbau-links.de> Suchmaschine zum (Stahl-)Brückenbau
<http://www.brueckenweb.de> Alles rund um das Thema Brücke
<http://www.cidect.com> Stahlbau-Hohlprofile und deren Anwendungen
<http://www.deutscher-stahlbautag.de> Homepage des Deutschen Stahlbautages
<http://www.deutscherstahlbau.de> Homepage des DSTV und DAST
<http://www.dvs-ev.de> Deutscher Verband für Schweißen (DVS)
<http://www.edelstahl-rostoffrei.de> Informationszentrale Edelstahl Rostfrei
<http://www.edelstahlprofile.de> Lieferprogramm Edelstahlwerke Südwestfalen
<http://www.ehg.at> Anbieter von Stählen aller Art
<http://www.euro-inox.org> Marktförderorganisation für nichtrostenden Stahl
<http://www.feuerverzinken.com> Service des Industrieverbandes Feuerverzinken
<http://www.focusrostfrei.de> Fachmagazin für Edelstähle
<http://www.gsi-mbh.de> Gesellschaft für Schweißtechnik International mbH
<http://www.ifbs.de> Industrieverband Bausysteme im Stahlleichtbau
<http://www.made-of-steel.com> Kampagne Europäischer Stahlhersteller
<http://www.metall-edv.de> Software für die Stahl-/Metallbranche
<http://www.metallbau-ak.de> Online-Präsenz des Fachmagazins metallbau
<http://www.metallbaupraxis.de> Fachregelwerk Metallbaupraxis
<http://www.metallforum.de> Forum der metallverarbeitenden Industrie
<http://www.metallhandwerk.de> Homepage des Bundesverbands Metall
<http://www.metallundmehr.net> Vorteilsclub des Metallhandwerks
<http://www.peiner-traeger.de> Walzstahl-Anbieter (mit Profil-Tabellen)
<http://www.schweisstechnik.at> Online-Magazin zum Thema Schweißtechnik
<http://www.sk-hamel.de> Schweißtechnische Kursstätte (Gute Linkliste!)
<http://www.slv-duisburg.de> Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt SLV
<http://www.stahl-info.de> Stahl-Informationszentrum
<http://www.stahl-online.de> Organisationen und Verbände der Stahlindustrie
<http://www.stahlbau.ernst-und-sohn.de> Online-Präsenz des Fachmagazins „Stahlbau“
<http://www.stahlbauforum.de> Berechnungshilfen, Tabellen, Datenbanken
<http://www.stahlbaustudium.de> Stahlbau und Gestaltungstechnik FH München
<http://www.stahlbauverband.at> Österreichischer Stahlbauverband
<http://www.stahlleisen.de> Materialkunde, Werkstofftechnik, Verarbeitung
<http://www.stahlforschung.de> Forschungsvereinigung Stahlanwendung
<http://www.stahlhandel.com> Bundesverband Deutscher Stahlhandel
<http://www.stahlverbund.de> Alles zum Thema Stahl- und Verbundbau
<http://www.steel.org> Amerikanisches Eisen- und Stahlinstitut
<http://www.steelconstruct.com> Europäische Konvention Stahlbau
<http://www.structurae.net> Galerie des konstruktiven Ingenieurbaus
<http://www.sz.ch> Stahlbau-Zentrum Schweiz
<http://www.worldsteel.org> Internationales Eisen- und Stahlinstitut
<http://www.wvmetalle.de> Homepage der Wirtschaftsvereinigung Metalle
<http://www.x-technik.com> Online-Plattform für Schweißtechnik

6. Nichteisen-Metalle (NE-Metalle) → Aluminium



| Deutsche Produktion Aluminiumhalbzeug | | |
|---------------------------------------|-----------|-----------|
| Mengen in t | 1997 | 2001 |
| Walzfabrikate | 1 317 300 | 1 509 800 |
| Stangen | 19 700 | 22 700 |
| Profile | 373 200 | 404 500 |
| Rohre | 27 400 | 23 600 |
| Drähte | 17 200 | 9 600 |
| Freiform-, Gesenkschmiedestücke | 14 700 | 21 000 |
| Leitmaterial | 42 600 | 20 300 |
| Insgesamt | 1 812 200 | 2 011 500 |

Quelle: GDA

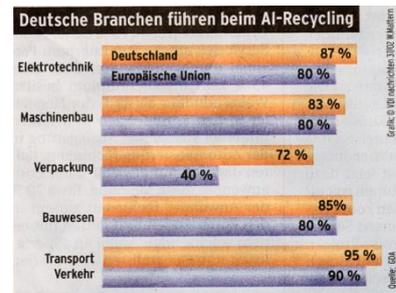


Abb. 279: Entwicklung der Aluminiumproduktion weltweit und in Deutschland sowie Recyclingraten

Wegen des einzigartigen Eigenschaftsprofils - vor allem wegen der **geringen Dichte**, der **guten Festigkeit**, der **hervorragenden Korrosionsbeständigkeit**, der **Verarbeitbarkeit** und den vielfältigen Möglichkeiten zur Erzielung **dekorativer Oberflächen** - sind Aluminiumwerkstoffe heute nach den Eisenwerkstoffen die **zweitwichtigste** metallische Werkstoffgruppe.

6.1 Eigenschaften von Aluminium / Al-Legierungen

Physikalische und mechanische Eigenschaften:

| | | Al | (Eisen/Stahl) |
|------------------------|---------------------------------------|-------------------|---------------|
| Dichte | $\rho \Rightarrow \text{g/cm}^3$ | 2,7 | 7,8 |
| Schmelztemperatur | $T_s \Rightarrow \text{°C}$ | 660 | 1536 |
| Modifikation (EZ) | | kfz | krz / kfz |
| E-Modul | $E \Rightarrow \text{N/mm}^2$ | 70000 | 210000 |
| Ausdehnungs-Koeffiz. | $\alpha \Rightarrow 10^{-6}/\text{K}$ | 23,8 | ~ 12 |
| elektr. Leitfähigkeit* | $\sigma \Rightarrow \mu\text{S/m}$ | 35,7..37,8 | 1,4...10 |
| Zugfestigkeit** | | | |
| (Rein-Al) | $R_m \Rightarrow \text{N/mm}^2$ | ca. 40 | < 100 |
| (Al-Knetlegierungen) | $R_m \Rightarrow \text{N/mm}^2$ | 70...520 | 350...4000 |
| Bruchdehnung** | $A \Rightarrow \%$ | 4...50** | (1) 10...40 |

* je nach Reinheitsgrad

** je nach Behandlungszustand (WB, KV)

- ❑ gutes Verhältnis von Festigkeit zu Dichte (R_M/ρ)
 - ⇒ Leichtbauweise: Luftfahrt, Automobilbau, Freizeit...
- ❑ gutes Verhältnis von elektrischer Leitfähigkeit zu Dichte (σ/ρ)
 - ⇒ Hoch-U-Freileitungen...
- ❑ gute Korrosionsbeständigkeit (rostet nicht → Al_2O_3 -Schicht, s.u.)
 - ⇒ Bauwesen, tägl. Bedarf, Camping...

6.2 Al – Gewinnung

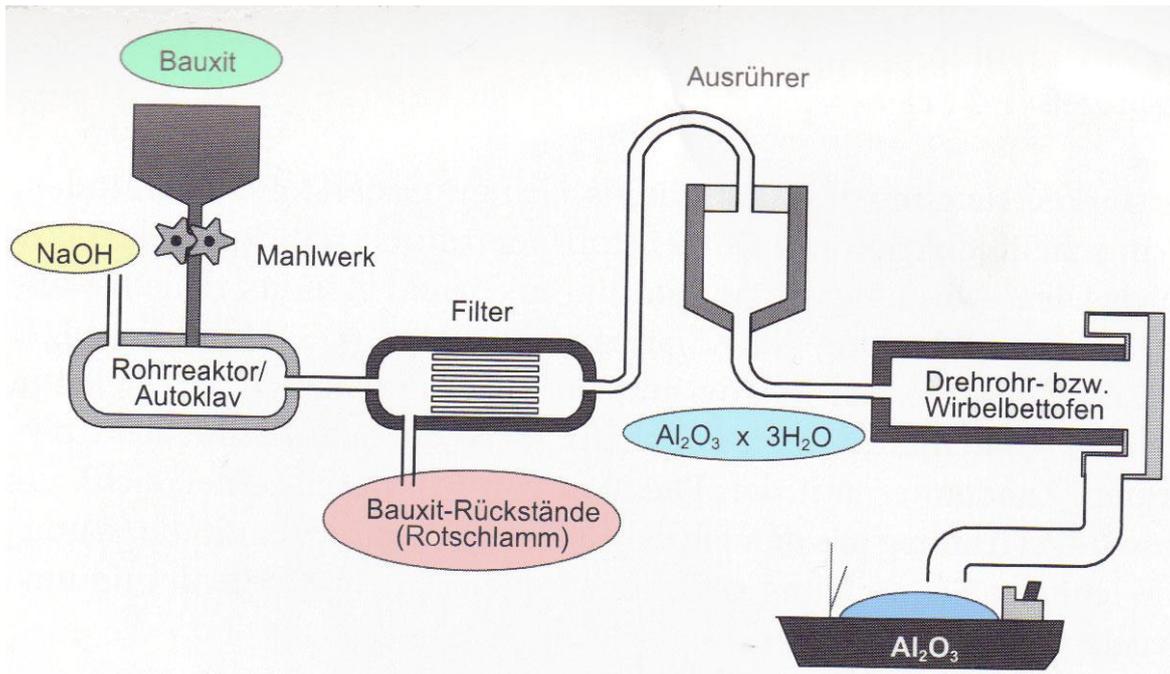


Abb. 280:
Al – Gewinnung

Ausgangsstoff: Al_2O_3 (Tonerde), gewonnen aus Bauxit [$(Al_2O_3$ (ca. 50 %) + Fe_2O_3 + H_2O + SiO_2 + TiO_2)] durch „Säureaufschluss“, dann Schmelzflusselektrolyse:

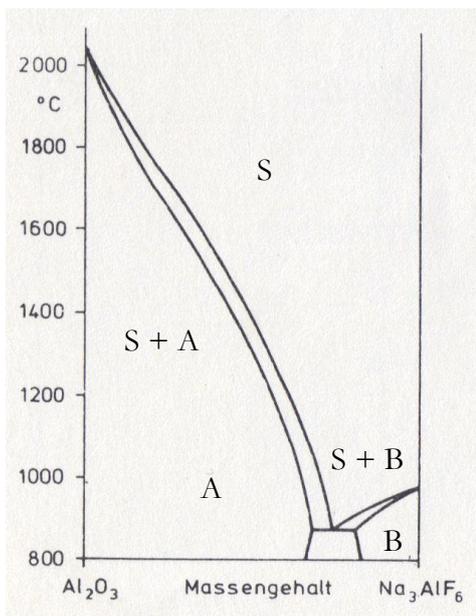


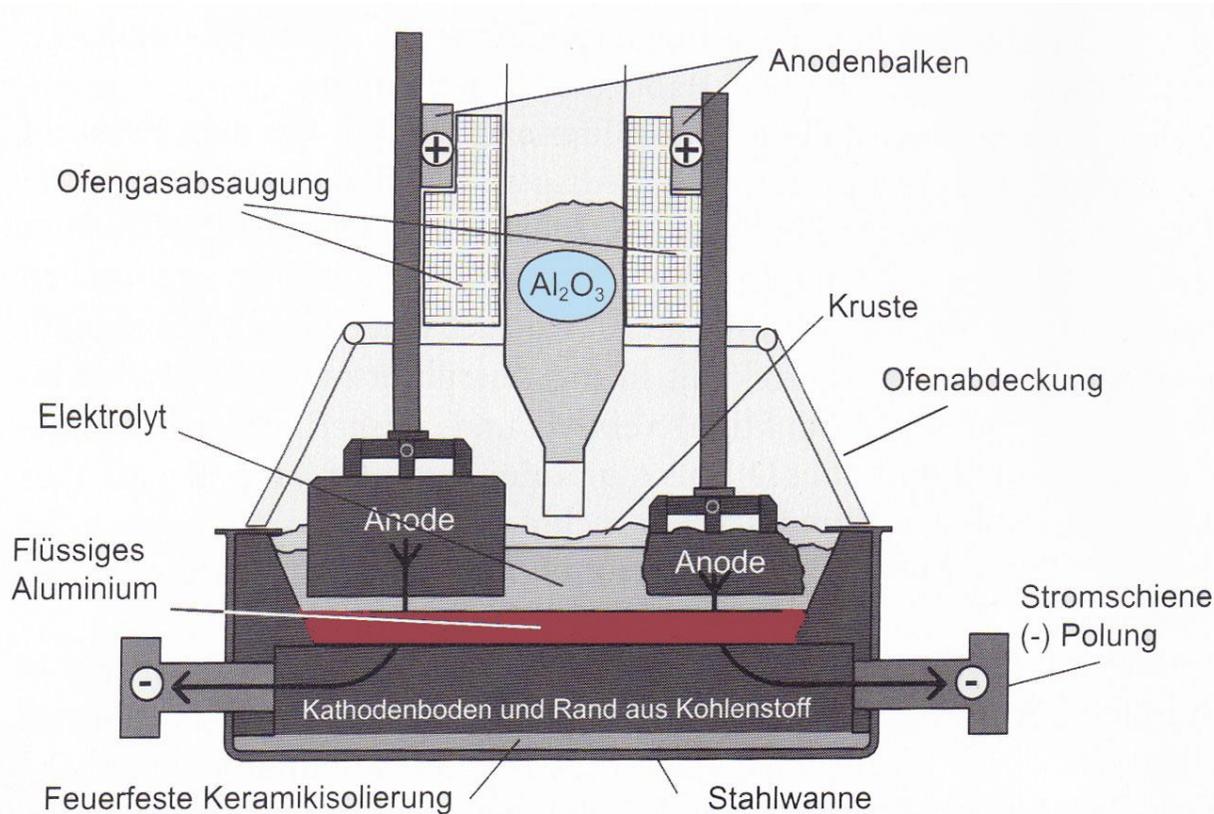
Abb. 281: ZSD Tonerde - Kryolith

Um eine beherrschbare T für die Schmelzflusselektrolyse zu erhalten, muss man entsprechend dem ZSD eine Mischung aus ca. 93 % Tonerde (Al_2O_3) und ca. 7% Kryolith (Na_3AlF_6) aufschmelzen → Eutektikum !

RedOx-Gleichungen der Elektrolyse:



Schmelzflusselektrolyse



Elektrolyt: Kryolith: Kryolith (Na_3AlF_6)
 Dichte von Kryolith bei 950 - 980 °C: 2,1 g/cm³
 Löslichkeit für Al_2O_3 bei 950 - 980 °C : ca. 10 %
 Al_2O_3 -Schmelzpunkt : 2050 °C
 Al-Dichte bei 950 - 980 °C : ca. 2,35 g/cm³

Anode, Kathode: Kohlenstoff

Stromversorgung:

Zellenspannung: 4 - 4,5 V

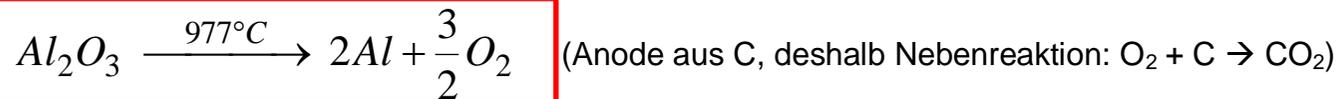
Zellenstromstärke: bis 300 kA

Stromverbrauch pro kg Al: 12-14 kWh

(Rechnung s.u.)

Abb. 282:
 Elektrolysezelle mit Blockanoden und zentralem Krusenbrecher → **Schmelzflusselektrolyse**

Die Schmelzflusselektrolyse erfolgt in einem Elektrolyten aus geschmolzenem Kryolith (Na_3AlF_6 , $T_S = 1012$ °C). Dieses löst ca. 8-10 % Al_2O_3 und senkt den Schmelzpunkt von 2050 auf ca. 960 °C (→ Eutektikum !).



Durch diese Reduktionsreaktion erhält man ca. 99,8 % reines Al.

[Al ist mit ca. 8 % nach Si (ca. 27 %) und vor Fe (ca. 5 %) das zweithäufigste Metall in der Erdkruste (O ca. 46 %!)]

Erzeugung von Primäraluminium → Details

Aluminiumoxid-Elektrolyse

Die technische Erzeugung von Primär- oder Hüttenaluminium erfolgt weltweit ausnahmslos durch Elektrolyse von Aluminiumoxid in Kryolithschmelzen (Na_3AlF_6) nach dem von Hall und Héroult erfundenen Prinzip.

Grundlage

Aufgrund der Löslichkeit (bis etwa 6-10%) des hochschmelzenden Aluminiumoxids (Schmelzpunkt etwa 2050 °C) in geschmolzenem Kryolith ist es möglich, die Elektrolyse des Oxids bereits bei 950 bis 980 °C durchzuführen. Bei Verwendung einer inerten Anode wären für die elektrochemische Zersetzung des Oxids nach $\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow 2\text{Al} + 3/2\text{O}_2$ bei 977 °C theoretisch (Reaktionsenthalpie) 8,7 kWh/kg Al (bzw. 9,3 kWh/kg einschließlich Aufheizenergie für die Einsatzstoffe) an elektrischer Energie aufzuwenden. In der technischen Elektrolyse werden Kohlenstoffanoden verwendet, die sich unter Verbrauch energieliefernd am elektrochemischen Prozess beteiligen. Primäres anodisches Reaktionsprodukt ist in diesem Falle hauptsächlich CO_2 . Durch die Reaktion des Kohlenstoffs wird der theoretische Bedarf an elektrischer Energie um etwa 3 kWh/kg Al, d.h. auf etwa 5,7 kWh/kg, bzw. 6,3 kWh/kg einschließlich Aufheizenergie, reduziert.

Der Mechanismus der Metallabscheidung bei der Elektrolyse ist nicht völlig geklärt. Der schmelzflüssige Elektrolyt Na_3AlF_6 ist weitgehend in die Ionen AlF_6^- und Na^+ , sekundär in geringem Maße in AlF_4^- und F dissoziiert. Die Auflösung des Oxids vollzieht sich wahrscheinlich unter Bildung von Oxofluorid-Ionen, z. B. $\text{Al}_2\text{OF}_{2,6}$. Die kathodische Aluminiumabscheidung erfolgt, zumindest teilweise, über primäre Natriumabscheidung und Sekundärreaktion des Natriums mit Elektrolytkomponenten. Der anodisch abgeschiedene Sauerstoff setzt sich mit dem Kohlenstoff der Anode aus kinetischen Gründen hauptsächlich zu CO_2 um, obwohl das Boudouard-Gleichgewicht ($\text{CO}_2 + \text{C} \rightleftharpoons 2 \text{CO}$) bei Elektrolysetemperatur weit auf der Seite des CO liegt. Sekundär tritt in der Praxis im Elektrolyseabgas jedoch CO mit einem Volumenanteil von $\text{CO}/(\text{CO}_2 + \text{CO}) \sim 20$ bis 30% auf, überwiegend infolge einer die Stromausbeute mindernden Rückreaktion von metallischem Aluminium mit CO_2 ($3\text{CO}_2 + 2\text{Al} \rightarrow 3\text{CO} + \text{Al}_2\text{O}_3$).

Verfahrenstechnik

Die technische Elektrolysezelle (Elektrolyseofen) stellt einen elektrochemischen Reaktor mit horizontaler Elektrodenanordnung dar. Zwei Hauptvarianten technischer Zellen mit unterschiedlichem anodischem Aufbau sind heute im Einsatz: Zellen mit vorgebrannten Kohlenstoffanoden und Zellen mit in situ backenden Söderberganoden mit vertikaler oder horizontaler Stromzuführung. Neue Elektrolysen werden vornehmlich mit Zellen ausgerüstet, die vorgebrannte Anoden enthalten. Dabei setzt sich zunehmend die in der Bedienung leichter automatisierbare Zelle mit Mittelgassenbedienung durch.

Der kathodische Teil besteht aus der rechteckigen Ofenwanne aus Stahlblech, der wärmeisolierenden feuerfesten Ausmauerung und dem Kohlenstoffboden mit eingelassenen Stahlschienen für die kathodische Stromzuführung. Auf dem Kohlenstoffboden sammelt sich das abge-

schiedene flüssige Metall (Dichte etwa 2,3 g/cm). In die darüber liegende flüssige Elektrolytschicht (Kryolith mit überschüssigem AlF_3 und Ca_2F_2 -Zusatz; in manchen Hütten mit LiF -Zusatz; Dichte etwa 2,1 g/cm³) tauchen die in Längsrichtung des Ofens in zwei Reihen angeordneten Anodenblöcke aus Kohlenstoff, in die für den Stromanschluss Stahnnippel mit Guss-eisen eingegossen sind. Die Nippel sind mit dem stromführenden Anodenbalken aus Aluminium verbunden. Oberhalb der zentralen Längsgasse der Zelle befindet sich ein Bunker, aus dem die Beschickung der Zelle mit Aluminiumoxid erfolgt. Das Abgas aus dem Ofen wird zusammen mit Luft in einen zentralen Abgaskanal des Systems abgesaugt. Die Längsseiten der Zelle sind mit Blechen abgedeckt, die nur beim Anodenwechsel geöffnet werden. Die beim Prozess auf der Kohlenstoffanode durch formstabile inerte Anoden aus keramischen Materialien sind bisher über das Versuchsstadium nicht hinausgekommen.

Die Systemkapazität in modernen Elektrolysen liegt in der Größenordnung von 100 000 t Aluminium im Jahr. In vielen Aluminiumhütten werden mehrere Elektrolysesysteme betrieben.

dem Elektrolyten entstehende Kruste wird durch einen mechanischen Krustenbrecher gebrochen.

Die Zellen werden mit konstanter Stromstärke gefahren. Der Betrieb ist über programmierte elektronische Kontroll- und Steuerungsorgane weitgehend automatisiert: Oxidzugabe erfolgt in der Mittelgasse der Zelle nach einem Zeit- bzw. Bedarfsprogramm, vielfach an verschiedenen Punkten (Point feeding). Die Regelung des Elektrodenabstandes und damit der Zellenspannung geschieht durch Heben und Senken des Anodenbalkens und ist ebenso automatisiert wie die Anzeige und das Löschen des »Anodeneffektes«, der bei der Verarmung des Elektrolyten an Oxid in Form eines plötzlichen Spannungsanstiegs auftritt. Personaleinsatz ist noch für das periodische Absaugen des produzierten flüssigen Metalls sowie für das Ersetzen der bis auf einen Rest verbrauchten Anoden durch neue Anodenkörper (Anodenwechsel) erforderlich.

Charakteristisch für die Entwicklung der Verfahrenstechnik, besonders im letzten Jahrzehnt, ist vor allem der Übergang zu größeren Zellen und zu höheren Stromstärken. Er hat zu einer wesentlichen Verbesserung der Wirtschaftlichkeit der Metallgewinnung und ebenfalls zu einer Reduzierung des Energieverbrauchs beigetragen. Die Verfügbarkeit elektronischer Steuerungsorgane hat diese Entwicklung unterstützt. Grundsätzliche Verfahrensänderungen, wie der Einsatz von Titandiborid in der Kathode und der Ersatz

Energieversorgung

In den Elektrolysehallen einer Aluminiumhütte sind die Zellen in Serie zu Systemen geschaltet. Die Systemspannungen liegen in Anpassung an die günstigsten Gleichrichter-spannungen bei 800 bis 1000 V, ausreichend für eine Versorgung von 150 bis 250 Zellen. Den Gleichstrom für die Elektrolysesysteme liefern Gleichrichter mit vorgeschalteten Transformatoren, die den aus 110 bis 220 kV-Leitungen eingespeisten, in einer ersten Transformatorstufe auf 20 bis 30 kV herabgespannten Drehstrom gleichrichten und auf Systemspannung reduzieren. Die heute praktisch ausschließlich verwendeten Siliziumgleichrichter haben einen Wirkungsgrad von 98%. Zellen der beschriebenen Art werden heute mit Stromstärken von 150 bis 180 kA, in wenigen Versuchsanlagen bereits mit bis zu 280 kA betrieben. Die anodische Stromdichte liegt bei 0,6 bis 0,9 A/cm². Im Grundriss

nimmt eine 150 kA-Zelle, z. B. eine Fläche von 30 bis 40 m² ein. Die heute erreichten kathodischen Stromausbeuten liegen um 91 %, bei einer Zellenspannung von 4 bis 4,5 V. Der Anodenverbrauch beträgt netto etwa 460 kg C/t Al. Beim Zellenbau müssen die mit den hohen Stromstärken verbundenen starken Magnetfelder durch entsprechende Anordnung der Stromzuführungen berücksichtigt werden, um die elektromagnetischen Kraftwirkungen, die zu Aufwölbungen und Rotationen des flüssigen Metalls in der Zelle führen, zu reduzieren. Hierzu sind umfangreiche rechnerunterstützte Magnetfeldberechnungen erforderlich.

Energiebedarf

Unter Berücksichtigung des [Faraday'schen Gesetzes](#) ergibt sich für die Aluminiumelektrolyse der Verbrauch an elektrischer Gleichstromenergie E [kWh/kg] aus Zellenspannung U [Volt] und Stromausbeute η nach $E = 2,98 U/\eta$. Er beträgt in modernen Elektrolysen 13,5 bis 14,5 kWh/kg Al. Hinzu kommt ein Betrag von etwa 0,5 kWh/kg Al für Hilfsenergiebedarf in der Aluminiumhütte. Der gegenüber dem theoretischen Bedarf erhöhte Verbrauch ist durch Ohm'sche Verluste vor allem im Elektrolyten sowie in den Elektroden und Stromleitungen, ferner durch die nicht 100% ige Stromausbeute bedingt.



mit M = Molmasse = 27 g/mol, z = Wertigkeit, t = Zeit in s
F = Faradaykonstante = 96500 As/mol, I = Stromstärke in A



6.3 Al-Legierungen

1 Reinst-Al / reines Al ⇒ nicht aushärtbar

Beispiele nach DIN 1723 Teil 3:

| Kurzzeichen | zulässige Beimengungen in % | | | | |
|-----------------|-----------------------------|-------------|-------|-------|-------|
| | insgesamt | Si | Fe | Ti | Cu |
| Al 99,98 reinst | 0,02 | 0,01 | 0,006 | 0,003 | 0,003 |
| Al 99,5 rein | 0,5 | 0,25 | 0,4 | 0,05 | 0,05 |
| Al 99 rein | 1,0 | Si + Fe 1,0 | | 0,05 | 0,05 |

2 Al-Knetlegierungen: (DIN 1725 T1 + 1745 – 49, Beispiele)

nicht aushärtbar:

AlMn, AlMg₃, AlMgMn

aushärtbar (kalt/warm):

AlMgSi₁ ⇒ Mg₂Si (warm)

AlCuMg₁ ⇒ Al₂Cu (kalt/warm)

AlZnMg₁ ⇒ MgZn₂ (warm)

AlZnMgCu

3 Al-Gusslegierungen (DIN 1725 T2, Beispiele):

nicht aushärtbar:

G-ALSi₁₂

aushärtbar (kalt/warm):

G-ALSi₁₀Mg

G-ALSi₅Cu₁

G-ALMg₃Si

Legierungsbestandteile: Cu, Mg, Mn, Si, Zn

aber auch geringerer Mengen anderer Elemente wie z.B. Cr, Ti, Zr und B zur Erzielung besondere Eigenschaften erzielt, wie z. B. eine Kornfeinung durch den Zusatz von Ti und B.

$\Sigma_{\min} \approx 1\%$

$\Sigma_{\max} \approx 12\%$

Anwendungen (Beispiele):

1 Dosen, Reflektoren (poliert), Folien (< 0,02mm ⇒ kfz), Plattierungen (Korrosionsschutz)

2 Bänder, Bleche, Rohre, Schmiedeteile in Bauwesen, Schiffs-, Fahrzeug- und Apparatebau, z.B.: AlMn, AlMg, AlMgMn ⇒ Apparate-, Fahrzeug-, Schiffsbau,

AlZnMgCu ⇒ Berg-, Fahrzeug-, Maschinenbau

AlSiCuNi ⇒ Kolben für Verbrennungsmotoren, Lagerwerkstoffe

3 G-ALSi ⇒ Druckgussteile (dünnwandig), Nahrungsmittelindustrie,

G-ALSiMg ⇒ Apparatebau, Chemie: dünnwandige, schwingfeste Gussteile

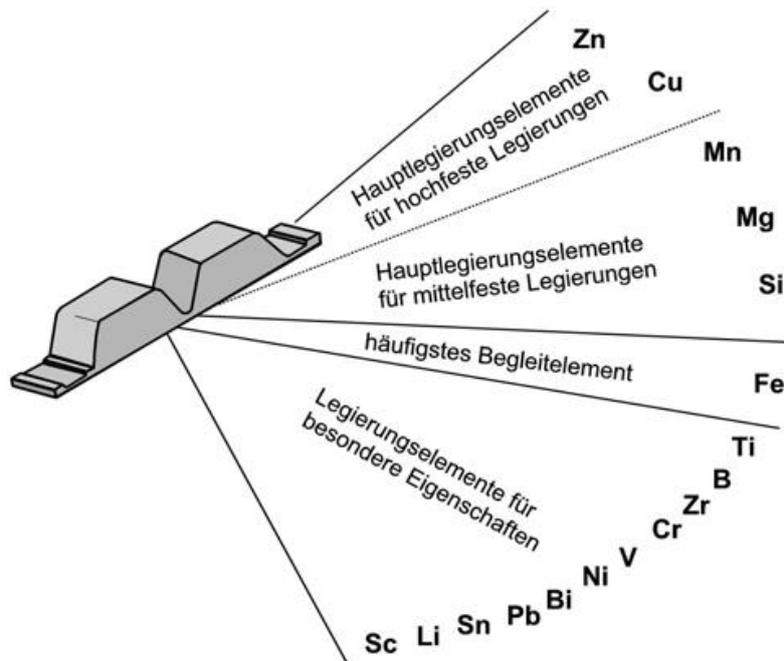


Abb. 283:
Legierungselemente des Aluminiums

Hauptlegierungselemente

Die Aufgabe der Legierungselemente Si, Mg, Mn, Cu und Zn ist die Festigkeitssteigerung durch Mischkristallverfestigung und – bei ausscheidungshärtenden Legierungssystemen – durch Teilchenhärtung.

Begleitelemente

Fe und Si sind die am häufigsten in technischen Legierungen vorkommenden Begleitelemente aus dem Herstellungsprozess der Elektrolyse. Der Eisengehalt wird üblicherweise als Verunreinigung angesehen und bildet wegen der niedrigen Löslichkeit intermetallische Phasen mit Al und Si ($Al_x(Fe, Si)$), die je nach Volumenanteil und Partikelgröße sich nachteilig auf die Duktilität und das Ermüdungsverhalten auswirken können. Andererseits dient Fe auch als Legierungselement zur Verbesserung der elektrischen Leitfähigkeit durch Bindung von Si-Verunreinigungen, zur Verbesserung der Warmfestigkeit (in Verbindung mit Ni) und zur Verminderung der „Klebneigung“ von Druck-Gusslegierungen in den Stahlformen.

Sonderlegierungselemente

Die Elemente Ti, B, Zr, Cr, V und Sc dienen zur Kornfeinung und Kontrolle der Rekristallisation, Ni wird in Verbindung mit Fe und anderen Legierungselementen zur Verbesserung der Warmfestigkeit genutzt. Bi, Pb, Sn werden zur Verbesserung des Spanbruchs bei Zerspanungslegierungen eingesetzt und Li und Sc für besondere Luftfahrtlegierungen. An dieser Stelle wird darauf hingewiesen, dass insbesondere für Pb- und Li-haltige Legierungen eine strenge Schrottsortierung einzuhalten ist, um Gefahren der Bleisprödigkeit – s. unten – und der „Lithium-Vergiftung“ zu verhindern. Geringe Mengen von Lithium können zu Problemen beim Stranggießen und bei der Lackhaftung führen.

Erinnerung: Anwendung eines ZSD: Aushärtung von Al-Legierungen

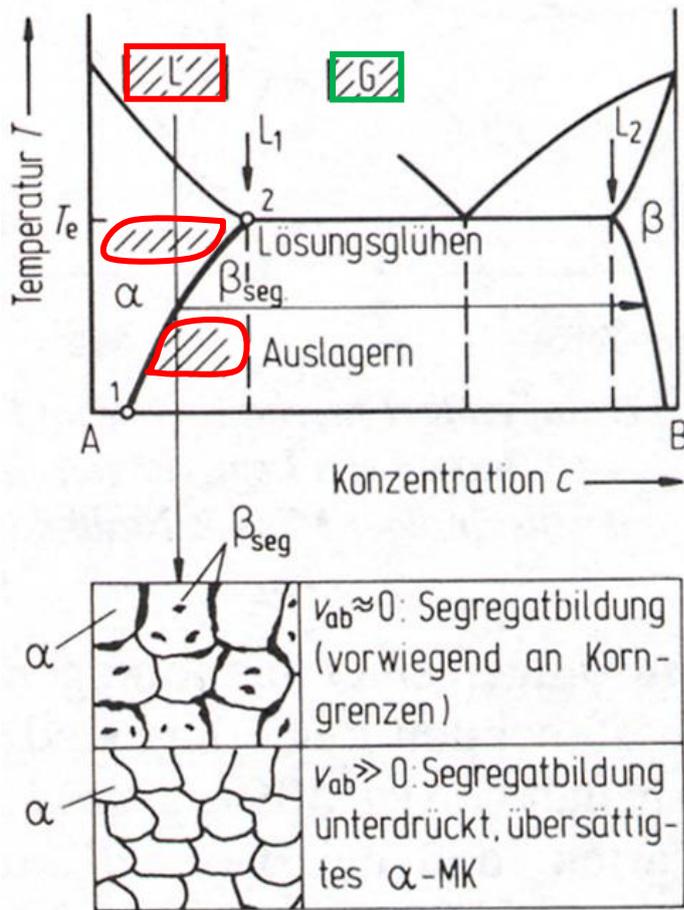


Abb. 284:

ZSD einer aushärtbaren Legierung → Segregatlinie

Durch Kaltaushärtung (T4 Zustand) entstandene GP(I)-Zonen sind kleiner (1–2 nm) und leichter von Versetzungen zu schneiden als durch Warmaushärtung (T6 Zustand) erzeugte GP(II)-Zonen oder teilkohärente Ausscheidungen mit Größen von 10 - 20 nm aber....

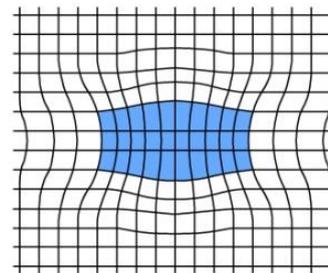


Abb. 285:

Schematische Darstellung einer „Guinier-Preston-Zone“ → T₁ in Abb. 8.

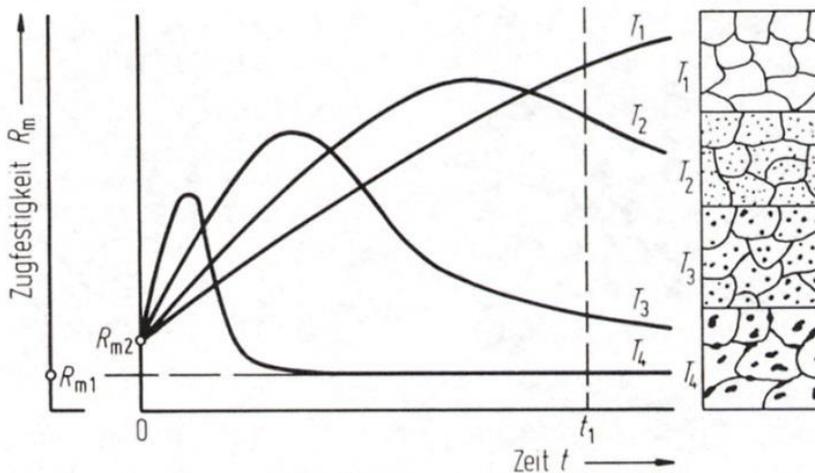


Abb. 286:

$R_m + \text{Gefüge} = f(T, t)$

R_{m1} = Ausgangsfestigkeit

R_{m2} = lösungsgeglüht + abgeschreckt

→ **Aushärtung =**

Zustandsdiagramme von binären Al-Legierungen (nach Mondolfo)

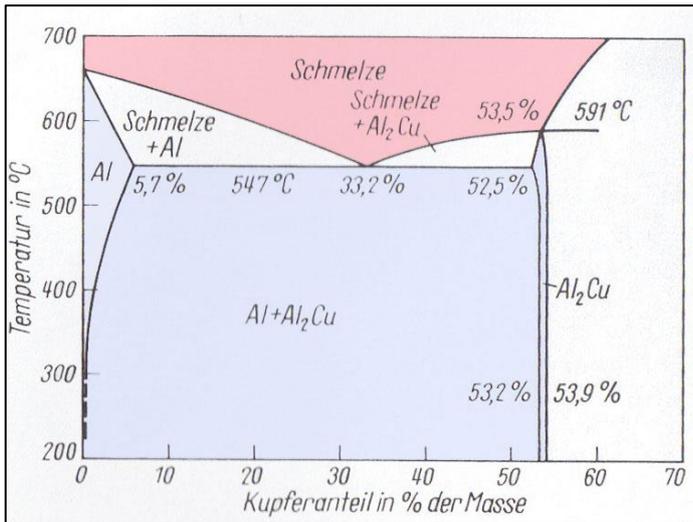


Abb. 287: Teil-ZSD Al-Cu

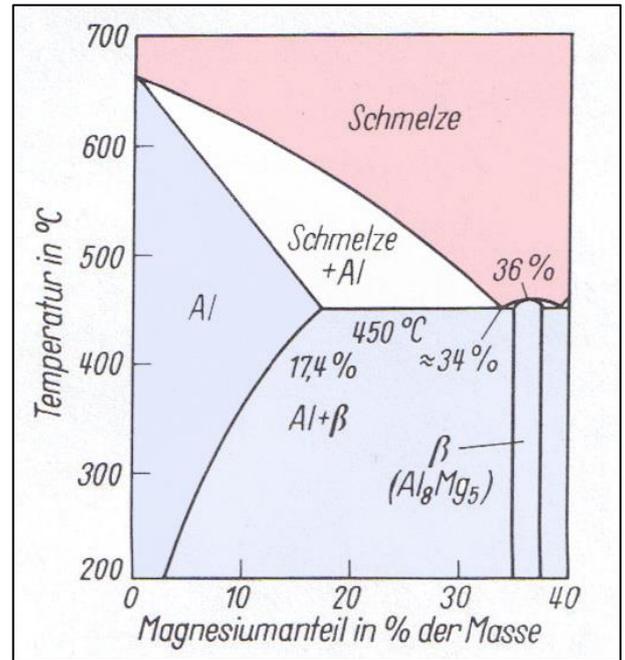


Abb. 288: Teil-ZSD Al-Mg

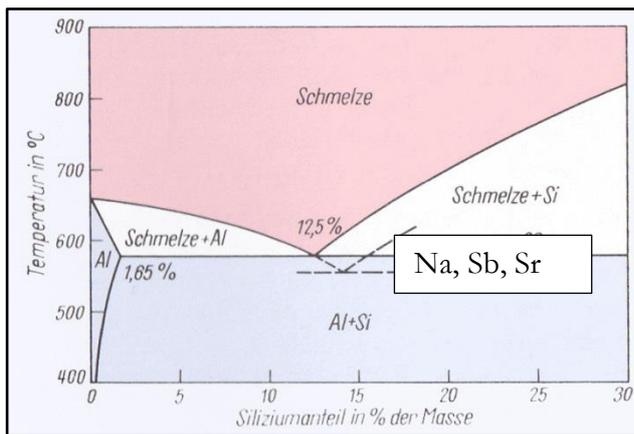


Abb. 289: Teil-ZSD Al-Si

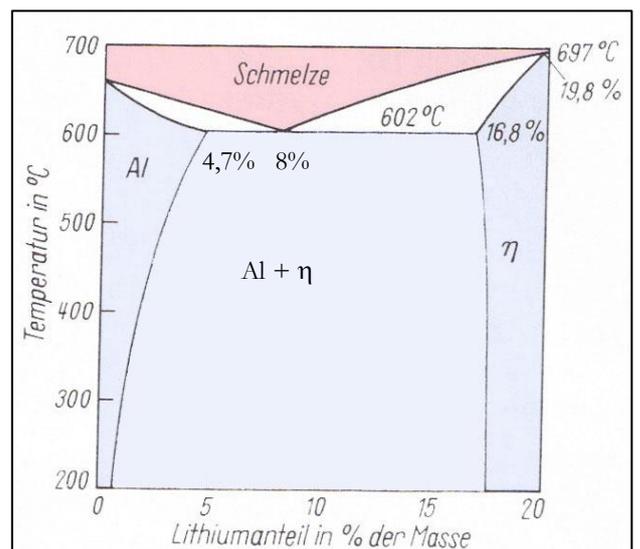


Abb. 290: Teil-ZSD Al-Li

6.4 Al – mechanische Eigenschaften

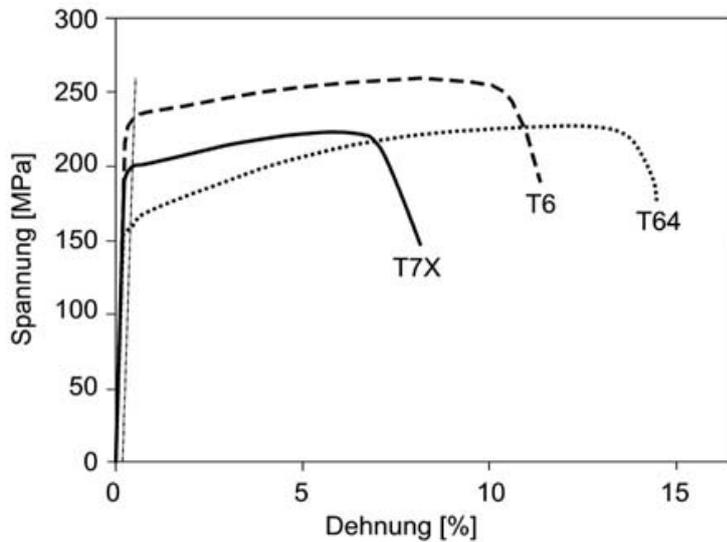


Abb. 291: Einfluss von Teilaushärtung (Zustand T64), Vollaushärtung (Zustand T6) und Überhärtung (Zustand T7X) auf die Spannungs-Dehnungskurve für AlMgSi_{0,5} (6060)-Legierungen. Während im Verlauf der Aushärtung die Brucheinschnürung zunimmt, verringern sich Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung

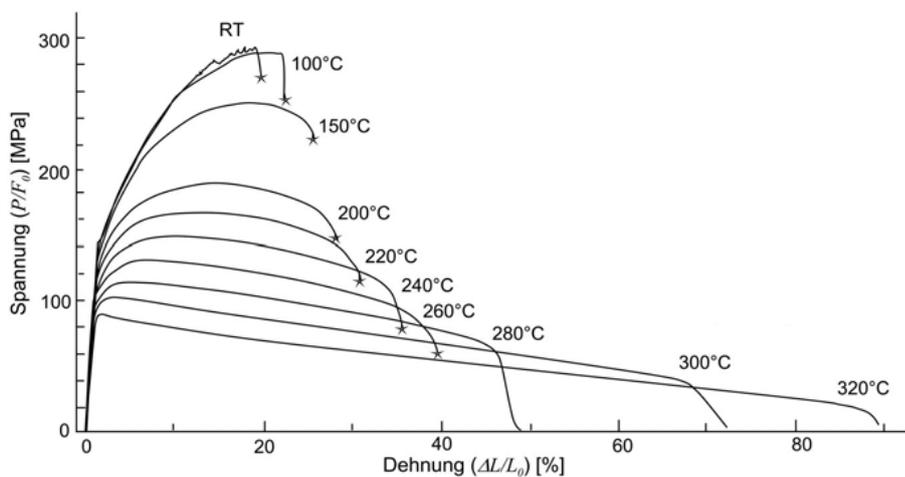


Abb. 292:

Spannungs-Dehnungskurven der Legierung EN AW-5182-0 bei höheren Temperaturen im Bereich der Halbwarmumformung. Blechdicke 1 mm, anfängliche Dehnungsrate 0,0028 s⁻¹ (Abe 1994)

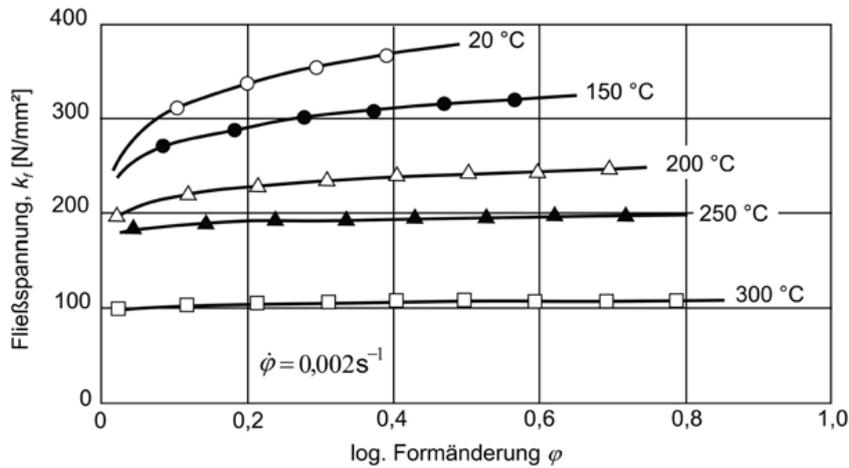
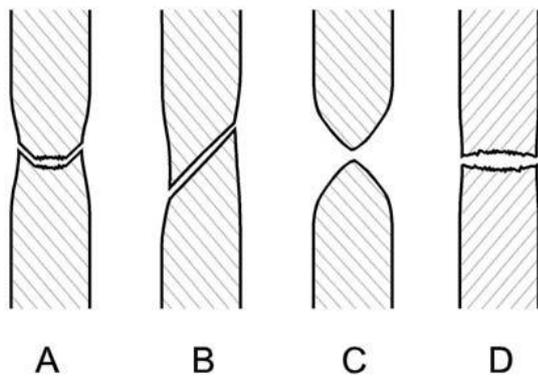


Abb. 293:

Fließkurven der Legierung EN AW-5182-0 bei unterschiedlichen Temperaturen, ermittelt im instrumentierten hydraulischen Tiefungsversuch an Blechen (Dicke ca. 1 mm) mit einer Formänderungsgeschwindigkeit von $0,002 \text{ s}^{-1}$ (Heller 1988)



Ursache:

Abb. 294: Schematische Darstellung der bei Aluminiumknetlegierungen und Gusslegierungen vorkommenden Brucharten → gilt allgemein für Metalle !

Typ „A“: Normalbruch (Tassen-Kegelbruch), Typ „B“: Scherbruch, Typ „C“: Abschnürbruch, Typ „D“: Sprödbruch

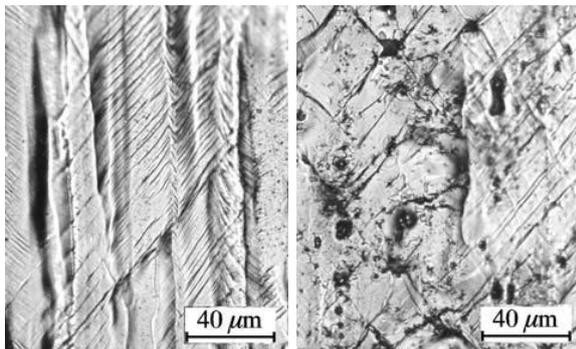


Abb. 295:

Lokalisierung von Verformung (Gleitstufen und Scherbänder) in der Einschnürzone von zuvor chemisch polierten Zerreißproben aus Legierung AlZn5,5MgCu-TMT (7075) in zwei Reinheitsvarianten.

a) Legierung auf Reinheitsbasis 99,99%,
b) technische Legierung (Probenachse vertikal)

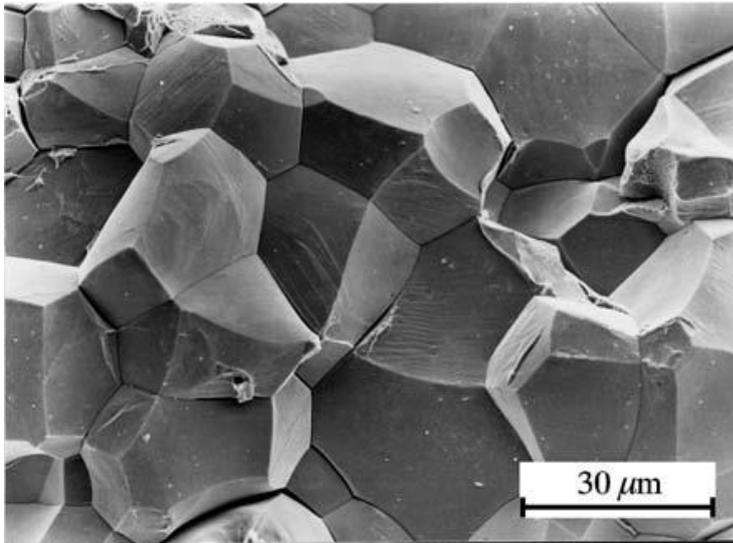


Abb. 296:
Verformungsloser interkristalliner
Sprödbbruch bei AlZn5Mg3 als Folge
von Spannungsrisskorrosion)
(Quelle: VAW Aluminium AG,

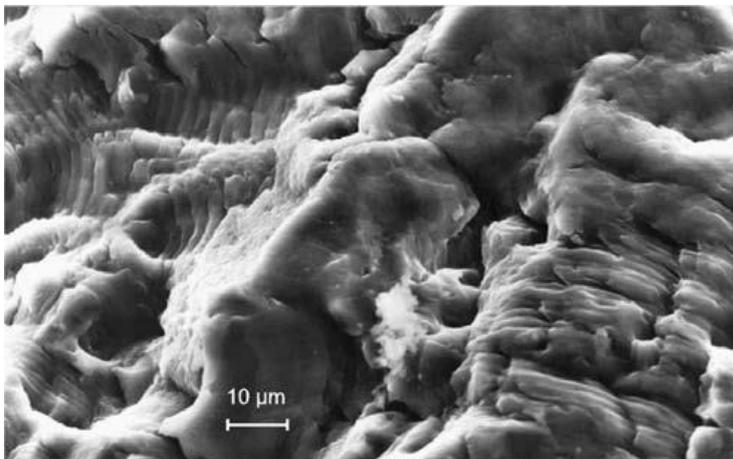
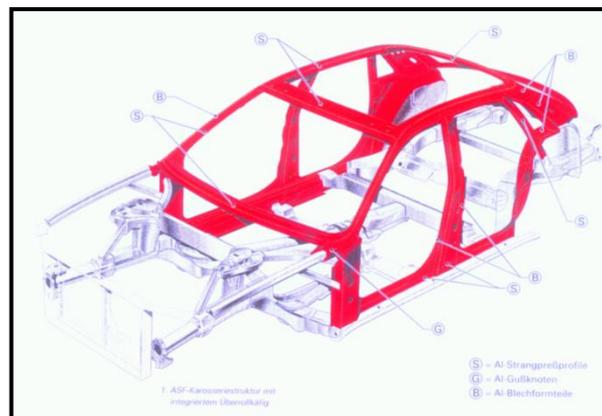
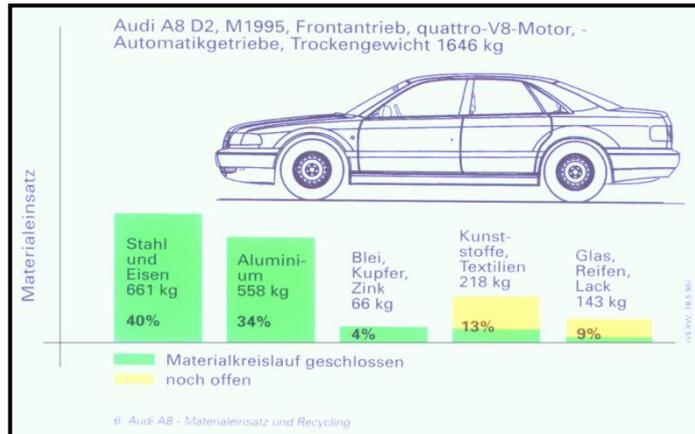
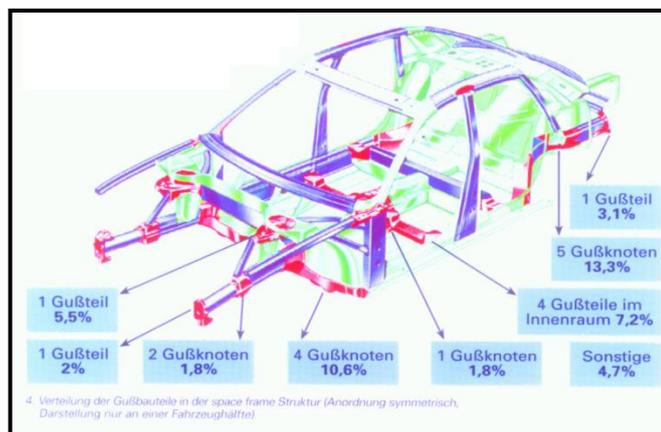


Abb. 297:
Rastlinien im Stadium II eines Er-
müdungsbruchs bei der Aluminium-
legierung EN AW-7020-T5

6.5 Anwendungen



Karosseriestruktur mit integriertem Überrollkäfig



Verteilung der Gussbauteile

Abb. 298: Al-Werkstoffe: Einsatz beim Audi-Spaceframe

Weiter Anwendungen:

Metallbau; Hochspannungsleitungen und Stromkabel; Legierungen für Raketen-, Flugzeug- und Automobilbau; Folien; Feuerwerkerei; Thermit-Gemisch.



Abb. 299:

Stromkabel aus Al

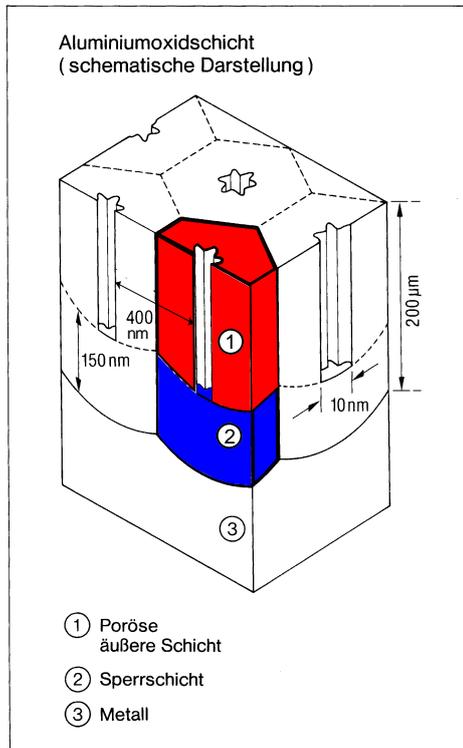
Nach Silber, Kupfer und Gold steht Aluminium an vierter Stelle der Liste der besten elektrischen Leiter. Seine elektrische Leitfähigkeit liegt bei $37,66 \times 10^6$ S/m. Das ist wenig mehr als die Hälfte des entsprechenden Wertes von Kupfer ($59,77 \times 10^6$ S/m). Um die gleichen elektrischen Eigenschaften wie Kupferleiter zu erreichen, müssen Aluminiumleiter daher ungefähr die doppelte Querschnittsfläche besitzen. Foto: [Süss Oberflächentechnik GmbH, Wetzlar](#)



Abb. 300:

Eloxal-Verfahren ("Anodisieren") → Aluminium-Werkstück vor und nach Abschluss der Oberflächenveredlung

Aluminium ist ein sehr unedles Metall. Es steht weit unten in der Spannungsreihe der Elemente ($U = -1,67$ V). Seine Korrosionsbeständigkeit erhält es durch eine Oxidschicht (Al_2O_3), die sich an Luft sofort von selbst bildet. Durch elektrolytische Oxidation von Aluminium kann die Oxidschicht noch verstärkt werden. Dazu werden Werkstücke aus Aluminium bei der Elektrolyse einer Säure, die Sauerstoff abspalten kann (z.B. Schwefelsäure), als Anode geschaltet. Der an der Anode frei werdende atomare Sauerstoff oxidiert das Metall zu einer bis zu 0,6 mm (Hartanodisieren, normal ca. 0,02 mm) dicken, sehr harten und widerstandsfähigen Oxidschicht. Diese Schicht ist zunächst farblos, kann aber wegen ihrer feinporigen Struktur mit Farbe gefüllt werden, s. Abb. 284.



Dreidimensional ergibt sich das nebenstehende Bild. Die Porendichte beträgt ca. $600 \cdot 10^6$ pro cm^2 .

Die Farbe wird also nicht aufgetragen, sondern ist Bestandteil der Eloxalschicht und somit nach dem Verdichten der Schicht (Schließen der Poren durch Kochern in entmineralisiertem Wasser) sehr gut gegen Abrieb und chemische Einflüsse (pH 4 – 8) geschützt.

Abb. 301:

Al_2O_3 -Schicht nach dem Eloxieren (vor dem Verdichten)

Trotz des in den Poren der Oxidschicht eingelagerten Farbstoffs bleibt das charakteristische metallische Aussehen der Werkstücke erhalten. Eloxiertes Aluminium ist wegen des verlässlichen Schutzes vor Korrosion durch die Eloxalschicht insbesondere für Außenanwendungen (pH 4 – 8) gut geeignet.

→ s. auch Praktika: „[Eloxieren von Al](#)“ und „[Aushärten von Al-Legierungen](#)“

Neuentwicklungen:



Abb. 302:

Flow-Forming: Aus dem Gussrohling, (links) erzeugt die Alutec Belte AG durch Drückwalzen hochbeanspruchbare, dünnwandige Aluminiumfelgen

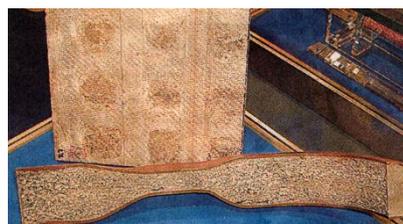
Aufgeschäumtes« Aluminium: Noch leichter und doch formstabil:

Es ist extrem leicht, absorbiert im Crashfall hohe Energiebeträge und dämpft Schall wie auch elektrische Streustrahlung



Abb. 303 a,b:

Multitalent geschäumtes Al



6.6 Aluminiumwerkstoffe - Bezeichnungen

Aluminiumwerkstoffe - Anwendungsgerechte Werkstoffauswahl

Einteilung der Aluminiumwerkstoffe in naturharte und aushärtbare GUSS- und Knetwerkstoffe; charakteristische Eigenschaften und Hauptanwendungsgebiete der verschiedenen Werkstoffe; Korrosionsbeständigkeit in Abhängigkeit von den Legierungselementen und vom Mikrogefüge; mögliche Korrosionsschutzmaßnahmen

1. Knetlegierungen (EN AW-, W = wrought)

Nach der europäischen Norm DIN EN 573-1 wird ein Vier-Ziffern-System verwendet, das sich an dem der Aluminium Association (AA) anlehnt. Die erste Ziffer ist für das wichtigste Element reserviert, die zweite steht für die erlaubten Abweichungen von der Nominalzusammensetzung. Die letzten beiden Ziffern geben diverse weitere Legierungselemente an oder charakterisieren die Reinheit.

EN AW-1xxx (Al > 99Masse-%): technisch reines Al, korrosionsbeständig, nicht wärmebehandelbar, gut verformbar, hohe thermische und elektrische Leitfähigkeit, niedrige Festigkeit

EN AW-2xxx (Cu): hohes Festigkeit-zu-Masse-Verhältnis, wärmebehandelbar, wenig korrosionsbeständig

EN AW-3xxx (Mn): gute Verformbarkeit, mittlere Festigkeit, nicht wärmebehandelbar

EN AW-4xxx (Si): niedrigerer Schmelzpunkt als Al, bildet Oxidschicht (dunkel), nicht wärmebehandelbar (Ausnahmen!)

EN AW-5xxx (Mg): korrosionsbeständig und schweißbar, mittlere bis hohe Festigkeit, nicht wärmebehandelbar

EN AW-6xxx (Mg+Si): mittlere Festigkeit, gute Verformbarkeit und spanende Bearbeitbarkeit, gut schweißbar, hohe Korrosionsbeständigkeit, wärmebehandelbar

EN AW-7xxx (Zn): mittlere bis sehr hohe Festigkeit, wärmebehandelbar

EN AW-8xxx (andere wie Li, Sn, Zr, B, ...): basieren auf 4xxx, oft wärmebehandelbar

Den 4 Ziffern folgt ein Buchstabe, der den Behandlungszustand der Legierung bezeichnet:

| | |
|---|---|
| F | unbehandelt (<i>as fabricated</i>) |
| O | weichgeglüht (<i>annealed</i>) |
| H | mechanisch verfestigt (<i>strain hardening</i>) |
| W | lösungsgeglüht (<i>solution treated</i>) |
| T | angelassen (<i>tempered</i>) |

Der Bezeichnung für die Anlassbehandlung (T) folgen immer Ziffern, die weitere Einzelheiten bezeichnen, z. B.:

| | |
|-----------|---|
| T1 | abgekühlt + kaltausgelagert (20 °C) |
| T2 | abgekühlt + kaltverformt + kaltausgelagert |
| T3 | lösungsgeglüht + kaltverformt + kaltausgelagert |

| | |
|------------|---|
| T4 | lösungsgeglüht + kaltausgelagert |
| T5 | abgekühlt + warmausgelagert (>20°C) |
| T6 | lösungsgeglüht + warmausgelagert |
| T7 | lösungsgeglüht + stabilisiert |
| T8 | lösungsgeglüht + kaltverformt + warmausgelagert |
| T8X | T4 + warmausgelagert beim Lackieren |
| T9 | lösungsgeglüht + warmausgelagert + kaltverformt |
| T10 | abgekühlt + kaltverformt + warmausgelagert |

Dem Buchstaben H (nur für Knetlegierungen!) folgen ebenfalls Ziffern, die Details der Verformung charakterisieren, z. B.:

| | |
|---|--|
| H1x kaltverfestigt | H3x kaltverfestigt und stabilisiert |
| H2x kaltverfestigt und teilgeglüht | H4x kaltverfestigt und geblüht beim Lackieren |

Die zusätzliche Ziffer gibt den Grad der Kaltverformung an, und zwar bedeuten x = 2: ¼-hart, x = 4: ½-hart, x = 6: ¾-hart, x = 8: hart und x = 9: höchstmögliche Kaltverfestigung (nur bei H1)

2. Gusslegierungen: (EN AC-, C = cast)

Die Bezeichnung erfolgt ähnlich wie für Knetlegierungen, jedoch mit einem Fünf-Ziffern-System, z. B.:

EN AC-5xxxx. Auch diesen Ziffern werden Buchstaben (bei T gefolgt von Ziffern) angehängt, die den Behandlungszustand kennzeichnen. Der Buchstabe H wird nicht verwendet.

Neben den besprochenen Bezeichnungsarten gibt es noch eine Reihe weiterer, die zum Teil landesspezifisch oder herstellerspezifisch sind.

In Deutschland ist die Bezeichnung der Aluminiumlegierungen nach DIN 1725 (neu DIN EN 573-2) weitverbreitet. Hierin folgen dem Symbol für das Grundelement (Al) Symbole der Legierungselemente und Konzentrationsangaben in Masse-%. Bei Rein- und Reinstaluminium wird die Mindestkonzentration des Aluminiums angegeben.

So bedeuten:

Al 99,5 Reinaluminium mit mindestens 99,5 % Al (= EN AW-1050),

AlMg2Mn0,3 Aluminiumlegierung mit 2 % Mg und 0,3 % Mn (= EN AW-5251).

Die Herstellung und der Verwendungszweck werden durch vorangestellte Buchstaben gekennzeichnet:

| | |
|------------------------------------|--|
| G Guss | Wenn erforderlich, werden diesen Bezeichnungen Buchstaben für besondere Eigenschaften angehängt: |
| GD Druckguss | |
| GK Kokillenguss | |
| E elektrisches Leitmaterial | F Mindestzugfestigkeit in MPa |
| | pl plattiert |
| | w weich |
| | a ausgehärtet |

Beispiele dafür sind:

G-ALSi 11 Aluminiumgusslegierung mit 11 % Si (=EN AC-44000),

GK-AlZn5Mg Aluminium-Kokillengusslegierung mit 5 % Zn, < 1 % Mg (= EN AC-71000).

6.7 Bearbeitung von Aluminium

6.7.1 Fügen von Aluminium

Alle bei Metallen üblichen Fügeverfahren sind auch für Aluminium anwendbar. Die technischen Einzelheiten dieser Verfahren sind jedoch sowohl dem Aluminium allgemein als auch den einzelnen Aluminiumlegierungen anzupassen.

Die Fügeverfahren werden in vier Hauptgruppen eingeteilt:

1. Mechanische Verfahren
2. Schweißen
3. Löten
4. Kleben.

Zu den mechanischen Verfahren zählen die Verwendung von Nieten und Gewindebolzen mit Muttern und Unterlegscheiben sowie das Fügen durch Umformen. Für das Nieten von Aluminium werden Aluminiumnägel benutzt, die vorzugsweise aus einer annähernd gleichen Legierung sein sollten wie der Grundwerkstoff. Die Nägel werden kalt eingeschlagen. Für die Verbindung von Aluminium mit Stahl können Stahlnägel verwendet werden. In aggressiver Umgebung ist Aluminium besonders zu schützen, um Korrosion zu vermeiden. Kupfernägel sollten in Verbindung mit Aluminium nicht verwendet werden.

Das Fügen mit Schrauben wird in erster Linie dort angewandt, wo die Verbindungen später wieder gelöst werden sollen, oder wo ein Nieten auf technische Schwierigkeiten stößt. Die Schrauben können aus einer Speziallegierung bestehen, oft werden aber auch Schrauben aus Austenit-Chromnickel-stahl benutzt.

Schrauben aus gewöhnlichem Stahl sollten verzinkt oder kadmiert sein. Blanke Stahlschrauben und Messingschrauben sind mit Vorsicht und jedenfalls nicht in aggressiver Umgebung zu verwenden.

Aluminium wird vielfach auch durch Umformen zusammengefügt. Das Umformen besteht unter anderem aus Falzen, Bördeln, Verlappen, An- und Einpressen sowie Schrumpfen.

Für das Fügen von Aluminium ist Schweißen ein sehr wichtiges Verfahren. Es lässt sich jedoch nicht gut für das Fügen von ausgehärteten Aluminiumlegierungen benutzen, da die Festigkeit der ausgehärteten Legierungen in der Schweißzone beträchtlich herabgesetzt wird.

Das Schmelzschweißen von Aluminium wird entweder unter Verwendung von Schweißflußmittel oder Edelgas als Schutz gegen Oxidation des geschmolzenen Aluminiums ausgeführt. Letztgenanntes Verfahren ist heute am gebräuchlichsten und bekannt unter den Bezeichnungen TIG-, MIG- und SIGMA-Schweißen.

Hierbei bedeutet -IG stets "Inertgas" oder Edelgas. "M" bedeutet "Metal electrode" und sagt aus, dass der Zusatzwerkstoff als Schweißelektrode geschaltet wird. "T" bedeutet Tungstam oder Wolfram und gibt an, dass die Schweißelektrode aus einem Wolframstab besteht. Als Schutzgas wird hauptsächlich Argon - oder in einigen Fällen eine Mischung aus Argon und Helium - eingesetzt.

Das Pressschweißen fasst unterschiedliche Schweißverfahren zusammen, bei denen mechanischer Druck zusammen mit örtlichem Schmelzen oder Schmelzen ohne Aufwärmung verwendet wird. Die wichtigsten Schweißverfahren dieser Gruppe sind Punktschweißen, Nahtschweißen, Abbrenn-Stumpfschweißen, Stauchschweißen und Bolzenschweißen. Charakteristisch für diese Verfahren ist das örtliche Schmelzen, indem ein starker elektrischer Strom durch die Schweißzone geleitet wird.

Andere Pressschweißverfahren, bei denen keine elektrische Aufwärmung zum Schmelzen verwendet wird, sind Warm- und Kaltpressschweißen, Ultraschallschweißen, Reibschweißen und Explosionsschweißen.

Ein Problem beim Löten von Aluminium ist, dass die Oxidschicht, mit der die Metalloberfläche stets überzogen ist, entfernt werden muss. Zum Ablösen werden entweder Lötosalze oder Lötflussmittel benutzt, die die Schicht auflösen und eine Neubildung verhindern, wo die Oberfläche mit Lot bedeckt ist; oder die Oberfläche mechanisch abzukratzen, wenn diese mit geschmolzenem Lot bedeckt ist. Beim Löten von Aluminium wird auch zwischen Weichlöten und Hartlöten unterschieden. Beim Weichlöten werden Lotlegierungen auf der Basis von Zinn oder Zink und Löttemperaturen von ca. 180°C bis ca. 300°C benutzt. Das Hartlöten erfolgt mit Lotlegierungen auf der Basis von Aluminium, dem ca. 12 % Silicium, eventuell auch etwas Zinn beigemischt ist. Die Löttemperaturen betragen ca. 520°C bis 600°C. Für die Hartlötung wird Flussmittel verwendet, und es wird als Handlöten mit Gasflamme, Eintauchen in geschmolzenes Flussmittel oder durch Aufwärmung im Ofen ausgeführt. In den letzten Jahren wurde ein neues Hartlötverfahren ohne Flussmittel entwickelt, das entweder in Vakuum oder in Edelgasatmosphäre erfolgt und das darauf beruht, dass die Oxidschicht bei Aufwärmung zerstört wird, weil die Wärmeausdehnung von Aluminium viel größer ist als die Wärmeausdehnung der Oxidschicht.

Das Fügen von Aluminium durch Kleben hat viele Vorteile. Beim Fügen von gehärteten Legierungen durch Kleben braucht der Werkstoff nicht soweit aufgewärmt zu werden, dass die Festigkeit verringert wird.

Durch Kleben wird eine mechanisch starke, korrosionsbeständige und wasserdichte Fügung erreicht. Hohe Festigkeit kann jedoch nur bei Verwendung von Klebstoff, der unter Druck und wenig Aufwärmung härtet, erzielt werden. Das Kleben von großen Konstruktionen oder Gegenständen erfordert daher verhältnismäßig teure Spezialausrüstung.

Die Fügetechnik ist vielseitig und kompliziert, und es ist deshalb nicht möglich, in einer kurzen Beschreibung auf technische Einzelheiten und konkrete Anweisungen näher einzugehen.

6.7.2 Oberflächenbehandlung von Aluminium

Je nach den angewandten Verfahren wird zwischen folgenden Oberflächenbehandlungen unterschieden:

1. Mechanische Oberflächenbehandlung
2. Chemische und elektrochemische Oberflächenbehandlung
3. Organisches Beschichten
4. Metallische Überzüge auf Aluminium
5. Anorganisches Beschichten.

6.7.3 Mechanische Verfahren

1. Mechanische Oberflächenbehandlung

Zu den mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren zählen unter anderem das Schleifen, Schmirgeln, Polieren, Strahlen, Bürsten und Trommelpolieren. Diese Verfahren werden bei Aluminium mit der gleichen Art Ausrüstung durchgeführt wie entsprechende Oberflächenbehandlungen von anderen Metallen.

6.7.4 Chemische und elektrochemische Oberflächenbehandlung

Die Verfahren zur chemischen und elektrochemischen Oberflächenbehandlung sind für die einzelnen Metalle unterschiedlich und richten sich nach deren chemischen Eigenschaften. Zu den chemischen Oberflächenbehandlungen gehören Reinigen und Entfetten, Beizen, Oxidieren, Färben, chemisches und elektrochemisches Polieren und Glänzen.

Zur Entfettung und Reinigung der Aluminiumoberfläche von Schmutz und Ölen können verschiedene Verfahren angewandt werden, z.B. Dampfentfettung, Waschen mit Terpentinersatz

oder anderen öl- und fettlösenden Flüssigkeiten, Behandlung mit alkalischen Lösungen, mit Natriumsilikaten als Inhibitoren oder Wasserglas für Tauchen oder Spritzen.

Das Beizen von Aluminium, das die natürliche Oxidschicht sowie Ölrückstände entfernt und Metall teilweise auflöst, wird im Allgemeinen in alkalischen Lösungen durchgeführt. Legierungen mit einem bedeutenden Gehalt an Magnesium werden häufig in verdünnte Säuren eingetaucht, z. B. verdünnte Schwefelsäure vor dem Beizen in Lauge. Nach dem Beizen in Lauge wird die Oberfläche mit Wasser abgespült und danach oft in verdünnter Salpetersäure neutralisiert und zum Schluss in warmem Wasser gespült oder in warmes Wasser getaucht.

Chemisches Polieren erfolgt in warmen Mischungen aus Phosphor-, Schwefel- und Salpetersäure. Dadurch wird eine glatte, spiegelblanke Oberfläche erzielt.

Elektrochemisches Glänzen wird ebenfalls in Säuregemischen verschiedener Art ausgeführt. Der zu glänzende oder polierende Werkstoff wird als positiver Pol für Gleichstrom geschaltet, der durch die Lösung geleitet wird.

Die anodische Oxidation ist für Aluminium von großer Bedeutung. Es handelt sich um ein elektrochemisches Verfahren, für das verdünnte Schwefelsäure oder eine Mischung aus Schwefelsäure und Oxalsäure in Wasser verwendet wird. Im Allgemeinen wird Gleichstrom benutzt, und die zu anodisierenden Gegenstände bilden den positiven Pol. Es kann aber auch Wechselstrom verwendet werden. Die Dicke der sich bildenden transparenten, farblosen Oxidschicht nimmt mit Stromdichte und Zeit zu. Durch die Verwendung spezieller Lösungen und Legierungen entstehen farbige Oxidschichten. Auch ein Färben ursprünglich farbloser anodischer Schichten ist mit Hilfe verschiedener Verfahren möglich. Durch die anodische Oxidation wird die Oberfläche korrosionsbeständiger und verschleißfester, sie lässt sich leichter säubern, und eine breite Farbpalette steht zur Verfügung. Anodisiertes Aluminium wird in großem Umfang in der Bauindustrie verarbeitet.

6.7.5 Organische Überzüge auf Aluminium

Zu den organischen Beschichtungen gehören Anstrich, Lackierung und Kunststoffbeschichtung. Für diese Verfahren werden bei Aluminium die gleiche Ausrüstung und teilweise die gleichen Werkstoffe verwendet wie bei Stahl. Sie erfolgen unter korrosionstechnischen und dekorativen Aspekten. Vor dem Anstrich oder der Lackierung ist eine sorgfältige Vorbehandlung erforderlich, um einen guten Haftgrund zu schaffen. Für diese Vorbehandlung gibt es mehrere Verfahren: Entfetten, Schmirgeln, Strahlen, chemische Oberflächenbehandlung wie Chromatieren und Phosphatieren, Säurebehandlung mit Phosphorsäurelösungen usw. Anodisieren ist ebenfalls eine ausgezeichnete Vorbehandlung für Anstrich und Lackierung.

Für Kunststoffüberzüge können verschiedene Aktivierungsverfahren verwendet werden, die gute Adhäsion gewährleisten: Wärme, Druck, Klebstoff usw.

Aluminium wird für verschiedene Anforderungen mit anderen Metallen überzogen, z.B. mit Kupfer, Nickel oder Chrom. Hierdurch lässt sich u.a. guter elektrischer Kontakt, eine härtere Oberfläche oder Spiegelreflexion erreichen. Es kann zwischen verschiedenen Verfahren gewählt werden: Nassverfahren in Bädern, Aufdampfen in Vakuum und Aufspritzen. Hergestellt wird auch walzbeschichtetes Aluminium, besonders Aluminium mit rostfreiem Stahlüberzug. Zur Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit werden oft auch kupferhaltige starke Aluminiumlegierungen mit Reinaluminium durch Walzplattieren (Alclad) beschichtet.

6.7.6 Anorganisches Beschichten

Anorganisches Beschichten von Aluminium umfasst Emaillierung und Plasmaspritzen von Karbiden und Oxiden. Für das Emaillieren sind Emailfritten mit relativ niedrigem Schmelzpunkt

wie Alkali-, Blei-, Borsilikate oder bleifreie Alkali-Bor-Titan-Zirkonium-Emails geeignet. Der Schmelzbereich für die Emaille muss relativ niedrig gewählt werden, 520°C bis 580°C. Die besten Ergebnisse erhält man beim Emaillieren von nichtlegiertem Aluminium sowie AlMn- und AlSiMg-Legierungen. Der Kupfergehalt muss unter 0,3 % liegen, und der Gehalt an freiem Magnesium sollte so niedrig wie möglich sein, vorzugsweise unter 0,01 %. Emailliertes Aluminium wird unter anderem in der Bauindustrie, für Schilder und Haushaltsgeräte eingesetzt.

6.7.7 Korrosion und Korrosionsbeständigkeit

Korrosion ist die Bezeichnung für die Zersetzung oder das Abtragen von Metall als Folge des Kontakts mit anderen Stoffen wie Luft, Wasser, Chemikalien usw. Beispiele sind Rostbildung bei Stahl, Lochfraßkorrosion bei Aluminium, Verwitterung von Zink in Luft und Wasser sowie Auflösung in Säuren und alkalischen Stoffen.

Der Korrosionsangriff ist von der Art und den Eigenschaften der Stoffe abhängig, mit denen das Metall in Berührung kommt. Wenn ein Metall nicht korrodiert, kann gesagt werden, dass es unter den gegebenen Verhältnissen korrosionsbeständig ist. Ob und in welchem Grad ein Metall oder eine Legierung korrosionsbeständig ist, hängt also davon ab, mit welchen Stoffen es in Berührung kommt und in welcher Umgebung es sich befindet. Die charakteristische Umgebung für alles, was sich auf der Erdoberfläche befindet, ist Luft und Wasser. Daher wurde viel Forschung betrieben, um die Korrosion bei Metallen unter verschiedenen atmosphärischen Verhältnissen und in unterschiedlichen Arten von natürlich vorkommendem Wasser zu untersuchen.

Aluminium korrodiert etwas in Salzwasser, jedoch nicht in gleichem Maße wie zum Beispiel Stahl. In verunreinigter Luft und in Wasser mit Gehalt an Salzen, Säuren, Basen usw. ist eine Korrosion bei Aluminium abhängig von der Art und Menge der Verunreinigungen und der beigemischten löslichen Stoffe.

Allgemein wurde festgestellt, dass Aluminium und eine große Anzahl Aluminiumlegierungen in der Luft und in den meisten Wasserarten viel weniger korrodiert als Stahl. Hierbei sei aber erwähnt, dass selbst geringe Mengen von aufgelöstem Kupfer in Wasser eine starke Erhöhung der Korrosion bei Aluminium bewirken.

Der Korrosionsangriff bei Aluminium in Luft und Wasser ist dadurch gekennzeichnet, dass er auf einzelne Punkte oder abgegrenzte kleinere Bereiche der Oberfläche begrenzt ist. Diese Art Angriff wird Lochkorrosion oder auch Lochfraß genannt.

Einzelne Aluminiumlegierungen, die sich durch sehr hohe Festigkeitseigenschaften auszeichnen, korrodieren leichter als Legierungen mit niedrigen oder mittleren Festigkeitseigenschaften. Dies gilt besonders für Legierungen, die mehr als 0,5 % Kupfer enthalten. Der Korrosionsangriff bei hochfesten Legierungen kann andere Formen annehmen als Lochkorrosion. Eine Art der Korrosion ist die Spannungsrisskorrosion, die bei Werkstoffen, die mechanischer Beanspruchung ausgesetzt sind, sehr leicht zu Brüchen führen kann.

Die Gefahr der Korrosion kann bei Aluminium stark zunehmen, wenn das Metall mit anderen Elementen in Berührung steht unter gleichzeitiger Anwesenheit einer elektrisch leitenden Flüssigkeit. Besonders kritisch ist Kupfer. In chloridhaltigen Flüssigkeiten wie zum Beispiel Salzwasser hat aber auch Eisen, Stahl und Blei eine stark galvanische Wirkung auf Aluminium. Die Berührung mit Zink, Cadmium oder Chrom hat keine schädliche Wirkung, und eine Verbindung mit rostfreiem Stahl geht ebenfalls in den meisten Fällen gut.

Ein anderer Umstand, der zu erhöhter örtlicher Korrosion führen kann, ist eine Abdeckung einzelner Flächen, wobei Wasser eindringen kann. Die Wirkung solcher Umstände, wie zum Beispiel Kontakt mit anderen Metallen, Abdeckung, Spalten in Zusammenfügungen usw. nimmt mit allgemein aggressivem Charakter der Umgebung zu.

Bezüglich Korrosion von Aluminium in Verbindung mit Lebensmitteln, Chemikalien usw. kann gesagt werden, dass Aluminium im Großen und Ganzen äußerst korrosionsbeständig ist und Nahrungsmitteln keine Schadstoffe, keinen Fremdgeruch oder -geschmack und keine Farbe zuführt. Daher wird Aluminium in hohem Maße für die Ausrüstung der Nahrungsmittelindustrie und als Verpackungsmaterial für Lebensmittel verwendet.

Übersichten über Korrosion bei Aluminium in Berührung mit Chemikalien und verschiedenen Arten von Baumaterialien sind in der einschlägigen Literatur zu finden. Hier sei jedoch erwähnt, dass es sich bei Baumaterialien, die bei Kontakt mit Aluminium zu Korrosionsproblemen führen können, im Allgemeinen um stark basische Materialien wie Zement oder Kalkmörtel handelt. Ein Korrosionsangriff kann aber auch auf das Zusammenfügen von Aluminium mit anderen Metallen oder auf Abdeckungen zurückzuführen sein.

6.7.8 Neuere Verarbeitungsverfahren:

Hier sind innovative Fertigungsverfahren gefragt "Mit dem Flow-Forming-Verfahren kann man aus Gussrohlingen extrem dünnwandige Aluminiumräder erzeugen. Der gegossene Rohling wird hierbei nach der Erwärmung auf Umformtemperatur mit Hilfe von so genannten Drückwalzen auf einer Matrize ausgewalzt. Durch die hohe Verdichtung im Bereich des Felgenbetts und eine nachfolgende Wärmebehandlung werden sehr hohe mechanische Kennwerte bei äußerst geringen Wanddicken erzielt. Aufgrund der schonenden Abschreckung in einem Polymer tritt kaum Verzug auf, so dass die verdichteten Flächen - mit Ausnahme von Reifensitz- und Dichtfläche - nicht mehr bearbeitet werden müssen.

Im Motor selber wiederum müssen Pleuel den Kolben ständig beschleunigen bzw. verzögern und sind daher größten dynamischen Belastungen ausgesetzt. Bei konventionellen PKW Motoren verwendet man hierfür bisher Stahlschmiedeteile, obwohl ihr hohes Gewicht Laufruhe und Dynamik des Antriebs beeinträchtigt. Durch Sprühkompaktieren kann ein Werkstoff hergestellt werden, der Eigenschaften auf Stahl-Niveau bietet, jedoch bei einem Drittel des Gewichts". Bei diesem pulvermetallurgischen Prozess wird eine hochlegierte Schmelze fein versprüht und erstarrt sehr schnell. Das Material besitzt daher ein extrem feinkörniges, homogenes Gefüge → Produkteigenschaft nicht nur vom Werkstoff, sondern in starkem Maße auch von der Verarbeitung (WB) abhängig.

Geschäumtes Aluminium ist extrem leicht, absorbiert im Crashfall hohe Energiebeträge und dämpft Schall sowie elektrische Streustrahlung solche Schäume in Sandwicheausführung - mit ein- oder beidseitiger Blechauflage - als Paneele oder auch als Formteile mit komplexer Geometrie hergestellt werden. Dabei sind Dichten bis herab zu nur 3 g/cm³ möglich. Anwendung finden diese Produkte nicht nur Kfz-Bereich, sondern z.B. auch im Bauwesen, denn diese Paneele sind nicht brennbar.

Neben dem primären Kfz-Sektor findet der Aluminiumeinsatz zunehmend auch in anderen Bereichen statt: Beispiel Schiffbau:

Seefahrzeuge, die leichter sind und wenig Eigengewicht schleppen, haben ein besseres Nutzlastverhältnis und weniger Treibstoffverbrauch. Für die großen Bauteile braucht man allerdings hochproduktive Schweißverfahren: Beim Röhreischweißen kommen weder Gase noch Schweißzusatzwerkstoffe noch Flammen oder Laser zum Einsatz. Es ist umweltfreundlich und effizient.

Bei diesem Verfahren wird ein sich drehender, stumpfer Stift mit einem Durchmesser von einigen mm in die Naht zwischen zwei aneinander gelegte Alu-Teile gedrückt und dann entlang der Naht bewegt. Das durch die Reibungshitze teigig gewordene Aluminium wird durch die Drehung verquirlt und fehlerfrei verschweißt. Oberhalb des Stifts ist das Werkzeug tellerförmig verbreitert, um die Naht wieder zu glätten. Mit dem Verfahren werden bis zu 16m lange Segmente für Aluminiumschiffe verschweißt.

Aktuelle Informationen zum Thema Al findet man online in folgenden Datenbanken:

| | |
|---|--|
| Gesamtverband der dt. Al.-Industrie (GDA) | www.aluinfo.de |
| European Aluminium Association (EAA) | www.eaa.net |
| The Aluminum Association (AA) | www.aluminum.org |
| Australian Aluminium Council | www.aluminium.org.au |
| Aluminium Federation of South Africa | www.afsa.co.za |
| Associação Brasileira do Alumínio (ABAL) | www.abal.org.br |
| World Bureau of Metal Statistics (WBMS) | www.world-bureau.com |
| International Aluminium Institute (IAI) | www.world-aluminium.org |

Liste der Fachausdrücke zur VL WT (Werkstofftechnik)

Die Liste der deutschen/englischen Fachausdrücke zur Vorlesung WT ist erheblich erweitert und aus-gelagert worden. Sie finden sie auf meiner Homepage unter ([Vokabel DE.pdf](#) und [Vokabel ED.pdf](#)). Die Kapitel "Korrosion" und „Hochtemperaturwerkstoffe“ sind nicht berücksichtigt.

Ergänzend zu den Arbeitsblättern werden folgende Unterlagen zur Verfügung gestellt:

- verschiedene Aufsätze, z.B. „[ZTU-Schaubilder](#)“, „[Gitterfehler in Metallen](#)“ etc., s. meine Homepage
- ca. 15 „Merkfolien“, die in der Vorlesung als Zusammenfassung einzelner Kapitel angeboten werden (nicht im „Skript“, keine Kopien)

7. Informationen zur Klausur

Da jedes Semester Probleme beim Ausfüllen der Belegleserbögen im Rahmen der Prüfung auftreten, finden Sie im Folgenden die beiden Deckblätter der Klausur. Bitte lesen Sie sich insbesondere die zweite Seite durch, damit während der Klausur keine Probleme auftreten.

Eine alte Originalklausur (Bereich Metallkunde) können sie von meiner Homepage herunterladen unter:

[Probeklausur zum Teil „Metallkunde“](#)

FACHHOCHSCHULE REGENSBURG

Fachbereich Maschinenbau

- PRÜFUNGSAUFGABEN WTK

WS X/Y

Prüfungsfach: Werkstofftechnik (WT)
Prüfer: Dr. Heinrich
Prüfungstermin: Tag/Monat/Jahr, Uhrzeit
Dauer der Prüfung: 90 Minuten
zugelassenen Hilfsmittel: Taschenrechner

Prüfungsaufgaben und Antwortbogen abgeben !

Prüfungsteilnehmer (bitte Druckbuchstaben):

Name: Matrikel-Nr.:

Vorname: Semester:

Namenszeichen 1. Prüfer Punkte:.....

Namenszeichen 2. Prüfer Note:

Auf dem Antwortbogen nicht vorschriftsmäßig markierte Felder werden nicht gewertet !

Antworten, die nicht auf den Antwortbogen übertragen wurden, werden nicht gewertet !

Bitte beachten Sie die Anleitung auf den nächsten Seiten !

Antwortbogen + Klausur (Fragen) sind zurück zu geben !

Hinweise:

Antwortbogen + Fragen sind zurückzugeben !

Die Klausur besteht aus 60 Fragen. Alle Fragen haben vorgegebene Antworten, einige davon sind nur mit Hilfe von Berechnungen zu ermitteln. Es können (z.B.) 1 bis 4 Antworten richtig sein. Dementsprechend werden die Fragen mit 1 bis 4 Punkten gewertet. Innerhalb einer Frage werden falsche Antworten gegen die richtigen aufgerechnet. Innerhalb einer Frage sind minimal 0 Punkte zu erreichen.

Die maximale Punktezahl beträgt (z.B.) 118. Zum Bestehen der Prüfung sind mindestens (z.B.) 55 Punkte notwendig.

Die Auswertung der Klausur erfolgt mit Hilfe des beiliegenden Belegleser-Formulars (= Antwortbogen). Bitte markieren Sie dort die richtigen Antworten. Das Formular darf **nicht** geknickt oder beschrieben werden !

Arbeitsanleitung:

1. Name und Matrikel-Nr., Fachnummer und Gruppe und auf dem Antwortbogen eintragen, d.h. mit Bleistift anstreichen.
Für alle Prüfungsteilnehmer gilt:

Fachnummer = 0010

Gruppe = A

Wichtig:

Auf dem Antwortbogen sind im Feld für die Matrikel-Nr. 7 Stellen vorgesehen.

Falls sie eine **längere** Matrikel-Nr. haben, lassen Sie bitte die **erste** Stelle weg!

(Falls sie eine **kürzere** Matrikel-Nr. haben, ergänzen Sie bitte die **letzte(n)** Stelle(n) mit 0.

2. Die richtigen Antworten zu den 60 Fragen sind im Antwortbogen durch einen Bleistiftstrich (möglichst HB) zu kennzeichnen. Dabei sind die vorgegebenen Felder möglichst voll auszufüllen → 

Zu 1. und 2. siehe auch **Musterblatt**.

Viel Erfolg !