



INSTITUT FÜR WERKSTOFFKUNDE I  
UNIVERSITÄT KARLSRUHE (TH)



# Werkstoffkunde II

## Vorlesung SS 2007

Dozenten: Prof. Dr.-Ing. D. Löhe  
Prof. Dr. rer. nat. A. Wanner  
Dr.-Ing. K.-H. Lang

# Werkstoffkunde II

## Inhaltsverzeichnis

### 12 Eisenbasiswerkstoffe

- 12.1 Zur Technologie der Erzeugung von Stählen bzw. Eisengußwerkstoffen
- 12.2 Gitterstrukturen, Gefüge und Eigenschaften
  - 12.2.1 Phasenmäßige Betrachtung
  - 12.2.2 Gefügemäßige Betrachtung
  - 12.2.3 Bezeichnung von Stählen
- 12.3 Austenitumwandlung unlegierter Stähle
  - 12.3.1 Langsame Abkühlung aus dem  $\gamma$ -Gebiet
  - 12.3.2 Beschleunigte Abkühlung
  - 12.3.3 Rasche Abkühlung
- 12.4 Einige charakteristische Auswirkungen von Legierungselementen
  - 12.4.1 Mischkristallbildung
  - 12.4.2 Karbidbildung
  - 12.4.3 Nitridbildung
  - 12.4.4 Beeinflussung des  $\gamma$ -Gebietes durch Legierungselemente
  - 12.4.5 Quasibinäre Zustandsdiagramme
- 12.5 Zeit-Temperatur-Umwandlungsbilder
  - 12.5.1 Grundsätzlicher Aspekt
  - 12.5.2 Reale Beispiele
- 12.6 Martensit
  - 12.6.1 Einfluß des Kohlenstoffgehalts auf  $M_s$  und  $M_f$
  - 12.6.2 Struktur des Martensits
  - 12.6.3 Tetragonale Verzerrung
  - 12.6.4 Abschreckhärte und Kohlenstoffgehalt
  - 12.6.5 Restaustenitgehalt
  - 12.6.6 Auswirkungen von Legierungselementen auf die Martensitbildung
  - 12.6.7 Anlassen gehärteter Stähle
- 12.7 Bainit
- 12.8 Einige Wärmebehandlungen von Stählen
  - 12.8.1 Übersicht
  - 12.8.2 Normalglühen (Normalisieren)
  - 12.8.3 Erholungsglühen
  - 12.8.4 Rekristallisationsglühen
  - 12.8.5 Spannungsarmglühen
  - 12.8.6 Grobkornglühen
  - 12.8.7 Diffusionsglühen
  - 12.8.8 Weichglühen
  - 12.8.9 Härten
  - 12.8.10 Vergüten
  - 12.8.11 Patentieren
  - 12.8.12 Randschichthärten
  - 12.8.13 Thermische Verfahren

- 12.9 Stahlgruppen
  - 12.9.1 Allgemeine Baustähle
  - 12.9.2 Hochfeste Baustähle
  - 12.9.3 Vergütungsstähle
  - 12.9.4 Einsatzstähle
  - 12.9.5 Nitrierstähle
  - 12.9.6 Stähle für die Randschichthärtung
  - 12.9.7 Automatenstähle
  - 12.9.8 Stähle für besondere Anwendungsgebiete
  - 12.9.9 Werkzeugstähle
  - 12.9.10 Kaltzähe Stähle
  - 12.9.11 Warmfeste und hitzebeständige Stähle
  - 12.9.12 Rost- und säurebeständige Stähle
- 12.10 Eisengußwerkstoffe
  - 12.10.1 Stahlguß
  - 12.10.2 Übersicht über Gußeisen
  - 12.10.3 Hartguß
  - 12.10.4 Schalenhartguß
  - 12.10.5 Tempergußeisen (GJM)
  - 12.10.6 Übersicht über graue Gußeisen
  - 12.10.7 Das stabile System Fe, C
  - 12.10.8 Europäisches Bezeichnungssystem für Gußeisen durch Kurzzeichen
- 12.11 Wichtige Normen für den Bereich Stahl und Eisen

### **13 Nichteisenmetalle**

- 13.1 Normgerechte Bezeichnung der Nichteisenmetalle
- 13.2 Leichtmetallwerkstoffe
  - 13.2.1 Aluminium und Aluminiumlegierungen
  - 13.2.2 Magnesium und Magnesiumlegierungen
  - 13.2.3 Titan- und Titanlegierungen
- 13.3 Schwermetallwerkstoffe
  - 13.3.1 Kupfer- und Kupferlegierungen
  - 13.3.2 Nickel- und Nickellegierungen

### **14 Keramische Werkstoffe**

- 14.1 Herstellung keramischer Bauteile
- 14.2 Elementkeramiken
- 14.3 Oxidkeramiken
- 14.4 Nichtoxidkeramiken
- 14.5 Mischkeramiken
- 14.6 Charakteristische Beispiele zum Verhalten keramischer Werkstoffe bei mechanischer Beanspruchung
  - 14.6.1 Menolithische Keramik
  - 14.6.2 Faserverstärkte Keramik

### **15 Glaswerkstoffe**

- 15.1 Herstellung und Verarbeitung
- 15.2 Aufbau und Zusammensetzung
- 15.3 Einteilung der Gläser, ihre Verwendung und Entwicklungstendenzen
- 15.4 Eigenschaften technisch wichtiger Glassorten



## **16 Polymere Werkstoffe**

- 16.1 Polymerhauptgruppen
- 16.2 Grundlegende Aspekte zum mechanischen Verhalten
  - 16.2.1 Steifigkeit
  - 16.2.2 Festigkeit
- 16.3 Einige charakteristische Eigenschaften
  - 16.3.1 Plastomere (Thermoplaste)
  - 16.3.2 Duromere (Duroplaste)
  - 16.3.3 Elastomere
  - 16.3.4 Besondere Polymere

## **17 Verbundwerkstoffe**

- 17.1 Einführende Bemerkungen
- 17.2 Gefüge
  - 17.2.1 Fasern
  - 17.2.3 Matrizen
  - 17.2.3 Grenzflächenphasen
- 17.3 Grundlagen der Faserverstärkung
- 17.4 Eigenschaften von Verbundwerkstoffen
  - 17.4.1 Allgemeine Zusammenhänge
  - 17.4.2 Entwicklungen bei Verbundwerkstoffen mit metallischer Matrix
  - 17.4.3 Entwicklungen bei Verbundwerkstoffen mit keramischer Matrix
  - 17.4.4 Entwicklungen bei Verbundwerkstoffen mit polymerer Matrix



## 12 Eisenbasiswerkstoffe

Eisenbasiswerkstoffe bilden die wichtigste Werkstoffgruppe der technischen Praxis.

Eisen ist

- gut legierbar,
- gut wärmebehandelbar,

➡ unterschiedliche Gefügestände mit sehr verschiedenen Eigenschaften erzeugbar.

Fe,C-Legierungen mit C-Gehalten  $< 2.1 \text{ Ma.-%}$  heißen **Stähle** (vgl. Abschn. 12.2) bzw. solche mit C-Gehalten  $> 2.1 \text{ Ma.-%}$  **Gußeisen** (vgl. Abschn. 12.3).

### 12.1 Zur Technologie der Erzeugung von Stählen bzw. Eisengußwerkstoffen

Die Stahlerzeugung erfolgt über

- Roheisen,
- Rohstahl,
- Stahlhalbzeug- bzw. -fertigteil.

Bild 12.1 zeigt schematisch das Prinzip der Roheisenerzeugung im Hochofen. In diesen gelangen

- 1) **oxidisches Eisenerz** als Rohstoff,
- 2) **Koks** als Brennstoff, der gleichzeitig als Reduktionsmittel dient,
- 3) aus Kalkstein, Kalk und Dolomit bestehende **Zuschläge** zur Schlackenbildung,
- 4) **Heißluft (Wind)** mit  $800 - 1100^\circ\text{C}$  zur Verbrennung.

In der "Formebene" des Hochofens stellt sich dabei eine Maximaltemperatur zwischen  $1800$  und  $2000^\circ\text{C}$  ein. Als Endprodukte entstehen

- 1) **Roheisen** als Ausgangsprodukt für die Stahl- bzw. Gußeisenerzeugung,  $7000 - 12\,000 \text{ t}$  pro Tag und Ofen,
- 2) **Schlacke** als oxidische Verbindungen, die im Straßenbau und im Hochbau eingesetzt werden,
- 3) **Gichtstaub**,
- 4) **Gichtgas**, dessen Energiegehalt für die Winderhitzung und weitere Prozesse genutzt wird.

Zur Herstellung von Eisengußwerkstoffen wird überwiegend Mn-armes und gleichzeitig Si-reiches Roheisen verwendet (vgl. Abschn. 12.3) Der Weg vom Mn-reichen und Si-armen Roheisen über Rohstahl zum Stahlhalbzeug bzw. -fertigteil ist in Bild 12.2 schematisch dargestellt.

- Beim **Sauerstoffblasverfahren** kommt überwiegend Roheisen zur Verwendung, das durch Oxidationsprozesse von Begleitelementen wie Kohlenstoff, Schwefel, Phosphor, Silizium und Mangan gereinigt wird (sog. "Frischen").
- Beim **Elektrolichtbogenverfahren** wird überwiegend Stahlschrott eingesetzt, der im Elektrolichtbogen umgeschmolzen wird.
- Die Nachbehandlung des so entstandenen Rohstahls erfolgt durch **Sekundär- bzw. Pfannenmetallurgie**. Hier wird gezielt die spätere Stahlzusammensetzung eingestellt.
- Der eigentliche Abguß des Stahls erfolgt durch **Stand- bzw. Strangguß**. Während beim Strangguß fertige Halbzeugprofile hergestellt werden, gießt man beim Standguß ( $\approx 14\%$ ) sog. Blöcke, Brammen bzw. Knüppel ab, die durch nachträgliches **Umschmelzen** von Seigerungen (= Ungleichverteilungen von Legierungselementen), Lunkern (= eingeschlossenen Gasblasen bzw. durch Schwindung entstandene Hohlräume) und nichtmetallischen Einschlüssen gereinigt werden müssen. Abschließend wird durch **Walzen** bzw. **Schmieden** die gewünschte Form des Fertigteils bzw. Halbzeugs eingestellt.

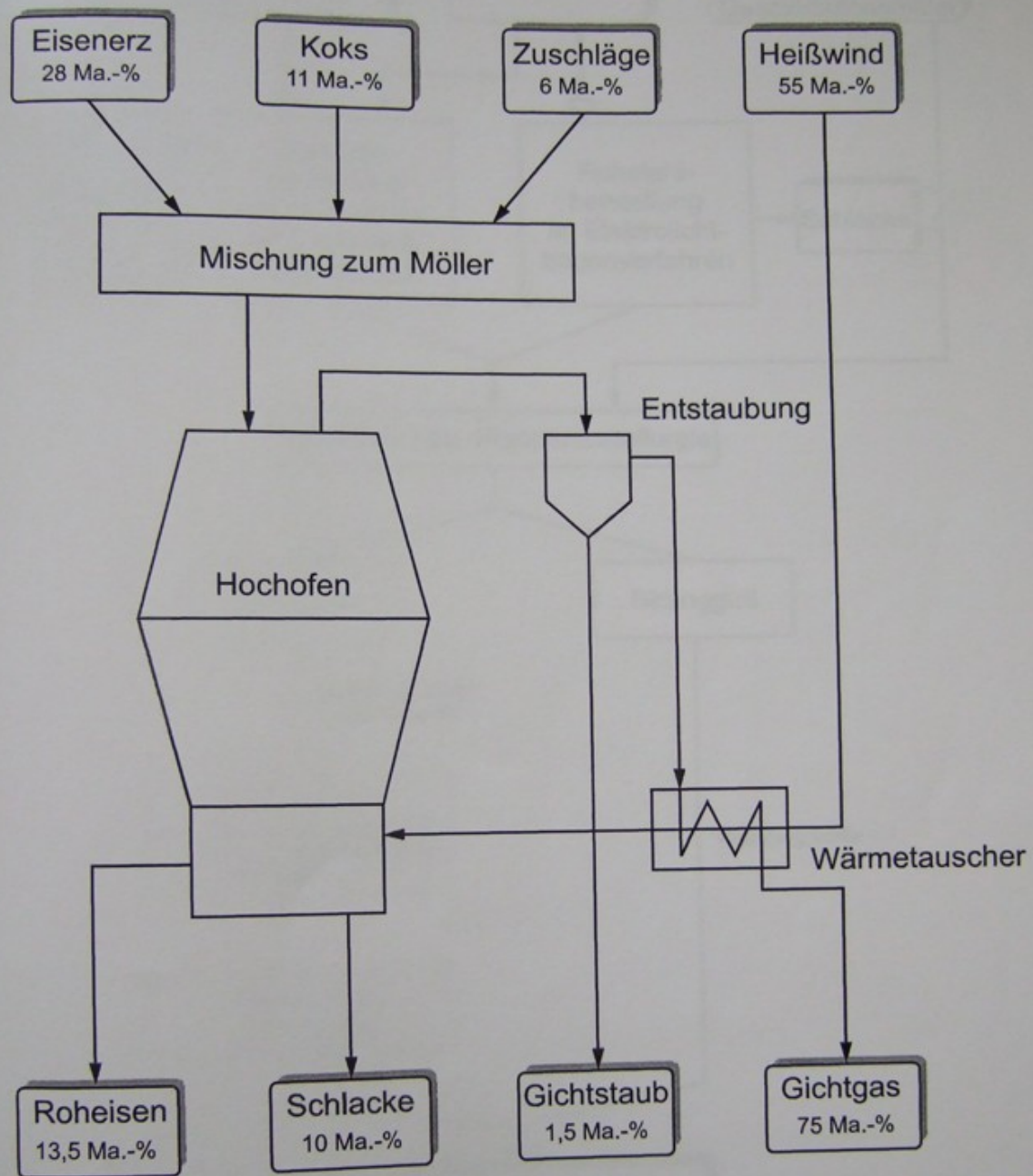


Bild 12.1: Roheisenerzeugung



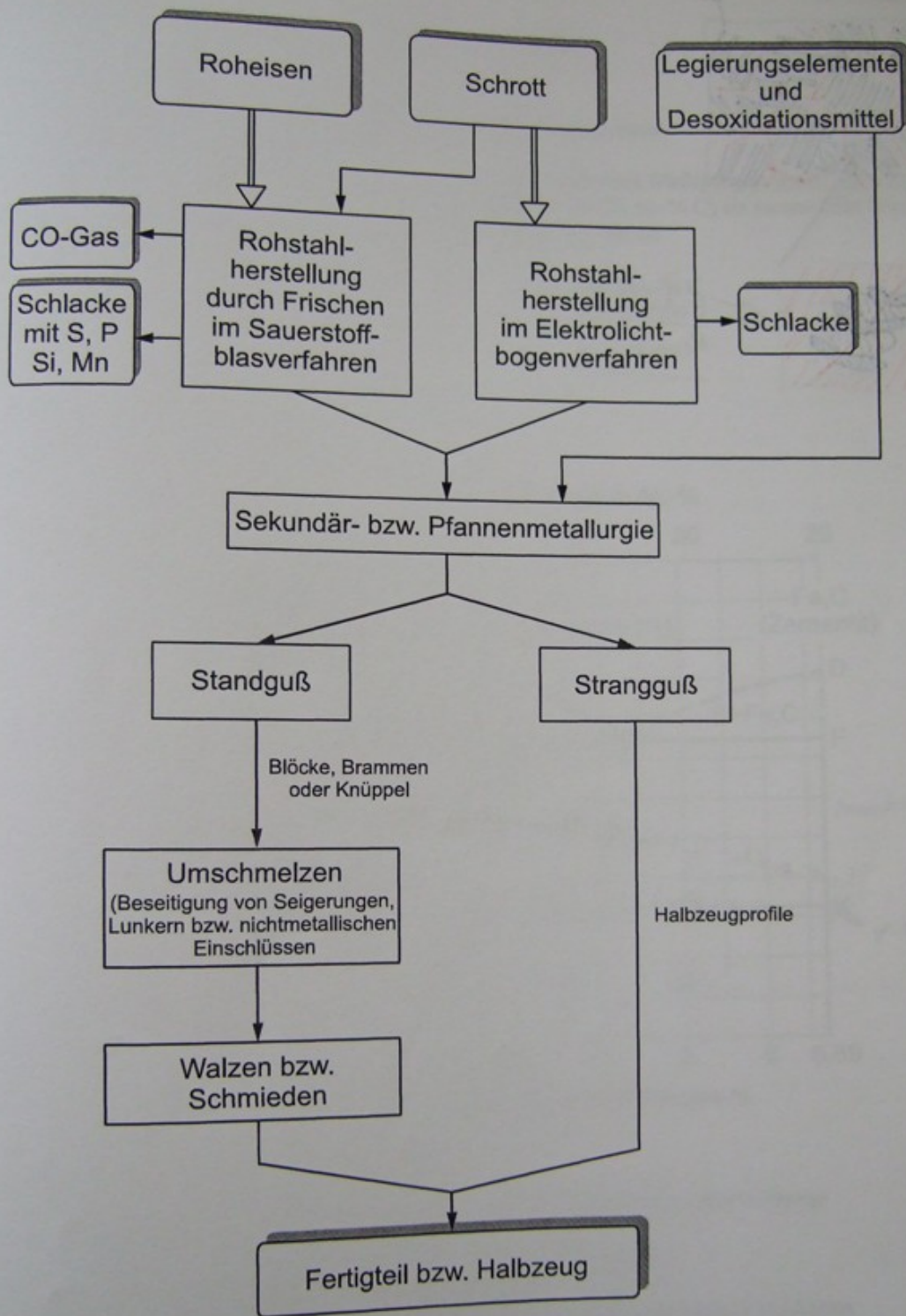


Bild 12.2: Vom Roheisen zum Halbzeug bzw. -fertigteil



## 12.2 Das metastabile System Fe, Fe<sub>3</sub>C

- Grundlage der Beurteilung der Stähle
- Oft auch einfach (unkorrekt!) Eisen-Kohlenstoff-System genannt.

In Eisen-Kohlenstoff-Legierungen tritt - wenn nicht besondere Maßnahmen ergriffen werden (vgl. Abschn. 12.10) - das Eisenkarbid Fe<sub>3</sub>C (mit 75 At.-% Fe und 25 At.-% C) als metastabile Phase auf. Es ist im technischen Sinne stabil. Deshalb ist das System Fe,C bis zu

$$c'_C = 25 \text{ At.-% C} \quad \text{entsprechend} \quad c_C = 6,69 \text{ Ma.-% C}$$

von besonderem Interesse.

### 12.2.1 Phasenmäßige Betrachtung

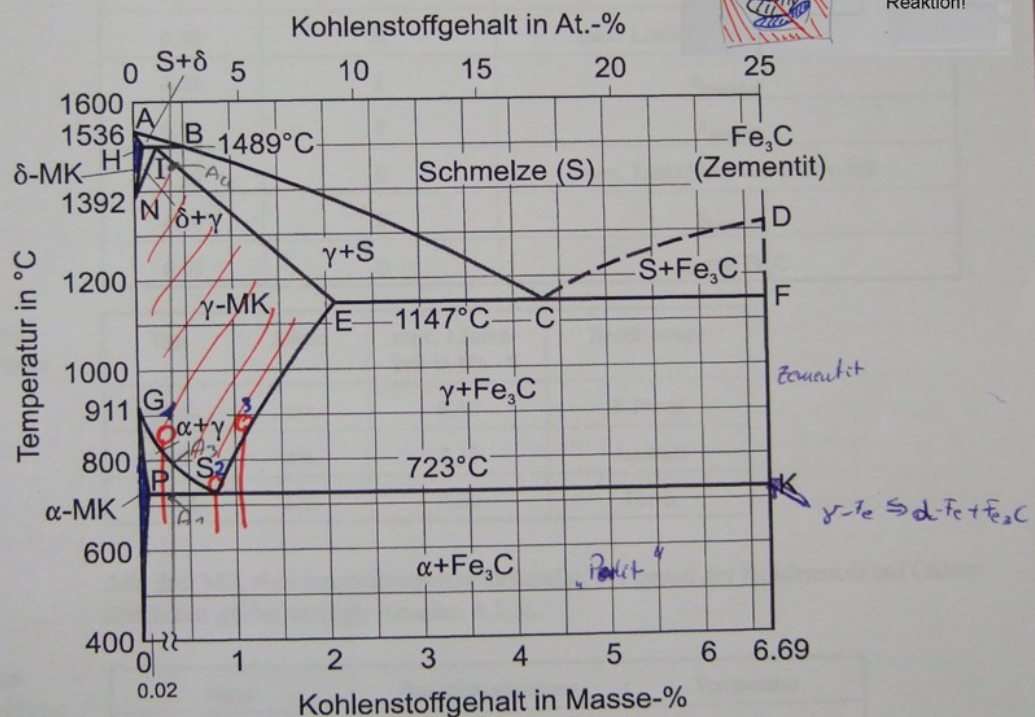


Bild 12.3: Metastabiles Zustandsdiagramm Fe, Fe<sub>3</sub>C (phasenmäßige Betrachtung)

- Komplizierter Aufbau des Zustandsdiagramms (vgl. Bild 12.3)
- Fe und C vollständig löslich im flüssigen Zustand
- Allotrope Eisenmodifikationen prägen Zustandsdiagramm bei kleinen C-Gehalten
- Gleichzeitiges Auftreten von Merkmalen der Zustandsdiagramme mit eutektischer, eutektoider und peritektischer Reaktion sowie der Bildung einer Verbindung (vgl. Abschn. 6.9)

**Wichtige Temperaturen:**

|                   |                                                                                  |
|-------------------|----------------------------------------------------------------------------------|
| 1536 °C           | Schmelztemperatur des Eisen $T_{s,Fe}$                                           |
| 1489 °C           | peritektische Temperatur                                                         |
| 1392 °C           | Umwandlungstemperatur $T_{\delta/\gamma}$                                        |
| $\approx 1320$ °C | Zersetzungstemperatur des $Fe_3C$ $T_{Z,Fe_3C}$                                  |
| 1147 °C           | eutektische Temperatur                                                           |
| 911 °C            | Umwandlungstemperatur $T_{\gamma/\alpha}$                                        |
| (769 °C)          | Magnetische Umwandlungstemperatur = Curietemperatur = $T_{paramagn./ferromagn.}$ |
| 723 °C            | eutektoide Temperatur                                                            |

**Wichtige Konzentrationen:**

| Konzentration in Ma.-% | zugehöriger Punkt im Zustandsdiagramm | Charakterisiert                        |
|------------------------|---------------------------------------|----------------------------------------|
| 0,02                   | P                                     | max. Löslichkeit von C in $\alpha$ -MK |
| 0,10                   | H                                     | max. Löslichkeit von C in $\delta$ -MK |
| 0,25                   | I                                     | $c_{peritektisch}$                     |
| 0,80                   | S                                     | $c_{eutektoid}$                        |
| 2,10                   | E                                     | max. Löslichkeit von C in $\gamma$ -MK |
| 4,30                   | C                                     | $c_{eutektisch}$                       |
| 6,69                   | D                                     | $c_C$ von $Fe_3C$                      |

**Auftretende Mischkristalle (MK):**

| Typ          | Gitter | max. Löslichkeit in Ma.-% | Bezeichnung      |
|--------------|--------|---------------------------|------------------|
| $\delta$ -MK | krz.   | 0,10                      | $\delta$ -Ferrit |
| $\gamma$ -MK | kfz.   | 2,10                      | Austenit         |
| $\alpha$ -MK | krz.   | 0,02                      | Ferrit           |

Alle drei MK sind Interstitutionsmischkristalle, bei denen der Kohlenstoff auf Oktaederlücken gelöst ist (vgl. Abschn. 4.2.3).

**Dreiphasen gleichgewichte:**

| Name                   | Reaktionsgleichung                                      | Temperatur            |
|------------------------|---------------------------------------------------------|-----------------------|
| Peritektische Reaktion | $\delta\text{-MK} + S \Rightarrow \gamma\text{-MK}$     | 1489 °C               |
| Eutektische Reaktion   | $S \Rightarrow \gamma\text{-MK} + Fe_3C$                | 1147 °C <sup>1)</sup> |
| Eutektoide Reaktion    | $\gamma\text{-MK} \Rightarrow \alpha\text{-MK} + Fe_3C$ | 723 °C <sup>2)</sup>  |

<sup>1)</sup> Schließt für alle Legierungen mit  $2.1 \leq \text{Ma.}\% C \leq 6.69$  den Übergang in den festen Zustand ab

<sup>2)</sup> Schließt für alle Legierungen mit  $0.02 \leq \text{Ma.}\% C \leq 6.69$  die Umwandlung der  $\gamma$ -MK ab



## Grenzlinien im Zustandsdiagramm

Grenzlinien werden durch die Buchstaben der auf ihnen liegenden Punkte gekennzeichnet. Da die aktuelle Lage der Grenzlinien von den Versuchsbedingungen abhängen, unter denen sie ermittelt werden, sind zusätzliche Festlegungen erforderlich. Man ist übereingekommen, die die Grenzlinien bestimmenden Temperaturen mit den Anfangsbuchstaben A des französischen Wortes

arrêter = anhalten

anzugeben, und die Art der Bestimmung durch Indizes zu vermerken, die von den Anfangsbuchstaben der französischen Worte

refroidir = abkühlen

chauffer = erwärmen

équilibre = Gleichgewicht

stammen. Demgemäß spricht man z. B. von einer  $A_{e3}$ -Temperatur oder einer  $A_{e4}$ -Temperatur. Folgende Grenzlinientemperaturen werden benutzt.

| Bezeichnung bestimmter Grenzlinien | Begrenzt das Umwandlungsgeschehen           | Bezeichnung der Grenzlinientemperaturen ermittelt |               |               |
|------------------------------------|---------------------------------------------|---------------------------------------------------|---------------|---------------|
|                                    |                                             | im Gleichgewicht                                  | beim Abkühlen | beim Erwärmen |
| PSK                                | $\alpha + Fe_3C \rightleftharpoons \gamma$  | $A_{e1}$                                          | $A_{r1}$      | $A_{e1}$      |
| GS                                 | $\alpha + \gamma \rightleftharpoons \gamma$ | $A_{e3}$                                          | $A_{r3}$      | $A_{e3}$      |
| SE                                 | $\gamma + Fe_3C \rightleftharpoons \gamma$  | $A_{ecm}$                                         | $A_{rcm}$     | $A_{ecm}$     |
| NI                                 | $\gamma + \delta \rightleftharpoons \gamma$ | $A_{e4}$                                          | $A_{r4}$      | $A_{e4}$      |

**Hinweis:** Früher wurde noch eine horizontale Linie bei  $T = 769^\circ C$ , der Curie-Temperatur des  $\alpha$ -Eisens, in das Fe,  $Fe_3C$ -Diagramm eingezeichnet und ihr Schnittpunkt mit der Ordinate als M, der Schnittpunkt mit der Linie GS als O bezeichnet. Für die aktuelle Linienlage MO wurden die Abkürzungen  $A_{e2}$ ,  $A_{r2}$  und  $A_{e2}$  benutzt. Da der Übergang vom ferromagnetischen Tieftemperaturzustand in den paramagnetischen Hochtemperaturzustand ohne Phasenumwandlung erfolgt, wird die  $A_2$ -Temperatur nicht mehr gesondert im Zustandsdiagramm ausgewiesen.

### 12.2.2 Gefügemäßige Betrachtung

- Die in den einzelnen Zustandsfeldern vorliegenden festen Phasen werden in ihrer Anordnung maßgeblich beeinflusst durch
  - ☐ die eutektische Reaktion,
  - ☐ die eutektoide Reaktion und
  - ☐ die Karbidbildung aus S,  $\gamma$ -MK und  $\alpha$ -MK.
- Die dabei gebildeten Phasengemenge bzw. Phasen werden als Gefügebestandteile bezeichnet, weil sie im Lichtmikroskop charakteristische Phasenarrangierungen zeigen. Daneben können im Lichtmikroskop auch einphasige Bereiche beobachtet werden, die ebenfalls Gefügebestandteile darstellen. Die Gefügebestandteile bilden das Gefüge.
- Bei Raumtemperatur sind je nach Kohlenstoffgehalt im Lichtmikroskop unterschiedliche Gefüge beobachtbar (vgl. Bild 12.4).



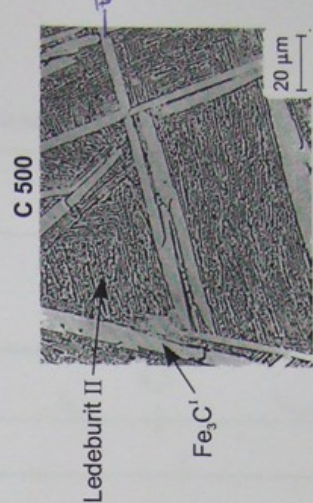
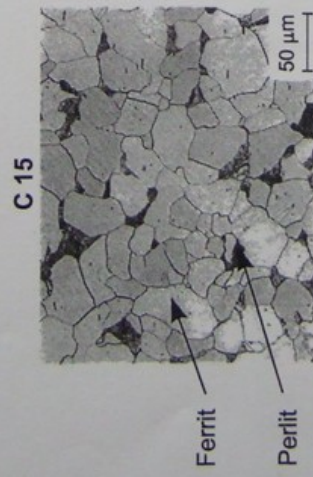
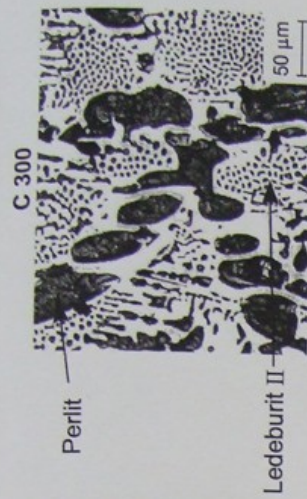
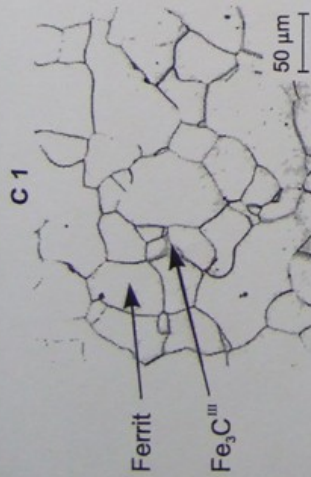
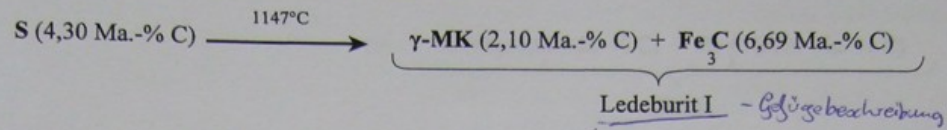


Bild 12.4: Charakteristische Gefügeausbildungen bei FeC-Legierungen. Gefüge bei Raumtemperatur nach Erstarrung und Umwandlung nach dem metastabilen System Fe,  $\text{Fe}_3\text{C}$



- Nach Abschn. 12.2.1 gilt für die eutektische Reaktion:



Nach dem Hebelgesetz (Bild 12.5) ergibt sich für die Massenanteile von  $\gamma$ -MK und  $\text{Fe}_3\text{C}$  im Ledeburit I

$$\frac{m_\gamma}{m} = \frac{l_{\text{Fe}_3\text{C}}}{l} = \frac{6,69 - 4,30}{6,69 - 2,10} 100\% = 52,1\%$$

$$\frac{m_{\text{Fe}_3\text{C}}}{m} = 1 - \frac{m_\gamma}{m} = 47,9\%$$

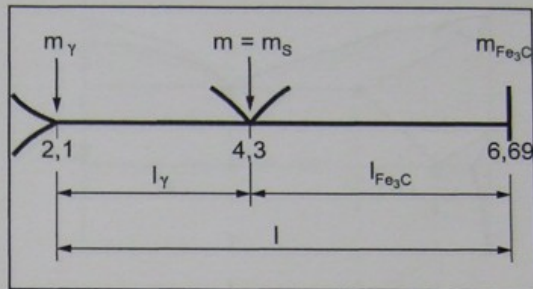


Bild 12.5: Massenanteile in Ledeburit I

Bei unter- bzw. übereutektischen Legierungen wandeln bei  $1147^\circ\text{C}$  Restschmelzanteile in Ledeburit I um, der dann neben den primär gebildeten Gefügen Austenit bzw. Primärzementit vorliegt. Die Massenanteile der Gefüge ergeben sich dabei wie folgt:

$$\frac{m_\gamma}{m} = \frac{l_{\text{Led}}}{l}$$

$$\frac{m_{\text{Led}}}{m} = \frac{l_\gamma}{l}$$

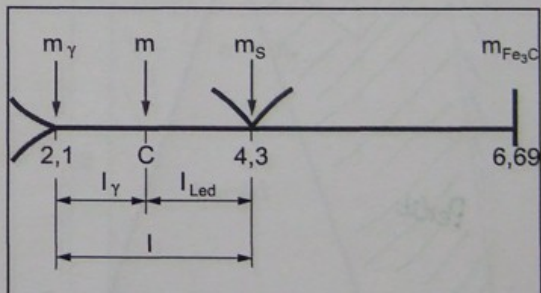


Bild 12.6: Massenanteile der Gefüge bei untereutektischen Legierungen

$$\frac{m_{\text{Led}}}{m} = \frac{l_{\text{Fe}_3\text{C}}}{l}$$

$$\frac{m_{\text{Fe}_3\text{C}}}{m} = \frac{l_{\text{Led}}}{l}$$

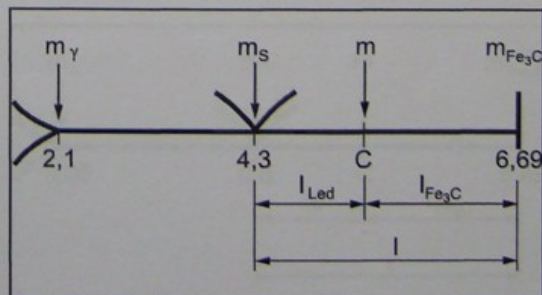
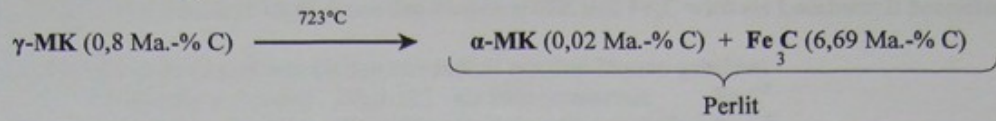


Bild 12.7: Massenanteile der Gefüge bei übereutektischen Legierungen



Nach Abschn. 12.2.1 gilt für die eutektoidische Reaktion



Nach dem Hebelgesetz (vgl. Bild 12.8) gilt für die Massenanteile von  $\alpha$ -MK und  $\text{Fe}_3\text{C}$  im Perlit

$$\frac{m_\alpha}{m} = \frac{l_{\text{Fe}_3\text{C}}}{l} = \frac{6,69 - 0,80}{6,69 - 0,02} 100\% = 88,3 \%$$

$$\frac{m_{\text{Fe}_3\text{C}}}{m} = 1 - \frac{m_\alpha}{m} = 11,7 \%$$

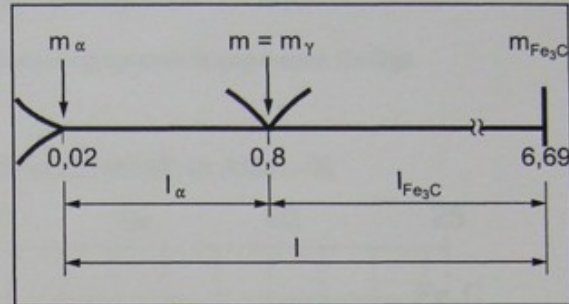


Bild 12.8: Massenanteile im Perlit

Bei unter- bzw. übereutektoiden Legierungen wandeln bei  $723^\circ\text{C}$  die verbliebenen Anteile von  $\gamma$ -MK in Perlit um, der dann neben den bereits gebildeten Gefügen Ferrit bzw. Sekundärzementit auftritt. Die Massenanteile der Gefüge ergeben sich dabei wie folgt (vgl. obige Überlegungen für unter- bzw. übereutektoiden Legierungen bezüglich Ledeburit I):

$$\frac{m_\alpha}{m} = \frac{l_{\text{Fe}_3\text{C}}}{l}$$

$$\frac{m_p}{m} = \frac{l_\alpha}{l}$$

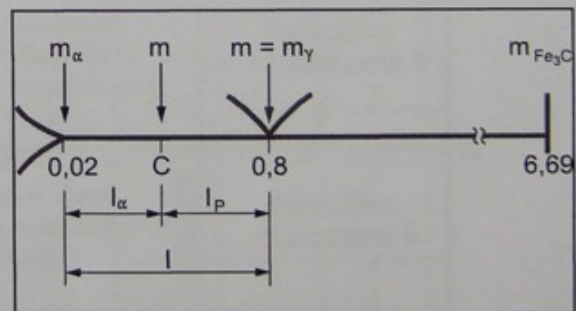


Bild 12.9: Massenanteile der Gefüge bei untereutektoiden Legierungen

$$\frac{m_p}{m} = \frac{l_{\text{Fe}_3\text{C}}}{l}$$

$$\frac{m_{\text{Fe}_3\text{C}}}{m} = \frac{l_p}{l}$$

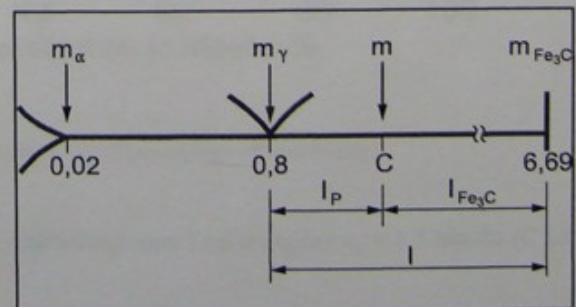
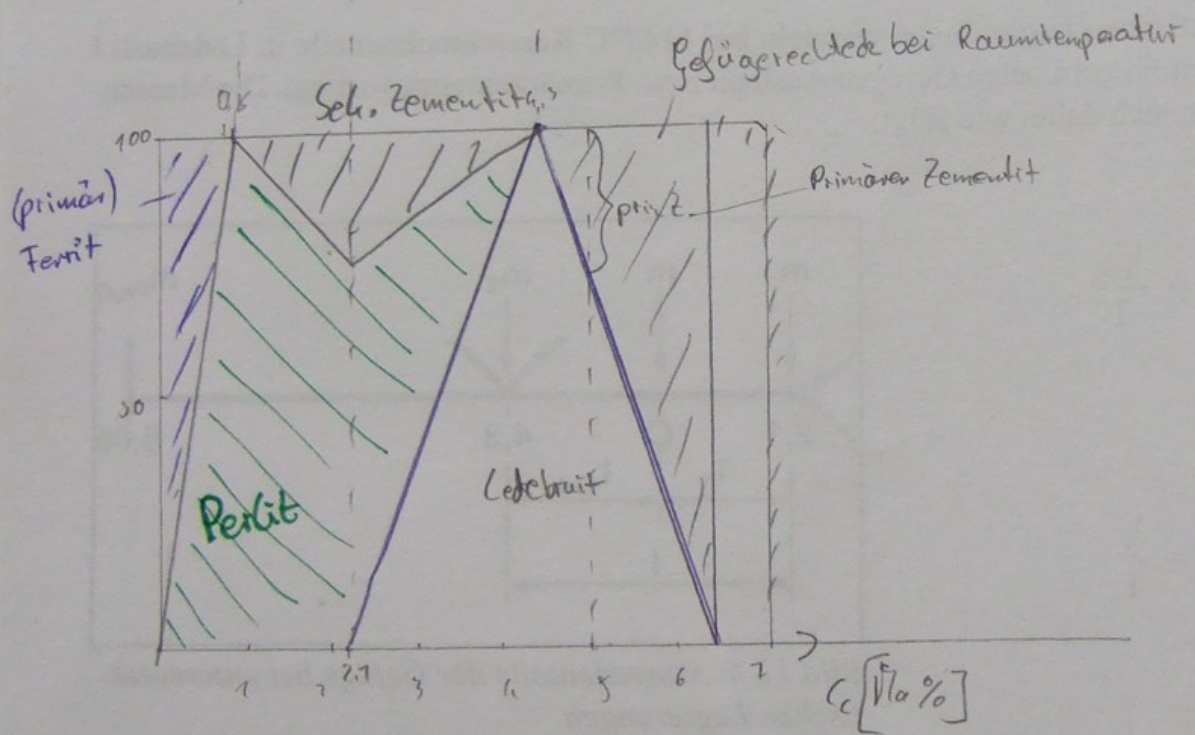
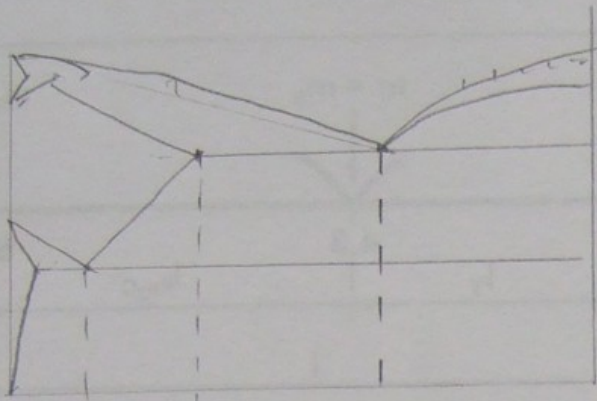


Bild 12.10: Massenanteile der Gefüge bei übereutektoiden Legierungen mit  $\leq 2,10 \text{ Ma.-% C}$





- Auch der im Ledeburit I vorhandene  $\gamma$ -MK wandelt bei  $723^\circ\text{C}$  nach der eutektoiden Reaktion um. Das bei 4.3 Ma.-% auftretende Gefüge aus den Phasen  $\alpha$ -MK und  $\text{Fe}_3\text{C}$  wird als Ledeburit II bezeichnet.
- $\text{Fe}_3\text{C}$  wird als unterscheidbarer Gefügebestandteil aus drei Phasen gebildet:
  - aus der Schmelze längs DC als Primärzementit  $\text{Fe}_3\text{C}^{\text{I}}$
  - aus dem  $\gamma$ -MK längs ES als Sekundärzementit  $\text{Fe}_3\text{C}^{\text{II}}$
  - aus dem  $\alpha$ -MK längs PQ als Tertiärzementit  $\text{Fe}_3\text{C}^{\text{III}}$
- Demnach ergeben sich die in Bild 12.11 im Zustandsdiagramm angegebenen Gefüge.

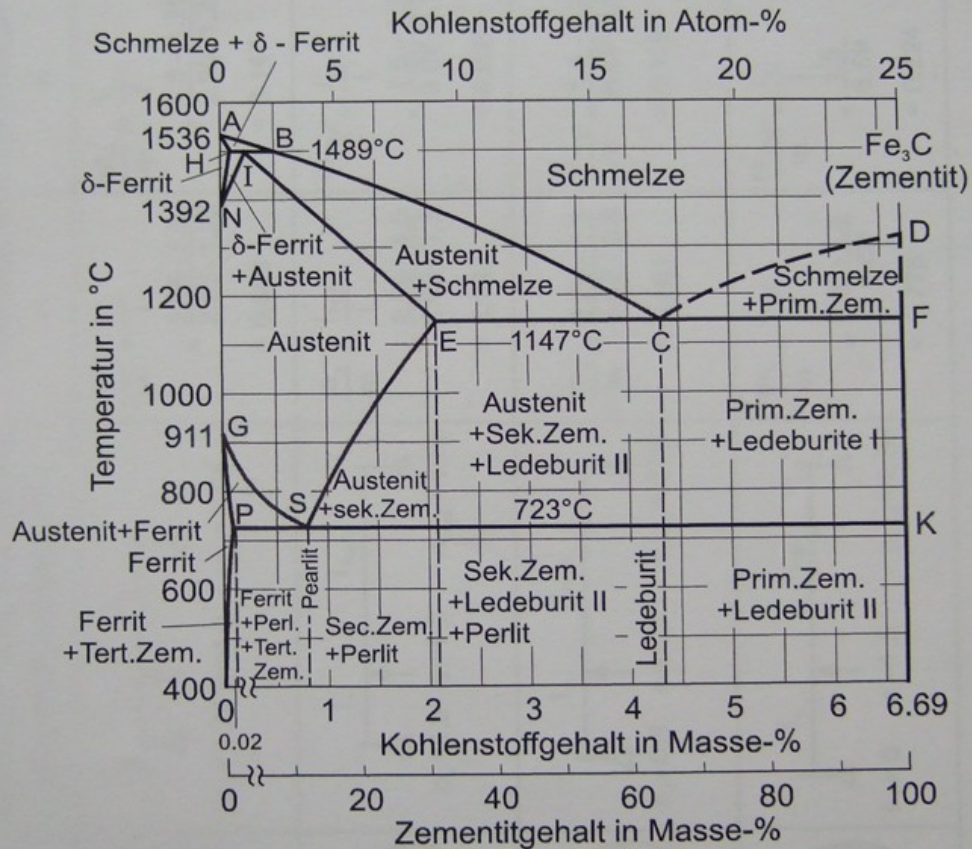


Bild 12.11: Metastabiles Zustandsdiagramm  $\text{Fe}, \text{Fe}_3\text{C}$  (gefügemäßige Betrachtung)

- Die Gefüge- und Phasenentwicklung bei der Abkühlung einer Legierung mit  $c_c = 1.5 \text{ Ma.-%}$  (C 150) ist in Bild 12.12 exemplarisch dargestellt.

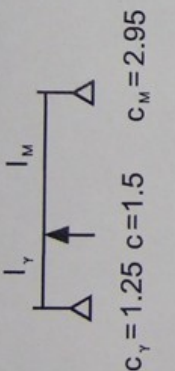
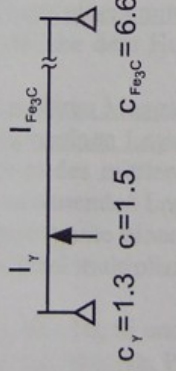
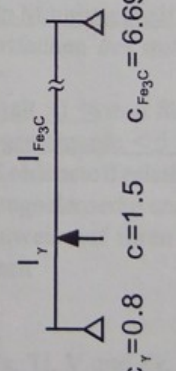
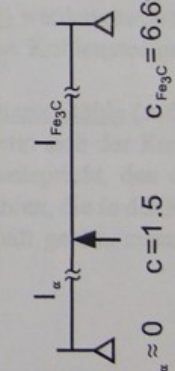
| T<br>[°C] | Gefüge<br>(Phasen)                                                                                                                                                                               | Kennzeichnung des Hebels<br>(C-Gehalt in Masse-%)                                                                                         | Massenanteile der Phasen<br>i k                                                                                                                                                                  | Kohlenstoffbilanz                                                                       |
|-----------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------|
| 1300      | Austenit ( $\gamma$ -MK)<br>                                                                                  | <br>$c_\gamma = 1.25$ $c = 1.5$ $c_M = 2.95$            | $\frac{m_\gamma}{m} = \frac{l_s}{l} = \frac{2.95 - 1.5}{2.95 - 1.25} = 0.853$<br><i>γ-MK</i><br>$\frac{m_s}{m} = \frac{l_\gamma}{l} = \frac{1.5 - 1.25}{2.95 - 1.25} = 0.147$<br><i>Schmelze</i> | $c = \frac{m_\gamma}{m} c_\gamma + \frac{m_s}{m} c_s = 1.066 + 0.433 = 1.5$             |
| 910       | Schmelze (S)<br>Sekundärzementit ( $Fe_3C^{II}$ )<br>                                                         | <br>$c_\gamma = 1.3$ $c = 1.5$ $c_{Fe_3C} = 6.69$       | $\frac{m_\gamma}{m} = \frac{l_{Fe_3C}}{l} = \frac{6.69 - 1.5}{6.69 - 1.3} = 0.963$<br>$\frac{m_{Fe_3C}}{m} = \frac{l_\gamma}{l} = \frac{1.5 - 1.3}{6.69 - 1.3} = 0.037$                          | $c = \frac{m_\alpha}{m} c_\alpha + \frac{m_{Fe_3C}}{m} c_{Fe_3C} = 1.252 + 0.247 = 1.5$ |
| 730       | Austenit ( $\gamma$ -MK)<br>Sekundärzementit ( $Fe_3C^{II}$ )<br>                                            | <br>$c_\gamma = 0.8$ $c = 1.5$ $c_{Fe_3C} = 6.69$      | $\frac{m_\gamma}{m} = \frac{l_{Fe_3C}}{l} = \frac{6.69 - 1.5}{6.69 - 0.8} = 0.881$<br>$\frac{m_{Fe_3C}}{m} = \frac{l_\gamma}{l} = \frac{1.5 - 0.8}{6.69 - 0.8} = 0.119$                          | $c = 0.705 + 0.794 = 1.5$                                                               |
| 20        | Austenit ( $\gamma$ -MK)<br>Sekundärzementit ( $Fe_3C^{II}$ )<br>Perlit ( $\alpha$ -MK + $Fe_3C^{II}$ )<br> | <br>$c_\alpha \approx 0$ $c = 1.5$ $c_{Fe_3C} = 6.69$ | $\frac{m_\alpha}{m} = \frac{l_{Fe_3C}}{l} = \frac{6.69 - 1.5}{6.69} = 0.776$<br>$\frac{m_{Fe_3C}}{m} = \frac{l_\alpha}{l} = \frac{1.5}{6.69} = 0.224$                                            | $c = \frac{m_\alpha}{m} c_\alpha + \frac{m_{Fe_3C}}{m} c_{Fe_3C} \approx 0 + 1.5 = 1.5$ |

Bild 12.12: Gefüge- und Phasenentwicklung bei der Abkühlung eines C150



### 12.2.3 Bezeichnung von Stählen

Zur Werkstoffkennzeichnung dienen (vgl. auch DIN EN 10027-1 und DIN V 17006-100)

- ➔ Werkstoffkurznamen aus Zahlen und Buchstaben
- ➔ Werkstoffnummern aus sieben Ziffern

#### a) Werkstoffkurznamen

Die Kurznamen lassen sich in folgende Hauptgruppen einteilen:

##### **Gruppe 1:**

Kurznamen, die Hinweise auf die Verwendung und die mechanischen oder physikalischen Eigenschaften der Stähle enthalten. Beispiel: S = Stähle für den allgemeinen Stahlbau oder P = Stähle für den Druckbehälterbau, gefolgt von einer Zahl, die dem Mindeststreckgrenzenwert in N/mm<sup>2</sup> für die kleinste Erzeugnisdicke entspricht (S355, P275). Neben den Hauptsymbolen werden zur vollständigen Identifizierung einer Stahlsorte Zusatzsymbole verwandt. Die Zusatzsymbole sind im CEN-Bericht CR 10260 (= DIN V 17006-100) beschrieben (siehe Tabelle 1 bis 5).

##### **Gruppe 2:**

Kurznamen, die Hinweise auf die chemische Zusammensetzung enthalten. Sie sind in vier Untergruppen eingeteilt (siehe Tabelle 6).

Die Kurznamen unlegierter Stähle mit einem mittleren Mangangehalt < 1 % werden durch das Symbol C (für Kohlenstoff) und eine Zahl, die dem Hundertfachen des mittleren Kohlenstoffgehaltes entspricht, gebildet.

Für unlegierte Stähle mit einem mittleren Mangangehalt ≥ 1 % und für legierte Stähle (außer Schnellarbeitsstählen) mit Gehalten der einzelnen Legierungselemente < 5 % setzt sich der Kurzname aus einer Zahl, die dem Hundertfachen des mittleren Kohlenstoffgehaltes entspricht, den chemischen Symbolen der für den Stahl kennzeichnenden Legierungselemente und Zahlen, die in der Reihenfolge der kennzeichnenden Legierungselemente einen Hinweis auf ihren Gehalt geben, zusammen. Die mittleren Massengehalte werden dabei multipliziert mit

|        |      |                                               |
|--------|------|-----------------------------------------------|
| Faktor | 4    | bei Cr, Co, Mn, Ni, Si und W,                 |
| Faktor | 10   | bei Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V und Zr, |
| Faktor | 100  | bei Ce, N, P und S,                           |
| Faktor | 1000 | bei B.                                        |

Der Kurzname legierter Stähle (außer Schnellarbeitsstähle), bei denen mindestens der Massengehalt für ein Legierungselement > 5 % ist, setzt sich aus dem Kennbuchstaben X, einer Zahl, die dem Hundertfachen des mittleren Kohlenstoffgehaltes entspricht, den chemischen Symbolen der den Stahl kennzeichnenden Legierungselemente sowie Zahlen, die in der Reihenfolge der kennzeichnenden Legierungselemente deren Gehalt angeben, zusammen.

Der Kurzname von Schnellarbeitsstählen setzt sich aus den Kennbuchstaben HS und Zahlen, die in der Reihenfolge W, Mo, V, Co die Massengehalte in ganzen gerundeten Zahlen angeben, zusammen.

17 Cr Mo 99

7

Kohlenstoffgehalt  
+ 100

0,17 Mo% C

Chromgehalt \* 4

2,25 Mo% Cr

Molybdängehalt \* 10

0,9 Mo% Mo

$\Rightarrow Fe - 0,17\% C - 2,25\% Cr - 0,9\% Mo$

42 Cr Mo 4

die 1 (letzte Zelle) wird weggelassen

Kohlenstoffgehalt

0,42 Mo% C

Chromg.

1 Mo% Cr

Molybdäng.

0,1 Mo% Mo



Tabelle 1: Stahlgruppen

| Gruppe 1                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                             | Gruppe 2                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Aufgrund der Verwendung und der mechanischen oder physikalischen Eigenschaften der Stähle gebildete Kurznamen                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | Aufgrund der chemischen Zusammensetzung der Stähle gebildete Kurznamen                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                 |
| <p>S = Stähle für den allgemeinen Stahlbau</p> <p>P = Stähle für den Druckbehälterbau</p> <p>L = Stähle für den Rohrleitungsbau</p> <p>E = Maschinenbaustähle</p> <p>B = Betonstähle</p> <p>Y = Spannstähle</p> <p>R = Stähle für oder in Form von Schienen</p> <p>H = Kaltgewalzte Flacherzeugnisse in höherfesten Ziehgüten</p> <p>D = Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen</p> <p>T = Feinst- und Weißblech und -band sowie spezialverchromtes Blech und Band (Verpackungsblech und -band)</p> <p>M = Elektroblech und -band</p> | <p>C = Unlegierte Stähle (ausgenommen Automatenstähle) mit einem mittleren Mangengehalt unter 1 %</p> <p>*) Unlegierte Stähle mit einem mittleren Mangengehalt &gt;1 %, unlegierte Automatenstähle sowie legierte Stähle (ausgenommen Schnellarbeitsstähle) mit Gehalten der einzelnen Legierungselemente unter 5 %</p> <p>X = Legierte Stähle (ausgenommen Schnellarbeitsstähle), wenn mindestens für ein Legierungselement der Gehalt <math>\geq</math> 5 Gewichtsprozent beträgt</p> <p>HS = Schnellarbeitsstähle</p> <p>*) ohne Kennbuchstaben</p> |

Tabelle 2: Zusatzsymbole Gruppe 1

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                     |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <p>A = Ausscheidungshärtend</p> <p>M = Thermomechanisch gewalzt</p> <p>N = Normalgeglüht oder normalisierend gewalzt</p> <p>Q = Vergütet</p> <p>B = Gasflaschen</p> <p>S = Einfache Druckbehälter</p> <p>T = Rohre</p> <p>G = Andere Merkmale, wenn erforderlich mit 1 oder 2 nachfolgenden Ziffern</p> <p>B = Bake hardening</p> <p>P = Phosphor-legiert</p> | <p>X = Dualphase</p> <p>Y = Interstitialfree steel (IF-Stahl)</p> <p>Mn = Hoher Mn-Gehalt</p> <p>Cr = Chrom-legiert</p> <p>C = Kaltgezogener Draht</p> <p>H = Warmgeformte oder behandelte Stäbe</p> <p>Q = Vergüteter Draht</p> <p>S = Litze</p> <p>D = Für Schmelztauchüberzüge</p> <p>EK = Für konventionelle Emaillierung</p> <p>ED = Für Direktmaillierung</p> <p>H = Für Hohlprofile</p> <p>T = Für Rohre</p> |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|

Tabelle 3: Zusatzsymbole Gruppe 2

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                          |                                                                                                                                                                                                           |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <p>C = Mit besonderer Kaltumformbarkeit</p> <p>D = Für Schmelztauchüberzüge</p> <p>E = Für Emaillierung</p> <p>F = Zum Schmieden</p> <p>H = Hohlprofile, Hochtemperatur</p> <p>L = Für tiefere Temperaturen</p> <p>M = Thermomechanisch gewalzt</p> <p>N = Normalgeglüht oder normalisierend gewalzt</p> | <p>O = Für Offshore</p> <p>P = Für Spundbohlen</p> <p>R = Raumtemperatur</p> <p>Q = Vergütet</p> <p>S = Für Schiffsbau</p> <p>T = Für Rohre</p> <p>W = Wetterfest</p> <p>X = Hoch- und Tieftemperatur</p> |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|

Tabelle 4: Beispiele für Symbole für den Behandlungszustand

| Symbol | Bedeutung                                                                                | Symbol | Bedeutung                                        |
|--------|------------------------------------------------------------------------------------------|--------|--------------------------------------------------|
| +A     | Weichgeglüht                                                                             | +M     | Thermomechanisch umgeformt                       |
| +AC    | Geglüht zur Erzielung kugelig<br>Karbid                                                  | +N     | Normalgeglüht oder normalisie-<br>rend umgeformt |
| +AT    | Lösungsgeglüht                                                                           | +NT    | Normalgeglüht und angelassen                     |
| +C     | Kaltverfestigt                                                                           | +P     | Ausscheidungsgehärtet                            |
| +Cnnn  | Kaltverfestigt auf eine Mindest-<br>zugfestigkeit von $n \cdot n \cdot n \text{ N/mm}^2$ | +Q     | Abgeschreckt                                     |
| +CR    | Kaltgewalzt                                                                              | +QA    | Luftgehärtet                                     |
| +DC    | Lieferzustand dem Hersteller<br>überlassen                                               | +QO    | Ölgehärtet                                       |
| +FP    | Behandelt auf Ferrit-Perlit-Gefüge<br>und Härtespanne                                    | +QT    | Vergütet                                         |
| +HC    | Warm-Kalt-geformt                                                                        | +QW    | Wassergehärtet                                   |
| +I     | Isothermisch behandelt                                                                   | +RA    | Rekristallisationsgeglüht                        |
| +LC    | Leicht kalt nachgezogen bzw.<br>leicht nachgewalzt (Skin passed)                         | +S     | Behandelt auf Kaltscherbarkeit                   |
|        |                                                                                          | +T     | Angelassen                                       |
|        |                                                                                          | +TH    | Behandelt auf Härtespanne                        |
|        |                                                                                          | +U     | Unbehandelt                                      |
|        |                                                                                          | +WW    | Warmverfestigt                                   |

Anmerkung: Die Symbole werden durch Pluszeichen (+) von den vorhergehenden getrennt. Um Verwechslungen mit anderen Symbolen zu vermeiden, kann der Buchstabe T vorangestellt werden, z. B. +TA.

Tabelle 5: Kurznamen von Stählen der Gruppe 1 (Nach ihrem Verwendungszweck und ihren mechanischen oder physikalischen Eigenschaften bezeichnete Stähle)

Der Kurzname setzt sich zusammen aus aneinandergereihten Hauptsymbolen, bestehend aus Buchstabe und Mechanische Eigenschaften

- Buchstabe = Kennbuchstabe für Stahlgruppe (z. B. S; vgl. Tabelle 1)
- Mechanische Eigenschaften = Kennzahl für Mindeststreckgrenzen ( $R_{eS}$ ) in  $\text{N/mm}^2$  mit Ausnahme der Stahlgruppen Y und R mit Kennzahl für Mindestzugfestigkeit ( $R_m$ ) in  $\text{N/mm}^2$

sowie anschließenden Zusatzsymbolen (vgl. z. B. Tabelle 2, 4)

Beispiel: S355+N

Anmerkung: Bei gegossenen Werkstoffen wird dem Buchstaben für die Stahlgruppe ein G vorangestellt

Tabelle 6: Kurznamen von Stählen der Gruppe 2 (Nach der chemischen Zusammensetzung bezeichnete Stähle)

| Unter-<br>gruppe 2a                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                       | Unlegierte Stähle mit mittlerem Mn-Gehalt < 1% (ausgenommen Automatenstähle) |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------|
| <p>Der Kurzname setzt sich zusammen aus aneinandergereihten <u>Hauptsymbolen</u>, bestehend aus Buchstabe und Kohlenstoffgehalt</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Buchstabe: G = Stahlguß (wenn erforderlich); C = Kohlenstoff</li> <li>• Kohlenstoffgehalt = 100facher mittlerer C-Gehalt des vorgeschriebenen Bereiches</li> </ul> <p>sowie anschließenden <u>Zusatzsymbolen</u> (vgl. z. B. Tabelle 2, 3, 4)</p> <p>Beispiele: C35, C45</p> |                                                                              |



|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                              |                                                                                                                                                                                                                       |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Untergruppe 2b                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | Unlegierte Stähle mit einem Mittel von $\geq 1\%$ Mn, unlegierte Automatenstähle sowie legierte Stähle (ausgenommen Schnellarbeitsstähle), sofern der mittlere Gehalt der einzelnen Legierungselemente unter 5% liegt |
| <p>Der Kurzname setzt sich zusammen aus aneinandergereihten <u>Hauptsymbolen</u>, bestehend aus Buchstabe, Kohlenstoffgehalt und Legierungselemente</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>Buchstabe: G = Stahlguß (wenn erforderlich)</li> <li>nnn = 100facher mittlerer C-Gehalt des vorgeschriebenen Bereiches</li> <li>a = Symbole für die den Stahl charakterisierenden Legierungselemente, gefolgt von</li> <li>n-n = Zahlen, getrennt durch Bindestriche, die dem mittleren Gehalt der Elemente, multipliziert mit den oben angegebenen Faktoren entsprechen</li> </ul> <p>sowie anschließenden <u>Zusatzsymbolen</u> (vgl. z. B. Tabelle 4)</p> <p>Beispiele: 13CrMo4-5, 28Mn6, 11SMnPb30</p>                                                                    |                                                                                                                                                                                                                       |
| Untergruppe 2c                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | Legierte Stähle (ausgenommen Schnellarbeitsstähle), sofern der mittlere Gehalt mindestens eines Legierungselementes $\geq 5\%$ beträgt                                                                                |
| <p>Der Kurzname setzt sich zusammen aus aneinandergereihten <u>Hauptsymbolen</u>, bestehend aus Buchstabe, Kohlenstoffgehalt und Legierungselemente</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>Buchstabe: G = Stahlguß (wenn erforderlich); X = Mittlerer Gehalt mindestens eines Legierungselementes <math>\geq 5\%</math></li> <li>nnn = 100facher mittlerer C-Gehalt des vorgeschriebenen Bereiches</li> <li>a = Symbole für die den Stahl charakterisierenden Legierungselemente, gefolgt von</li> <li>n-n = Zahlen, getrennt durch Bindestriche, die den mittleren, auf die nächste ganze Zahl gerundeten Gehalt der Elemente angeben</li> </ul> <p>sowie anschließenden <u>Zusatzsymbolen</u> (vgl. z. B. Tabelle 4)</p> <p>Beispiele: X5CrNi18-10, GX2CrNi19-11-2</p> |                                                                                                                                                                                                                       |
| Untergruppe 2d                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | Schnellarbeitsstähle                                                                                                                                                                                                  |
| <p>Der Kurzname setzt sich zusammen aus aneinandergereihten <u>Hauptsymbolen</u>, bestehend aus Buchstaben und Legierungselemente</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>Buchstaben: HS = Schnellarbeitsstahl</li> <li>n-n = Zahlen, die durch Bindestriche getrennt den prozentualen Gehalt der Legierungselemente in folgender Reihenfolge angeben:<br/>- Wolfram (W) - Molybdän (Mo) - Vanadium (V) - Cobalt (Co)</li> </ul> <p>Beispiel: HS2-9-1-8</p>                                                                                                                                                                                                                                                                                                               |                                                                                                                                                                                                                       |

#### b) Werkstoffnummern

- Sind siebenstellig:

*1. für Stähle*  
↓

**X . XXXX . XX**

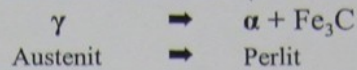
Hauptgruppe.Sortennummer.Anhängeziffer

- Die Hauptgruppe für Stahl und Stahlgußsorten ist 1
- Die beiden ersten Sortennummern dienen der Klassierung!
- Die beiden weiteren Sortennummern sind Zählnummern
- Die erste Anhängeziffer bezeichnet das Stahlgewinnungsverfahren, während die zweite den Behandlungszustand charakterisiert. Auf die Angabe der Anhängeziffern wird oft verzichtet
- z. B. 1.7218.95  
(Stahl).(Edelstahl der Untergruppe 2b mit Cr und  $< 0,35$  Ma.-% Mo)(0,25 Ma.-% C, 1,0 % Cr, 0,65 % Mn). (Elektrostahl)(vergütet)  
Kurzname: 25CrMo4

## 12.3 Austenitumwandlung unlegierter Stähle

### 12.3.1 Langsame Abkühlung aus dem $\gamma$ -Gebiet

Wichtigste Reaktion tritt bei 723°C auf: **Eutektische Reaktion** (Perlitreaktion)



- Das eutektoid entstehende Gefüge aus den lamellar angeordneten Phasen  $\alpha$ -MK und  $\text{Fe}_3\text{C}$  wird Perlit bezeichnet.

Merkmale der perlitischen Umwandlung (vgl. auch Abschn. 7.4):

- Heterogene Keimbildung an Austenitkorngrenzen (oder an ggf. vorhandenen Phasengrenzen)
- Diffusionsgesteuerter Wachstumsprozeß von  $\alpha$ -MK und  $\text{Fe}_3\text{C}$  in  $\gamma$ -Körner
- Extreme Unterschiede in Kohlenstoffkonzentrationen an der Wachstumsfläche. Diese erfordern große Diffusionsströme

Ausschnitt aus dem metastabilen Fe,  $\text{Fe}_3\text{C}$ -Diagramm:

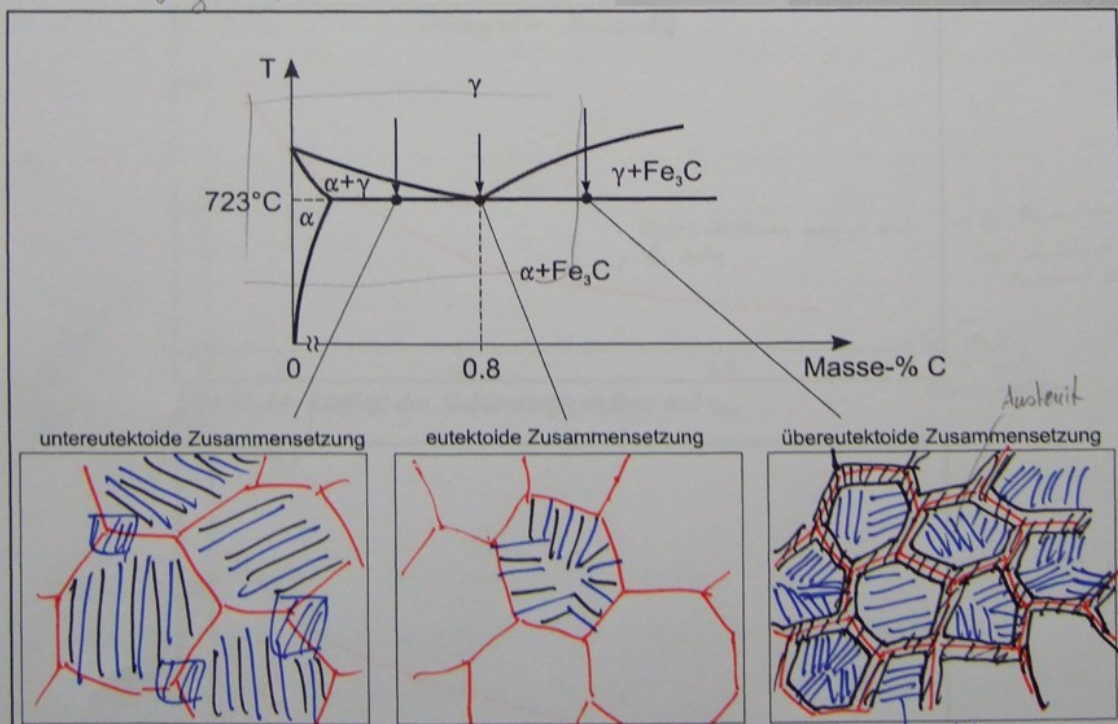
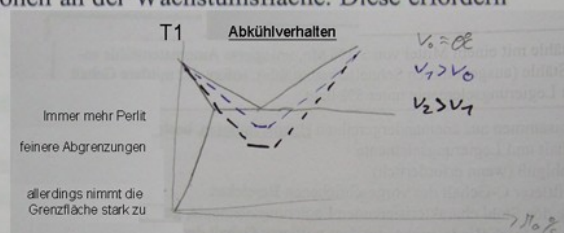


Bild 12.13: Ausschnitt aus dem metastabilen Fe,  $\text{Fe}_3\text{C}$ -Diagramm

d-Fe  
Zementit



### 12.3.2 Beschleunigte Abkühlung

Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit  $v$  treten größer werdende Abweichungen vom Fe-Fe<sub>3</sub>C-Zustandsdiagramm auf. Wachsende Abkühlgeschwindigkeit schränkt atomare Platzwechselforgänge (Diffusion) während der Umwandlung ein.

Folgen (vgl. Abschn. 7.5)

- Absenkung der PSK-Linie
- Perlitpunkt S spaltet in Bereich auf
- Feinere Lamellenstruktur des Perlits

### 12.3.3 Rasche Abkühlung

Für  $v > v_{krit}$  tritt ab  $T < M_s$  ( $M_s$  = Martensitstarttemperatur) Umwandlung in **Martensit** auf.

- ⇒ diffusionslose, scherkontrollierte Umwandlung des  $\gamma$ -MK
- ⇒ Nichtgleichgewichtsphase
- ⇒ Von größter technischer Bedeutung wegen hoher Härte und Festigkeit

Bei  $T = M_f$  ( $M_f$  = Martensitfinishtemperatur) ist die Martensitbildung abgeschlossen. Sowohl  $v_{krit}$  als auch  $M_s$  und  $M_f$  hängen vom Kohlenstoffgehalt ab.

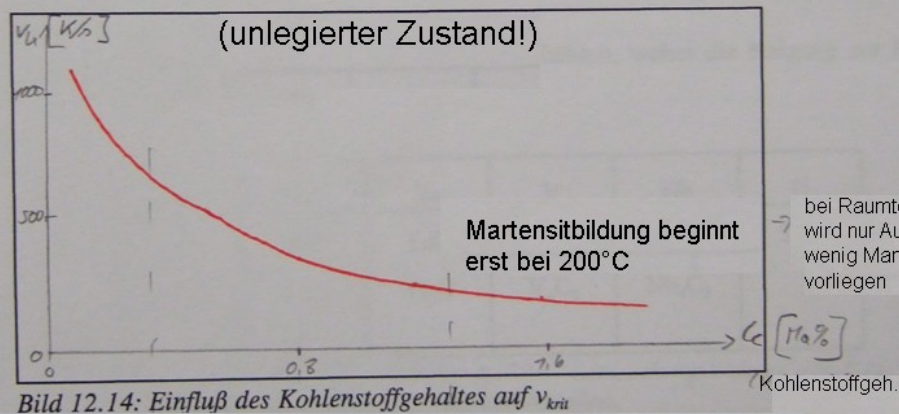


Bild 12.14: Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf  $v_{krit}$

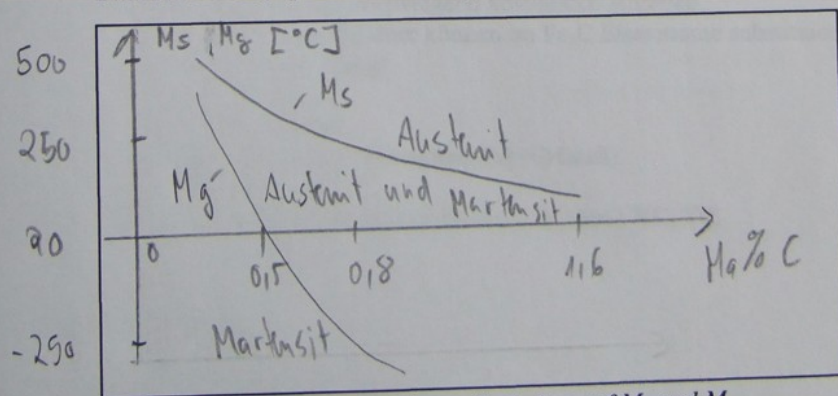


Bild 12.15: Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf  $M_s$  und  $M_f$

## 12.4 Einige charakteristische Auswirkungen von Legierungselementen

### 12.4.1 Mischkristallbildung

Mischkristallbildung erfolgt durch viele Elemente

**Ferritbildner:** Cr Al Ti Ta Si Mo V W

**Austenitbildner:** Ni C Co Mn N

Mischkristallbildung ist gekoppelt mit Mischkristallverfestigung.

Beispiel: Mischkristallverfestigung im  $\alpha$ -MK, charakterisiert durch die Brinellhärte in Abhängigkeit von der Konzentration verschiedener Legierungselemente (vgl. Bild 12.16)

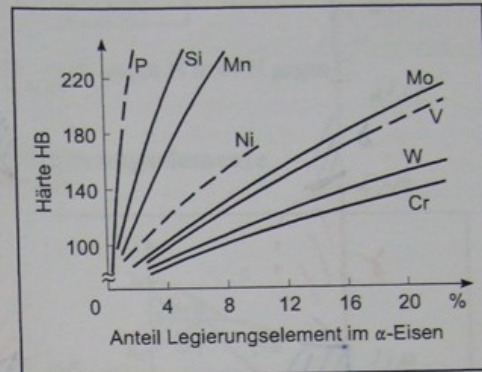


Bild 12.16: Wirkung verschiedener Legierungselemente auf die Härte des  $\alpha$ -Eisens

### 12.4.2 Karbidbildung (= Bildung einer intermediären Phase!)

Fe bildet die Karbide:  $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_5\text{C}_2$ ,  $\text{Fe}_7\text{C}_3$

Tabelle 12.1 zeigt die wichtigsten anderen Karbidbildner in Stählen, wobei die Neigung zur Karbidbildung von links nach rechts zunimmt:

Tabelle 12.1:

| Mn                         | Cr                         | Mo                    | W                    | Ta                    | V                      | Nb                      | Ti  |
|----------------------------|----------------------------|-----------------------|----------------------|-----------------------|------------------------|-------------------------|-----|
| $\text{Mn}_{23}\text{C}_6$ | $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ | MoC                   | WC                   | TaC                   | VC                     | NbC                     | TiC |
| $\text{Mn}_7\text{C}_3$    | $\text{Cr}_7\text{C}_3$    | $\text{Mo}_2\text{C}$ | $\text{W}_2\text{C}$ | $\text{Ta}_2\text{C}$ | $\text{V}_4\text{C}_3$ | $\text{Nb}_4\text{C}_3$ |     |
| $\text{Mn}_3\text{C}_2$    | $\text{Cr}_3\text{C}_2$    |                       |                      |                       |                        |                         |     |

Neigung zur Verbindungsbildung nimmt zu.

Komplizierte Bindungszustände mit überwiegend kovalenten Anteilen.

Mischkarbide: Schwächere Karbidbildner können im  $\text{Fe}_3\text{C}$  Eisenatome substituieren  
 $\Rightarrow$  Mischkarbidbildung!

Beispiele: Cr  $\Rightarrow$   $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ ,  
Mn  $\Rightarrow$   $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ .  
Häufig kurz als  $\text{M}_3\text{C}$  bezeichnet (M = Metall)

Sonderkarbide: Bildung durch starke Karbidbildner, z.B. MoC, VC, TiC

### 12.4.3 Nitridbildung

Fe bildet die Nitride  $\text{Fe}_2\text{N}$ ,  $\text{Fe}_4\text{N}$  und  $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$ .

Starke Karbidbildner sind auch Nitridbildner, aufgrund der Verwandtschaft von C und N.



Tabelle 12.2: Die wichtigsten anderen Nitridbildner in Stählen

| Al  | Cr                | Zr  | Nb                | Ti  | V                |
|-----|-------------------|-----|-------------------|-----|------------------|
| AlN | CrN               | ZrN | NbN               | TiN | VN               |
|     | Cr <sub>2</sub> N |     | Nb <sub>2</sub> N |     | V <sub>2</sub> N |

Karbonitridbildung erfolgt durch teilweisen Austausch von C gegen N bzw. N gegen C.

#### 12.4.4 Beeinflussung des $\gamma$ -Gebietes durch Legierungselemente

##### a) Erweiterung

Die Elemente **Ni**, Mn, Co, Rh, Pd, Os, Ir, Pt führen zu einer Erweiterung des  $\gamma$ -Mischkristallbereichs in den Systemen Fe, Element. Der  $A_4$ -Punkt wird erhöht, der  $A_3$ -Punkt gesenkt. Man erhält ein "offenes  $\gamma$ -Gebiet", so daß selbst bei Raumtemperatur "austenitische Mischkristalle" auftreten können (**Austenitische Stähle**). Das binäre Zustandsdiagramm zeigt schematisch das in Bild 12.17 skizzierte Aussehen.

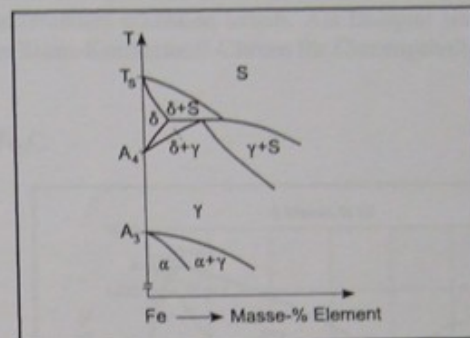


Bild 12.17 Erweiterung des  $\gamma$ -Gebietes durch Legierungselemente

##### b) Einengung

Die Elemente Be, Al, Si, Ti, V, Cr, Mo, Sn, W führen zu einer Einengung des  $\gamma$ -Mischbereichs in den Systemen Fe, Element. Der  $A_4$ -Punkt wird gesenkt, der  $A_3$ -Punkt erhöht. Man erhält ein "geschlossenes  $\gamma$ -Gebiet", so daß bei relativ kleinen Legierungsgehalten bis zu hohen Temperaturen "ferritische Mischkristalle" auftreten können (**Ferritische Stähle**). Das binäre Zustandsdiagramm zeigt schematisch das in Bild 12.18 skizzierte Aussehen.

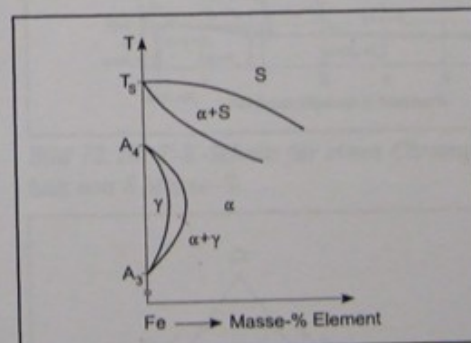
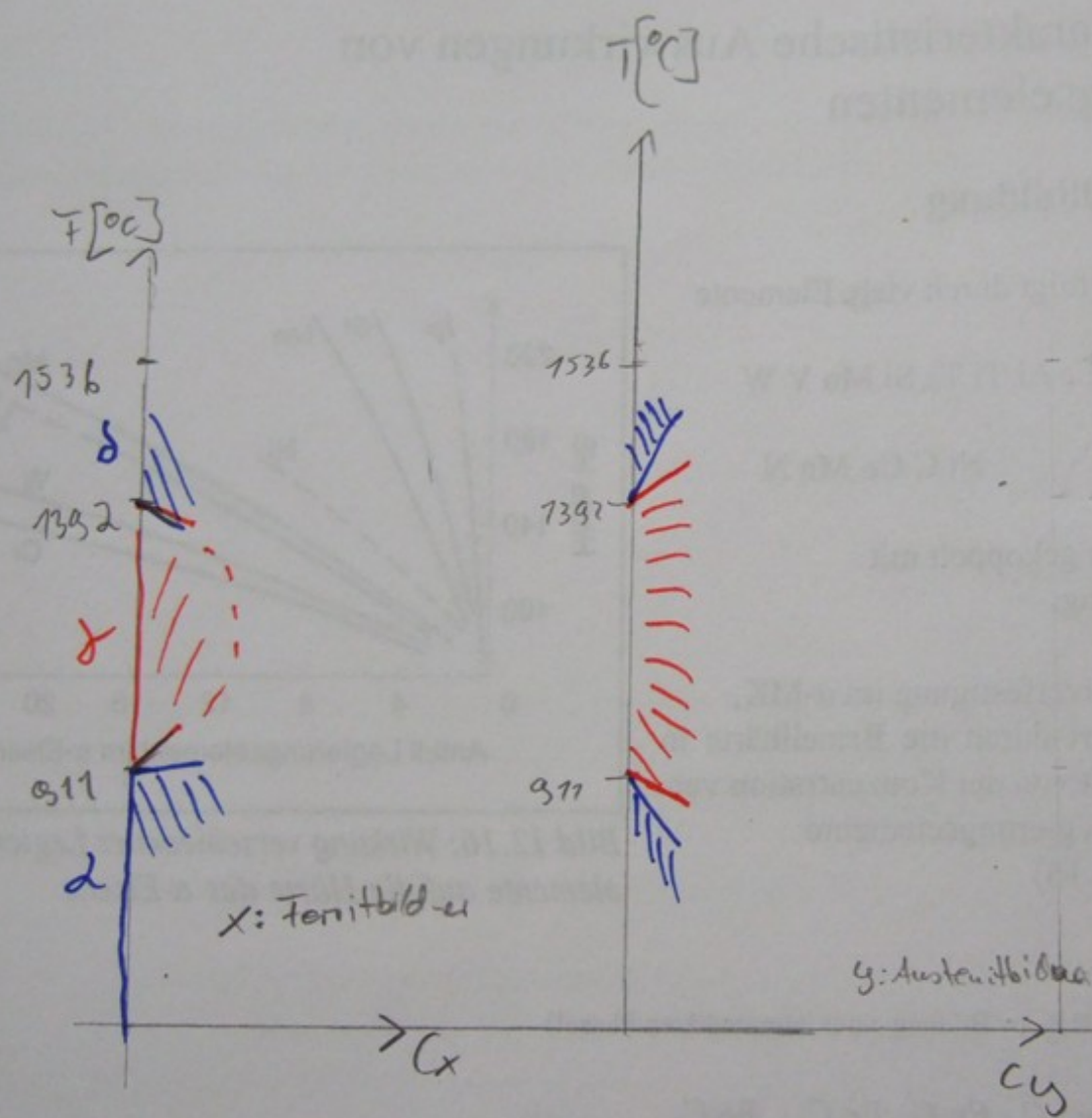


Bild 12.18: Einengung des  $\gamma$ -Gebietes durch Legierungselemente

##### c) Wever'sche Regel

Für Erweiterung bzw. Einengung des  $\gamma$ -Gebietes ist die Zahl der d-Elektronen der zulegierten Atome verantwortlich.

- $0 \leq \text{Zahl der d-Elektronen} \leq 5$     ➡    Einengung  
 $5 \leq \text{Zahl der d-Elektronen} \leq 10$     ➡    Erweiterung.





Wichtig: Ternäre Systeme (3 Komponenten!) sind nicht direkt mit Hilfe binärer Systeme beurteilbar!

Beispiel: Austenitische Stähle mit 8 Masse-% Ni, 18 Masse-% Cr  $\Rightarrow$  trotz hohem Cr-Gehalt erweitertes  $\gamma$ -Gebiet!

### 12.4.5 Temperatur-Konzentrations-Schnitte durch ternäre Zustandsdiagramme

Technische Eisenbasislegierungen sind im Sinne der Legierungslehre stets mehrkomponentige (Mehrstoff-) Systeme. Die quantitative Untersuchung mehrkomponentiger Systeme ist schwierig und führt bereits bei 3-Stoffsystemen zu unübersichtlichen Zustandsräumen. Man betrachtet deshalb "Temperatur-Konzentrationschnitte (T-K-Schnitte)", die die Veränderungen des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms durch definiert gesteigerte Zusätze eines Legierungselementes erkennen lassen. Als Beispiel sind die Temperatur-Konzentrations-Schnitte aus dem System Eisen-Kohlenstoff-Chrom für Chromgehalte von 2, 8 und 17 Masse-% wiedergegeben.

Dabei bedeuten:  $K_1 = \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $K_2 = \text{Cr}_7\text{C}_3$  und  $K_C = \text{Fe}_3\text{C}$ .

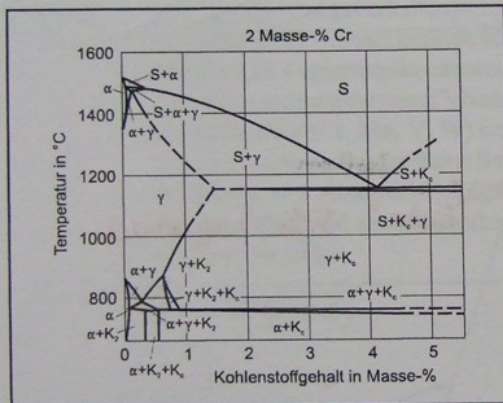


Bild 12.19: T-K-Schnitt für einen Chromgehalt von 2 Masse-%

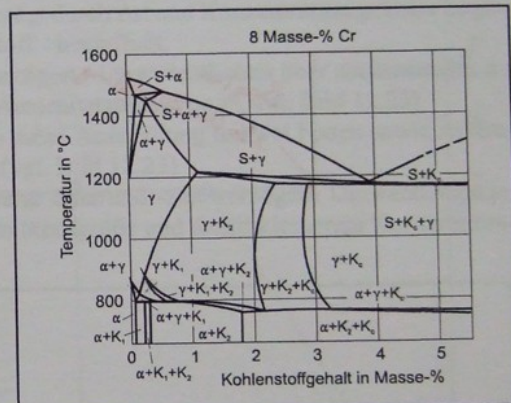


Bild 12.20: T-K-Schnitt für einen Chromgehalt von 8 Masse-%

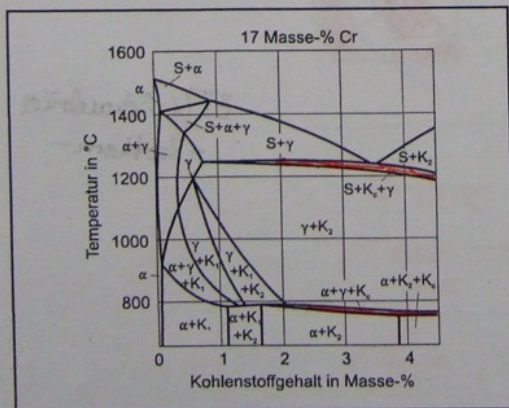


Bild 12.21: T-K-Schnitt für einen Chromgehalt von 17 Masse-%

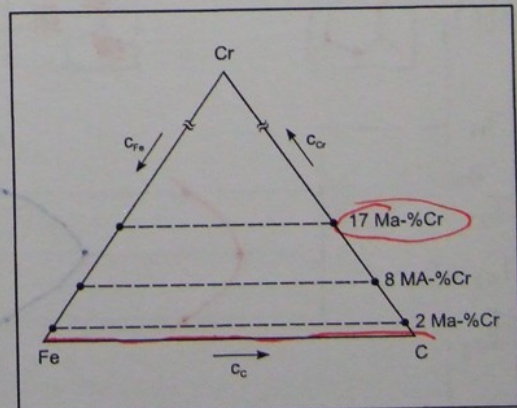


Bild 12.22: Konzentrationsdreieck für Chromgehalte von 2, 8 und 17 Masse-%



## 12.5 Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

### 12.5.1 Grundsätzlicher Aspekt

Bei beschleunigter oder rascher Abkühlung austenitisierter Stähle werden das Umwandlungsverhalten und die sich einstellenden Gefüge anhand von

- ➔ isothermen ZTU-Diagrammen bzw.
- ➔ kontinuierlichen ZTU-Diagrammen

beurteilt (vgl. Abschn. 7.7).

Auch hier wird häufig bei mittleren Temperaturen eine "Nase", aufgrund frühen Umwandlungsbeginns bei der Zeit  $t_b$  bzw. großer Umwandlungsgeschwindigkeit  $u$  (mit  $u \sim 1/t_b$ ) beobachtet. Dabei gilt Gl. 7.12

$$u = n(T) \cdot D(T),$$

mit  $n$  = Keimzahl und  $D$  = Diffusionskoeffizient.

- Wichtig:**
- Das Umwandlungsverhalten wird ausgeprägt durch Art und Konzentration gelöster Legierungselemente - einschließlich Kohlenstoff - beeinflusst.
  - Wachsende Legierungskonzentration verzögert - im wesentlichen über abnehmendes  $n$  - den Umwandlungsbeginn ("chemische Austenitstabilisierung", vgl. Bild 12.23).
  - Karbidbildner (Cr, Mo, V, W) bewirken dabei Aufspaltung in zwei Nasen sowie Auftreten eines umwandlungsträgen Bereichs (vgl. Bild 12.23)
  - Erhöhung von Austenitisierungstemperatur oder/und -zeit verzögern Umwandlungsgeschehen, aufgrund anwachsender Austenitkorngröße und damit kleinerem Korngrenzenangebot (➔  $n \downarrow$ ).

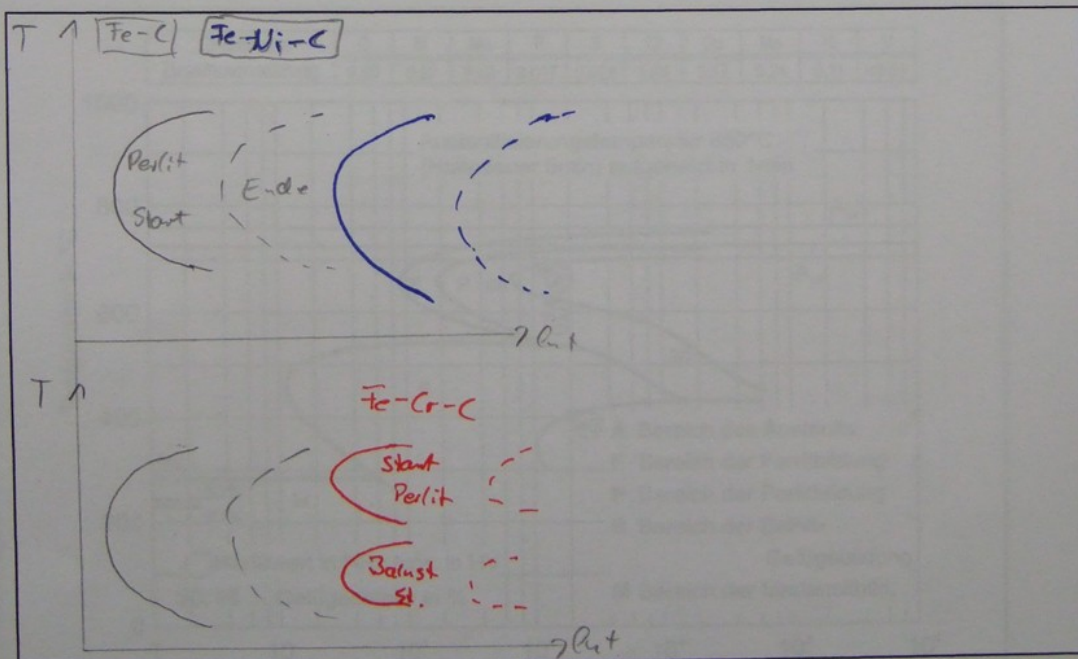
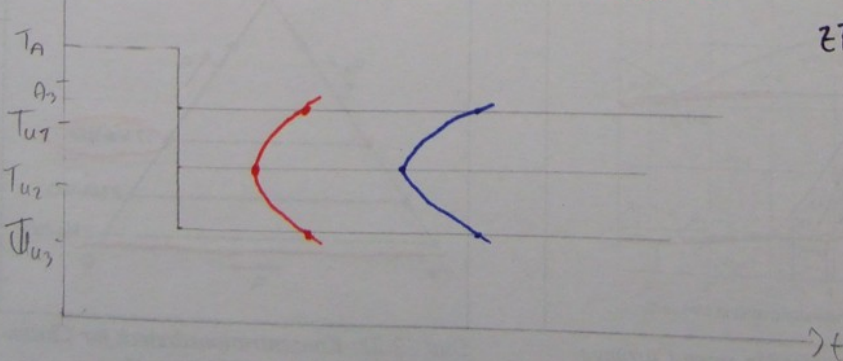
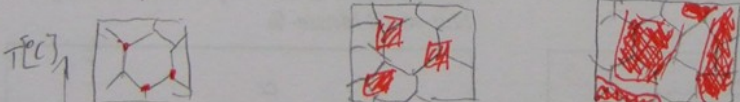
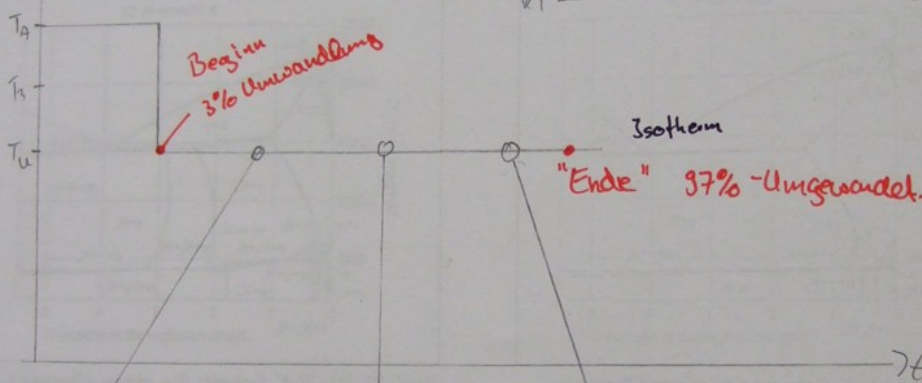
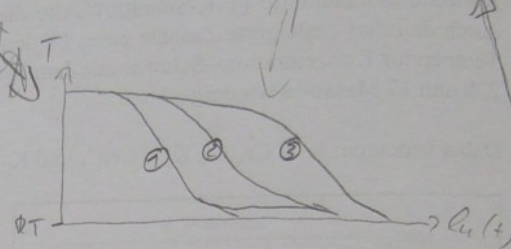
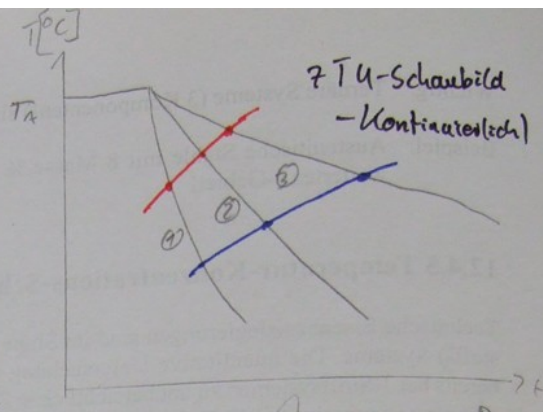
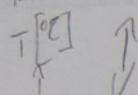
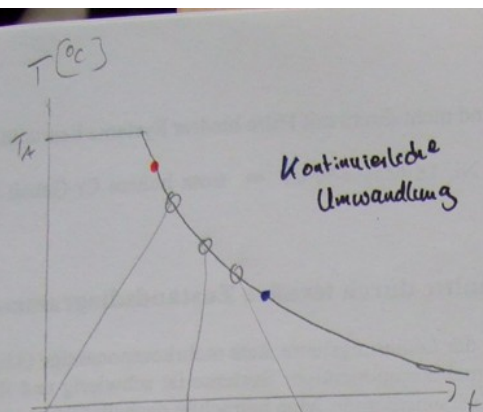


Bild 12.23: Einfluß von Legierungselementen auf das Umwandlungsverhalten im isothermen ZTU-Diagramm (schematisch)





Können nicht voneinander  
abgeleitet werden

Liard-Schub

## 12.5.2 Reale Beispiele

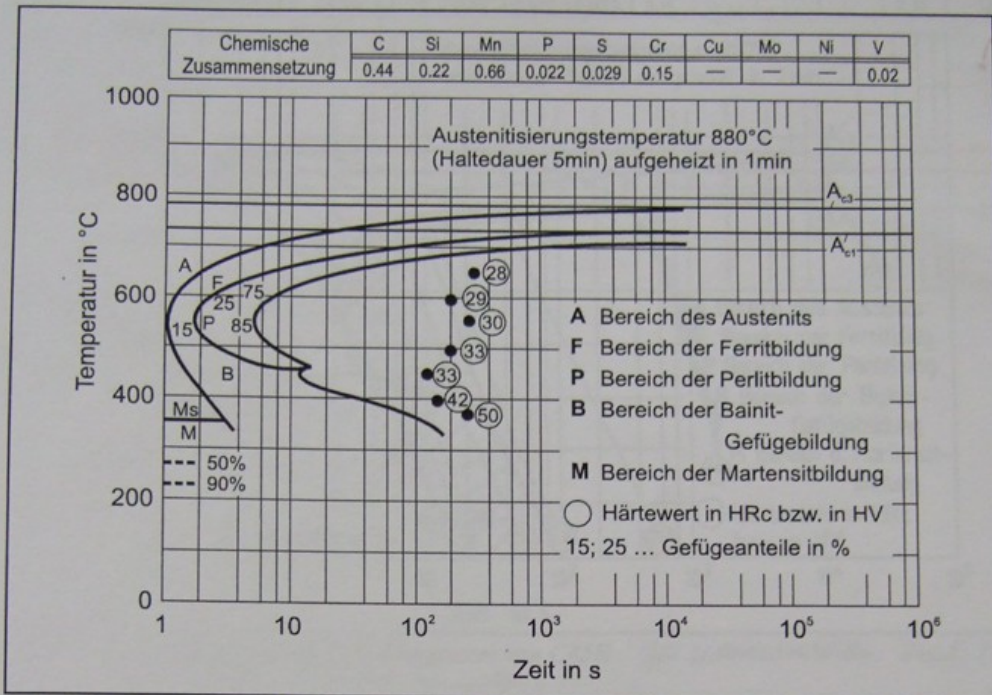


Bild 12.24: Isothermes ZTU-Diagramm von C45E

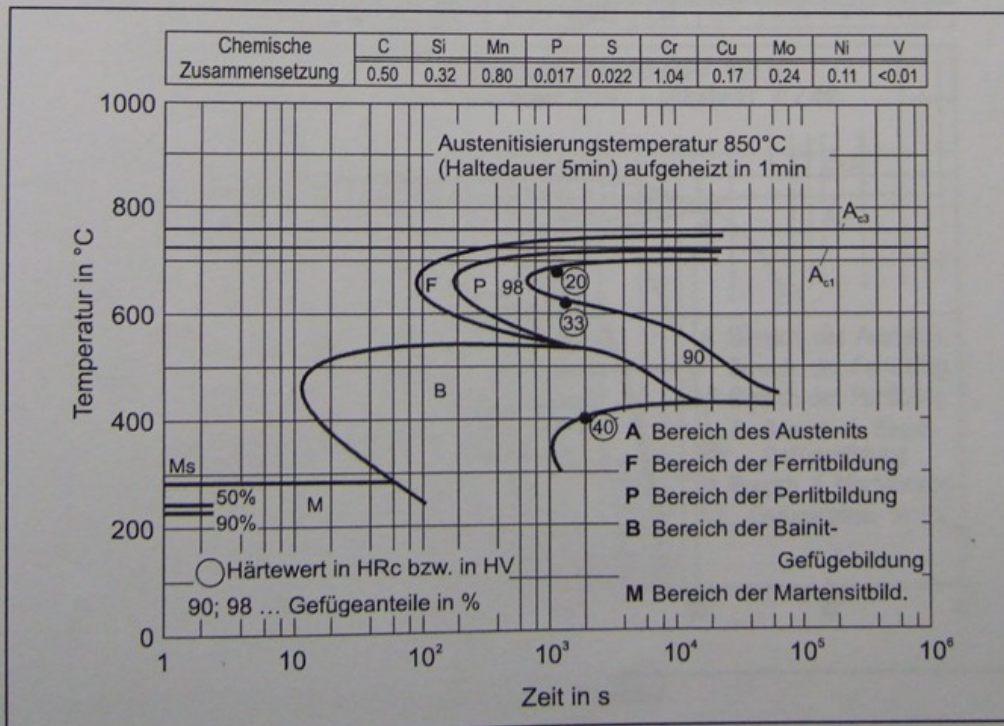


Bild 12.25: Isothermes ZTU-Diagramm von 50CrMo4



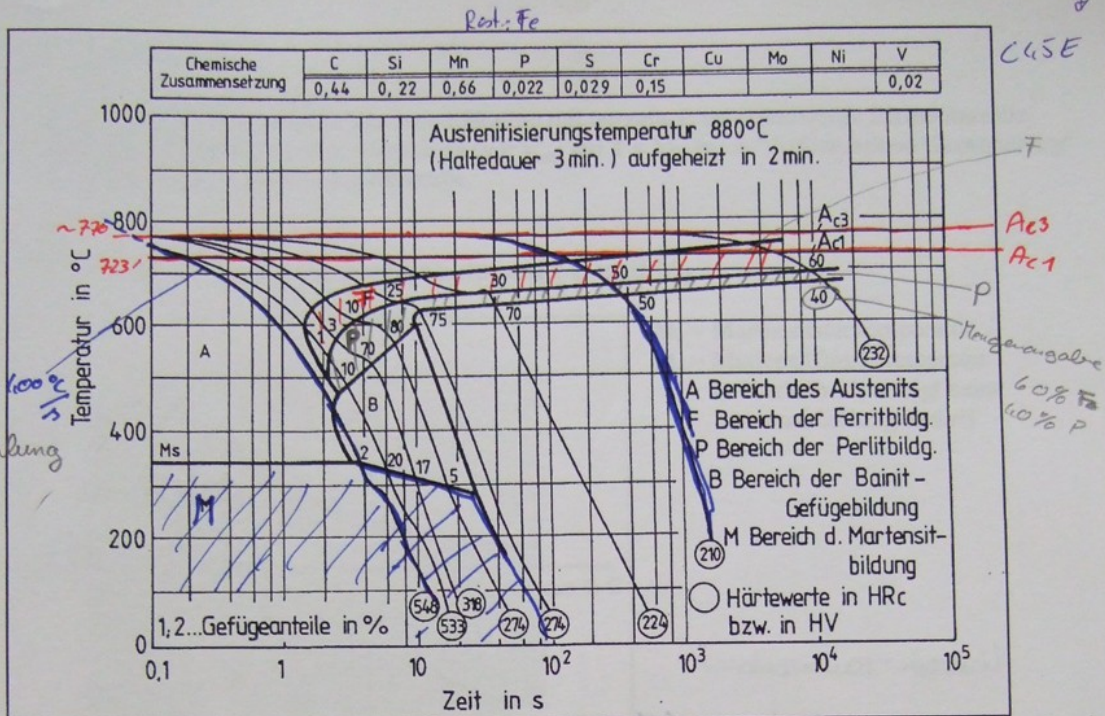


Bild 12.26: Kontinuierliches ZTU-Diagramm von C45E für Untereutektoiden Stahl (weil Ferrit vorhanden)

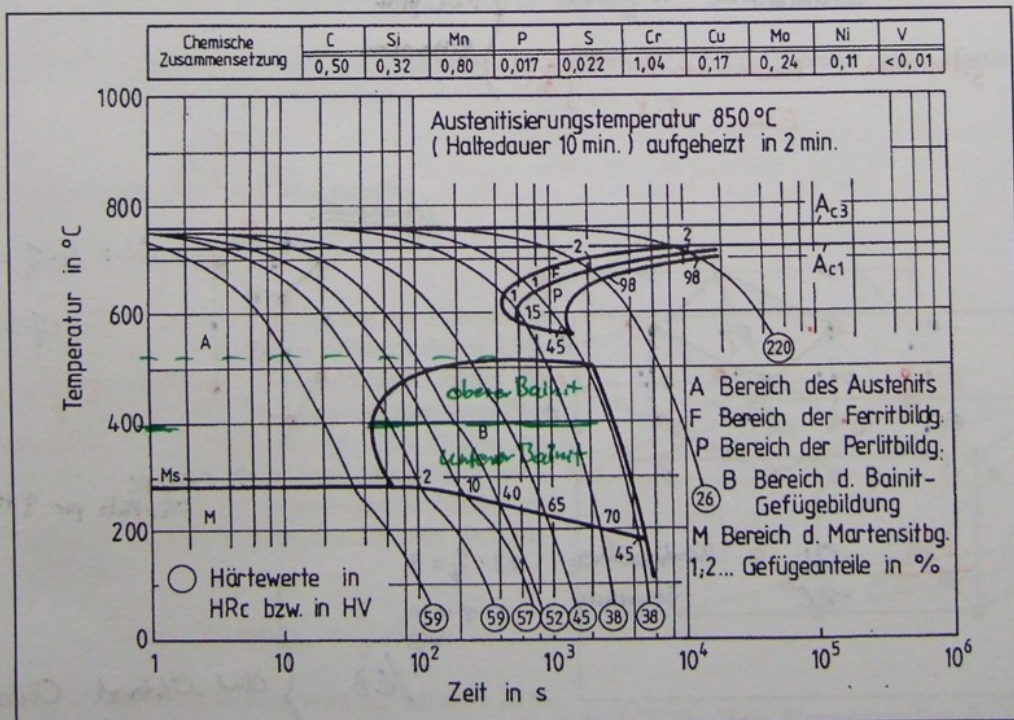


Bild 12.27: Kontinuierliches ZTU-Diagramm von 50CrMo4

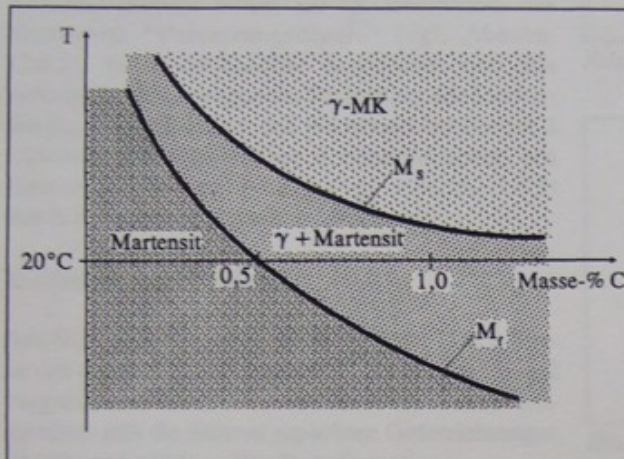
1% Cu  
0,1% Mo  
23



## 12.6 Martensit

- Martensit ist eine metastabile Eisenmodifikation mit tetragonal-raumzentrierter Elementarzelle.
- Martensit entsteht bei rascher Abkühlung ( $v > v_{krit}$ ) auf  $T < M_s$  durch "diffusionslose Umwandlung" (Scherumwandlung) des  $\gamma$ -Mischkristalls.

### 12.6.1 Einfluß des Kohlenstoffgehalts auf $M_s$ und $M_f$



$M_s$  = Martensitstarttemperatur  
 $M_f$  = Martensitfinishtemperatur  
 (Unterhalb  $M_f$  erfolgt keine Martensitbildung mehr!)

Bild 12.28: Einfluß des Kohlenstoffgehalts auf  $M_s$  und  $M_f$

Wichtig: Oberhalb 0,5 Masse-% C ist beim Abschrecken auf Raumtemperatur neben Martensit stets **Rest austenit** vorhanden!

### 12.6.2 Struktur des Martensits

#### a) Bain'sche Konstruktion

Eine einfache Veranschaulichung der Entstehung von Martensit durch einen diffusionslosen Umwandlungsprozeß ("Umklapp-Prozeß") liefert die Bain'sche Konstruktion. Betrachtet man zwei Elementarzellen des  $\gamma$ -Eisens (vgl. Bild 12.29a) mit der Gitterkonstante  $a_\gamma$ , so liegt in diesen eine tetragonal raumzentrierte Elementarzelle bereits als "virtuelle Martensitelementarzelle" mit den Abmessungen

$$c_M^* = a_\gamma \text{ und } a_M^* = \frac{a_\gamma}{2} \sqrt{2}$$

vor. Bei der Umwandlung wird  $c_M^*$  um etwa 20 % verkleinert und  $a_M^*$  um etwa 12 % vergrößert, um die Gitterabmessungen  $c_M$  und  $a_M$  von Martensit (verzernte tetragonal innenzentrierte Elementarzelle) zu erhalten.

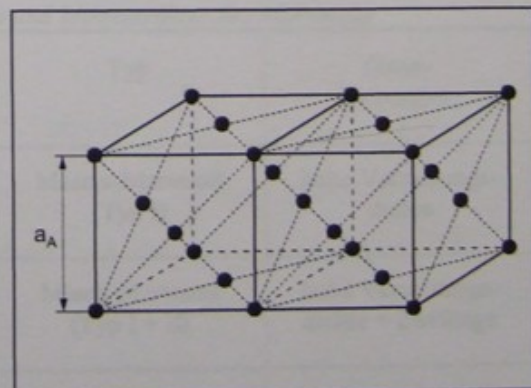


Bild 12.29a: Zwei Elementarzellen des  $\gamma$ -Eisens



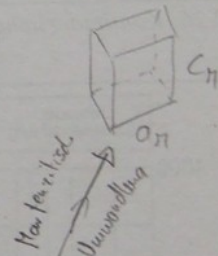
$$C.M. = 0,7 \cdot a$$

$$a_m = 1,17 \cdot \frac{a}{2} \sqrt{2}$$

Kubisch-raumzentriert

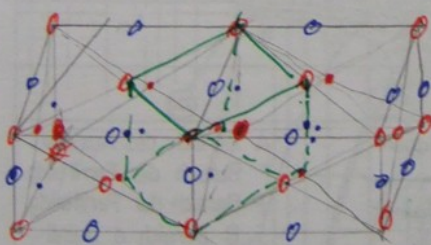
OL Flächenmitten  $6 \cdot \frac{1}{2} = 3$   
 Kantenmitten  $12 \cdot \frac{1}{4} = 3$  } 6  
 Gitteratome Raumsch.  $2 \cdot 1 = 2$   
 Ecken  $\frac{1}{8} \cdot 8 = 1$  } 3 } 3 OL pro Gitteratom

Mantelzentriert



tetragonal:

OL:  $4 \cdot \frac{1}{2} = 2$   
 $2 \cdot \frac{1}{2} = 1$  } 2  
 $a$   
 $\frac{a}{2} \sqrt{2}$   
 $8 \cdot \frac{1}{8} = 1$   
 $1 \cdot 1 = 1$  } 2  
 $\Rightarrow 1 \text{ OL pro Gitteratom}$



Kfz. OL  $\rightarrow C$  Kantenmitten  $12 \cdot \frac{1}{2} = 3$   
 Zentrum  $1 \cdot 1 = 1$   
 $\frac{4}{Ez}$

Gitterplätze  $FL$  Ecken  $8 \cdot \frac{1}{8} = 1$   
 Flächensch.  $6 \cdot \frac{1}{2} = 3$   
 $\frac{4}{Eb}$

eine Oktaeder Oktaederlücke pro Gitteratom

Die in Bild 12.29b eingezeichneten Oktaederlücken des  $\gamma$ -Eisens sind mögliche Kohlenstoffplätze und gehen bei der Bain'schen Konstruktion in Oktaederlücken des Martensits über. Die Kohlenstoffatome befinden sich somit schon in den "richtigen Lagen", so daß während der Umwandlung keine Kohlenstoffdiffusion erforderlich ist (diffusionslose Umwandlung!).

Kohlenstoffatome bilden auf Oktaederlücken des Martensits "Verzerrungsdipole" (vgl. Abschn. 12.6.3), die in der c-Achse ausgerichtet sind. Sie verursachen die tetragonale Verzerrung des Martensits ( $c_M > a_M$ ). (Beachte, daß pro Martensitzelle nur 2 Oktaederlücken gegenüber 6 Oktaederlücken pro Elementarzelle von  $\alpha$ -Eisen (vgl. Abschn. 3.4.3) durch Kohlenstoffatome besetzbar sind.)

#### b) Orientierungsbeziehungen

Aus Bild 12.29c ist ersichtlich, daß eine  $\{111\}$ -Ebene des Austenits mit einer  $\{110\}$ -Ebene des virtuell vorgebildeten Martensits identisch ist. Ferner entsprechen sich die dichtest gepackten Gitterrichtungen  $\langle 110 \rangle_\gamma$  und  $\langle 111 \rangle_M$ . Die Transformation

$$\begin{aligned} \{111\}_\gamma & \Rightarrow \{110\}_M \\ \langle 110 \rangle_\gamma & \Rightarrow \langle 111 \rangle_M \end{aligned}$$

ist für Kohlenstoffgehalte  $\geq 0.6$  Ma.-% experimentell bestätigt und wird als "Kurdjumov-Sachs-Beziehung" bezeichnet. Bei der Transformation gehen also die Gleitsysteme des Austenits in die des Martensits über.

#### c) Reale Gefügestruktur

Tabelle 12.3: Orientierungsbeziehung, Morphologie und Mikrostruktur des Martensits

| Kohlenstoffgehalt<br>[Masse-%] | Orientierungs-<br>beziehung | Typ                             | Gitter-<br>störungen                    |
|--------------------------------|-----------------------------|---------------------------------|-----------------------------------------|
| $< 0.6$                        | ?                           | Massiv-Martensit<br>(Typ I)     | hohe Versetzungs-<br>dichte             |
| $0.6 < c < 1.1$                | Kurdjumov-<br>Sachs         | Misch-Martensit<br>(Typ I + II) | hohe Versetzungs-<br>dichte + Zwillinge |
| $> 1.1$                        | Kurdjumov-<br>Sachs         | Platten-Martensit<br>(Typ II)   | hohe Zwillings-<br>dichte               |

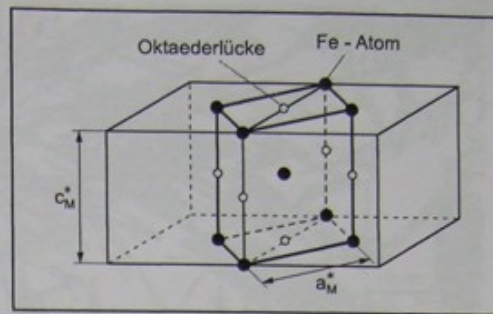


Bild 12.29b: Oktaederlücken des  $\gamma$ -Eisens

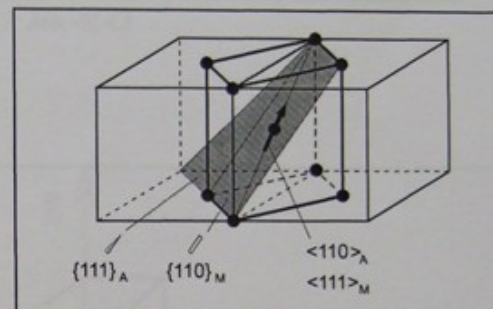


Bild 12.29c: Übereinstimmung der Gitterebenen und -richtungen von Austenit und virtuell vorgebildetem Martensit



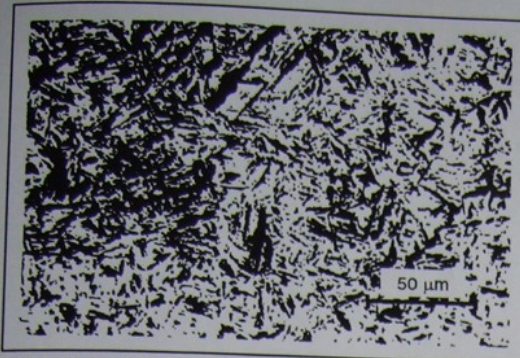


Bild 12.30: Massiv-Martensit (0.45 Ma.-% C)

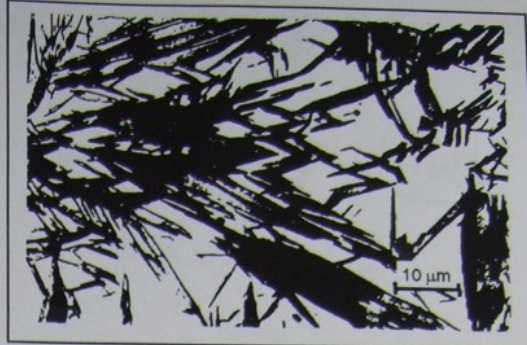


Bild 12.31: Platten-Martensit und Restaustenit (1.7 Ma.-% C)

### 12.6.3 Tetragonale Verzerrung

Auf Oktaederlücken eingelagerte C-Atome bewirken Verzerrungen in Richtung der Würfelkante ( $\langle 100 \rangle$ -Richtungen).

Man spricht von "Verzerrungsdipol", hier in z-Richtung.

Ähnlich wie Kohlenstoff wirkt Stickstoff.

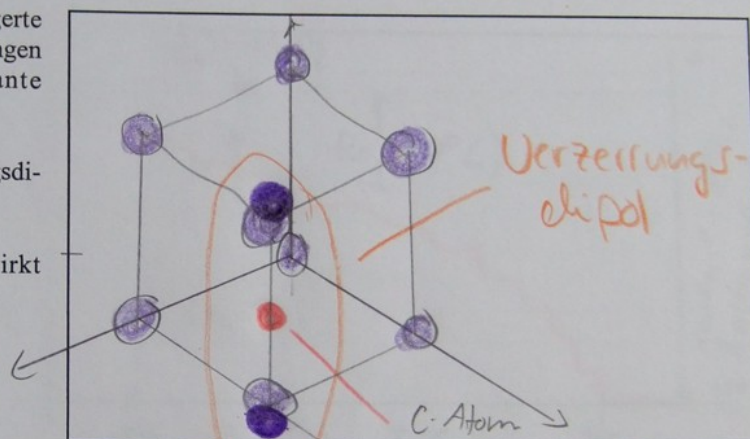


Bild 12.32: Kohlenstoff-Atom als "Verzerrungsdipol" in z-Richtung (schematisch im Schwerpunktmittel)

Da in einem Martensitkristallit alle Verzerrungsdipole in einer Richtung (z.B. z-Richtung) liegen, steigt die tetragonale Verzerrung mit dem C-Gehalt an.

Quantitativ gilt:

$$\frac{c_M}{a_M} = 1 + 0,045 \cdot \text{Ma.-% C}$$

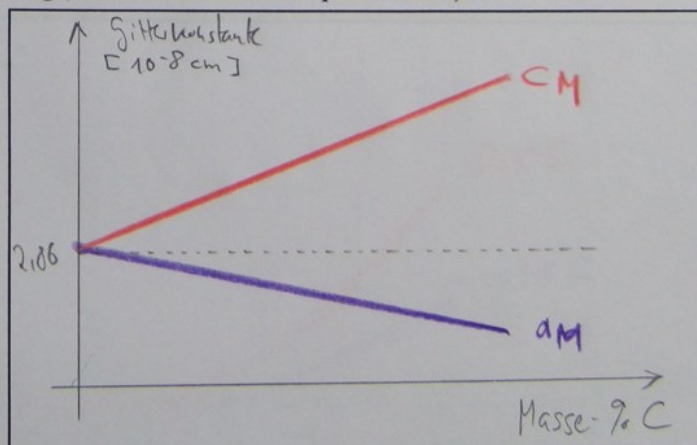


Bild 12.33: Verhältnis der Gitterkonstanten  $c_M$  und  $a_M$

### 12.6.4 Abschreckhärte und Kohlenstoffgehalt

Die nach dem Abschrecken vorliegende Martensithärte nimmt mit wachsendem C-Gehalt aufgrund von Mischkristallverfestigung (Zunahme der Zahl der interstitiell gelösten C-Atome) und Versetzungsverfestigung (Zunahme der Versetzungsdichte) zu.

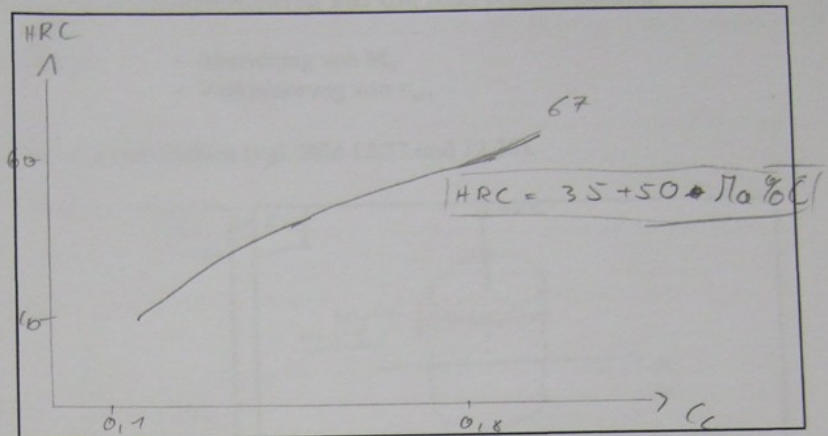


Bild 12.34: Martensithärte in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt

### 12.6.5 Restaustenitgehalt

Restaustenitgehalt RA ist der Anteil der  $\gamma$ -MK, der beim Abschrecken auf z.B. 20°C **nicht** in Martensit umgewandelt wird.

Wenn viel Kohlenstoff vorhanden ist, dann hat man immer RA.

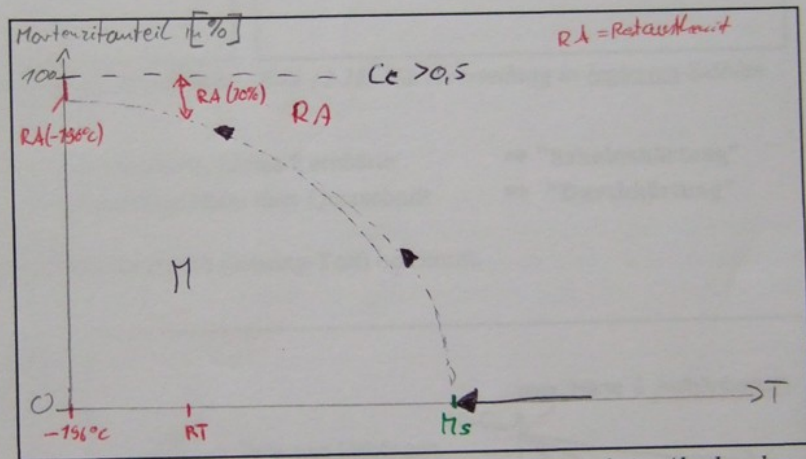


Bild 12.35: Verhältnis von Restaustenit und Martensit beim Abschrecken

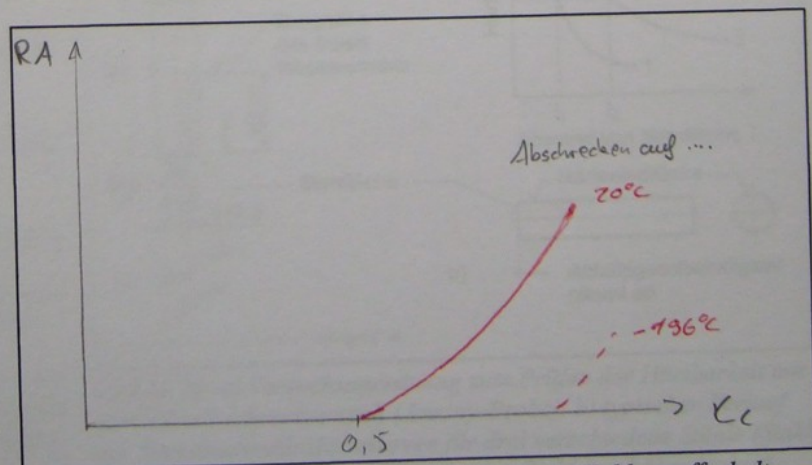


Bild 12.36: Restaustenitgehalt in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt beim Abschrecken auf verschiedene Temperaturen



## 12.6.6 Auswirkungen von Legierungselementen auf die Martensitbildung

Legierungselemente bewirken meist

- Absenkung von  $M_s$
- Verkleinerung von  $v_{krit}$

➔ Größere Durchhärbarkeit bei legierten Stählen (vgl. Bild 12.37 und 12.38).

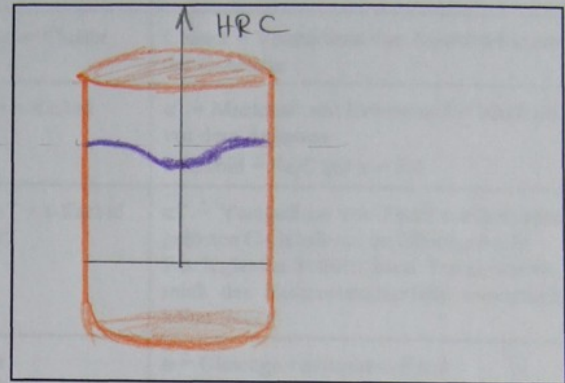
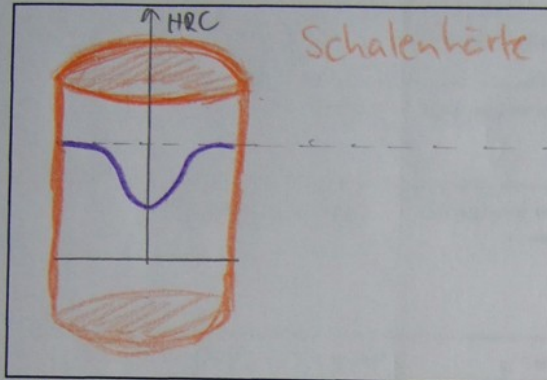


Bild 12.37: Härteverteilung in unlegierten Stählen

Bild 12.38: Härteverteilung in legierten Stählen

**Merke:** Unlegierter Stahl: Hohe Randhärte, kleine Kernhärte

➔ **"Schalenhärtung"**

Legierter Stahl: Gleichmäßige Härte über Querschnitt

➔ **"Durchhärtung"**

Die Härtebarkeit wird im Stirnabschreckversuch (Jominy-Test) bestimmt.

**Beispiel:**

Untersuchung von 3 Stählen mit gleichem Kohlenstoffgehalt (vgl. Bild 12.39)

⚠ *Sehr sehr wichtig => Praktikum*

**Aufhärbarkeit = maximale Härte**

➔ wird im wesentlichen durch den C-Gehalt bestimmt!

**Einhärbarkeit = Härteverlauf**

(erfaßbar z.B. durch Stirnflächenabstand  $l_p$ , wo noch 50% Martensit vorliegen)

➔ wird im wesentlichen bestimmt durch C-Gehalt und Gehalt an Legierungselementen.

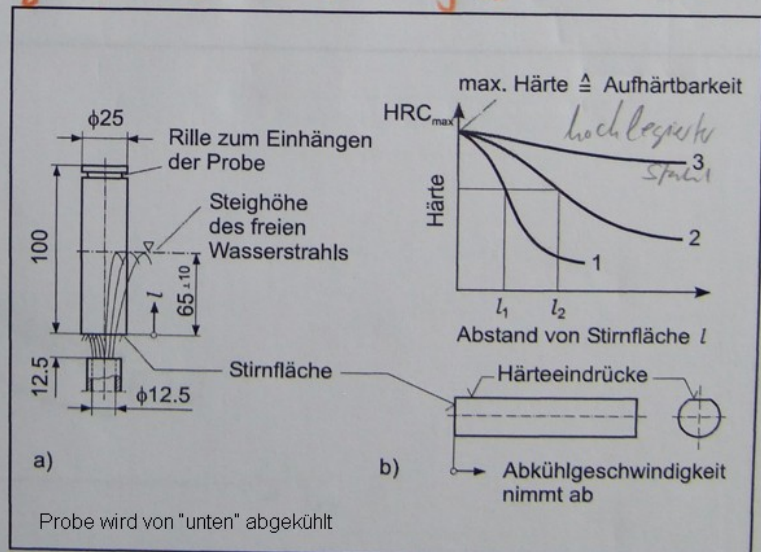


Bild 12.39: a) Versuchsanordnung zum Prüfen der Härtebarkeit mit dem Stirnabschreckversuch (Jominy-Probe), b) typischer Verlauf der Stirnabschreck-Härtekurven für drei verschiedene Stähle (Stahl 1 = unlegiert, Stahl 2 = niedrig legiert, Stahl 3 = höher legiert)

## 12.6.7 Anlassen gehärteter Stähle

Die beim Anlassen (= Auslagern bei erhöhter Temperatur) ablaufenden Vorgänge werden nach verschiedenen Anlaßstufen beurteilt (vgl. Tabelle 12.4).

Tabelle 12.4: Die Anlaßstufen des Martensits

| Anlaßstufe | Temperaturbereich                               | Vorgang                                                                                              | Bemerkung                                                                                                                                                                                      |
|------------|-------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 0          | $T < 80^{\circ}\text{C}$                        | Gelöste C-Atome $\Rightarrow$ Cluster                                                                | Cluster $\hat{=}$ Vorstadium von Ausscheidungen der C-Atome                                                                                                                                    |
| 1          | $80^{\circ}\text{C} < T < 160^{\circ}\text{C}$  | Martensit $\Rightarrow \alpha' + \varepsilon\text{-Karbonid}$                                        | $\alpha'$ $\hat{=}$ Martensit mit kleinerem C-Gehalt als vor dem Anlassen<br>$\varepsilon\text{-Karbonid} \hat{=} \text{Fe}_x\text{C}$ mit $x = 2,4$                                           |
| 2          | $200^{\circ}\text{C} < T < 300^{\circ}\text{C}$ | Rest austenit $\Rightarrow \alpha'' + \varepsilon\text{-Karbonid}$<br>$\alpha' \Rightarrow \alpha''$ | $\alpha''$ $\hat{=}$ Vorstadium von Ferrit mit höherem gelösten C-Gehalt als im Gleichgewicht<br>Bei legierten Stählen kann Temperaturbereich des Restaustenitzerfalls wesentlich höher liegen |
| 3          | $260^{\circ}\text{C} < T < 360^{\circ}\text{C}$ | $\alpha'' \Rightarrow \alpha$<br>$\varepsilon\text{-Karbonid} \Rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$       | $\alpha$ $\hat{=}$ Gleichgewichtsphase Ferrit                                                                                                                                                  |
| 4          | $400^{\circ}\text{C} < T < 600^{\circ}\text{C}$ | a) Bildung von Mischkarbiden<br>b) Bildung von Sonderkarbiden                                        | z. B. $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$<br>z. B. $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , $\text{Mo}_2\text{C}$ , $\text{Mo}_6\text{C}$ , VC                                     |

Temperaturbereiche der Anlaßstufen werden stark durch Legierungselemente beeinflusst. Durch Variation der Anlasstemperatur lassen sich bei gehärteten Stählen Festigkeit und Duktilität in einem weiten Spektrum verändern. Die Kombination aus Härten und Anlassen wird Vergüten genannt. Die hohe Festigkeit und geringe Duktilität des Martensits werden dabei zu geringerer Festigkeit und höherer Duktilität verschoben.

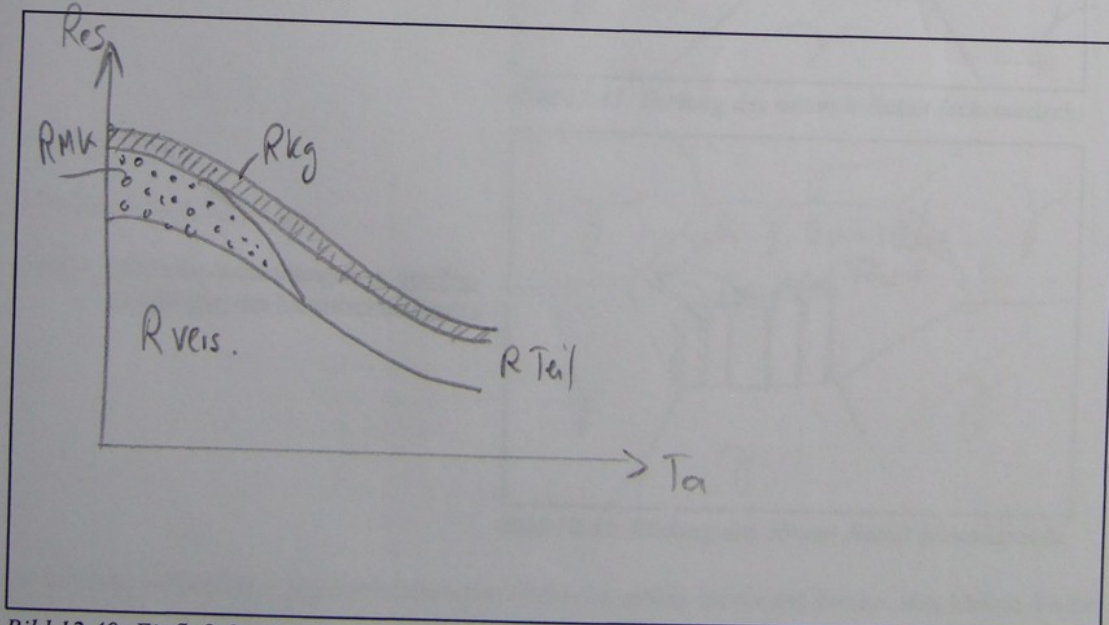


Bild 12.40: Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Verfestigungsanteile an der Streckgrenze von C45E



## 12.7 Bainit

Bainit bildet sich bei Austenitumwandlung zwischen Perlitstufe und Martensitstarttemperatur.  
(Daher früher: Zwischenstufengefüge)

Er entsteht durch eine gekoppelte scher- und diffusionskontrollierte Umwandlung des Austenits.

- ➔ Komplizierte Verhältnisse, große Gefügevielfalt.
- ➔ Aufgrund relativ niedriger Umwandlungstemperaturen nur noch Interstitutions-(C, N)-Diffusion möglich.
- ➔ Matrix- und Substitutionsatome durchlaufen Platzwechsel durch Schervorgänge ähnlich wie bei Martensitbildung.

Körniger Bainit: Entsteht nur bei kontinuierlicher Abkühlung, regellose Anordnung von bainitischem Ferrit, Karbid, Ferrit und Martensit ("Mischgefüge")

Wichtig: Vollständig bainitische Gefüge sind praktisch nur bei isothermer Umwandlung erzeugbar.

Man unterscheidet

### Unterer Bainit:

Bildung bei  $M_s \leq T_U \leq T_0$

mit  $T_0$  = Übergangstemperatur zum oberen Bainit.

Gefüge: Karbidausscheidungen innerhalb des bainitischen Ferrits

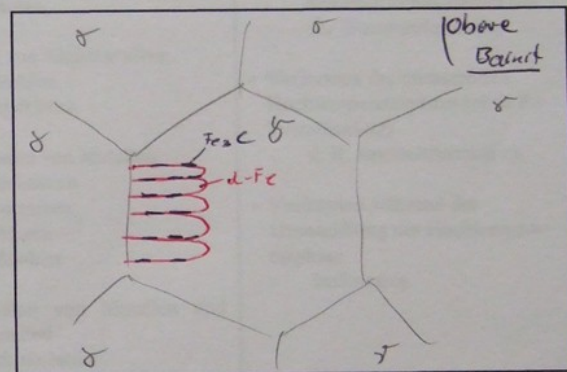


Bild 12.41: Bildung des unteren Bainit (schematisch)

### Oberer Bainit:

Bildung bei  $T_0 \leq T_U \leq T_{\text{Perlit}}$

Gefüge: Karbidausscheidungen an den Na-  
delgrenzen des bainitischen Ferrits

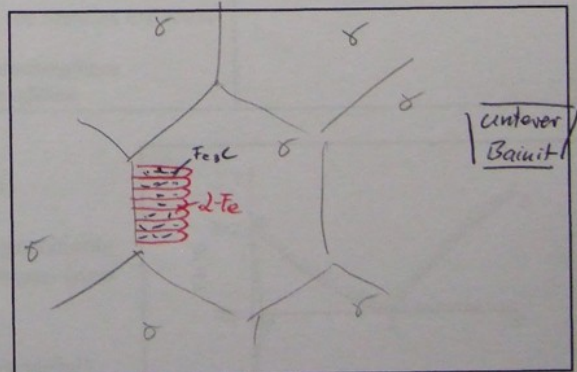


Bild 12.42: Bildung des oberen Bainit (schematisch)

Die Kohlenstoffübersättigung des bainitischen Ferrits ist größer als die des Ferrits, aber kleiner als die des Martensits. Sie nimmt mit wachsender Umwandlungstemperatur ab.

Einen reinen bainitischen Zustand kann man nur erhalten,  
wenn man isotherm umwandelt!

## 12.8 Einige Wärmebehandlungen von Stählen

### 12.8.1 Übersicht

- Wärmebehandlungen sollen Gefüge- und/oder Zustandsänderungen hervorrufen und dadurch die Verarbeitungs- und/oder Gebrauchseigenschaften eines Werkstoffes günstig beeinflussen.
- Die Wärmebehandlungen umfassen zumindest die Schritte Erwärmen, Halten und Abkühlen. Je nach Haltezeit und -zeit, Abkühlungsgeschwindigkeit und gegebenenfalls während der Haltephase erzeugten Eindiffusions- oder Effusionsvorgängen (→ thermochemische Verfahren) werden andere Eigenschaften erzielt. Deshalb gibt es eine Vielzahl von Wärmebehandlungen (vgl. Tabelle 12.5)

Tabelle 12.5: Übersicht über die Wärmebehandlungshauptgruppen

| Thermische Verfahren                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | Thermochemische Verfahren                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                            | Thermomechanische Verfahren                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <ul style="list-style-type: none"> <li>• Glühen <ul style="list-style-type: none"> <li>- z. B. Normal-, Erholungs-, Rekristallisations-, Spannungsarm-, Grobkorn-, Diffusions-, Weich-, Lösungsglühen</li> </ul> </li> <li>• Härten <ul style="list-style-type: none"> <li>- Aushärten (Al-Leg.)</li> <li>- martensitisches Härten in Volumen oder Randschicht</li> <li>- martensitisches Härten und Anlassen = Vergüten</li> </ul> </li> <li>• Isothermes Umwandeln <ul style="list-style-type: none"> <li>- in der Perlit- bzw. Bainitstufe</li> <li>- Patentieren</li> </ul> </li> <li>• Altern <ul style="list-style-type: none"> <li>- natürlich</li> <li>- künstlich durch Erwärmen oder Pendelglühen</li> </ul> </li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Eindiffusion von Nichtmetallen <ul style="list-style-type: none"> <li>- Aufkohlen bzw. Carbonitrieren mit anschließendem Härten (= Einsatzhärten), abschließendes Anlassen</li> <li>- Nitrieren</li> </ul> </li> <li>• Effusion von Nichtmetallen <ul style="list-style-type: none"> <li>- Entkohlen</li> <li>- Dehydrieren</li> </ul> </li> <li>• Eindiffusion von Metallen <ul style="list-style-type: none"> <li>- Aluminieren</li> <li>- Chromieren</li> <li>- Silizieren</li> <li>- Aufzinken</li> </ul> </li> <li>• Eindiffusion von Metallen und Nichtmetallen <ul style="list-style-type: none"> <li>- Karbidbildung</li> <li>- Nitridbildung</li> </ul> </li> <li>• Effusion von Metallen und Nichtmetallen <ul style="list-style-type: none"> <li>- Zunderarmglühen</li> <li>- Blankglühen</li> </ul> </li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Verformen der stabilen Hochtemperaturphase (mit Rekristallisation) <ul style="list-style-type: none"> <li>- temperaturgeregeltes Warmwalzen</li> <li>- martensitisches Härten aus der Warmumformhitze</li> </ul> </li> <li>• Verformen der metastabilen Hochtemperaturphase (ohne Rekristallisation) <ul style="list-style-type: none"> <li>- z. B. Austenitformhärten</li> </ul> </li> <li>• Verformen während der Umwandlung der Hochtemperaturphase <ul style="list-style-type: none"> <li>- Isoforming</li> </ul> </li> </ul> |

### 12.8.2 Normalglühen (Normalisieren)

Zweck:

- Beseitigung der Werkstoffvorgeschichte
- Einstellung eines reproduzierbaren (normalen) Gefüges mit Perlit

Methode:

- $\alpha/\gamma/\alpha$ -Umwandlung (2 x umwandeln!)
- Glühen 30 - 50 °C über GSK, selten über SE wegen Grobkornbildung
- langsame Abkühlung, um  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung gemäß Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm zu erzielen

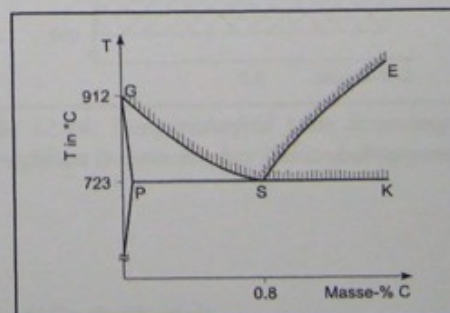


Bild 12.43: Normalglüh-Temperaturen in Abhängigkeit vom C-Gehalt (schematisches Zustandsdiagramm)



- Bemerkung:
- untereutektoide Stähle: ferritisch-perlitisches Gefüge
  - übereutektoide Stähle: Perlit + Sekundärzementit auf Korngrenzen
  - vgl. Abschn. 12.3.1 "Langsame Abkühlung"

### 12.8.3 Erholungsglühen

- Zweck:
- Geringe Veränderung der durch eine Vorverformung erzeugten Gitterstörungenzustände

- Methode:
- Erwärmung auf 200 - 500 °C
  - langsame Abkühlung

- Bemerkung:
- keine Phasenumwandlung
  - geringe Änderung der mechanischen und physikalischen Eigenschaften
  - Bildung von Kleinwinkelkorngrenzen durch Polygonisation von Versetzungen (vgl. Abschn. 7.9.2)

### 12.8.4 Rekristallisationsglühen

- Zweck:
- Drastische Verringerung der durch eine Vorverformung erzeugten Dichte von Gitterstörungen durch Kornneubildung (vgl. Abschn. 7.9.3)

- Methode:
- Erwärmung auf 600 - 700 °C
  - langsame Abkühlung

- Bemerkung:
- starke Änderung der mechanischen Eigenschaften

### 12.8.5 Spannungsarmglühen

- Zweck:
- Beseitigung fertigungsbedingter Eigenspannungen

- Methode:
- Glühen bei 580-650 °C für einige Stunden
  - langsame Abkühlung

- Bemerkung:
- Glühtemperatur von Stahlzusammensetzung abhängig
  - bei vergüteten Stählen Gefahr von unerwünschtem Anlassen

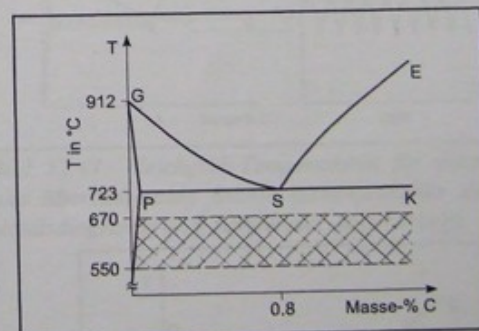


Bild 12.44: Temperaturfeld beim Spannungsarmglühen (schematisches Zustandsdiagramm)

### 12.8.6 Grobkornglühen

- Zweck:
- Erzeugung grobkörniger Gefüge mit besserer Bearbeitbarkeit

- Methode:
- Glühen 950 - 1100 °C

- Bemerkung: - thermische Energie führt zum Abbau der gespeicherten Korngrenzenenergie  
 - selten angewandt, da sehr teuer und mechanische Eigenschaften verschlechtert

### 12.8.7 Diffusionsglühen

- Zweck: - Verringerung örtlicher Konzentrationsunterschiede (Seigerungen)
- Methode: - Glühung bei sehr hohen Temperaturen für sehr lange Zeiten  
 -  $T = 1100 - 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ , z. B. 50 h!

- Bemerkung: - sehr teuer, nur in Ausnahmefällen eingesetzt, wie z. B. legierter Stahlguß

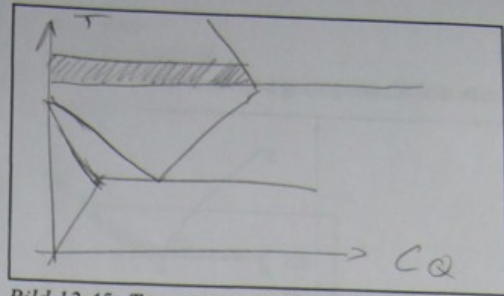


Bild 12.45: Temperaturfeld beim Grobkornglühen

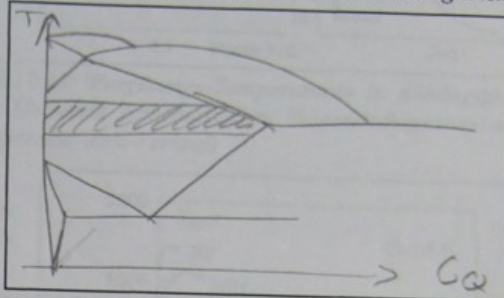


Bild 12.46: Temperaturfeld beim Diffusionsglühen

### 12.8.8 Weichglühen

- Zweck: - Verbesserung der spanabhebenden Bearbeitbarkeit
- Methode: - Glühung unter PS bzw. bei übereutektoiden Stählen pendelnd um SK

- Bemerkung: - Einformung des Perlits unter Bildung körniger Zementitteilchen

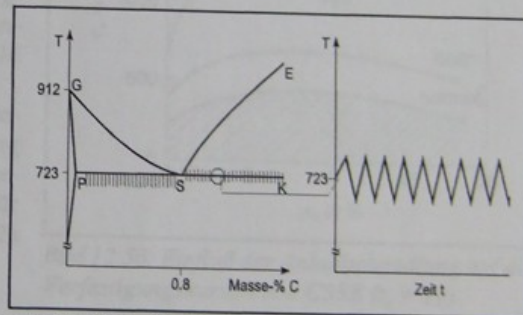


Bild 12.47: Weichglüh-Temperaturen für unter- und übereutektoiden Stähle (schematisches Zustandsdiagramm und Temperatur-Zeit-Verlauf)

### 12.8.9 Härten

- Zweck: - Erzeugung eines harten, hochfesten, jedoch spröden Werkstoffzustandes
- Methode: - vollständige bzw. teilweise Austenitisierung;  
 untereutektoid:  $30 - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  über GS = vollständig;  
 übereutektoid:  $30 - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  über SK = teilweise  
 - Abkühlung mit  $v > v_{\text{krit}}$  auf  $T < M_s$

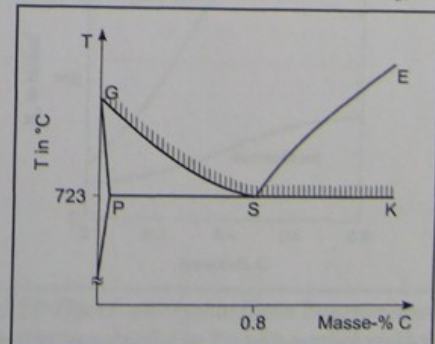


Bild 12.48: Härte-Temperaturen in Abhängigkeit vom C-Gehalt (schematisches Zustandsdiagramm)



- Bemerkung:**
- überwiegend martensitisches Gefüge:
    - untereutektoid: Martensit und ggf. Restaustenit
    - übereutektoid: Martensit, Restaustenit und Eisenkarbid
  - Teilaustenitisierung (SK) führt zu feinkörnigerem Martensit und geringerem Restaustenit-anteil

## 12.8.10 Vergüten

- Zweck:**
- Erzeugung einer gewünschten Kombination von Festigkeit und Duktilität

- Methode:**
- Härten (s. o.)
  - anschließendes Anlassen für 1 - 2 h bei Temperaturen von 250 - 650 °C
  - langsame Abkühlung

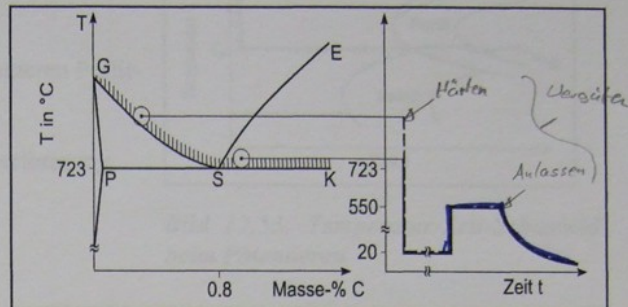


Bild 12.49: Vergütungs-Temperaturen in Abhängigkeit vom C-Gehalt (schematisches Zustandsdiagramm und Temperatur-Zeit-Verlauf)

- Bemerkung:**
- Martensit und Restaustenit verändern sich entsprechend den Anlaßstufen (vgl. Abschn. 12.6.7)
  - Das Ergebnis von Vergütungsbehandlungen wird in sog. Vergütungsschaubildern dargestellt, die die Abhängigkeit von  $R_{eS}$ ,  $R_m$ ,  $\delta_5$  und  $\psi$  von der Anlaßtemperatur wiedergegeben (Bild 12.51)
  - Der durch Variation von Zusammensetzung und Vergütungsbehandlung überstreichbare große Festigkeitsbereich macht die Stähle so wichtig für die technische Praxis (vgl. Bild 12.52)

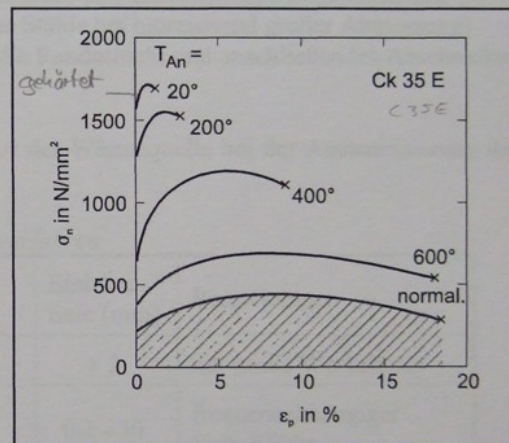


Bild 12.50: Einfluß der Anlaßbehandlung auf die Verfestigungskurven von C35E ( $t_a = 1h$ )

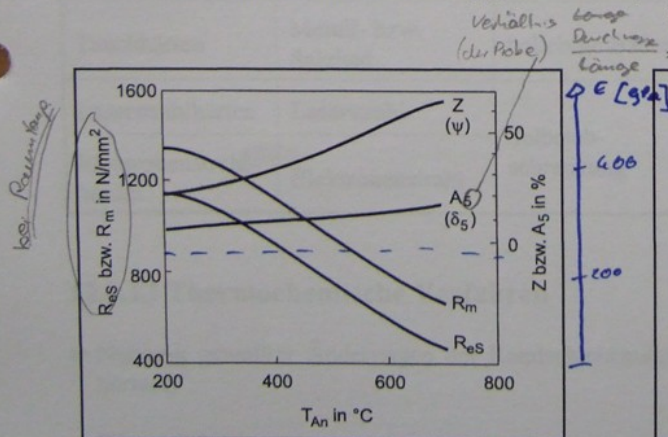


Bild 12.51: Vergütungsschaubild von 25CrMo4 ("Vergütungs-Stahl")

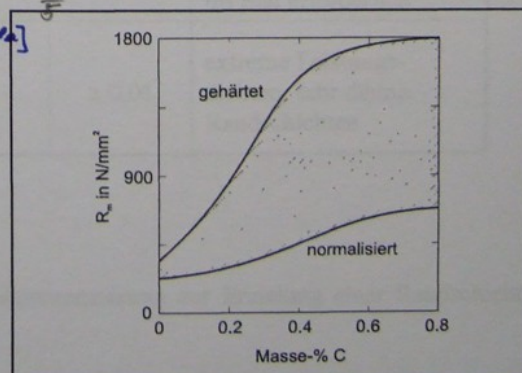


Bild 12.52: Durch unterschiedliche Zusammensetzung und unterschiedliche Vergütungsbehandlung erreichbarer Festigkeitsbereich bei unlegierten untereutektoiden Stählen



### 12.8.11 Patentieren

- Zweck:** - Erzeugung eines hochfesten, jedoch duktilen Werkstoffzustandes
- Methode:** - isotherme Umwandlung in der unteren Perlitstufe
- Bemerkung:** - Ausgangszustand für eine Kaltverformung, z. B. bei der Drahtherstellung

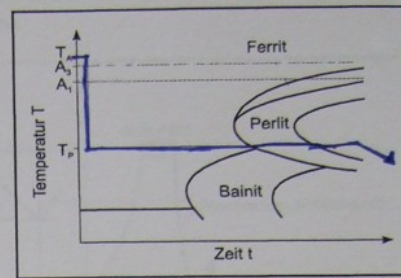


Bild 12.53: Temperatur-Zeit-Schaubild beim Patentieren

### 12.8.12 Randschichthärten

- Zweck:** - Erzeugung einer harten, verschleißfesten Randschicht bei duktilem Kern
- Methode:** - vollständige Austenitisierung des Werkstückes und anschließende Schalenhärtung, d. h.  $v_{krit}$  nur im Rand erreicht (z. B. unlegierte Stähle bei hinreichend großer Abmessung)  
- Beschränkung der Austenitisierung auf die Randschicht und anschließendes Abschrecken (z. B.: Flammhärten, Induktionshärten)
- Bemerkung:** - Verfahrensunterschiede liegen in der Art der Wärmequelle bei der Austenitisierung des Randes

Tabelle 12.6: Übersicht über spezielle Randschichthärteverfahren

| Verfahren              | Austenitisierung in/über | Abschreckmedium    | Einhärtetiefe [mm] | Bemerkungen                                        |
|------------------------|--------------------------|--------------------|--------------------|----------------------------------------------------|
| Flammhärten            | Gasflamme                | Wasserbrause       | $\geq 2$           | nur große Werkstücke                               |
| Induktionshärten       | induzierte Wirbelströme  | Wasserbrause       | 0,1 - 30           | frequenzabhängiger Skin-Effekt                     |
| Tauchhärten            | Metall- bzw. Salzbad     | beliebige Bäder    | mehrere            | hohe Wärmeleitfähigkeit im Bad erforderlich        |
| Laserstrahlhärten      | Laserstrahl              | Selbstabschreckung | $\geq 0,01$        | extreme Leistungsdichten, sehr dünne Randschichten |
| Elektronenstrahlhärten | Elektronenstrahl         |                    |                    |                                                    |

### 12.8.13 Thermochemische Verfahren

- ➔ Nutzung gewollter Änderungen der Randschichtzusammensetzung zur Erzielung einer Randschichthärtung

#### a) Einsatzhärten

- Zweck:** - Erzeugung harter, verschleißfester Randschichten bei Stählen mit kleinen Kohlenstoffgehalten ( $C \leq 0,2 \text{ Ma.-%}$ )



Methode:

- Aufkohlen oberflächennaher Werkstoffbereiche auf etwa 0,8 Ma.-% durch Glühung (bei etwa 900 °C) in kohlenstoffabgebenden Medien
  - fest: z. B. Kohlenstoffpulver
  - flüssig: z.B. Bariumcyanid ( $\text{Ba}(\text{CN})_2$ )
  - gasförmig: z. B. Methan  $\text{CH}_4$
- Härtung auf eine der folgenden Arten
  - Direkthärtung: direkt von der Aufkohlungstemperatur (Bild 12.54a)
  - Einfachhärtung: von der dem Randkohlenstoffgehalt entsprechenden oder einer anderen Härtungstemperatur (Bild 12.54b)
  - Doppelhärtung: Härtung zuerst von Härtungstemperatur des Kerns, dann von der des Randbereiches (Bild 12.54c)

Bemerkung:

- Umwandlungen  $\alpha/\gamma/\text{M}$  erforderlich
- der hervorgerufene Gradient des Kohlenstoffgehaltes bewirkt unterschiedliche Voraussetzungen für die martensitische Härtung ( $v_{\text{krit}}$ ,  $M_s$ )
- aufgrund seiner schlechten Umweltverträglichkeit verliert das Flüssigaufkohlen an Bedeutung

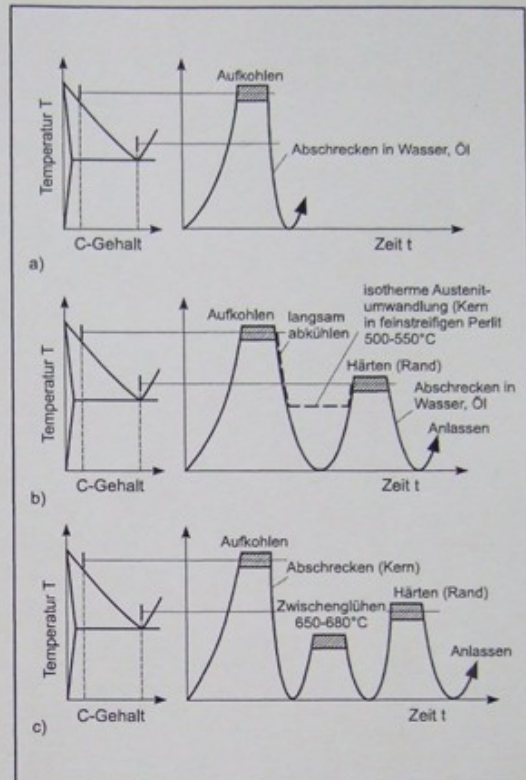


Bild 12.54: Möglichkeiten für die Einsatzhärtung

b) Nitrieren

Zweck:

- Erzeugung harter, verschleißfester Randschichten in Werkstücken, die wenig Verzug durch Wärmeeinwirkung erfahren dürfen

Methode:

- Eindiffusion von Stickstoff durch Glühung (550 - 600 °C) in stickstoffabgebender Umgebung auf etwa  $C_N \approx 0,1$  Ma.-%
  - flüssige Nitrierungsmedien: z. B. Kaliumcyanid KCN, -cyanat KCNO
  - gasförmige Nitrierungsmedien: z. B. Ammoniak  $\text{NH}_3$
- anschließend langsame Abkühlung oder Abschrecken und Anlassen zur gezielten Ausscheidung von Nitriden in Diffusionsschicht

Bemerkung:

- keine  $\alpha/\gamma$ -Umwandlung; keine martensitische Härtung, sondern Bildung harter Eisen- bzw. Sondernitride in Verbindungs- und Diffusionsschicht
- durch relativ niedrige Nitrierungstemperatur und Umwandlungsfreiheit geringerer Verzug im Vergleich zum Aufkohlen
- Nitrieren vergüteter Zustände möglich!

## 12.9 Stahlgruppen

Stähle lassen sich nach folgenden Kriterien einteilen:

- chemische Zusammensetzung ➡ z. B. unlegierte Stähle, Cr-Ni-Stähle
- Hauptanwendungsgebiete ➡ z. B. Ventilstähle, Federstähle, Werkzeugstähle
- Wärmebehandelbarkeit ➡ z. B. Vergütungsstähle, Einsatzstähle, Nitrierstähle
- Korrosionsbeständigkeit ➡ z. B. nichtrostende Stähle
- mechanische Eigenschaften ➡ z. B. warmfeste Stähle, kaltzähe Stähle

Zur Werkstoffbezeichnung werden im folgenden die in Abschn. 12.2.3 behandelten Werkstoffkurznamen, aus Zahlen und Buchstaben bestehend, verwendet.

### 12.9.1 Allgemeine Baustähle

- Meistverwendete Werkstoffgruppe
- Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit den in Tabelle 12.7 angegebenen oberen Grenzwerten in Ma.-% der Begleitelemente und keinen weiteren Legierungszusätzen

Tabelle 12.7: Legierungszusätze bei Baustählen

| Si    | Al    | Ti    | Cu     | Mn    | P      | S      |
|-------|-------|-------|--------|-------|--------|--------|
| < 0,5 | < 0,1 | < 0,1 | < 0,05 | < 0,8 | < 0,09 | < 0,05 |

- Grobe Einteilung nach der Reinheit:
  - Massenbaustähle:** s. o. geringe Anforderungen, nicht für Vergütungsbehandlungen vorgesehen, wesentlich ist Mindeststreckgrenze ➡ Bezeichnung: S235, ...
  - Qualitätsstähle:** höhere Anforderungen an Reinheit und Gebrauchseigenschaften wie Schweißbeignung, Duktilität ➡ Bezeichnung: C45, ...
  - Edelstähle:** noch höhere Reinheitsanforderungen meist für Wärmebehandlungen vorgesehen (unlegierte Vergütungs- bzw. Einsatzstähle) ➡ Bezeichnung: C15E, C45E, ...

#### ➡ Massenbaustähle

- Bestreben, die Festigkeit durch Mischkristallverfestigung im Ferrit, Korngrenzenverfestigung oder Phasenverfestigung (d. h. Perlitanteil ↑ durch C-Zugabe) zu erhöhen. Dabei Probleme mit:
  - Sprödbrechtsicherheit: Kohlenstoff erhöht Übergangstemperatur (vgl. Abschn. 11.4)
  - Schweißbeignung: Kohlenstoff vermindert  $v_{krit}$ , dadurch Gefahr von Martensitbildung in der durch das Schweißen erwärmten Zone (Wärmeeinflußzone), wenn C-Gehalt erhöht wird.

➡ feineres Korn anstreben, dann keine derartigen Probleme: **Feinkornbaustähle**

- Feinbleche für Umformungen und Oberflächenveredelung benötigen hohe Duktilität und sind daher meist niedrigfest (vgl. DIN 1623)



Tabelle 12.8: Beispiele für Massenbaustähle (Stähle für den allgemeinen Stahlbau)

| Bezeichnung | C-Gehalt [Ma.-%] | $R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $\delta_5$ [%] |
|-------------|------------------|---------------------------------|----------------------------|----------------|
| S235        | ~ 0,17           | 235                             | 370..510                   | ≤ 25           |
| S275        | ~ 0,22           | 275                             | 440..580                   | ≤ 22           |
| S295        | ~ 0,37           | 295                             | 500..660                   | ≤ 19           |
| S335        | ~ 0,49           | 335                             | 600..770                   | ≤ 14           |
| S360        | ~ 0,62           | 360                             | 700..900                   | ≤ 10           |

## 12.9.2 Hochfeste Baustähle

- Festigkeitssteigerungen über
    - Kornfeinung durch thermomechanische Behandlung
- Beispiel: Kontrollierter Walzprozeß: Im stabilen Austenit Vorwalzen, durch Temperaturabsenkung Karbonitride ausscheiden (z. B. Nb-, V-, Ti-Karbonitride) und dadurch Rekristallisation verzögern, dann Fertigwalzen und Luftabkühlen

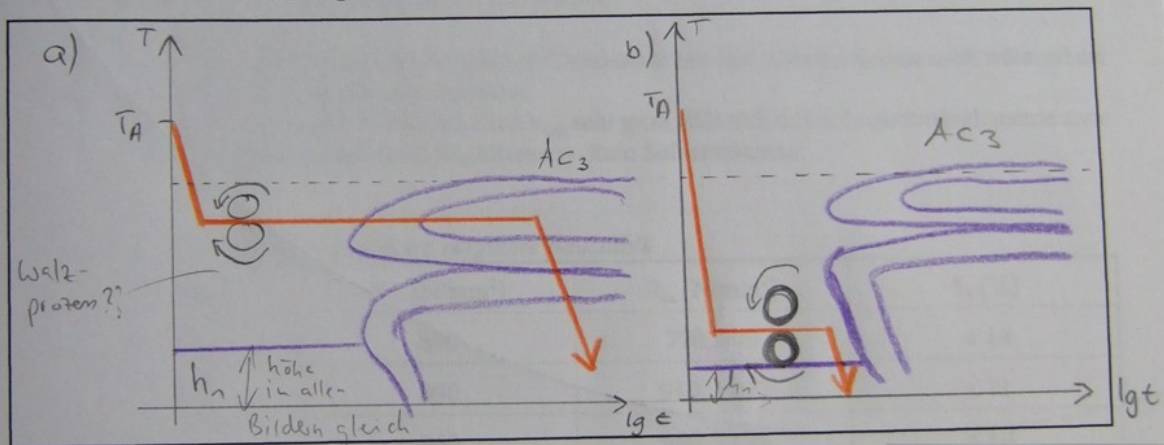
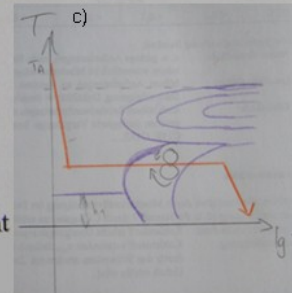


Bild 12.55: Beispiel für thermomechanische Behandlung

- Ausscheidungen: Sonderkarbide wirken selbst verfestigend
- Vergüten, d. h. Härten und Anlassen
  - ⇒ Mischkristallverfestigung durch C, N
  - ⇒ Versetzungsverfestigung, da Umwandlung Versetzungsdichte erhöht
  - ⇒ Ausscheidungsverfestigung, da beim Anlassen feine Karbide, Nitride bzw. Karbonitride gebildet werden können
  - ⇒ Korngrenzenverfestigung durch feines Umwandlungsgefüge



### a) Nicht vergütete Feinkornbaustähle

- z. B. HSLA      High Strength Low Alloy      ⇒ mikrolegierte Feinkornbaustähle
- PAS      Perlitarme Stähle
- PRS      Perlitreduzierte Stähle

- ⇒ Kornfeinung und Ausscheidungsverfestigung durch feinste Sonderkarbide und -nitride mit Niob, Vanadium und Titan, thermomechanisch behandelt
- ⇒ Kohlenstoffgehalt meist unter 0.2 Ma.-%, dadurch gut schweißbar und große Sprödbrochbarkeit

Tabelle 12.9: Beispiele für hochfeste unvergütete Baustähle

| Bezeichnung | $R_{es}$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $\delta_5$ [%] | entwickelt aus                         |
|-------------|-------------------------------|----------------------------|----------------|----------------------------------------|
| S380        | 380                           | 520                        | 20             | S355                                   |
| S470        | 470                           | 630                        | 16             | S335 + 0.15 Ma.-% V                    |
| S420        | 420                           | 570                        | 18             | S335 + 0.06 Ma.-% Nb                   |
| S480        | 480                           | 610                        | 17             | S335 + 0.14 Ma.-% V<br>+ 0.06 Ma.-% Nb |

#### b) Hochfeste vergütete Feinkornbaustähle

- Vergütung = martensitische Härtung + Anlassen führt zu hoher Festigkeit
- meist niedriger Kohlenstoffgehalt  $C < 0,2$  Ma.-%
  - ⇒ Schweißbeignung
  - ⇒ Selbstanlasseffekt: hohes  $M_s$  bei kleinen C-Gehalten bewirkt Anlassprozesse noch während der Abkühlung auf Umgebungstemperatur
  - ⇒ Problem: bei kleinen C-Gehalten auch  $v_{krit}$  sehr groß, läßt sich durch Legierungselemente zwar verringern, dann jedoch auch  $M_s$  kleiner ⇒ kein Selbstanlassen

Tabelle 12.10: Beispiele für hochfeste vergütete Baustähle

| Bezeichnung | $R_{es}$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $\delta_5$ [%] |
|-------------|-------------------------------|----------------------------|----------------|
| S690        | 690                           | 770..970                   | $\leq 14$      |
| S890        | 890                           | 940..1100                  | $\leq 11$      |
| S960        | 960                           | 980..1150                  | $\leq 10$      |

### 12.9.3 Vergütungsstähle

- Besitzen meist Kohlenstoffgehalte  $0,2 \leq C_c \leq 0,65$  Ma.-%
  - ⇒ hohe Festigkeit nach Härten + Anlassen (= Vergüten)
- werden meist für schwingend beanspruchte Teile eingesetzt, z. B. Achsen, Radträger, Walzen
- müssen bzgl. ihres Umwandlungsverhaltens an das zu vergütende Bauteil angepaßt sein
  - ⇒ große Zahl von Stahlsorten!
- entscheidend ist Härbarkeit:
  - **Aufhärbarkeit** (Randhärte) durch C-Gehalt steigerbar
  - **Einhärbarkeit** (Härtetiefe) durch Legierungselemente steigerbar; wegen Kombination mit Anlassen spricht man von Vergütbarkeit
- Legierungselemente bestimmen entscheidend auch die Anlassbeständigkeit ⇒ Vergütungsschaubild



(Durchmesserabhängig)

Das ist ist meist nicht mehr vollst. vergütet

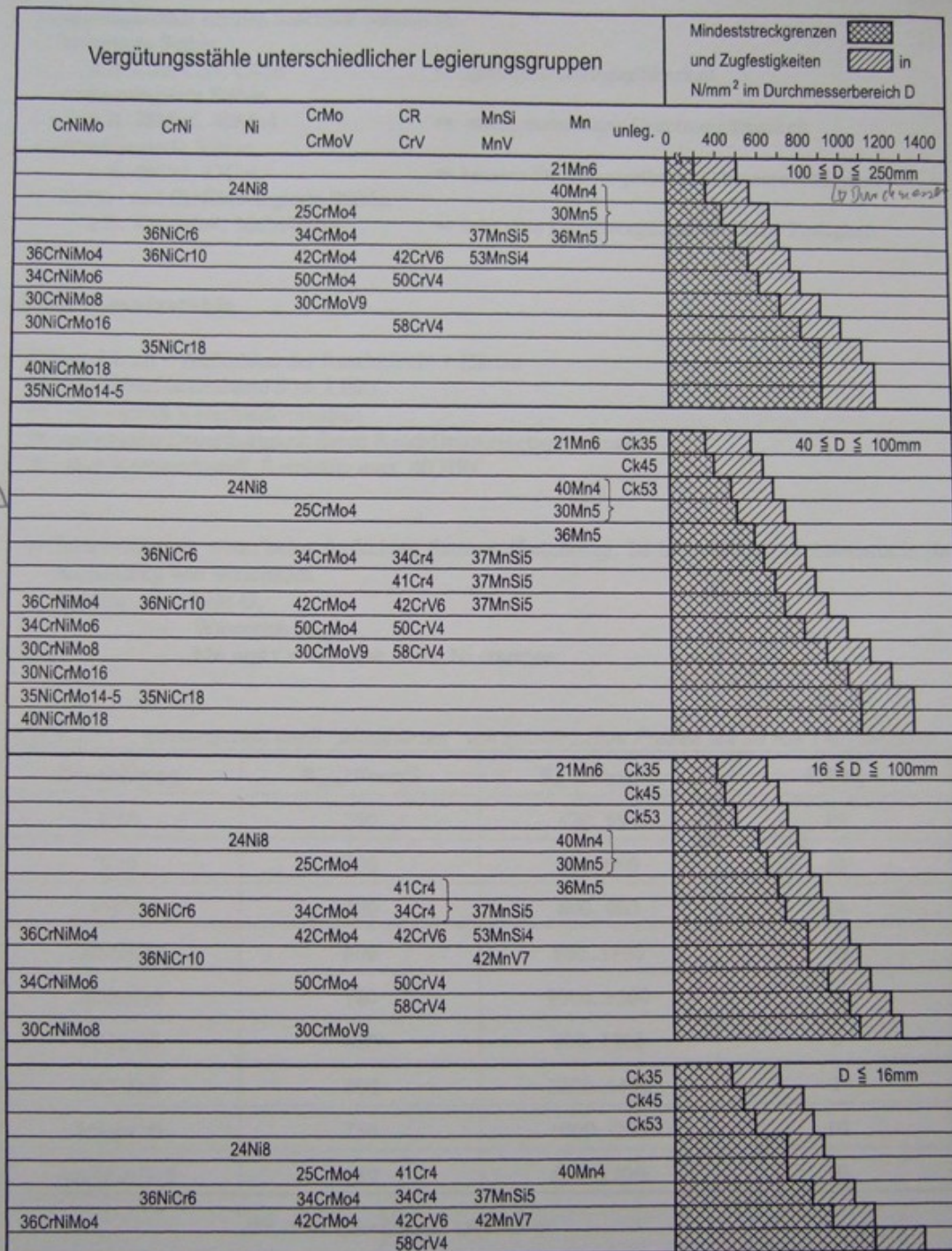


Bild 12.56: Übersicht über die mit Vergütungsstählen bei vorgegebenen Durchmesserforderungen zu erreichenden Mindeststreckgrenzen und Mindestzugfestigkeiten

- Vergütungsstähle können unterteilt werden in:
  - unlegierte Stähle, z.B. C22, C35, C45E  $\Rightarrow$  geringe Durchvergnitbarkeit
  - manganlegierte Stähle, z.B. 28Mn6, 40Mn4  $\Rightarrow$  etwas verbesserte Durchvergnitbarkeit
  - chromlegierte Stähle, z.B. 46Cr2, 37Cr4  $\Rightarrow$  bessere Durchvergnitbarkeit, bessere Zähigkeit
  - CrMo- und CrNiMo-legierte Stähle, z.B. 42CrMo4, 36CrNiMo4  $\Rightarrow$  sehr gute Durchvergnitbarkeit, hohe Festigkeit

## 12.9.4 Einsatzstähle

- Einsatzhärten = Aufkohlen der Randschicht + Härten
  - $\Rightarrow$  hohe Oberflächenhärte  $60 \pm 2$  HRC
  - $\Rightarrow$  verbessertes Verschleißverhalten
  - $\Rightarrow$  verbesserte Dauerfestigkeit durch Rand-Druckeigenstressungen
  - $\Rightarrow$  zäher Kernwerkstoff, Kernhärte max. 40 HRC
- $\Rightarrow$  Randoxidation, wenn beim Aufkohlen Sauerstoff eindringt. Ist beim Härten problematisch, da Ausbildung von Weichhaut
  - Abhilfe:
    - kein  $O_2$
    - Wasserhärtung
    - Mn und Cr teilweise durch Ni ersetzen

Tabelle 12.11: Einsatzstähle nach "Blindhärten" von zylindrischen Proben mit 30 mm Durchmesser

| Bezeichnung | $R_{es}$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $\delta_5$ [%] |
|-------------|-------------------------------|----------------------------|----------------|
| C10         | 250                           | 420..550                   | 19             |
| C15         | 300                           | 500..650                   | 16             |
| 15Cr3       | 400                           | 600..900                   | 14             |
| 16MnCr5     | 600                           | 800..1100                  | 10             |
| 20MnCr5     | 700                           | 1000..1300                 | 8              |
| 15CrNi6     | 650                           | 900..1200                  | 9              |
| 18CrNi8     | 800                           | 1200..1450                 | 7              |
| 20MoCr5     | 750                           | 1000..1300                 | 10             |
| 18CrMnTi5   | 750                           | 950..1200                  | 10             |

on der Oberfläche viel höher  
wegen Oberfläche



### 12.9.5 Nitrierstähle

- Eindiffusion von Stickstoff erzeugt ebenfalls harte, verschleißfeste Randschicht
- ähnlich zu Einsatzstählen
- Vorteil ist geringe Nitriertemperatur < 600 °C, dadurch verzugsarmes Verfahren
- Sondernitridbildung durch Ti, Al, Cr, Mo und V steigert Härte

|         |           |           |          |
|---------|-----------|-----------|----------|
| 35CrAl6 | 32CrAlMo4 | 30CrMoV9  | 31CrMoV9 |
| 38CrAl7 | 38CrAlMo6 | 34CrAlNi7 |          |

### 12.9.6 Stähle für die Randschichthärtung

- Randschichthärtung durch lokale Erwärmung und anschließendes Abschrecken
- Härbarkeit des Stahles bestimmt Randhärte unter der neu gehärteten Schicht
- je kleiner die Austenitisierungstemperatur, umso weniger Wärmeeinbringung nötig, verbunden mit schärferem Übergang zum Grundwerkstoff

|     |         |         |        |
|-----|---------|---------|--------|
| C35 | 40Mn4   | 40Cr4   | 50CrV4 |
| C45 | 37MnSi5 | 34CrMo4 | 58CrV4 |
| C55 | 37MnV7  | 42CrMo4 |        |
| C60 | 42MnV7  | 50CrMo4 |        |

### 12.9.7 Automatenstähle

- Stähle, die besonders für die automatisierte spanende Bearbeitung in Werkzeugmaschinen geeignet sind
  - ⇒ Forderung nach kurzen Spänen, geringen Schnittkräften und geringem Werkzeugverschleiß
  - ⇒ durch S-Zugabe brechen die Späne sehr schnell und es ergibt sich keine Aufbauschneide
  - ⇒ aber: S versprödet und bereitet Probleme beim Schweißen

|       |          |
|-------|----------|
| 9S20  | 9SPb23   |
| 35S20 | 9SMnPb23 |
| 60S20 |          |

### 12.9.8 Stähle für besondere Anwendungsgebiete

z. B.:

- **Schraubenstähle** Kombination aus Festigkeit und Zähigkeit gefordert,

24CrMo5

- **Federstähle** Große Härte und Anlassbeständigkeit gefordert, so daß sehr gut vergütbar

|      |         |       |        |
|------|---------|-------|--------|
| C60E | 51Si7   | 46Mn7 | 50CrV4 |
|      | 65Si7   |       |        |
|      | 67SiCr5 |       |        |
|      | 60SiMn5 |       |        |

• **Ventilstähle**

Ebenfalls Härte und Anlassbeständigkeit wichtig, weil erhöhten Temperaturen ausgesetzt

37MnSi5

45CrSi3-4

X45CrNiW18-9

X45CrSi9-3

X80CrNiSi20

• **Wälzlagerstähle**

Beanspruchungskombination aus Hertz'scher Pressung, Ermüdung, Reibung und Verschleiß; extreme Reinheit, gleichmäßige Karbidverteilung, geringe Randentkohlung

105Cr4

100Cr6

100CrMn6

## 12.9.9 Werkzeugstähle

Werden zum Herstellen von für die Fertigung von Halbzeugen und Bauteilen eingesetzten Werkzeugen benötigt

Anforderungen:

- **hohe Härte**
- **hohe Verschleißbeständigkeit**
- hinreichende Zähigkeit
- hinreichende Schwingfestigkeit

Hohe Härte und hohe Verschleißbeständigkeit wird erreicht durch

- martensitische Härtung mit anschließender an den Verwendungszweck angepaßter Anlaßbehandlung
- mittlere bis hohe Gehalte an harten intermediären Verbindungen
  - Karbide und Sonderkarbide
  - Nitride und Sondernitride
  - Karbonitride
- Optimierung der Randschicht durch
  - Einsatzhärten
  - Nitrieren
  - Beschichten (z.B. mit TiC, TiN)

### a) Unlegierte Werkzeugstähle

- Besitzen hohe Reinheit und homogene Gefüge
- besitzen Kohlenstoffgehalte zwischen 0,6 und 1,3 Ma.-%
- besitzen geringe Einhärtbarkeit, also relativ hohe Randhärte (abhängig vom C-Gehalt!) und niedrige Kernhärte bei guter Kernzähigkeit
- werden nach verschiedenen Güteklassen unterschieden.

Tabelle 12.12: Beispiele für unlegierte Werkzeugstähle

| Bezeichnung | Zusammensetzung         | Anwendungen                                                                 |
|-------------|-------------------------|-----------------------------------------------------------------------------|
| C70U        | 0,7 Ma.-% C, Gütenorm U | Einsatz für Abgratwerkzeuge, Äxte, Beile, Schraubstockbacken u.a.m.         |
| C110C       | 1,1 Ma.-% C, Gütenorm C | Einsatz für Stanzwerkzeuge, Prägwerkzeuge, Holzbearbeitungswerkzeuge u.a.m. |



#### b) Legierte Kaltarbeitsstähle

- Sind durch Weiterentwicklung der unlegierten Werkzeugstähle entstanden und besitzen bessere Härtebarkeit und größeren Verschleißwiderstand als diese
- besitzen Kohlenstoffgehalte bis 2,1 Ma.-% (in Sonderfällen bis 3 Ma.-%!)
- besitzen meist mehrere der Legierungselemente Mn, Cr, Mo, V, W, Ni
- werden je nach Legierungszusammensetzung im Warmbad, in Öl oder an Luft gehärtet
- besitzen große Härte und Verschleißwiderstand aufgrund des martensitischen Gefüges und harter Sonderkarbide
- werden für Fertigungsverfahren eingesetzt, bei denen die Temperatur ~ 200 °C nicht überschreitet.

Tabelle 12.13: Beispiele für legierte Kaltarbeitsstähle

| Bezeichnung | Zusammensetzung                         | Anwendungen                                                                                                        |
|-------------|-----------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| X210Cr12    | 2,1 Ma.-% C, 12 Ma.-% Cr                | Anwendung für Schnittwerkzeuge, Räumnadeln, Tiefziehwerkzeuge, Sandstrahldüsen usw.                                |
| X45NiCrMo4  | 0,45 Ma.-% C,<br>4 Ma.-% Ni, + Cr, + Mo | Einsatz für Massivprägwerkzeuge mit hohen Zähigkeitsanforderungen, Scherenmesser für sehr dickes Schneidgut u.a.m. |

#### c) Warmarbeitsstähle

- Werden für die Herstellung von Werkzeugen für das Ur- und Umformen von Stählen, Nichteisenmetallen, polymeren Werkstoffen und keramischen Werkstoffen bei Arbeitstemperaturen oberhalb 200 °C eingesetzt.
- müssen hohen Anforderungen bzgl. folgender Eigenschaften genügen:
  - Warmfestigkeit (⇒ Mo, W, V)
  - Warmverschleißwiderstand (⇒ Sonderkarbide/Sekundärhärtung)
  - Anlaßbeständigkeit (⇒ Cr)
  - Thermoschockbeständigkeit
  - Zähigkeit (⇒ hohe Reinheit, Ni)
- werden zur Erfüllung dieser Anforderungen zum großen Teil ultrarein erschmolzen (⇒ Zähigkeit!), komplex legiert und aufwendig wärmebehandelt.

Tabelle 12.14: Beispiele für Warmarbeitsstähle

| Bezeichnung | Zusammensetzung                              | Anwendungen                                                    |
|-------------|----------------------------------------------|----------------------------------------------------------------|
| 55NiCrMoV6  | 0,55 Mo.-% C,<br>1,5 Ma.-% Ni, + Cr + Mo + V | Einsatz für Hammergesenke für kleine Werkstücke usw.           |
| X38CrMoV5-1 | 0,38 Ma.-% C,<br>5 Ma.-% Cr, 1 Ma.-% Mo, + V | Gesenke, Werkzeuge für Schmiedemaschinen, Druckgießformen usw. |

#### d) Schnellarbeitsstähle

- Werden überwiegend zum Zerspanen bei hohen Schnittgeschwindigkeiten eingesetzt
- besitzen hohen Verschleiß- und Warmverschleißwiderstand
- besitzen hohe Anlaßbeständigkeit und hohe Wärmehärte bis ~ 600 °C

- besitzen Kohlenstoffgehalte zwischen  $\sim 0,8$  bis  $\sim 1,4$  Ma.-%
- besitzen hohe Legierungsanteile starker Karbidbildner (W, V, Mo) und somit relativ große Volumenanteile harter Sonderkarbide
- werden aufwendig in mehreren Stufen wärmebehandelt, um
  - Rißfreiheit
  - ein martensitisches bzw. martensitisch-bainitisches Grundgefüge
  - eine homogene Verteilung von sehr fein ausgeschiedenen Sonderkarbiden und
  - den Zerfall des nach dem martensitischen Härten noch vorhandenen Restaustenits sicherzustellen.

Tabelle 12.15: Beispiele für Schnellarbeitsstähle

| Bezeichnung | Zusammensetzung                                                 | Anwendungen                                                       |
|-------------|-----------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------|
| HS6-5-2     | 0,8 Ma.-% C, 6,4 Ma.-% W, 5 Ma.-% Mo, 1,8 Ma.-% V, + Cr, Mn, Si | Einsatz für Maschinenmesser, Räumnadeln, Spiralbohrer, Kreissägen |
| HS18-0-1    | 0,74 Ma.-% C, 18 Ma.-% W, 1,1 Ma.-% V, + Cr, Mn, Si             | Einsatz für Zerspanungswerkzeuge                                  |

### 12.9.10 Kaltzähe Stähle

- Werden z.B. für Bauteile in Gasverflüssigungsanlagen benötigt
- müssen niedrige Übergangstemperaturen  $T_0$  für den Übergang duktil  $\Rightarrow$  spröde (oder keinen Übergang duktil  $\Rightarrow$  spröde) besitzen

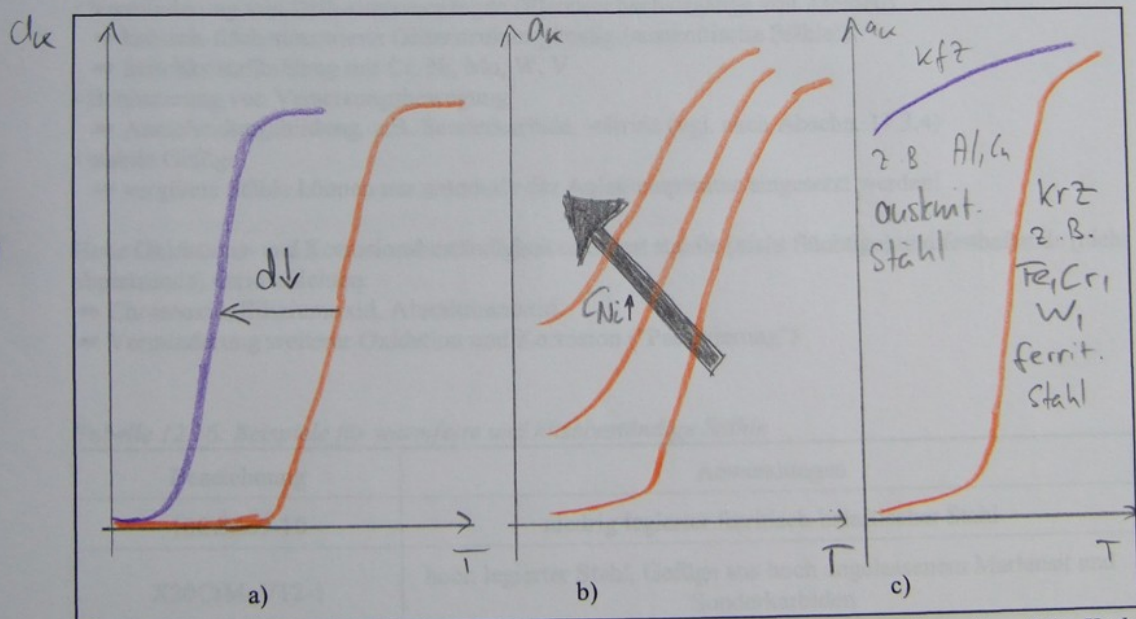


Bild 12.57: Einfluß der Korngröße (a), Nickelkonzentration (b) und Gitterstruktur (c) auf die Kerbschlagzähigkeit von kaltzähen Stählen



Erreichbar durch (vgl. auch Abschn. 11.4.2 und 11.4.3)

- Feines Korn:  $d \downarrow \Rightarrow T_0 \downarrow$ , z. B. Feinkornbaustähle
- Nickel-Zusätze:  $C_{Ni} \uparrow \Rightarrow T_0 \downarrow$ , z. B. 12Ni14, X8Ni9
- kfz-Gitterstruktur:  $krz \Rightarrow kfz \Rightarrow T_0 \downarrow$

z.B.: MnCr-Austenite X40MnCr22  
X40MnCrN18  
X12MnCr18-11

CrNi-Austenite X12CrNi18-9  
X10CrNiTi18-10  
X10CrNiNb18-10

Problem: Plastische Verformung bei tiefen Temperaturen kann zu beanspruchungsinduzierter Austenit  $\Rightarrow$  Martensit-Umwandlung führen. Der so gebildete Martensit ist nicht angelassen und daher spröde  
 $\Rightarrow$  Überschreiten der Streckgrenze sollte vermieden werden!

### 12.9.11 Warmfeste und hitzebeständige Stähle

Müssen hohe Kriechfestigkeit und hohe Oxidations- sowie ggf. Korrosionsbeständigkeit besitzen (vgl. auch Abschn. 12.9.9c!)

Hohe Kriechfestigkeit erfordert:

- Verminderung von Diffusionsvorgängen (Platzwechselforgänge von Atomen)  
 $\Rightarrow$  kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur günstig (austenitische Stähle!)  
 $\Rightarrow$  Mischkristallbildung mit Cr, Ni, Mo, W, V
- Behinderung von Versetzungsbewegung  
 $\Rightarrow$  Ausscheidungsbildung, z.B. Sonderkarbide, -nitride (vgl. auch Abschn. 11.3.4)
- stabile Gefüge  
 $\Rightarrow$  vergütete Stähle können nur unterhalb der Anlaßtemperatur eingesetzt werden!

Hohe Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit erfordert stabile (nicht flüchtige) und festhaftende (nicht abplatzende) Oxidschichten.

- $\Rightarrow$  Chromoxid, Siliziumoxid, Aluminiumoxid
- $\Rightarrow$  Verminderung weiterer Oxidation und Korrosion ("Passivierung")

Tabelle 12.16: Beispiele für warmfeste und hitzebeständige Stähle

| Bezeichnung      | Anwendungen                                                                     |
|------------------|---------------------------------------------------------------------------------|
| 10CrMo9-10       | niedrig legierter ferritisch-bainitischer Stahl                                 |
| X20CrMoV12-1     | hoch legierter Stahl, Gefüge aus hoch angelassenem Martensit und Sonderkarbiden |
| X8CrNiMoVNb16-13 | hoch legierter austenitischer Stahl                                             |

## 12.9.12 Rost- und säurebeständige Stähle

Enthalten als wichtigstes Legierungselement **Chrom**.

Bei gelösten Cr-Gehalten  $\geq 12\%$  Bildung einer dichten, festhaftenden Oxidschicht  
⇒ Passivierung

Problem: Cr bildet mit C Karbide ⇒ Abnahme des gelösten Cr-Gehaltes  
⇒ Abnahme der Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit

Abhilfe: 1)  $C_C \downarrow$  ⇒ wenig Karbidbildung  
2) Zugabe von Metallen, die stärkere Karbidbildner als Cr sind, z.B. Ti, Nb  
⇒ Bildung von Ti- und Nb-Karbid statt Cr-Karbid. Man spricht von Ti- bzw. Nb-"stabilisierten" Stählen.

### a) Ferritische Chromstähle

- Besitzen Chromgehalte zwischen 13 und 30 %
- sind bei kleinen Kohlenstoffgehalten ( $C_C < 0,1 \text{ Ma.-%}$ ) umwandlungsfrei (durch Cr eingeengtes  $\gamma$ -Gebiet!), z.B. X8Cr13, X10CrAl24
- besitzen mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt zunehmende Anteile von Perlit und/oder Martensit, z.B. X10Cr13 ("halb-ferritisch"), X40Cr13
- sind beständig gegen oxidierende Säuren und relativ unempfindlich gegen schwefelhaltige Gase sowie transkristalline Spannungsrisskorrosion
- neigen zur Versprödung durch Ausscheidungsbildung bei erhöhten Temperaturen

### b) Austenitische Chrom-Nickel-Stähle

- Besitzen Cr-Gehalte  $> 18\%$  und Ni-Gehalte  $> 8\%$
- besitzen kubisch-flächenzentrierte (kfz) Gitterstruktur
- sind rost-, säure- und zunderbeständig
- sind unbeständig gegen Angriff schwefelhaltiger Medien
- sind anfällig für interkristalline Korrosion durch Bildung von Chromkarbiden an Korngrenzen.  
Abhilfe: Ti- oder Nb-"Stabilisierung"  
z. B. X10CrNiTi18-9 titanstabilisiert  
X10CrNiNb18-9 niobstabilisiert



## 12.10 Eisengußwerkstoffe

Eisengußwerkstoffe werden nach ihrem Kohlenstoffgehalt unterteilt in Stahlguß und Gußeisen (vgl. Bild 12.58)

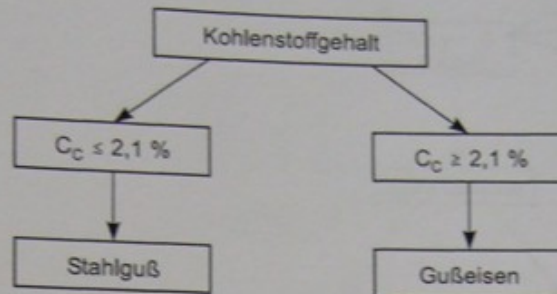


Bild 12.58: Unterteilung der Eisengußwerkstoffe nach ihrem Kohlenstoffgehalt

### 12.10.1 Stahlguß

- Stahlguß wird im Gegensatz zum Stahl **nicht** durch z.B. Walzen, Schmieden, Pressen umgeformt, sondern als Gußstück nur noch spanabhebend bearbeitet
- wird fast immer wärmebehandelt, da im Gußzustand relativ grobe Gefüge mit daraus resultierenden niedrigen Werten für Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit vorliegen
- ist gießtechnisch nicht einfach beherrschbar und wird nur eingesetzt, wenn die mechanischen Eigenschaften der alternativen Eisengußwerkstoffe den Anforderungen nicht genügen
- wird durch Kurzzeichen G angegeben.

Beispiele:

GE300: Unlegierter Stahlguß mit  $R_{eS} \geq 300 \text{ N/mm}^2$

GX22CrMoV12-1: Martensitischer Stahlguß, Einsatz bis  $600^\circ\text{C}$ , z.B. in Dampfturbinen

### 12.10.2 Übersicht über Gußeisen

Gußeisen werden unterteilt nach ihrem **Umwandlungsverhalten** (vgl. Bild 12.59)

Das Umwandlungsverhalten hängt ab von der

- chemischen Zusammensetzung  $C_C, C_{Si}, C_{Cr}, \dots$  (vgl. Bild 12.60)
- Abkühlgeschwindigkeit
  - ➡ weitestgehend durch Wanddicke der Gußstücke bestimmt (vgl. Bild 12.61)

Beispiele für charakteristische Gefügebildungen sind in Bild 12.62 wiedergegeben.

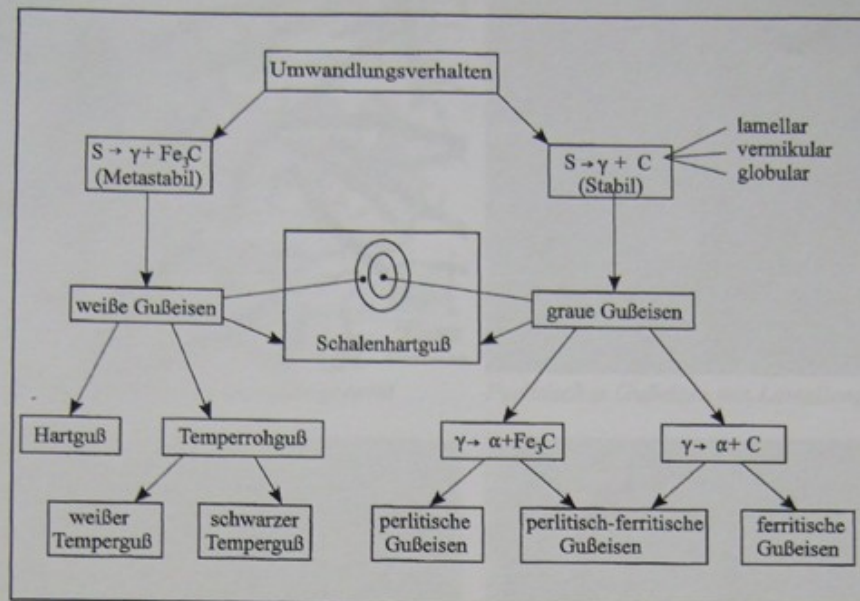


Bild 12.59: Unterteilung der Gußeisen nach ihrem Umwandlungsverhalten

Einfluß der chemischen Zusammensetzung:

#### Maurer-Diagramm

- ➔ gilt für Probestäbe mit etwa 30 mm Durchmesser
- ➔ Kohlenstoff und Silizium wirken graphitisierend, fördern also Umwandlung nach dem stabilen System

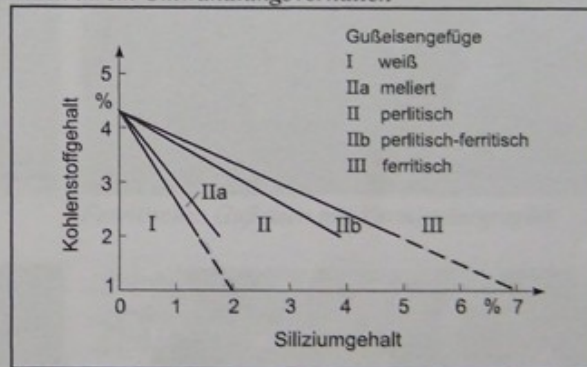


Bild 12.60: Gußeisendiagramm nach Maurer

Einfluß der Wanddicke:

#### Greiner-Klingenstein-Diagramm

- ➔ abnehmende Wanddicke bewirkt grössere Abkühlgeschwindigkeit

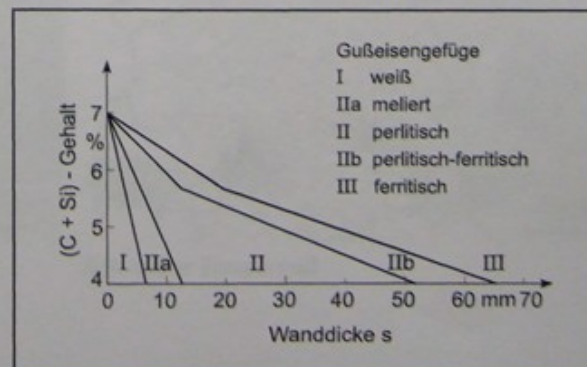


Bild 12.61: Gußeisendiagramm nach Greiner-Klingenstein

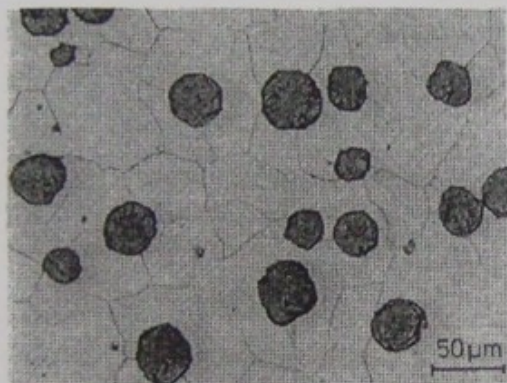




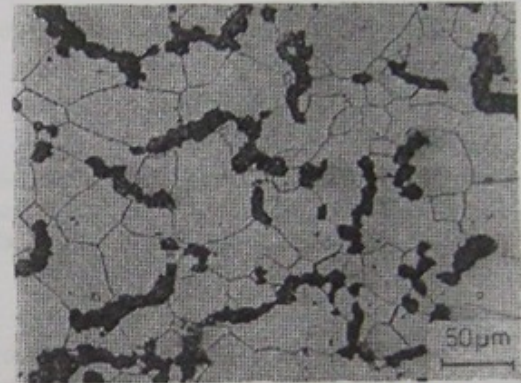
*Ferritisches Gußeisen mit Lamellengraphit*



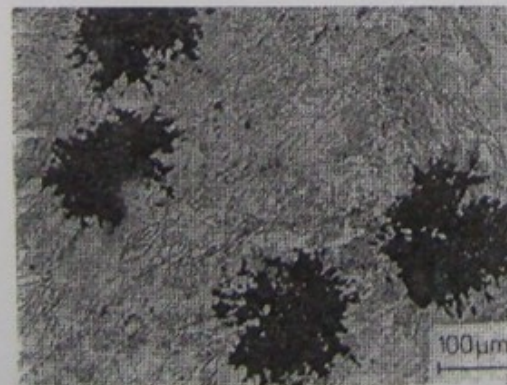
*Perlitisches Gußeisen mit Lamellengraphit*



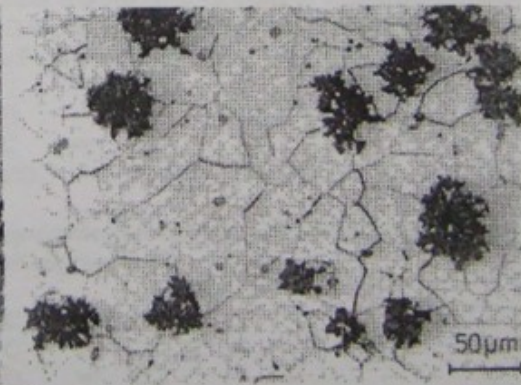
*Ferritisches Gußeisen mit Kugelgraphit*



*Ferritisches Gußeisen mit Vermiculargraphit*



*Weißer Temperguß*



*Schwarzer Temperguß*

*Bild 12.62: Charakteristische Gefügebildungen bei Gußeisen*

### 12.10.3 Hartguß

- Hartguß besitzt Kohlenstoffgehalte  $C_C \approx 3 \text{ Ma.-%}$ , Siliziumgehalte  $0,5 \leq C_{Si} \leq 1,5 \text{ Ma.-%}$  und Mangangehalte  $\leq 1,2 \text{ Ma.-%}$  ( $\Rightarrow$  Karbidbildung!)
- ist sehr hart und verschleißfest, aber auch sehr spröde  
 $\Rightarrow$  sehr schwer bearbeitbar
- wird z.B. für Sandstrahldüsen eingesetzt.

### 12.10.4 Schalenhartguß

Schalenhartguß wird über Steuerung der Abkühlgeschwindigkeit und/oder Veränderung der chemischen Zusammensetzung (beim Abguß!) so abgegossen, daß der Rand weiß (karbidisch) und der Kern grau (graphitisch) erstarrt

$\Rightarrow$  harte, verschleißfeste Randschicht ("Schale") und relativ zäher, schlagbeständiger Kern

Anwendung: Walzen für die Metallumformung, Stempel, Ziehringe u.a.m.

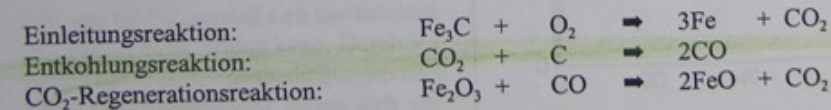
### 12.10.5 Tempergußeisen (GJM)

Eisengußwerkstoffe, die ledeburitisch (also graphitfrei nach dem metastabilen System Fe-Fe<sub>3</sub>C) erstarren und durch eine nachfolgende Wärmebehandlung eine Entkohlung erfahren und/oder den Kohlenstoff in Form von "Temperkohle" ausscheiden (Karbidzerfall), werden Tempergußeisen genannt.

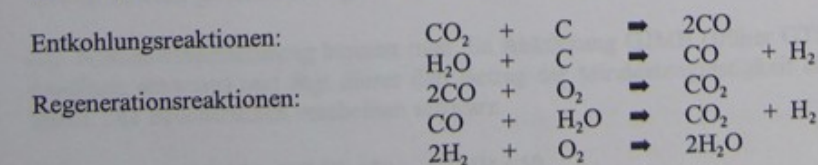
#### a) Weißer Temperguß (GJMW)

Richtanalyse: 3,00 bis 3,20 Masse-% C, 0,5 bis 0,8 Masse-% Si,  
< 0,20 Masse-% S, < 0,10 Masse-% P und Masse-% Mn = 1,7  $\times$  Masse-% S

Die Temperbehandlung des Rohgusses besteht in einer **entkohlenden Glühung** in oxidierender Atmosphäre. Das geschah früher durch sog. Erztempern. Dabei erfolgte die Glühung in Töpfen, die neben den Rohgußstücken sog. Tempererz (z.B. Roteisenstein Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) enthielten.



Heute wird fast durchweg das sog. Gastempnern in geeigneten Mischungen aus Kohlendioxid, Kohlenmonoxid, Wasserstoff, Wasserdampf und Sauerstoff angewandt.



Eine typische Temperatur-Zeit-Kurve einer Temperbehandlung zeigt Bild 12.63: Bei 1050 °C erfolgt der Zerfall der ledeburitischen Karbide in Austenit und Temperkohle sowie die Entkohlung der oberflä-



chennahen Gußbereiche infolge Kohlenstoffdiffusion in die umgebende Atmosphäre. Es bildet sich ein von der Gußstückoberfläche nach innen zunehmender Kohlenstoffgehalt mit entsprechendem Gefüge aus. Im Probeninneren findet man nach Luftabkühlung auf 600°C neben Temperkohle meist streifigen Perlit. Die Nachglühbehandlung dient zur Erzeugung "körnigen Perlits", bei dem die Zementitteilchen kugelige Gestalt annehmen.

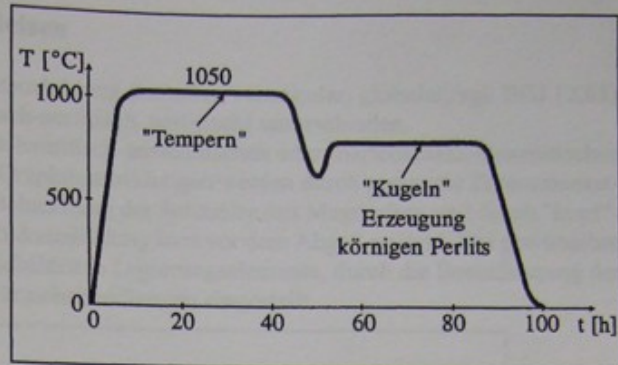


Bild 12.63: Typische Temperatur-Zeit-Kurve einer Temperbehandlung (GJMW)

Als Werkstoffbezeichnung benutzt man die Abkürzung GJMW (früher GTW = Guß nach Temperbehandlung weiß) und fügt dieser den Betrag der Mindestzugfestigkeit eines genormten Prüfstabes hinzu. Die randnahen Bruchflächen sind weiß!

Beispiele: GJMW-350, GJMW-400, ... GJMW-650.

#### b) Schwarzer Temperguß (GJMB)

Richtanalyse: 2,40 bis 2,60 Masse-% C, 1,40 bis 1,60 Masse-% Si,  
 < 0,16 Masse-% S, < 0,10 Masse-% P und Masse-% Mn =  $1,7 \times$  Masse-% S.

Die Temperbehandlung des Rohgusses erfolgt in neutraler Atmosphäre in zwei Glühstufen (vgl. Bild 12.64). In der Temperstufe ( $\sim 950^\circ\text{C}$ ) wird der Zerfall der ledeburitischen Karbide in Austenit und Temperkohle erreicht. Danach erfolgt langsame Abkühlung im eutektoiden Temperaturbereich zwischen etwa 800 und 650°C, so daß sich der eutektoid Graphit ausscheiden kann. Durch Variation der Abkühlungsbedingungen nach der Temperbehandlung lassen sich verschiedenartige Gefügestände erzeugen. Schwarzer Temperguß besitzt am Rand und im Inneren gleiches Gefüge.

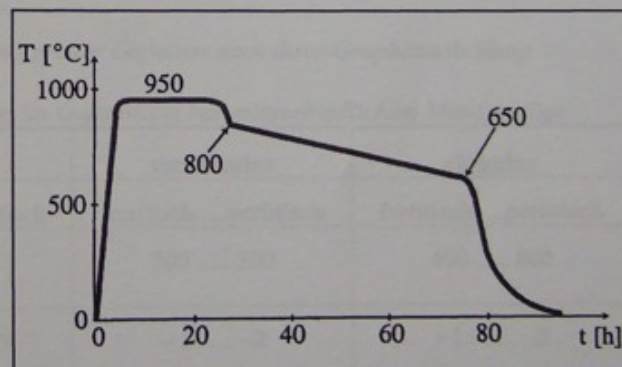


Bild 12.64: Typische Temperatur-Zeit-Kurve einer Temperbehandlung (GJMB)

Als Werkstoffbezeichnung benutzt man die Abkürzung GJMB (früher GTS = Guß nach Temperbehandlung schwarz) und fügt dieser den Betrag der Mindestzugfestigkeit eines genormten Prüfstabes hinzu. Die Bruchflächen erscheinen schwarz.

Beispiele: GJMB-350, GJMB-450 ... GJMB-650

## 12.10.6 Übersicht über graue Gußeisen

Graue Gußeisen werden nach ihrer Graphitusbildung (lamellar, vermikular, globular, vgl. Bild 12.65) und ihrem Matrixgefüge (ferritisch, ferritisch-perlitisch, perlitisch) unterschieden. (Wärmebehandelte Gußeisen können auch bainitisch-austenitisches oder martensitisch-austenitisches Matrixgefüge besitzen). Unterschiedliche Graphitusbildungen werden durch geeignete Zusammensetzung der Schmelze ("Gattierung"), durch Behandlung der Schmelze mit Magnesium und durch "Impf"-Zusätze (z.B. Ferro-Silizium) für die Graphitkeimbildung kurz vor dem Abguß erreicht. Das gewünschte Matrixgefüge wird durch ferrit- bzw. karbidbildende Legierungselemente, durch die Beeinflussung der Abkühlgeschwindigkeit und ggf. durch Wärmebehandlungen eingestellt.

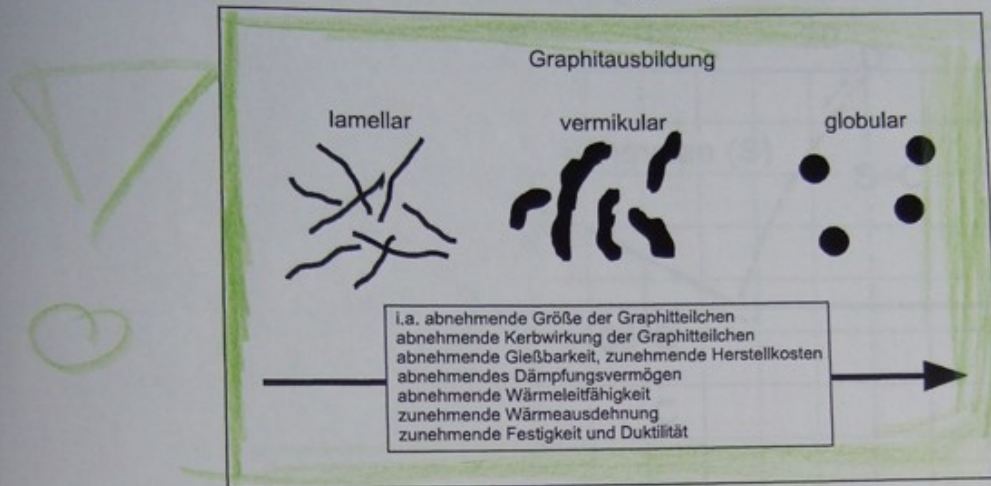


Bild 12.65: Unterscheidung grauer Gußeisen nach ihrer Graphitusbildung

Tabelle 12.17: Mechanische Eigenschaften im Gußzustand bei unterschiedlichem Matrixgefüge

| Graphitusbildung                                        | lamellar                  | vermikular                | globular                  |
|---------------------------------------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|
| Matrixgefüge                                            | ferritisch.....perlitisch | ferritisch.....perlitisch | ferritisch.....perlitisch |
| Zugfestigkeit $R_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ]             | 100 ..... 300             | 300 ..... 500             | 400 ..... 800             |
| Bruchdehnung $\delta_5$<br>(Norm: A <sub>5</sub> !) [%] | ~ 0,5 ..... ~ 0,3         | ~ 5 ..... ~ 2             | ~ 15 ..... ~ 2            |
| Beispiele                                               | GJL-100 ..... GJL-300     | GJV-300 ..... GJV-500     | GJS-400 ..... GJS-800     |

## 12.10.7 Das stabile System Fe, C

Wesentlich für die Beurteilung des grauen Gußeisens: Stabiles Zustandsdiagramm Fe, C

Umwandlung nach dem stabilen System wird begünstigt durch

- hohen Kohlenstoffgehalt ( $C_c > 2 \text{ Ma.-%}$ )
- langsame Abkühlung
- Zugabe geeigneter Legierungszusätze: Si, Al, Ti, Ni, Cu



a) Phasenmäßige Betrachtung

Das Diagramm

- ist im Grundsatz analog wie das Fe, Fe<sub>3</sub>C-Diagramm aufgebaut, nur mit leicht verschobenen Gleichgewichtsfeldern und
- enthält C anstelle von Fe<sub>3</sub>C
- geht bis 100 Ma.-% C (wird jedoch zweckmäßigerweise bei etwa 7 Ma.-% C abgeschnitten).

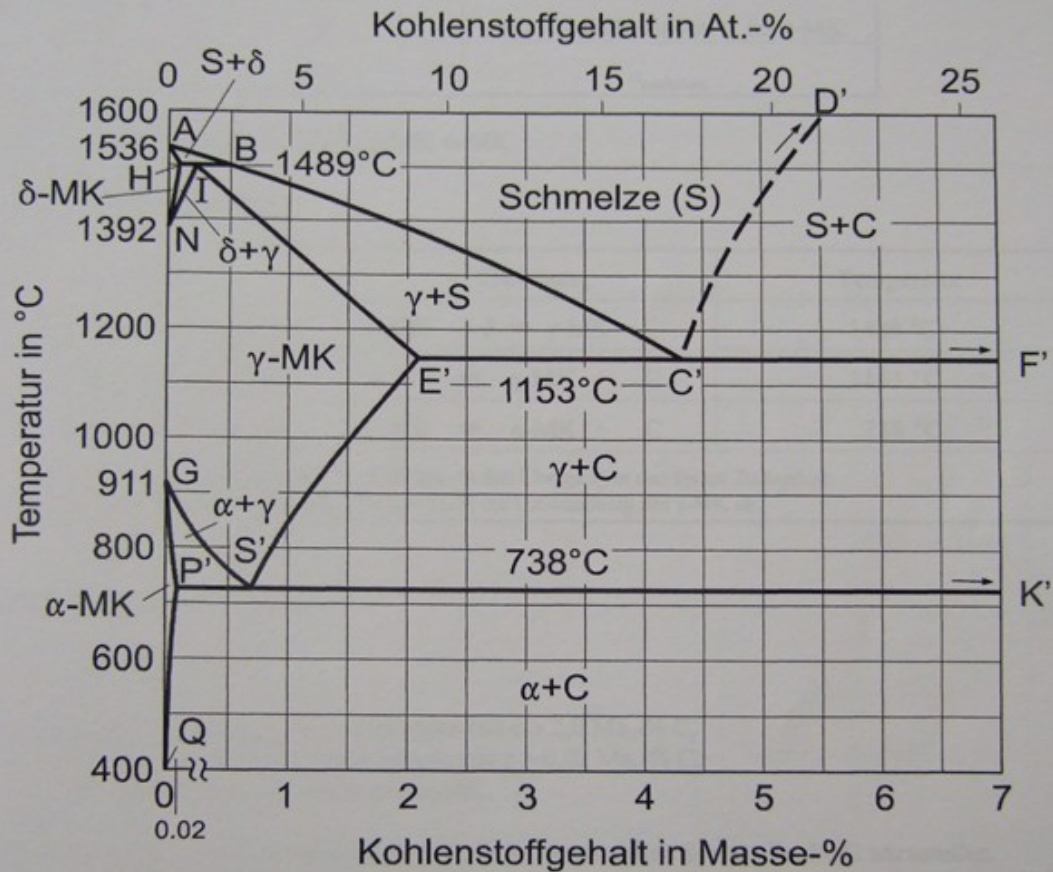


Bild 12.66: Stabiles Zustandsdiagramm Fe, C

**Wichtige Temperaturen:**

| Temperatur | charakterisiert                                                            |
|------------|----------------------------------------------------------------------------|
| ≈ 3500 °C  | Schmelztemperatur des Graphits $T_{S,C}$ , (oberhalb 2500 °C "zähflüssig") |
| 1153 °C    | Eutektische Temperatur                                                     |
| 738 °C     | Eutektoide Temperatur                                                      |

### Wichtige Konzentrationen:

| Konzentration<br>[Ma.-% C] | zugehöriger Punkt im<br>Zustandsdiagramm | charakterisiert                        |
|----------------------------|------------------------------------------|----------------------------------------|
| 0,02                       | P'                                       | max. Löslichkeit von C im $\alpha$ -MK |
| 0,70                       | S'                                       | $c_{\text{eutektoid}}$                 |
| 2,00                       | E'                                       | max. Löslichkeit von C im $\gamma$ -MK |
| 4,25                       | C'                                       | $c_{\text{eutektisch}}$                |

Auftretende Mischkristalle:  $\delta$ -MK,  $\gamma$ -MK,  $\alpha$ -MK

### Dreiphasengleichgewichte:

| Name                   | Gleichung                                           | Temperatur            |
|------------------------|-----------------------------------------------------|-----------------------|
| Peritektische Reaktion | $\delta\text{-MK} + S \Rightarrow \gamma\text{-MK}$ | 1489 °C               |
| Eutektische Reaktion   | $S \Rightarrow \gamma\text{-MK} + C$                | 1153 °C <sup>1)</sup> |
| Eutektoide Reaktion    | $\gamma\text{-MK} \Rightarrow \alpha\text{-MK} + C$ | 738 °C <sup>2)</sup>  |

<sup>1)</sup> Schließt für alle Legierungen mit  $C > 2,00$  Ma.-% den Übergang in den festen Zustand ab  
<sup>2)</sup> Schließt für alle Legierungen mit  $C > 0,02$  Ma.-% die Umwandlung des  $\gamma$ -MK ab

### b) Gefügemäßige Betrachtung

Gefügebestimmend sind

- die eutektische Reaktion bei Legierungen mit  $c > 2,0$  Ma.-% C,
- die eutektoide Reaktion bei Legierungen mit  $c > 0,02$  Ma.-% C,
- die Graphitbildung aus S,  $\gamma$ -MK und  $\alpha$ -MK.

Alle weiteren Betrachtungen sind analog wie beim metastabilen System Fe,  $\text{Fe}_3\text{C}$  anzustellen.

- Nach Abschn. 12.10.7a gilt für die sich im Graphiteutektikum I bei 1153 °C bildenden Massenanteile von  $\gamma$ -MK und C:

$$\frac{m_\gamma}{m} = \frac{l_C}{l} = \frac{100 - 4,25}{100 - 2,0} = 97,7 \%$$

$$\frac{m_C}{m} = 1 - \frac{m_\gamma}{m} = 2,3 \%$$

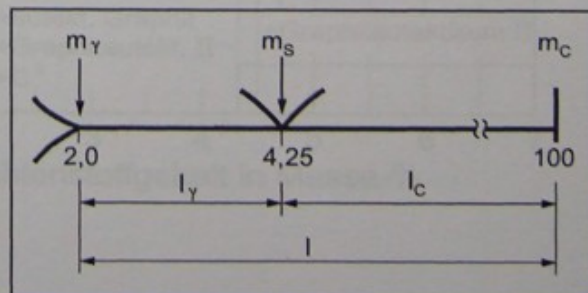


Bild 12.67: Hebelarme für  $T=1153$  °C und Kohlenstoffgehalt  $C \geq 2,0$  Masse-% (Vergrößerung aus Bild 12.66)



- Man bezeichnet (vgl. auch Bild 12.68) als

|                  |   |                 |   |                                   |
|------------------|---|-----------------|---|-----------------------------------|
| C <sup>I</sup>   | = | Primärgraphit   | = | aus Schmelze entstehender Graphit |
| C <sup>II</sup>  | = | Sekundärgraphit | = | aus Austenit entstehender Graphit |
| C <sup>III</sup> | = | Tertiärgraphit  | = | aus Ferrit entstehender Graphit   |

C<sup>1</sup> ist als Gefügebestandteil zu erkennen.

C<sup>II</sup> lagert sich für  $c > 2,0$  Ma.-% an den Graphit des Graphiteutektikums an.

C<sup>II</sup>-Graphit ist für  $0,8 < \text{Ma.}\% \text{ C} < 2,0$  als Gefügebestandteil erkennbar.

C<sup>III</sup> lagert sich an den eutektischen Graphit C<sup>I</sup> bzw. an C<sup>II</sup> an und ist nicht getrennt zu erkennen.

- Demnach ergeben sich folgende, in Bild 12.68 angegebene Gefüge

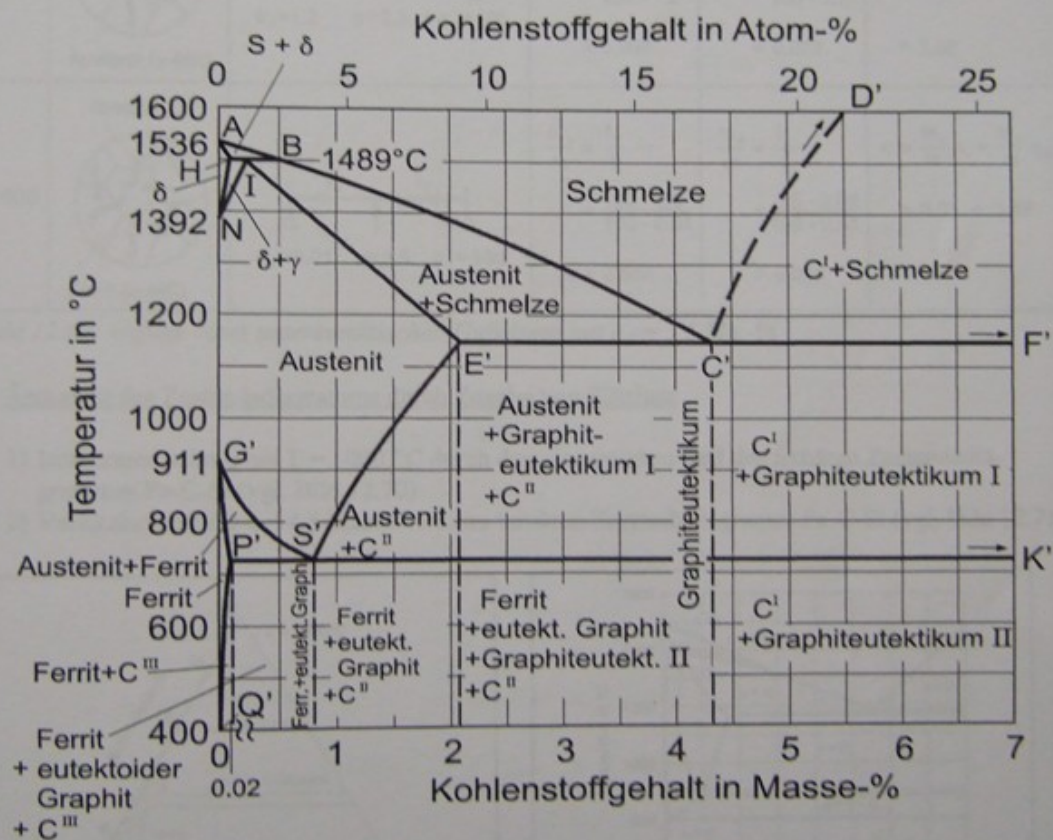


Bild 12.68: Stabiles Zustandsdiagramm Fe, C (gefügemäßige Betrachtung)

- Die Gefüge- und Phasenentwicklung bei der Abkühlung eines untereutektischen Gußeisens mit  $C_C = 3,5 \text{ Ma.-%}$  ist in Bild 12.69 exemplarisch dargestellt.

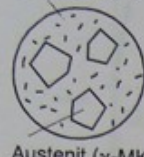
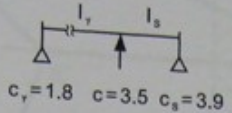
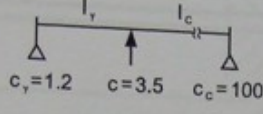
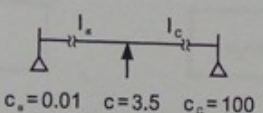
| T[°C] | Gefüge (Phasen)                                                                                                               | Kennzeichnung des Hebels (C-Gehalt in Masse-%)                                                                                       | Massenanteil der Phasen                                                               |                                                                                        | Kohlenstoffbilanz                                                                      |
|-------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------|
|       |                                                                                                                               |                                                                                                                                      | i                                                                                     | k                                                                                      |                                                                                        |
| 1200  | Schmelze (S)<br><br>Austenit ( $\gamma$ -MK) | <br>$c_\gamma = 1.8 \quad c = 3.5 \quad c_s = 3.9$  | $\frac{m_\gamma}{m} = \frac{l_s}{l}$<br>$= \frac{3.9 - 3.5}{3.9 - 1.8}$<br>$= 0.19$   | $\frac{m_s}{m} = \frac{l_\gamma}{l}$<br>$= \frac{3.5 - 1.8}{3.9 - 1.8}$<br>$= 0.81$    | $c = \frac{m_\gamma}{m} c_\gamma + \frac{m_s}{m} c_s$<br>$= 0.34 + 3.16$<br>$= 3.50$   |
| 900   | Graphit (C)<br><br>Austenit ( $\gamma$ -MK)  | <br>$c_\gamma = 1.2 \quad c = 3.5 \quad c_c = 100$  | $\frac{m_\gamma}{m} = \frac{l_c}{l}$<br>$= \frac{100 - 3.5}{100 - 1.2}$<br>$= 0.997$  | $\frac{m_c}{m} = \frac{l_\gamma}{l}$<br>$= \frac{3.5 - 1.2}{100 - 1.2}$<br>$= 0.023$   | $c = \frac{m_\gamma}{m} c_\gamma + \frac{m_c}{m} c_c$<br>$= 1.171 + 2.238$<br>$= 3.50$ |
| 600   | Graphit (C)<br><br>Ferrit ( $\alpha$ -MK)    | <br>$c_\alpha = 0.01 \quad c = 3.5 \quad c_c = 100$ | $\frac{m_\alpha}{m} = \frac{l_c}{l}$<br>$= \frac{100 - 3.5}{100 - 0.01}$<br>$= 0.965$ | $\frac{m_c}{m} = \frac{l_\alpha}{l}$<br>$= \frac{3.5 - 0.01}{100 - 0.01}$<br>$= 0.035$ | $c = \frac{m_\alpha}{m} c_\alpha + \frac{m_c}{m} c_c$<br>$= 0.01 + 3.49$<br>$= 3.50$   |

Bild 12.69: Gefüge eines untereutektischen Gußeisens mit  $c_C = 3,5 \text{ Ma.-%}$

### c) Änderung des Zustandsdiagramms durch Zugabe von Silizium

- Isothermer Schnitt bei  $T = 1000^\circ\text{C}$  durch den eisenreichen Teil des ternären Zustandsdiagramms Fe-C-Si (vgl. Bild 12.70)
- Vertikalschnitt für  $c = 4,8 \text{ Masse-% Si}$  im ternären Zustandsdiagramm Fe-C-Si (vgl. Bild 12.71)

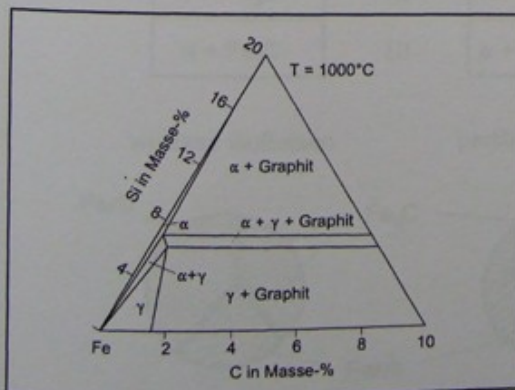


Bild 12.70: Isothermer Schnitt bei  $T = 1000^\circ\text{C}$  durch den eisenreichen Teil des ternären Zustandsdiagramms Fe-C-Si

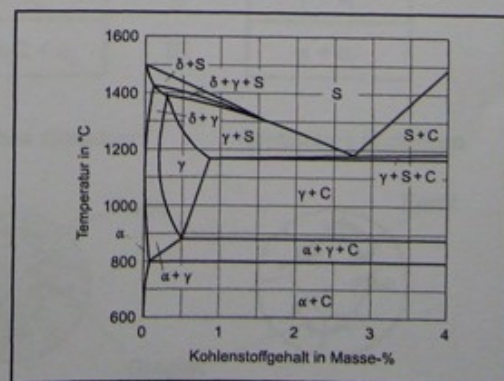


Bild 12.71: Vertikalschnitt für  $c = 4,8 \text{ Ma.-% Si}$  im ternären Zustandsdiagramm Fe-C-Si



d) Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf das Matrixgefüge

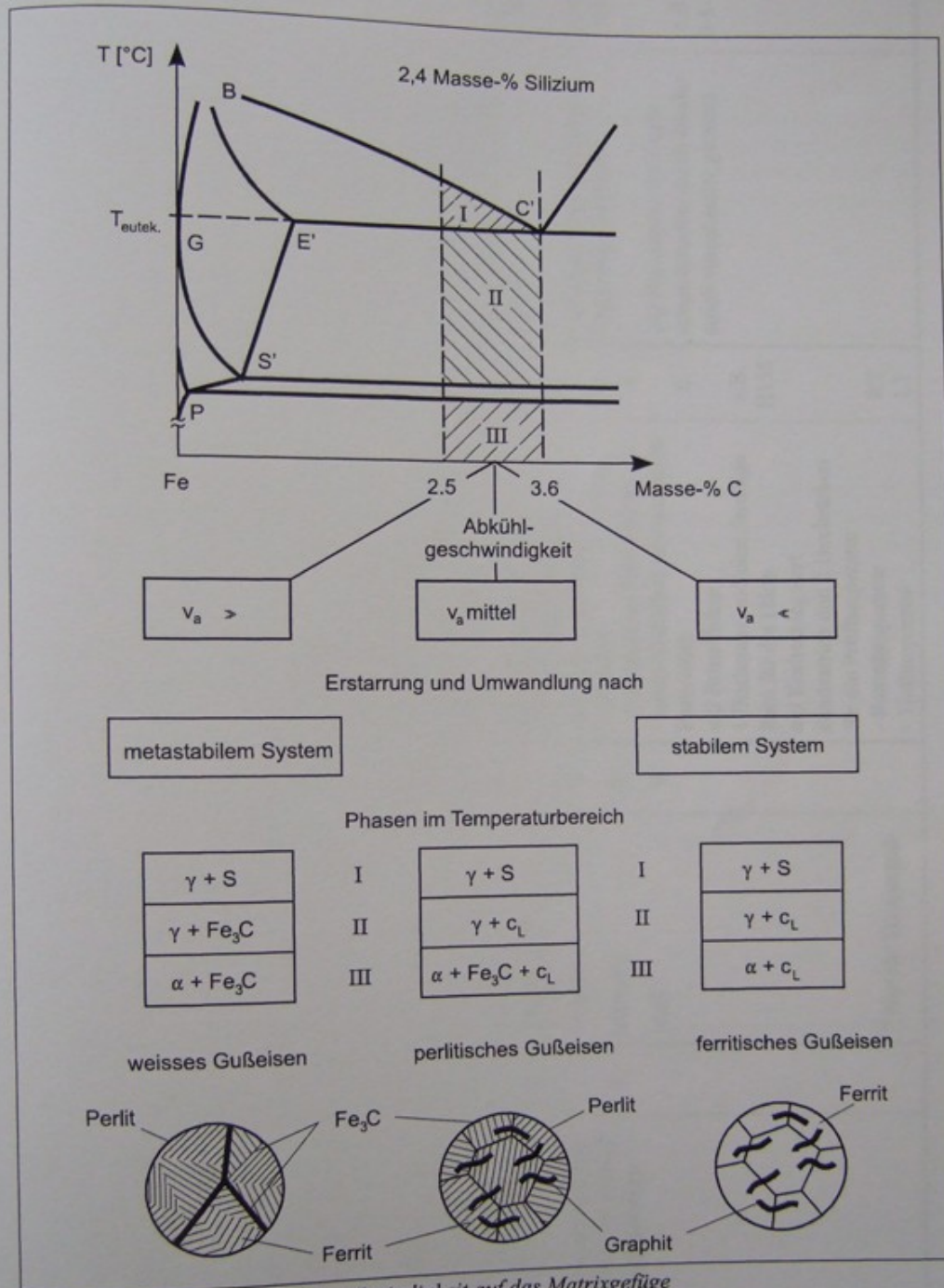


Bild 12.72: Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf das Matrixgefüge

### 12.10.8 Europäisches Bezeichnungssystem für Gußeisen durch Kurzzeichen

Der Kurzname setzt sich zusammen aus einer Aneinanderreihung des Symbols für Gußeisen **GJ** und weiteren Kennbuchstaben für die "Graphitstruktur" (wenn erforderlich) sowie "Mikro- und Makrostruktur" des Gefüges (wenn erforderlich) und a) den "Mechanischen Eigenschaften" oder b) der "Chemischen Zusammensetzung"

| Graphitstruktur                                             |         | Mikro- oder Makrostruktur |         | a) Mechanische Eigenschaften                                          |           | b) Chemische Zusammensetzung                                                                   |            |
|-------------------------------------------------------------|---------|---------------------------|---------|-----------------------------------------------------------------------|-----------|------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|
|                                                             | Zeichen |                           | Zeichen |                                                                       | Zeichen   |                                                                                                | Zeichen    |
| lamellar                                                    | L       | Austenit                  | A       | aa) Zugfestigkeit                                                     |           | ba) Buchstabensymbol, das Bezeichnung durch chemische Zusammensetzung anzeigt                  | X          |
| kugelig                                                     | S       | Ferrit                    | F       | 3- oder 4stellige Zahl für den Mindestwert in N/mm <sup>2</sup>       | z.B. 350  |                                                                                                |            |
| Temperkohle                                                 | M       | Martensit                 | M       | ab) Dehnung                                                           |           | bb) Kohlenstoffgehalt in Prozent x 100, jedoch nur, wenn der Kohlenstoffgehalt signifikant ist |            |
| vermikular                                                  | V       | Perlit                    | P       | Bindestrich und 1- oder 2stellige Zahl für den Mindestwert in Prozent | z.B. -19  |                                                                                                | z.B. 300   |
| graphitfrei (Hartguß)                                       |         | Ledeburit                 | L       | ac) 1 Buchstabe für die Probenstückherstellung                        |           | bc) chemisches Symbol der Legierungselemente                                                   | z.B. Cr    |
| ledeburitisch                                               | H       | abgeschreckt              | Q       | - getrennt gegossenes Probestück                                      | S         |                                                                                                |            |
|                                                             |         | vergütet                  | T       | - angemessenes Probestück                                             | A         |                                                                                                |            |
|                                                             | X       | schwarz <sup>1)</sup>     | B       | - einem Gußstück entnommenes Probestück                               | C         | bd) Prozentsatz der Legierungselemente, durch Bindestrich voneinander getrennt                 | z.B. 9-5-2 |
|                                                             |         | weiß <sup>1)</sup>        | W       |                                                                       |           |                                                                                                |            |
| Sonderstruktur, in der speziellen Werkstoffnorm ausgewiesen |         |                           |         | ad) Brinellhärte                                                      | z.B. H155 |                                                                                                |            |
|                                                             |         |                           |         | 1 Buchstabe und eine 3stellige Zahl für die Härte                     |           |                                                                                                |            |
|                                                             |         |                           |         | ae) Kerbschlagwert                                                    |           |                                                                                                |            |
|                                                             |         |                           |         | Bindestrich und 2 Buchstaben für die Prüftemperatur                   | RT        |                                                                                                |            |
|                                                             |         |                           |         | - Raumtemperatur                                                      | LT        |                                                                                                |            |
|                                                             |         |                           |         | - Tieftemperatur                                                      |           |                                                                                                |            |

<sup>1)</sup> Nur für Temperguß



Ausgewählte Beispiele:

#### **Gußeisen mit Lamellengraphit (GJL)**

Der Hauptanteil des Kohlenstoffs ist lamellenförmig ausgeschieden. Das wird bei Kohlenstoffgehalten von  $\geq 2,8$  Ma.-% durch hinreichend große Siliziumgehalte, geeignete Impfzusätze und hinreichend langsame Abkühlung erreicht. Als Werkstoffbezeichnung benutzt man die Abkürzung GJL (früher GG = Grauguß mit lamellarer Graphitausbildung) und fügt dieser den Betrag der Mindestzugfestigkeit eines genormten Gußstabes hinzu.

z. B.: GJL-100, GJL-150, ..... GJL-400.

Wachsende Festigkeit wird durch Variation der Legierungszusammensetzung und gleichzeitigen Übergang vom ferritischen zum perlitischen Gefügezustand erzielt.

#### **Gußeisen mit Kugelgraphit (GJS)**

Der Hauptanteil des Kohlenstoffs ist kugelförmig ausgeschieden. Das wird bei Kohlenstoffgehalten zwischen 3,5 und 3,9 Ma.-% sowie Siliziumgehalten zwischen etwa 2 und 2,8 Masse-% durch geringe Zusätze von Magnesium (0,02 bis 0,08 Ma.-%) oder auch Cer und Impfzusätze aus Ferrosilizium erreicht. Als Werkstoffbezeichnung benutzt man die Abkürzung GJS (früher GGG = Grauguß mit globularer Graphitausbildung) und fügt dieser den Betrag der Mindestzugfestigkeit eines genormten Gußstabes hinzu.

z. B.: GJS-400, GJS-500 ..... GJS-800.

#### **Gußeisen mit Vermikulargraphit (GGV)**

Der Hauptanteil des Kohlenstoffs ist wurmförmig ausgeschieden. Das wird unter bestimmten Bedingungen erreicht, die zwischen denen zur Erzeugung von Kugel- bzw. Lamellengraphit liegen. Als Werkstoffbezeichnung benutzt man die Abkürzung GJV.

#### **Legiertes Gußeisen**

Die Werkstoffbezeichnung setzt sich zusammen aus der Aneinanderreihung des Symbols für Gußeisen GJ und weiteren Kennbuchstaben für die "Graphitstruktur" und der "Chemischen Zusammensetzung".

z. B.: GJH-X300CrNiSi9-5-2

## 12.11 Wichtige Normen für den Bereich Stahl und Eisen

- ☐ Normen sind Ordnungsinstrumente für den wissenschaftlich-technischen Bereich. Träger der Norm-Arbeit ist das DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- ☐ Die fachliche Arbeit leisten: Normenausschüsse mit Arbeitsausschüssen
- ☐ Für Stahl und Eisen zeichnet der "Normenausschuß Eisen und Stahl im DIN" verantwortlich. Er gibt in regelmäßigen Abständen die

|                                           |           |                                  |
|-------------------------------------------|-----------|----------------------------------|
| Stahl und Eisen - <b>Gütenormen</b> z.B.: | DIN 17200 | Vergütungsstähle                 |
|                                           | DIN 17100 | Allgemeine Baustähle             |
|                                           | DIN 17245 | Warmfester ferritischer Stahlguß |

und die

|                                          |          |                                                                |
|------------------------------------------|----------|----------------------------------------------------------------|
| Stahl und Eisen - <b>Maßnormen</b> z.B.: | DIN 7526 | Toleranzen und zulässige Abweichungen für Gesenkschmiedestücke |
|                                          | DIN 1014 | Warmgewalzter Vierkantstahl für besondere Verwendung           |

heraus.

- ☐ Für den Bereich Stahl und Eisen sind ferner von Bedeutung:

DIN-Normenheft 3: "Kurznamen und Werkstoffnummern der Eisenwerkstoffe in DIN-Normen und Stahl-Eisen-Werkstoffblättern"

DIN-Taschenbuch 19: Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe 1

DIN-Taschenbuch 56: Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe 2

Taschenbuch der Stahl-Eisen-Werkstoffblätter  
(Enthält Angaben im "Vorfeld der Normung" - Stand der Technik)

- ☐ Ferner sind für den Bereich Stahl und Eisen wichtig

Sortenbezeichnungen der Internationalen Standardisation Organisation (ISO)

z.B. ISO 4948 Teil 1: Einteilung der unlegierten und legierten Stähle nach der chemischen Zusammensetzung

ISO 4948 Teil 2: Einteilung der unlegierten und legierten Stähle nach Eigenschaften und Verwendungsmerkmalen

sowie die von der

Europäischen Gemeinschaft für Kohle und Stahl (EGKS) herausgegebenen EURO-NORMEN

z.B. Euronorm 79-82: Einteilung und Bemessung von Stahlerzeugnissen nach Formen und Abmessungen

Euronorm 83-70: Vergütungsstähle

Euronorm 88-86: Nichtrostende Stähle

Schließlich das Werkstoff-Handbuch der Deutschen Luftfahrt



## 13 Nichteisenmetalle

NE-Metalle werden **mengenmäßig** wesentlich weniger häufig (etwa um eine Größenordnung!) eingesetzt als Stähle und Gußeisen.

**Aber:** Massebezogener Wert meist wesentlich höher als bei Eisenbasiswerkstoffen  
⇒ ähnliche technische und volkswirtschaftliche Bedeutung!

Im folgenden werden einige technisch wichtige reine Metalle und Legierungen besprochen.

### 13.1 Normgerechte Bezeichnung der Nichteisenmetalle

Kurzzeichen für Metalle und Legierungen sind aufgebaut aus

- Kennbuchstaben für Herstellung oder Verwendung
- Kennbuchstaben für chemische Zusammensetzung
- Kurzzeichen für Werkstoffzustände, z.B. Zugfestigkeit

Beispiele für Kennbuchstaben für Herstellung und Verwendung:

G- = Guß (allg.)  
GK- = Kokillenguß  
GD- = Druckguß  
GZ- = Schleuder ("Zentrifugal-")guß  
L = Lot  
S = Schweißzusatzwerkstoff

Beispiele für Kennbuchstaben der chemischen Zusammensetzung:

- Unlegierte Metalle: Angabe des chemischen Symbols und des Gehaltes,  
z.B. Cu 99,99 = Cu mit mind. 99,99 Ma.-% Cu  
Pb 98,5 = Umschmelzblei mit max. 1,5 Ma.-% Beimengungen
- Legierungen: Angabe des Basismetalls und des Legierungselementes, gefolgt von seinem Anteil in Masse-%,  
z.B. CuZn 30 = Kupfer-Zink-Legierung ("Messing") mit 30 Ma.-% Zn  
CuCd 0,5 = Kupfer-Kadmium-Legierung mit 0,5 Ma.-% Cd  
TiAl 6 V 4 = Titanlegierung mit 6 Ma.-% Al und 4 Ma.-% V
- Für Legierungsgehalte unter 1 % erfolgt meist keine quantitative Angabe,  
z.B. AlMg 3 Si = Aluminium-Legierung mit 3 Ma.-% Mg und Si-Zusatz

Beispiele für Kurzzeichen der Werkstoffzustände:

CuZn 38 Pb 1,5 F 35: Bleihaltiges Messing mit einer Zugfestigkeit von  $35 \cdot 9,81 \text{ N/mm}^2$   
=  $343 \text{ N/mm}^2$  (vgl. DIN 17670);  
⇒ im folgenden vereinfachte Angabe mit  $35 \cdot 10 \text{ N/mm}^2 = 350 \text{ N/mm}^2$

## 13.2 Leichtmetallwerkstoffe

Leichtmetallwerkstoffe besitzen herausragende Bedeutung für

- Fahrzeuge (erdgebundene Fahrzeuge, Luft- und Raumfahrzeuge)
- oszillierende Bauteile (z.B. Kolben).

### 13.2.1 Aluminium und Aluminiumlegierungen

Sind charakterisiert durch

- **niedrige Dichte:**  $\rho \approx 2,7 \text{ g/cm}^3$
- hohe spezifische Festigkeit ( $R_{p0,2}/\rho$ ,  $R_m/\rho$ , ....)
- große elektrische Leitfähigkeit und insbesondere große dichtebezogene Leitfähigkeit (Überlandleitungen!)
- hohe Korrosionsbeständigkeit durch festhaftende Oxidschicht, z.B. gegen oxidierende Säuren

#### a) Unlegiertes Aluminium

Al hat kfz Gitterstruktur  $\Rightarrow$  sehr gut kalt- und warmumformbar

Tabelle 13.1: Beispiele für Al-Sorten (max. zul. Beimengungen in Ma.-%, vgl. DIN 1712)

| Kurzzeichen | Si             | Fe         | Ti    | Cu    | $\Sigma$   |
|-------------|----------------|------------|-------|-------|------------|
| Al 99,98 R  | 0,01           | 0,006      | 0,003 | 0,003 | 0,02       |
| Al 99,5     | $\sim 0,2$     | $\sim 0,2$ | 0,05  | 0,05  | $\sim 0,5$ |
| Al 99       | $\Sigma = 0,1$ |            | 0,05  | 0,05  | 1,0        |

Unlegiertes Aluminium besitzt relativ

- niedrige Schmelztemperatur  $T_s = 660 \text{ }^\circ\text{C}$
- niedrigen Elastizitätsmodul  $E = 70 \text{ kN/mm}^2$
- große therm. Ausdehnung  $\alpha_{\text{therm}} = 23,8 \cdot 10^{-6}/\text{K}$
- hohe elektr. Leitfähigkeit  $\lambda_{\text{elektr.}} = 37,8 \text{ m}/\Omega \text{ mm}^2$  (Al 99,98 R)  
(niedriger als Kupfer; aber höherer dichtebezogener Wert!)
- niedrige Zugfestigkeit (je nach Kaltumformgrad: 40 .... 180  $\text{N/mm}^2$ )

Wichtige Anwendungen:

- Überlandleitungen
- Folien für Verpackungsindustrie
- Reflektoren für Scheinwerfer
- Plattierungen für weniger korrosionsbeständige Aluminiumlegierungen



## b) Aluminium-Knet-Legierungen

Knetlegierungen = nach dem Gießen im Walzprozess umgeformte (geknetete) Legierungen  
System Al-Cu (vgl. Bild 13.2a):

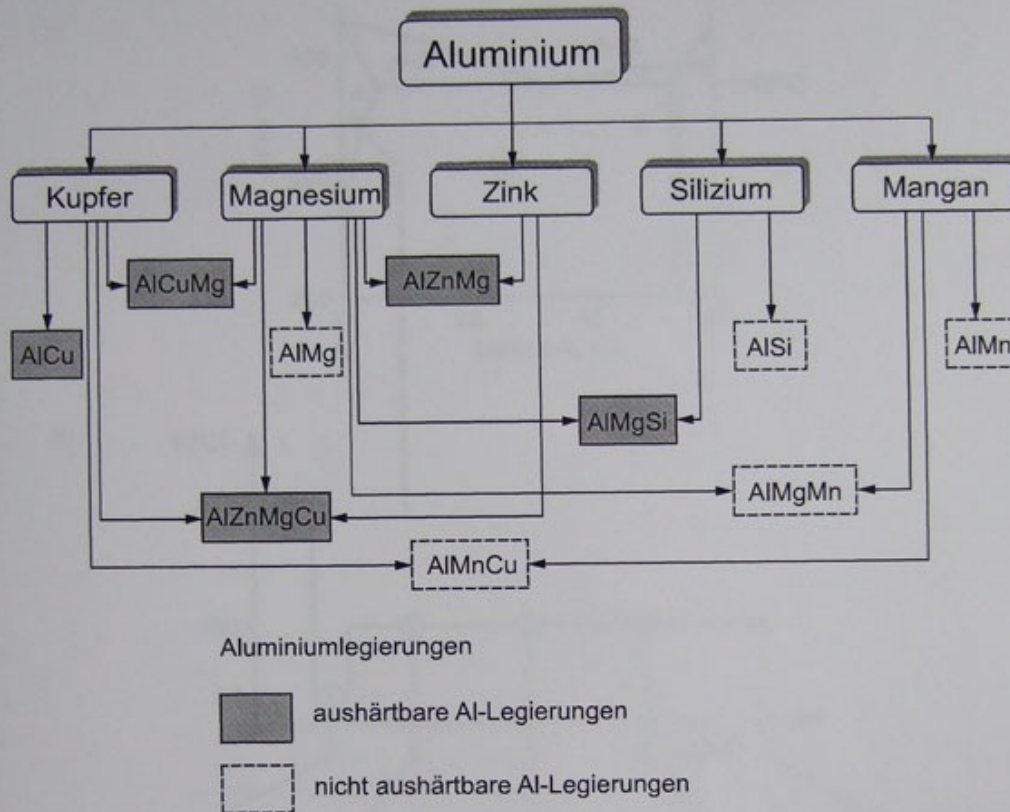


Bild 13.1: Übersicht über die wichtigsten Aluminiumlegierungen

- Eutektikum bei 33 Ma.-% Cu
- Intermetallische Verbindung (IMV)  $Al_2Cu$  bei 54 Ma.-% Cu
- Mit der Temperatur abnehmende Löslichkeit des  $\alpha$ -Mischkristalls  
 ➔ Voraussetzung für Aushärtbarkeit (vgl. Abschn. 7.8 "Ausscheidungsbildung")

Schritte beim Aushärten im System Al-Cu (vgl. Bild 13.2b):

- Lösungsglühen: Auflösen von  $\beta$  (=  $Al_2Cu$ )
- Abschrecken: Erzeugung eines an Cu-Atomen und Leerstellen übersättigten Mischkristalls
- Aushärten: Erzeugung feiner Ausscheidungen kohärenter, teil- und inkohärenter Art  
 ➔ Durchmesser  $\approx 1$  nm, Abstand  $\approx 10 \dots 20$  nm ➔  $\sim 10^{18}$  Teilchen/cm<sup>3</sup>
  - **Kaltaushärten** durch Auslagern bei  $T = 20$  °C
  - **Warmaushärten** durch Auslagern bei  $T > 20$  °C

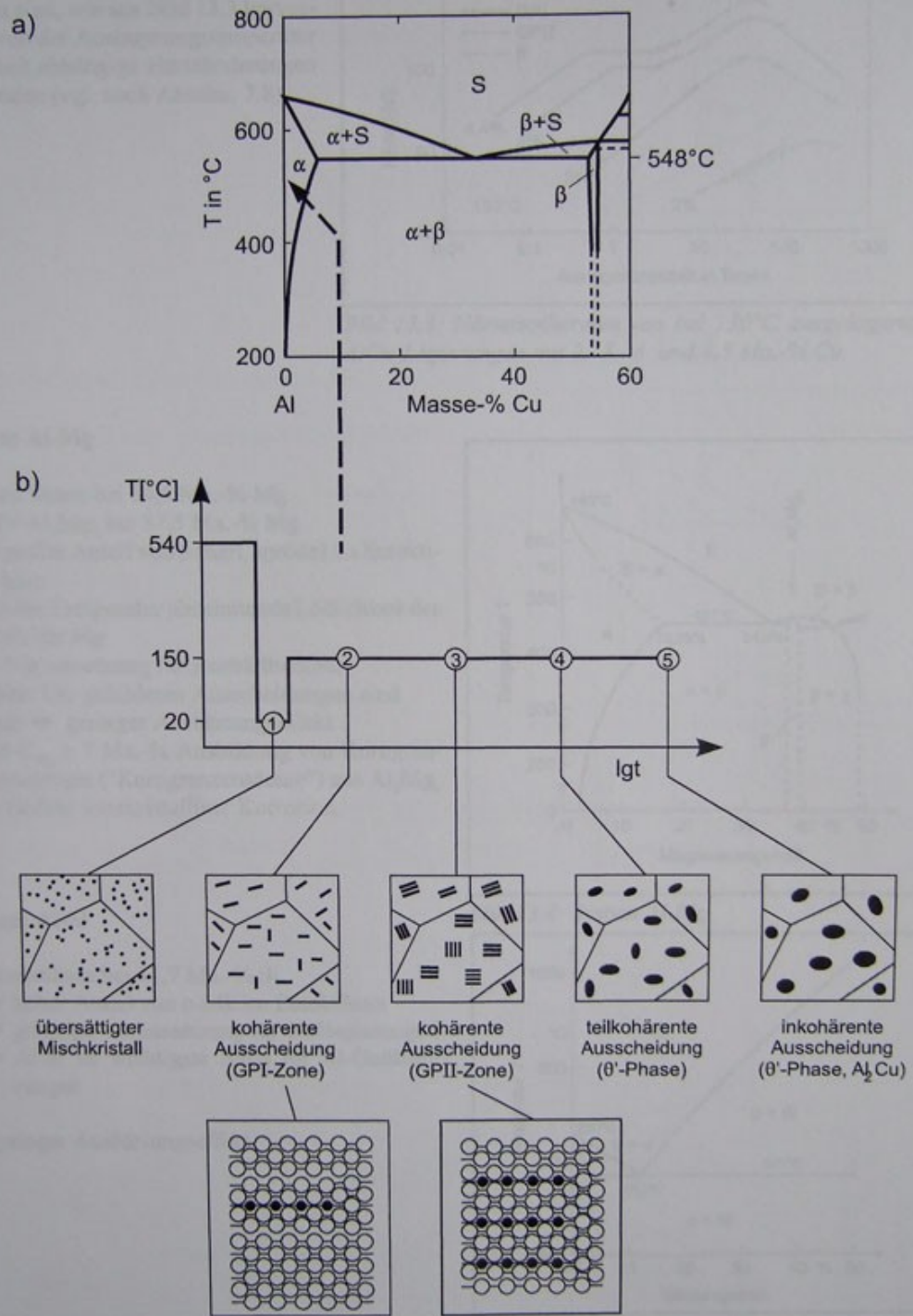


Bild 13.2: a) System Al-Cu; b) Temperatur-Zeit-Verlauf beim Aushärten und Gefügebetrachtung



Mit den mikrostrukturellen Veränderungen sind, wie aus Bild 13.3 hervorgeht, von der Auslagerungstemperatur und -zeit abhängige Härteänderungen verbunden (vgl. auch Abschn. 7.8)

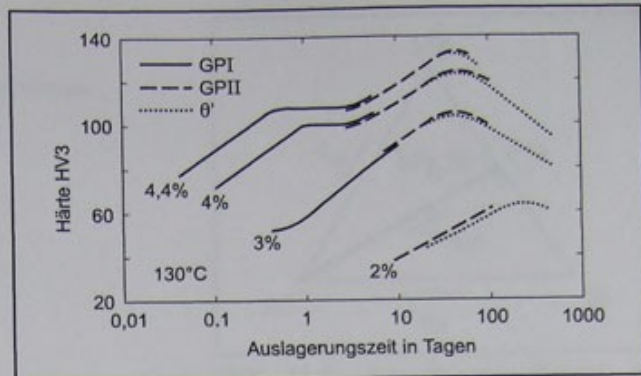


Bild 13.3: Härteisothermen von bei 130°C ausgelagerten AlCu-Legierungen mit 2, 3, 4 und 4.5 Ma.-% Cu

### System Al-Mg

- Eutektikum bei 34,5 Ma.-% Mg
- IMV  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  bei 37,5 Ma.-% Mg
  - ⇒ großer Anteil von  $\beta$  (hart, spröde) im Eutektikum
- Mit der Temperatur abnehmende Löslichkeit des  $\alpha$ -Mk für Mg
  - ⇒ Voraussetzung für Aushärtbarkeit, Aber: Die gebildeten Ausscheidungen sind grob ⇒ geringer Aushärtungseffekt
- Für  $C_{\text{Mg}} \geq 7$  Ma.-% Ausbildung von Korngrenzensegregat ("Korngrenzensäume") aus  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ 
  - ⇒ Gefahr interkristalliner Korrosion

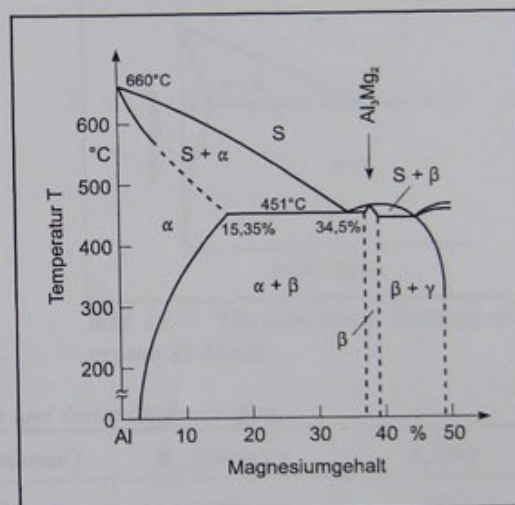


Bild 13.4: System Al-Mg

### System Al-Si

- Eutektikum bei 11,7 Ma.-% Si
  - ⇒ hoher Anteil von  $\alpha$ -Mk im Eutektikum
  - ⇒ günstige Voraussetzung für Gußlegierungen
  - ⇒ Al-Si ist wichtigste Basis für Al-Gußlegierungen
- geringer Aushärtungseffekt

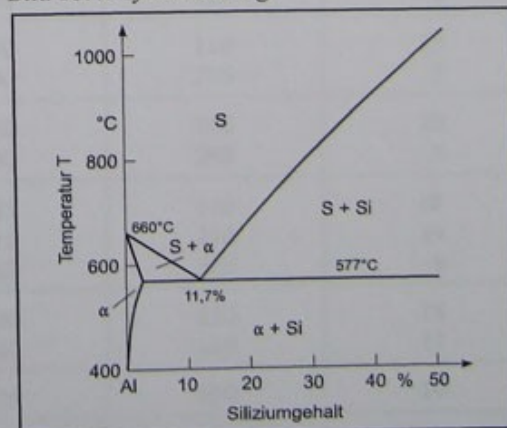


Bild 13.5: System Al-Si

## System Al-Mg-Si

Schnitt mit  $c_{\text{Mg}}/c_{\text{Si}} = \text{konst.}$  durch Zustandsraum Al-Si-Mg

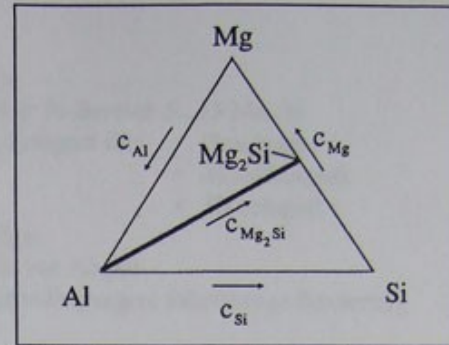


Bild 13.6: Konzentrationsdreieck für Schnitt mit  $c_{\text{Mg}}/c_{\text{Si}} = \text{konst.}$  durch Zustandsraum Al-Si-Mg

⇒ "Quasibinäres" Zustandsdiagramm Al-Mg<sub>2</sub>Si

- Mit der Temperatur abnehmende Löslichkeit von  $\alpha$  für Mg<sub>2</sub>Si
- Feine Ausscheidungen erzeugbar ⇒ **starker Aushärtungseffekt**
- Aushärtung analog zu Al-Cu
- Warmaushärten:  
 $125^\circ\text{C} \leq T \leq 175^\circ\text{C}$  und  $70\text{ h} \geq t \geq 4\text{ h}$  üblich

Ähnliches Verhalten zeigt System Al-Mg-Zn

⇒  $\alpha$ -Mg + MgZn<sub>2</sub>

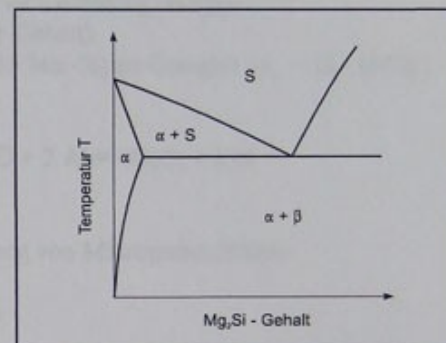


Bild 13.7: "Quasibinäres" Zustandsdiagramm Al-Mg<sub>2</sub>Si

Tabelle 13.2: Beispiele für Al, Al-Knetlegierungen und deren Eigenschaften

| Bezeichnung | Zustand  | $R_{p0,2}$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $\delta_5$ [%] |
|-------------|----------|---------------------------------|----------------------------|----------------|
| Al 99,8     | w        | 25                              | 60                         | 40             |
|             | F 12     | 100                             | 120                        | 4              |
| AlMg 1      | w        | 50                              | 110                        | 25             |
|             | F 21     | 190                             | 210                        | 3              |
| AlMg 3      | w        | 80                              | 190                        | 20             |
|             | F 29     | 250                             | 290                        | 3              |
| AlMgSi 1    | w        | 85                              | 140                        | 18             |
|             | F 21, ka | 110                             | 210                        | 14             |
|             | F 32, wa | 250                             | 320                        | 8              |
| AlCuMg 2    | w        | 140                             | 220                        | 18             |
|             | F 48, ka | 340                             | 480                        | 13             |
| AlZnMg 1    | F 35, wa | 275                             | 350                        | 10             |
| AlZnMgCu 2  | F 57, wa | 500                             | 570                        | 8              |

F = Mindestzugfestigkeit nach Kaltumformung, w = weichgeglüht, ka = kaltausgehärtet, wa = warmausgehärtet



### c) Aluminium-Gußlegierungen

Gebräuchliche binäre Systeme sind Al-Si, Al-Mg, Al-Cu.

Jedoch wichtigstes System: **Al-Si** (vgl. Bild 13.4); üblicher Si-Bereich 5...13 Ma.-%

- ⇒ bei eutektischer Zusammensetzung gute Gießbarkeit, geeignet für:
- **Sandguß**
  - **Kokillenguß**
  - **Druckguß**

Problem bei Sandguß: Langsame Erstarrung, grobe Gefüge

Abhilfe: "Veredeln" ⇒ Zugabe von etwa 0,1 Ma.-% Na vor Abguß

⇒ Veränderung der Keimbildungsbedingungen, feinkörnige Erstarrung

Eutektische AlSiMg- und AlSiCu-Legierungen ⇒ aushärtbar

Allerdings: Sinkende Gießbarkeit mit abnehmendem Si-Gehalt

Übereutektische Al-Si (+ Cu, Ni)-Legierungen: Wichtig als Kolbenlegierungen

- ⇒ hohe Verschleißfestigkeit (wegen relativ hohem Si-Gehalt)
- ⇒ bessere Anpassung von  $\alpha_{th}$  ( $\sim 16 \cdot 10^{-6}/K$  bei  $c_{Si} = 25$  Ma.-%) an Grauguß ( $\alpha_{th} \approx 12 \cdot 10^{-6}/K$ )

Probleme bei der Herstellung:

Wasserstoffaufnahme beim Schmelzen über  $3 H_2O + 2 Al \Rightarrow Al_2O_3 + 6 H$

⇒ Gefahr der Bildung von Gasporen!

⇒ Entgasen vor dem Abguß erforderlich

Ferner kann Schwindung beim Erstarren zur Bildung von Mikroporen führen

Mikrostruktur der Gußlegierungen wird bestimmt durch

- ⇒ Korngröße und Korngestalt
- ⇒ Dendritenabstand
- ⇒ Größe, Abstand und Verteilung von Ausscheidungen und Einschlüssen

Vergrößerung der Abkühlgeschwindigkeit bewirkt dabei (z. B. beim Übergang von Sandguß → Kokillenguß → Druckguß)

- ⇒ abnehmende Korngröße
- ⇒ abnehmenden Dendritenabstand und
- ⇒ größere Festigkeit

Tabelle 13.3: Beispiele für Al-Gußlegierungen und deren Eigenschaften

| Bezeichnung   | Herstellungsart | $R_{p0,2}$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $\delta_5$ [%] |
|---------------|-----------------|---------------------------------|----------------------------|----------------|
| G-AlMg 5      | G               | 100...120                       | 160...220                  | 8...3          |
|               | GK              | 100...140                       | 180...240                  | 10...4         |
|               | GD              | 140...220                       | 200...300                  | 5...1          |
| G-AlSi 12     | G               | 70...110                        | 150...200                  | 10...5         |
|               | GK              | 80...110                        | 170...230                  | 12...6         |
| G-AlSi 6 Cu 4 | G               | 100...150                       | 160...200                  | 3...1          |
|               | GK              | 120...180                       | 180...240                  | 3...1          |
| G-AlSi 9 Mg   | G, wa           | 190...240                       | 230...300                  | 5...2          |
|               | GK, wa          | 200...280                       | 250...340                  | 7...4          |

G = Sandguß, GK = Kokillenguß, GD = Druckguß, wa = warmausgehärtet

#### d) Ausgewählte neue Werkstoffentwicklungen

Angestrebte Eigenschaftsveränderungen (nicht alle gleichzeitig möglich!)

- größere Steifigkeit
- größere RT-Festigkeit
- größere Warmfestigkeit
- größere Rißzähigkeit
- bessere Schwingfestigkeit
- größerer Verschleißwiderstand
- bessere Korrosionsbeständigkeit
- kleinerer thermischer Ausdehnungskoeffizient
- kleinere Dichte

Mit konventionellen schmelzmetallurgischen Methoden (SM) praktisch nicht erreichbar.  
Deshalb Einsatz von pulvermetallurgischen Verfahren (PM).

- ⇒ Pulverherstellung durch
  - Mechanisches Legieren,
  - Schnellabschrecken oder
  - Sprühscheiden und anschließende
- ⇒ Pulverkompaktierung durch
  - Pressen und Sintern,
  - Warmstrangpressen oder
  - Heißisostatisches Pressen (HIP)

#### **AlLi-Legierungen**

Lithium leichtestes metallisches Element: ⇒ 1 Ma.-% Li verkleinert Dichte  $\rho$  um 3%!  
⇒ 1 Ma.-% Li vergrößert E-Modul um 5%!

- Ziel: Halbzeuge mit  $\rho \downarrow$  und  $E \uparrow$ , bei sonstigen mechanischen Eigenschaften, wie bei konventionellen hochfesten Al-Legierungen
- Herstellung: PM-Route mit rasch abgeschreckten Pulvern, Sprühscheiden, aber auch SM
- Verfestigungsmechanismen:
  - ⇒ Teilchenverfestigung über kohärente  $Al_3Li$ -Ausscheidungen
  - ⇒ Versetzungsverfestigung bei gezielter thermomechanischer Behandlung
- Problem: Binäre Legierungen besitzen geringe Duktilität
  - ⇒ Verbesserung durch Zusätze von Cu, Mg, Zr
- Typ. Legierg: AlCu 2,7 Li 2,5 Zr mit  $\rho = 2,55 \text{ g/cm}^3$ ,  $E = 78 \text{ kN/mm}^2$  sowie  $R_{p0,2} = 520 \text{ N/mm}^2$ ,  $R_m = 600 \text{ N/mm}^2$ ,  $\delta_5 = 4 \%$
- Anwendung: Luft- und Raumfahrt
  - ⇒ Beplankungen von Rumpf/Flügel sowie Strangpreßprofile im Flugzeugbau
  - ⇒ Bleche und Profile für Tieftemperaturtanks in Raumfahrt (Ariane)

#### **AlFe-Legierungen**

- Ziel: Große Warmfestigkeit sowie große RT-Festigkeit nach Hochtemperaturauslagerung
- Herstellung: PM-Route mit rasch abgeschreckten Pulvern bzw. mechanisch legierten Pulvern



- Verfestigungsmechanismen:
  - ⇒ Teilchenverfestigung über feinstverteilte intermetallische Phasen
  - ⇒ Korngrenzenverfestigung, da extrem kleine Korngröße
- Typ. Legierg: AlFe 9 Si 2 V 1 mit 27 Vol.-% Dispersoide sowie  $E = 86 \text{ kN/mm}^2$  und  $R_{p0,2} = 440 \text{ N/mm}^2$ ,  $R_m = 480 \text{ N/mm}^2$ ,  $\delta_5 = 14 \%$ ; Korrosionsbeständigkeit wesentlich besser als bei AlCu- oder AlZn-Legierungen
- Anwendung: Bleche für heiße Komponenten in Luft- und Raumfahrt

#### AlZnMgX-Legierungen

- Ziel: Extrem große RT-Festigkeit; gute Beständigkeit gegen Spannungsrißkorrosion
- Herstellung: Da große Zn-Gehalte angestrebt ⇒ nur über PM-Route mit rasch abgeschreckten Pulvern möglich
- Verfestigungsmechanismen:
  - ⇒ ausgeprägte Ausscheidungsverfestigung
  - ⇒ Korngrenzenverfestigung
  - ⇒ Mischkristallverfestigung
- Typ. Legierg: AlZn 9 Mg 3 Cu 1,5 mit  $R_{p0,2} = 860 \text{ N/mm}^2$ ,  $R_m = 880 \text{ N/mm}^2$ ,  $\delta_5 = 1 \%$
- Anwendung: Schmiedeteile im Flugzeugbau

#### Aluminiummatrix-Verbundwerkstoffe (vgl. Abschn. 17)

- Ziel: Großer E-Modul, kleine Dichte, kleiner thermischer Ausdehnungskoeffizient, große Festigkeit
- Realisierung:
  - ⇒ Langfaserverstärkung
  - ⇒ Kurzfaserverstärkung
  - ⇒ Partikelverstärkung

Tabelle 13.4: Herstellung, Eigenschaften und Anwendungen von Aluminiummatrixverbundwerkstoffen

| Verstärkungs-komponenten                               | Langfasern:<br>B, SiC, C                                                               | Kurzfasern:<br>$\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC                               | Partikel:<br>$\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC                                            |
|--------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|
| Herstellung                                            | schichtweiser Aufbau, z. B. "Wickeln" (sehr aufwendig!)                                | • Druckinfiltration von Faservorkörper • Zumischen der Fasern zur Schmelze | • Sprühabscheiden mit Matrixschmelze • Mechanisches Legieren • Zumischen zur Schmelze |
| • Eigenschaften<br>• Festigkeit<br>• Wechselfestigkeit | • anisotrop<br>• in Faserrichtung >>> Matrix (bei $T \geq \text{RT!}$ )<br>• sehr groß | • isotrop / anisotrop<br>• > Matrix<br>• groß                              | • isotrop<br>• > Matrix<br>• $\geq$ Matrix                                            |
| Anwendung                                              | Blechlamine als Stringer und Beplankungen in Luft- und Raumfahrt                       | Kolbenböden                                                                | Strangpreßprofile als Stringer in Luft- und Raumfahrt                                 |

### 13.2.2 Magnesium und Magnesiumlegierungen

- Besitzen niedrigste Dichte aller metallischen Werkstoffe ( $\rho \approx 1,74 \text{ g/cm}^3$ )
- haben große chemische Reaktionsfähigkeit (Sauerstoff!)
  - ➔ Gefahr der Selbstentzündung beim Schmelzen und Zerspanen
  - ➔ Sicherheitsmaßnahmen erforderlich

#### a) Reinmagnesium

- Hexagonale Gitterstruktur ➔ schlechte Kaltumformbarkeit (Gleitung nur auf Basisebene)
- nur geringe Bedeutung für die technische Anwendung

#### b) Magnesiumlegierungen

Probleme:

- Mg-Legierungen besitzen hohe Schwindung ( $\sim 4\%$ ) beim Erstarren ➔ Mikroporosität
- geringe Verformbarkeit und hohe Kerbempfindlichkeit durch grobkristalline Gußgefüge und hexagonale Gitterstruktur

Abhilfe (teilweise): Zulegieren von Al und Zn

- Ferner:
- |                          |                                            |
|--------------------------|--------------------------------------------|
| Zulegieren von Mn        | ➔ Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit |
| Zulegieren von Ce und Th | ➔ Erhöhung der Warmfestigkeit              |
| Zulegieren von Zr        | ➔ Kornfeinung                              |

Tabelle 13.4: Beispiele für Magnesiumlegierungen und deren Eigenschaften

| Bezeichnung     | Zustand | $R_{p0,2} [\text{N/mm}^2]$ | $R_m [\text{N/mm}^2]$ | $\delta_5 [\%]$ |
|-----------------|---------|----------------------------|-----------------------|-----------------|
| MgZn 6 Zr       | F 30    | 240                        | 300                   | 4               |
| MgZn 6 CuMn     | F 32    | 300                        | 320                   | 3               |
| MgAl 3 Zn       | F 24    | 120                        | 240                   | 11              |
| MgAl 8 Zn       | F 30    | 210                        | 300                   | 6               |
| MgLi 14 Al 1 Mn | F 12    | 95                         | 120                   | 10              |
| G-MgAl 6        | G       | 80                         | 180                   | 10              |
| GD-MgAl 6       | GD      | 120                        | 200                   | 6               |
| G-MgAl 6 Zn 3   | G       | 75                         | 180                   | 4               |
|                 | G + wa  | 110                        | 230                   | 3               |
| GK-MgAl 9 Zn 1  | GK      | 100                        | 170                   | 2               |
|                 | GK + ka | 80                         | 215                   | 5               |
|                 | GK + wa | 120                        | 215                   | 2               |
| G-MgZn 6 Zr     | G + wa  | 175                        | 275                   | 5               |
| GD-MgZn 6 Cu 3  | GD + wa | 145                        | 240                   | 5               |

F = Mindestzugfestigkeit nach Kaltumformung, G = Sandguß, GK = Kokillenguß, GD = Druckguß,  
ka = kaltausgehärtet, wa = warmausgehärtet



### 13.2.3 Titan- und Titanlegierungen

Besitzen

- niedrige Dichte
- hohe Festigkeit und sehr hohe spezifische Festigkeit
- sehr gute Korrosionsbeständigkeit aufgrund festhaftender, sehr beständiger Oxidschicht
- hohen Preis

#### a) Unlegiertes Titan

- Bis 882°C hex und darüber krz Gitterstruktur  
 ➔ mäßige Kaltumformbarkeit
- nimmt stark Sauerstoff auf  
 ➔ Wärmebehandlung, Warmformgebung und Schweißen im Vakuum oder unter Schutzgas erforderlich
- wird z.B. als Behältermaterial für oxidierende Säuren und Säuregemische verwendet

#### b) Titanlegierungen

Können sowohl einphasig (hex oder krz) wie auch mehrphasig (hex + krz) sein

Hex Gitterstruktur wird gefördert durch Al, Zn, O  
 Krz Gitterstruktur wird gefördert durch V, Cr, Fe

Zustandsschaubilder Ti-Al und Ti-V:

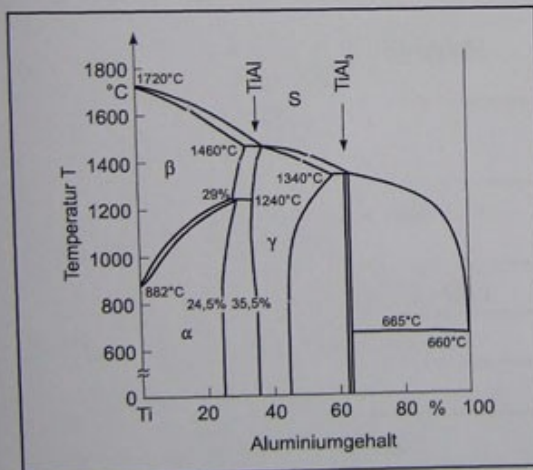


Bild 13.8: Zustandsschaubild Titan-Aluminium

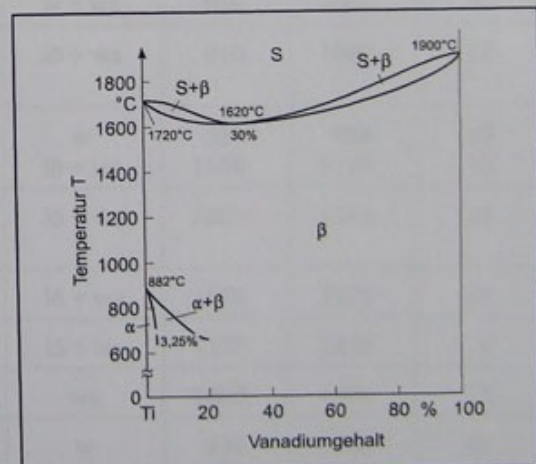


Bild 13.9: Zustandsschaubild Titan-Vanadium

Hex (α-)Legierungen

- Mäßig kaltverformbar
- geringe Atombeweglichkeit (dichter gepacktes Gitter!)  
 ➔ bessere Warmfestigkeit als bei krz-Legierungen erreichbar
- Anwendungsbeispiel: Laufschaufel für Gasturbinen-Verdichter

#### Krz ( $\beta$ -)Legierungen

- Bessere Kaltverformbarkeit als  $\alpha$ -Legierungen
- größere Festigkeit als  $\alpha$ -Legierungen
- **Aber:** Größere Dichte, weil Zulegieren erheblicher Mengen von V und Cr erforderlich
- Anwendungsbeispiel: Kaltumgeformte Strukturteile im Flugzeugbau

#### Hex + krz ( $\alpha + \beta$ -)Legierungen

- Besitzen hohe spezifische Festigkeit!
- technisch wichtigstes Beispiel: **TiAl 6 V 4**, aushärtbar
  - ➔ Größte Verbreitung aller Ti-Legierungen
- Anwendungsbeispiele: Teile von Gasturbinen und Hochleistungs-Verbrennungsmotoren, Strukturteile in Luft- und Raumfahrzeugen

Tabelle 13.6: Beispiele für Titan, Titanlegierungen und deren Eigenschaften

| Legierungstyp      | Bezeichnung                          | Zustand      | $R_{p0.2}$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | $\delta$<br>[ % ] |
|--------------------|--------------------------------------|--------------|------------------------------------|-------------------------------|-------------------|
| $\alpha$           | Ti 99,8                              | w            | 180                                | 350                           | 30                |
| $\alpha$           | TiCu 2,5 (IMI 230)                   | w<br>lö + wa | 400<br>630                         | 540<br>790                    | 25<br>20          |
| $\alpha$           | TiAl 5 Sn 2,5 (IMI 317)              | w            | 800                                | 860                           | 15                |
| nahe $\alpha$      | TiAl 6 Zr 5 MoSi (IMI 685)           | lö + wa      | 900                                | 1020                          | 12                |
| nahe $\alpha$      | TiAl 8 Mo 1 V 1                      | w + wa       | 980                                | 1060                          | 15                |
| nahe $\alpha$      | TiAl 6 Sn 4 Zr 4 MoNbSi<br>(IMI 834) | lö + wa      | 910                                | 1040                          | 10                |
| $(\alpha + \beta)$ | <b>TiAl 6 V 4</b>                    | w            | <b>830</b>                         | <b>900</b>                    | <b>15</b>         |
|                    |                                      | lö + wa      | 1100                               | 1170                          | 10                |
| $(\alpha + \beta)$ | TiAl 4 Mo 4 Sn 4 Si<br>(IMI 551)     | lö + wa      | 1200                               | 1310                          | 13                |
|                    | TiAl 6 V 6 Sn 2 Fe 1 Cu 1            | lö + wa      | 1170                               | 1275                          | 10                |
| $(\alpha + \beta)$ | TiAl 6 Mo 6 Zr 4 Sn 2                | lö + wa      | 1170                               | 1270                          | 6                 |
| $(\alpha + \beta)$ | TiAl 7 Mo 4                          | wa           | 1000                               | 1080                          | 8                 |
| $\beta$            | TiV 13 Cr 11 Al 3                    | w            | 830                                | 900                           | 10                |
|                    |                                      | lö + wa      | 1200                               | 1280                          | 8                 |
| $\beta$            | TiV 10 Fe 2 Al 3                     | lö + wa      | 1250                               | 1320                          | 8                 |
| $\beta$            | TiV 11 Zr 11 Al 2 Sn 2               | lö + wa      | 1280                               | 1400                          | 6                 |

w = weichgeglüht, lö = lösungsgeglüht, wa = warmausgehärtet



## 13.3 Schwermetallwerkstoffe

Besitzen große Dichte, z.B. Cu:  $\rho = 8,96 \text{ g/cm}^3$   
 Ni:  $\rho = 8,88 \text{ g/cm}^3$

### 13.3.1 Kupfer- und Kupferlegierungen

Kupferlegierungen waren die ersten metallischen Werkstoffe, die die Menschen im Laufe ihrer geschichtlichen Entwicklung nutzten ( $\Rightarrow$  "Bronzezeit")

#### a) Unlegiertes Kupfer

- Schmelztemperatur  $T_s = 1083^\circ\text{C}$
- kfz Gitterstruktur  
 $\Rightarrow$  sehr gute Umformbarkeit
- Elastizitätsmodul  $E = 120 \text{ kN/mm}^2$
- thermischer Ausdehnungskoeffizient  $\alpha_{th} = 16,4 \cdot 10^{-6}/\text{K}$
- große elektrische und thermische Leitfähigkeit, die aber stark von Verunreinigungen abhängt  
 $\Rightarrow$  daher bevorzugt für elektrische Leiter und für Wärmetauscher eingesetzt
- ist beständig gegen neutrale und alkalische wässrige Lösungen  
 $\Rightarrow$  Verwendung für Wasserleitungen, Armaturen, Sudkessel (Brauereien)
- ist unbeständig gegen Säuren, insbesondere oxidierende Säuren  
 $\Rightarrow$  nicht geeignet für Säurebehälter und zur Lagerung säurebildender Lebensmittel wegen Bildung von Grünspan (Kupferacetat, giftig!)

Einfluß **gelöster** Fremdatome auf die elektrische Leitfähigkeit  $\kappa$  von Kupfer  $\Rightarrow$  vgl. Bild 13.10

Grund für  $\kappa$ -Abnahme:

Im Gitter eingebaute Fremdatome bilden Störpotentiale im elektrischen Feld

$\Rightarrow$  Behinderung der Elektronenbeweglichkeit, Abnahme der elektrischen Leitfähigkeit

- Der Einfluß von im Kupfer-Gitter **unlöslichen** Atomen, z.B. Sauerstoff (häufig aufgrund des Herstellprozesses vorhanden!) oder Blei, hängt stark vom Volumenanteil und von der Form der von ihnen gebildeten Phasen ab. Filmartige Phasen vermindern die Leitfähigkeit wesentlich stärker als körnig ausgebildete.
- Anforderungen für elektrische Leiter:  $\kappa \geq 57 \text{ m}/\Omega \text{ mm}^2$   
 $\Rightarrow$  Zusatz "E" in der Bezeichnung (vgl. DIN 1708), z.B. E Cu 57
- Thermische Leitfähigkeit ist der elektrischen Leitfähigkeit proportional (Wiedemann-Franz'sches Gesetz)

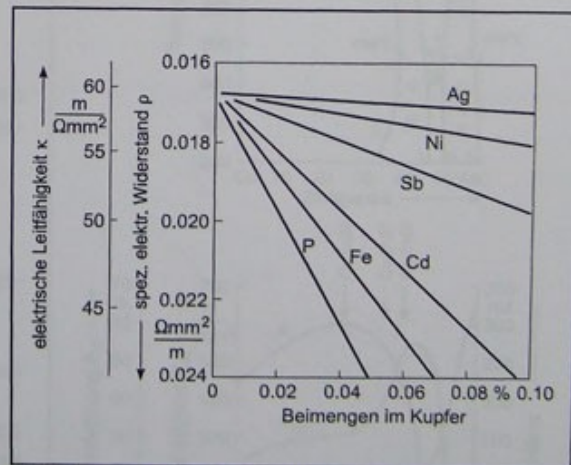


Bild 13.10: Einfluß von gelösten Fremdatomen auf die elektrische Leitfähigkeit von Kupfer

- Festigkeit von rekristallisiertem Kupfer ist gering. Steigerung durch Kaltumformen möglich (vgl. Bild 13.11). **Aber:** Rasche Abnahme der Festigkeit bei erhöhter Temperatur durch Rekristallisation (vgl. Bild 13.12)!

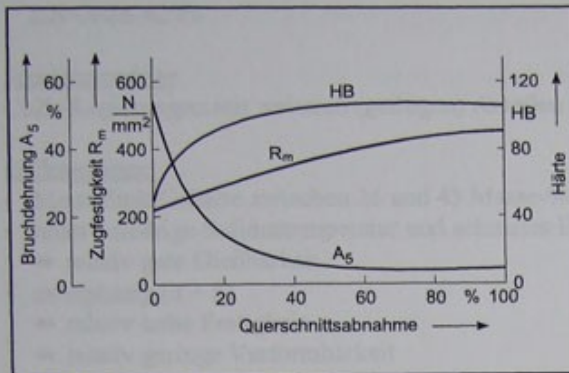


Bild 13.11: Einfluß der Kaltverformung auf Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Brinellhärte von Elektrolytkupfer

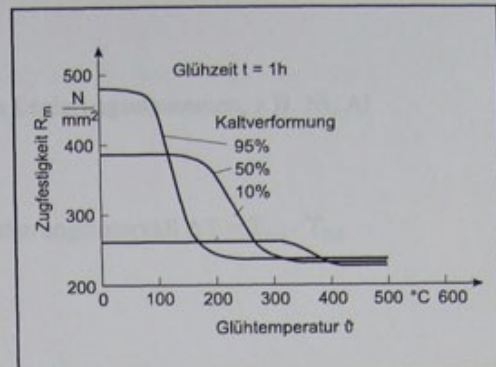
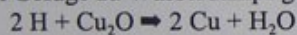


Bild 13.12: Entfestigung von kaltverformtem Kupfer durch Wärmebehandlung (Rekristallisationsglühen)

Problem: "Wasserstoffkrankheit" bei sauerstoffhaltigem Kupfer

- ⇒ Atomar eindiffundierender Wasserstoff (z.B. beim Schweißen oder aus Schutzgasen bei Wärmebehandlungen) kann mit Kupferoxidpartikeln im Gefüge zu Wasserdampf gemäß



reagieren

- ⇒ Hohe Dampfdrücke, verursachen lokale Poren und Mikrorisse bevorzugt an Primärkorngrenzen des Erstarrungsgefüges

#### b) Kupferlegierungen

- Nutzen Mischkristall- und ggf. Ausscheidungsverfestigung zur Festigkeitssteigerung
- Nachteil der Mischkristallverfestigung: Verminderung der elektrischen (und thermischen) Leitfähigkeit
  - ⇒ optimaler "Kompromiß" einstellbar durch Kombination aus Mischkristallverfestigung und Ausscheidungsverfestigung

**Messinge** sind:

- CuZn-Legierungen (vgl. Zustandsdiagramm, Bild 13.13 oben)
- bis  $c_{\text{Zn}} \approx 37$  Ma.-% einphasig ( $\alpha$ -MK, kfz)

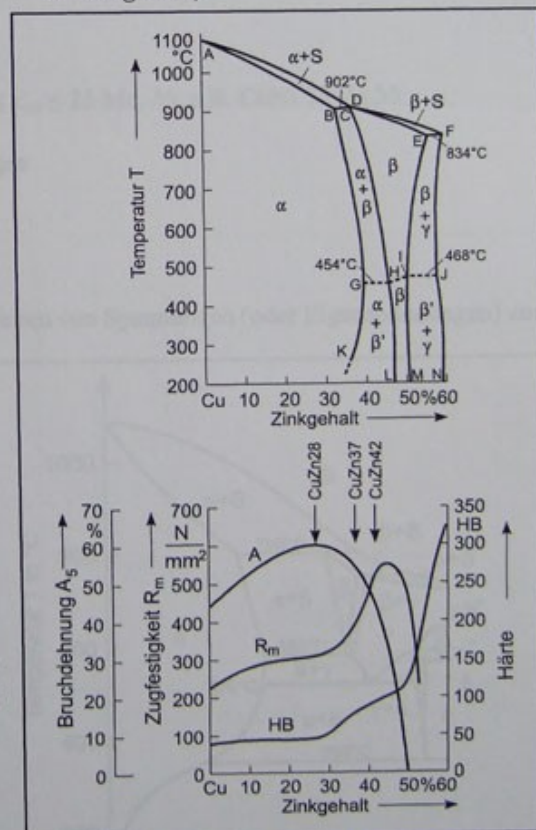


Bild 13.13: Zustandschaubild Kupfer-Zink sowie Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Härte der CuZn-Legierungen (Messinge) im weichen Zustand



$\alpha$ -CuZn ist sehr gut kaltverformbar,

z.B. CuZn 28: Geeignet für extreme Tiefziehbeanspruchung ("Kartusch-Messing")

- für  $c_{Zn} \geq 37$  Ma.-% zweiphasig ( $\alpha + \beta$ , kfz + krz), günstig für spanabhebende Bearbeitung, z.B. CuZn 42 Pb

#### Sondermessinge

CuZn-Legierungen mit weiteren (geringen) Anteilen an Legierungselementen, z.B. Ni, Al

#### Gußmessinge

- Meist Zink-Gehalte zwischen 36 und 43 Masse-%
- relativ niedrige Solidustemperatur und schmales Erstarrungsintervall  $\Delta T = T_{Liq} - T_{Sol}$ 
  - ⇒ relativ gute Gießbarkeit
- zweiphasig ( $\alpha + \beta$ )
  - ⇒ relativ hohe Festigkeit
  - ⇒ relativ geringe Verformbarkeit

Weitere Legierungselemente

- Pb (bis 3 %)
- Ni, Zn, Mn ⇒ Sondergußmessinge

#### Neusilber

- Ternäre CuNiZn-Legierungen, meist  $10 \text{ Ma.-%} \leq c_{Ni} \leq 25 \text{ Ma.-%}$ , z.B. CuNi 12 Zn 30
- silberähnliche Farbe durch Ni
- bessere Anlaufbeständigkeit als CuZn-Legierungen
- gute Festigkeit und Verformbarkeit
  - ⇒ Verwendung z.B. in der Feinmechanik

Problem bei Messing und Neusilber:

**Spannungsrißkorrosion**, also das Zusammenwirken von Spannungen (oder Eigenspannungen) und Korrosion (durch Feuchtigkeit oder Ammoniak)

- ⇒ Fortwährende Zerstörung der Passivschicht an der Rißspitze führt zu lokaler Korrosion und Rißfortschritt

Abhilfe bei eigenspannungsbehafteten Bauteilen: ⇒ Spannungsarmglühen

#### **Bronzen**

Legierungen von Cu mit Sn, Al und Mn

#### CuSn Bronzen ("klassische" Bronzen)

- Weisen oft starke Seigerungen aufgrund grossen Erstarrungsintervalls  $\Delta T = T_{Liq} - T_{Sol}$  auf (vgl. Bild 13.14)
  - ⇒ starke Abhängigkeit des Gefüges von der Abkühlgeschwindigkeit

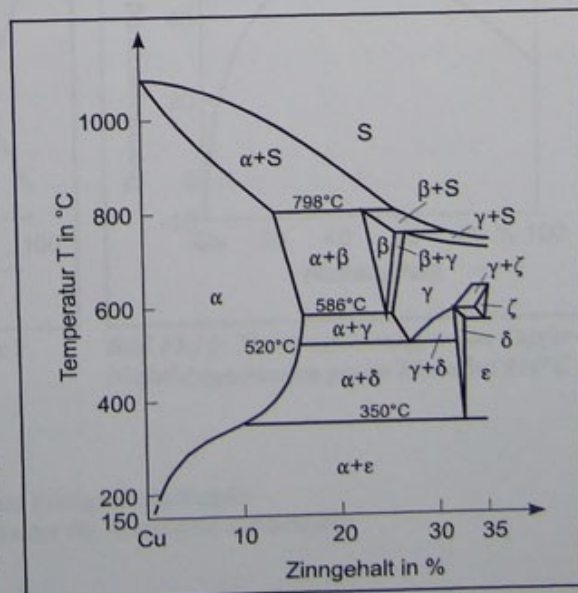


Bild 13.14: Zustandsdiagramm Kupfer-Zinn

- ➔ (teilweise) Beseitigung durch Diffusionsglühungen im Gebiet des  $\alpha$ -MK
- besitzen als "Walzbronzen" mit 6 ... 8 Ma.-% Sn hohe Festigkeit von  $\sim 900 \text{ N/mm}^2$ 
  - ➔ Anwendung für Relais-Federn
- weisen als Gußbronzen 10 ... 14 Ma.-% Sn auf, z.B. G-CuSn 10, G-CuSn 14
  - ➔ Zahnräder, korrosionsbeanspruchte Gußteile

"Rotguß": Außer Sn zusätzliche Legierungsanteile von Zn und Pb, z.B. CuSn 4 Zn 4 Pb 4  
 ➔ Lagerbüchsen

#### CuAl-Legierungen

- Hohe Festigkeit
- sehr korrosionsbeständig gegen Meerwasser, Schwefelsäure und Salzlösungen

#### CuMn-Legierungen

- Hohe Dämpfung
- seewasserbeständig
  - ➔ Anwendung z.B. für Schiffsschrauben

#### CuNi-Legierungen

- Bilden lückenlose Mischkristallreihe (vgl. Abschn. 6.9)
  - sind wichtig als Widerstandswerkstoffe (vgl. Bild 13.15) und als Werkstoff für Thermoelemente (vgl. Bild 13.16)
- z.B. CuNi 44 ("Konstantan")

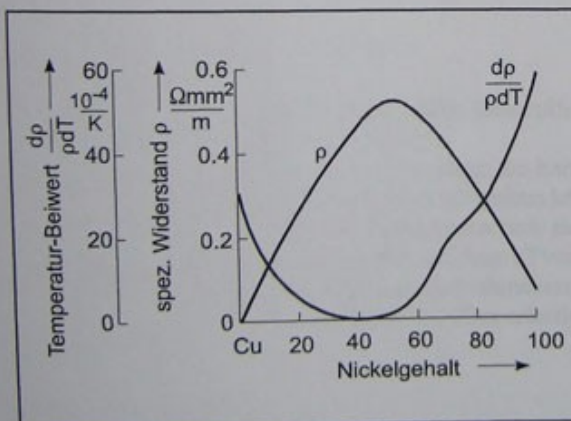


Bild 13.15: Spezifischer Widerstand und dessen Temperaturbeiwert im System Kupfer-Nickel

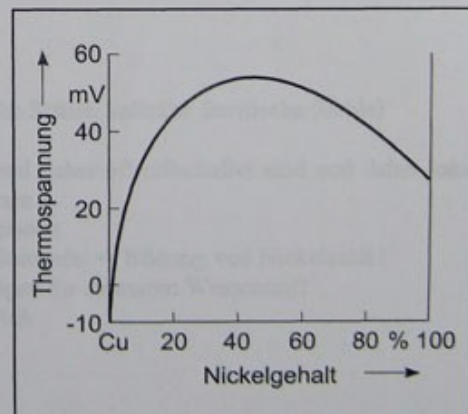


Bild 13.16: Thermospannungen von Kupfer-Nickel-Legierungen gegen Eisen bei  $816^\circ\text{C}$

- besitzen größere Korrosionsbeständigkeit und Festigkeit als Kupfer
  - ➔ Verwendung z.B. in Meerwasseranlagen oder für Armaturen auf Schiffen



Tabelle 13.7: Beispiele für Kupfer, Kupferlegierungen und deren Eigenschaften

| Bezeichnung   | Zustand | $R_{p0,2}$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $\delta_5$ [%] |
|---------------|---------|---------------------------------|----------------------------|----------------|
| Cu 99,9       | w       | 40                              | 220                        | 50             |
|               | F 37    | 320                             | 370                        | 3              |
| CuZn 28       | F 28    | $\leq 180$                      | 280...350                  | 50             |
|               | F 43    | $\geq 320$                      | $\geq 430$                 | 13             |
| CuZn 37       | F 30    | $\leq 180$                      | 300...370                  | 27             |
|               | F 55    | $\geq 470$                      | $\geq 550$                 | 6              |
| CuZn 40 Pb    | F 37    | $\leq 250$                      | 360                        | 25             |
|               | F 50    | $\geq 370$                      | $\geq 500$                 | 11             |
| CuSn 6        | F 35    | $\leq 250$                      | 340...400                  | 55             |
|               | F 75    | $\geq 690$                      | $\geq 750$                 | 5              |
| CuAl 8        | F 38    | 120                             | 370                        | 35             |
|               | F 50    | 270                             | 490                        | 15             |
| CuNi 12 Zn 30 | F 41    | $\geq 240$                      | $\geq 410$                 | 25             |
| CuNi 18 Zn 27 | F 47    | $\geq 280$                      | 470...540                  | 20             |

w = weichgeglüht; F = Mindestzugfestigkeit nach Kaltumformung

### 13.3.2 Nickel- und Nickellegierungen

#### a) Unlegiertes Nickel

- Schmelztemperatur  $T_s = 1455^\circ\text{C}$
- kfz Gitterstruktur
- wichtiges Legierungselement für Stähle (austenitische Stähle, kaltzähe ferritische Stähle)
- besitzt hohe Korrosionsbeständigkeit
  - ⇒ Zwischenschicht für Chromüberzüge, die hart und daher oft rißbehaftet sind und daher lokale Schwachstellen gegen Korrosion aufweisen können
- wird z.B. in der chemischen Verfahrenstechnik eingesetzt
- ist empfindlich gegen interkristallinen Angriff von Schwefel ⇒ Bildung von Nickelsulfid
- besitzt im flüssigen Zustand hohes Aufnahmevermögen für atomaren Wasserstoff
  - ⇒ Vorsichtsmaßnahmen beim Schweißen erforderlich
- relativ teuer

#### b) Nickellegierungen

##### NiMn-Legierungen

Aufgrund Mischkristallverfestigung fester als unlegiertes Ni

⇒ Einsatz z.B. für Elektronenröhren in der Elektrotechnik

##### NiCu-Legierungen

- Sehr korrosionsbeständig  
z.B. "Monel" 68 Ma.-% Ni, 30 Ma.-% Cu, ~ 2 Ma.-% Fe
- relativ warmfest
  - ⇒ Alternative für austenitische Stähle in verfahrenstechnischen Anlagen

### NiCr-Legierungen

Zunderbeständig und warmfest. Wichtige Legierung: NiCr 20

- Basis für zahlreiche warmfeste Legierungen
- Basis für Heizleiterwerkstoffe

Chrom bewirkt

- Erhöhung der Zunderbeständigkeit
- Verlangsamung thermisch aktivierter Atombewegungen
  - ⇒ Erhöhung der Warmfestigkeit
- zusammen mit Kohlenstoff Karbidbildung
  - ⇒ Teilchen- bzw. Phasenverfestigung

### Hochwarmfeste Ni-Legierungen ("Superlegierungen")

Besitzen komplexe Zusammensetzung, die immer 10 ... 20 Ma.-% Cr einschließt.

Ferner: Al und Ti ⇒ Bildung feiner kohärenter Ausscheidungen

Ni<sub>3</sub>Al bzw. Ni<sub>3</sub>Ti bzw. Ni<sub>3</sub>(Al, Ti), sog. γ'-Teilchen

Co, Fe, Mo, W ..... Mischkristallverfestigung, Mo, W mit C Karbidbildung, Verlangsamung thermisch aktivierter Atombewegungen

### Korrosionsbeständige Nickellegierungen

- Enthalten Chrom, Molybdän und Kupfer
- chemisch beständiger als korrosionsbeständige austenitische Stähle
- werden in der chemischen Verfahrenstechnik für Pumpen, Armaturen und Behälter für Schwefelsäure, Phosphorsäure, Salpetersäure usw. verwendet

Tabelle 13.8: Beispiele für Nickel, Nickellegierungen und deren Eigenschaften

| Bezeichnung                         | Zustand                              | R <sub>p0,2</sub><br>[N/mm <sup>2</sup> ] | R <sub>m</sub><br>[N/mm <sup>2</sup> ] | δ <sub>5</sub> [%] |
|-------------------------------------|--------------------------------------|-------------------------------------------|----------------------------------------|--------------------|
| NiCr 22 Fe 18 Mo 9<br>(Hastelloy X) | 1180°C (lö),<br>abgeschreckt         | 340                                       | 750                                    | 50                 |
| NiCr 22 Co 12 Mo 9<br>(Inconel 617) | 1180°C (lö),<br>abgeschreckt         | 380                                       | 750                                    | 55                 |
| CoNi 22 Cr 22 W 14<br>(Haynes 188)  | 1180°C (lö),<br>abgeschreckt         | 420                                       | 900                                    | 60                 |
| NiCr 25 Co 20 TiAl<br>(IN - 101)    | 1150°C/ 4 h (lö),<br>850°C/16 h (wa) | 720                                       | 1150                                   | 18                 |
| NiCr 21 Mo 9 Nb<br>(IN - 625)       | 1090- 1200°C (lö),<br>abgeschreckt   | 290...415                                 | 725...900                              | 65...40            |
| NiCr 19 NbMo<br>(IN - 718)          | 955°C/1 h (lö),<br>720°C/8 h (wa)    | 1150                                      | 1400                                   | 15                 |
| NiCr 16 Co 9 WMoAlTi<br>(IN - 738)  | 1120°C/2h (lö),<br>845°C/24 h (wa)   | 950                                       | 1100                                   | 6                  |
| NiCr 20 TiAl<br>(Nimonic 80 A)      | 1080°C (lö),<br>700°C/16 h (wa)      | 600                                       | 1000                                   | 25                 |

lö = lösungsgeglüht, wa = warmausgehärtet



# 14 Keramische Werkstoffe

Keramische Werkstoffe gehören zu den anorganisch nichtmetallischen Werkstoffen. Es wird unterschieden zwischen

- ➔ Elementkeramiken,
- ➔ Oxidkeramiken,
- ➔ Nichtoxidkeramiken (karbidische und nitridische Keramiken).

Kennzeichnende Merkmale sind starke Ionenbindungen mit teilweise relativ großen Kovalenzbindungsanteilen (vgl. Abschn. 2.4).

Als Folge davon besitzen keramische Werkstoffe

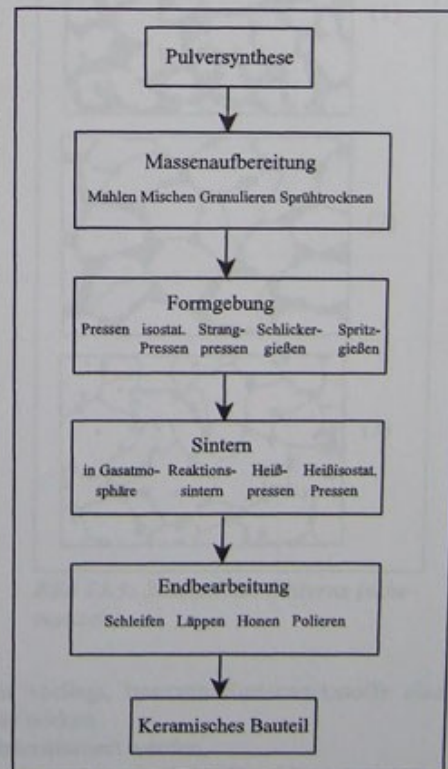
- hohe Schmelztemperaturen,
- große Härten,
- geringe thermische Ausdehnungskoeffizienten,
- große Elastizitätsmoduln,
- große Korrosionsbeständigkeiten,
- große Hochtemperaturdruck- und Hochtemperaturbiegefestigkeiten.

Nachteilig sind die große Sprödigkeit und sehr kleine Reißzähigkeit.

## 14.1 Herstellung keramischer Bauteile

Die Herstellung keramischer Bauteile erfolgt i. a. in folgenden Verfahrensschritten:

- **Pulversynthese:** Erzeugung der Basisstoffe mit der erforderlichen Reinheit durch physikalische und/oder chemische Prozesse; einschließlich Sinterhilfsstoffen
- **Massenaufbereitung:** Mahlen der Pulver bis zur gewünschten Korngröße, Mischen zu einem rieselfähigem Granulat durch Sprühtrocknen
- **Formgebung:** Herstellung von sog. Grünlingen durch geeignete Pressverfahren bei trockenen Pulvern bzw. durch Gießverfahren bei Suspensionen
- **Sintern:** Wärmebehandlung zum Abbau der im Grünling vorhandenen Grenzflächenenergie und zur Nachverdichtung. Die genannten Pressverfahren vereinigen Formgebung und Sintern
- **Endbearbeitung:** Einsatz spanender Verfahren zur Fertigung endkonturnaher Sinterkörper in Bauteilabmessungen
- **Keramisches Bauteil**

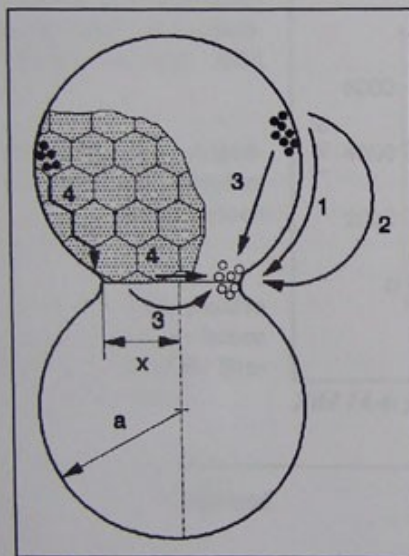


**Bild 14.1:** Herstellung von keramischen Bauteilen

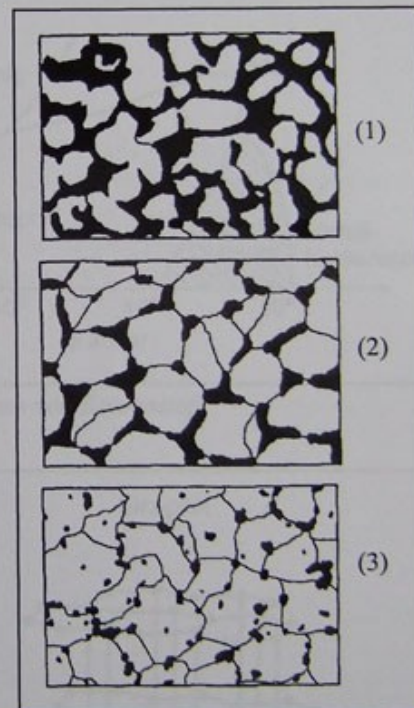
## Sinterprozeß

Die Oberfläche feiner Pulver ist extrem groß. Die damit verbundene große Oberflächenenergie liefert die treibende Kraft für das Sintern, das i. a. bei etwa  $\frac{2}{3} \cdot T_s$  [K] durchgeführt wird. Dabei bilden die, überwiegend durch Adhäsionskräfte zusammengehaltenen Teilchen des Grünlings, aufgrund von Diffusionsprozessen (vgl. Bild 14.2) primäre Bindungen über "Sinterbrücken" aus. Als Folge wird die Oberflächenenergie verringert, das Porenvolumen abgebaut und ein Sinterkörper mit möglichst hoher Dichte erzeugt. Drei Stadien des Sinterns werden dabei unterschieden (vgl. Bild 14.3):

- (1) Wachstum der Teilchenkontakte durch Bildung der Sinterbrücken. Die ursprünglichen Teilchen sind noch sichtbar. Die Verminderung der Bauteilabmessungen, die sog. Schwindung ist i. a. gering.
- (2) Ausbildung eines zusammenhängenden Porenskeletts. Die ursprünglichen Teilchen lassen sich nicht mehr identifizieren. Es tritt Schwindung auf, neue Korngrenzen werden gebildet und die Körner wachsen.
- (3) Porenrundung und -eliminierung, verbunden mit weiterer Schwindung. Der restliche Porenraum wird in zunehmendem Maße von außen unzugänglich (geschlossene Poren). Im Grenzfall erfolgt vollständige Verdichtung.



**Bild 14.2:** Einige mögliche Sintermechanismen: (1) Oberflächendiffusion, (2) Verdampfung und Kondensation, (3) Volumendiffusion, (4) Korngrenzendiffusion



**Bild 14.3:** Stadien des Sinterns (schematisch)

Konsequenzen für mechanische Eigenschaften:

- Da nach dem Sintern praktisch keine Porenfreiheit vorliegt, besitzen Sinterwerkstoffe also Restporosität und damit Fehlstellen, die wie Mikrorisse wirken
  - stets muß gegen Versagen durch Rißausbreitung dimensioniert werden,
  - bei Zugbeanspruchung werden deutlich kleinere Bruchspannungen als bei Druckbeanspruchung beobachtet. Verhältnis  $R_m(\text{Druck}) / R_m(\text{Zug})$  nimmt häufig Werte im Bereich von 25 an.



## 14.2 Elementkeramiken

- Zu den Elementkeramiken zählen die Elemente
  - ➔ Kohlenstoff mit den Modifikationen Graphit und Diamant,
  - ➔ Silizium und Germanium sowie
  - ➔ Bor.
- Elementkeramiken sind kovalent gebunden. Es können aber auch Anteile von Nebenvalenzbindungen auftreten (vgl. Graphit).

### Kohlenstoff

- Besitzt große technische Bedeutung
  - ➔ Diamant: Schneid- und Schleifwerkstoff,
  - ➔ Graphit: Elektrotechnik, chem. Apparatebau, Pumpen-, Turbinen- und Raketenbau,
- erfährt zunehmenden Einsatz in Form von Kohlenstoff-Fasern in Verbundwerkstoffen.
- Diamant ist unter Normalbedingungen eine Nichtgleichgewichtsphase (vgl. Bild 14.4)

**Diamant:** Tetragonale Anordnung mit jeweils vier kovalent gebundenen Nachbaratomen (vgl. Bild 14.5).

**Graphit:** In den hexagonalen Schichten kovalente, zwischen den Schichten sekundäre Bindungen (vgl. Bild 14.5).

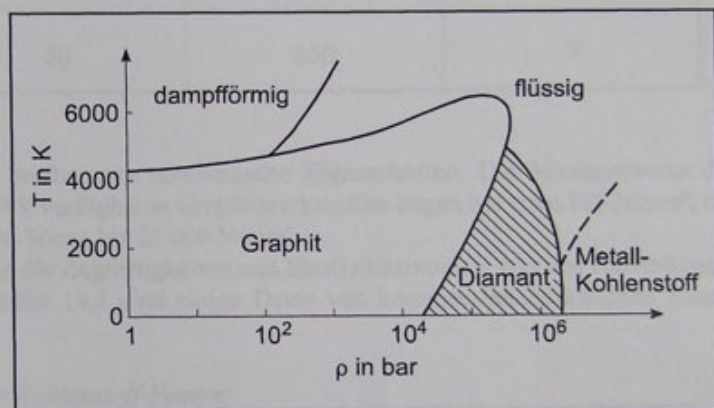


Bild 14.4:  $p,T$ -Diagramm von Kohlenstoff

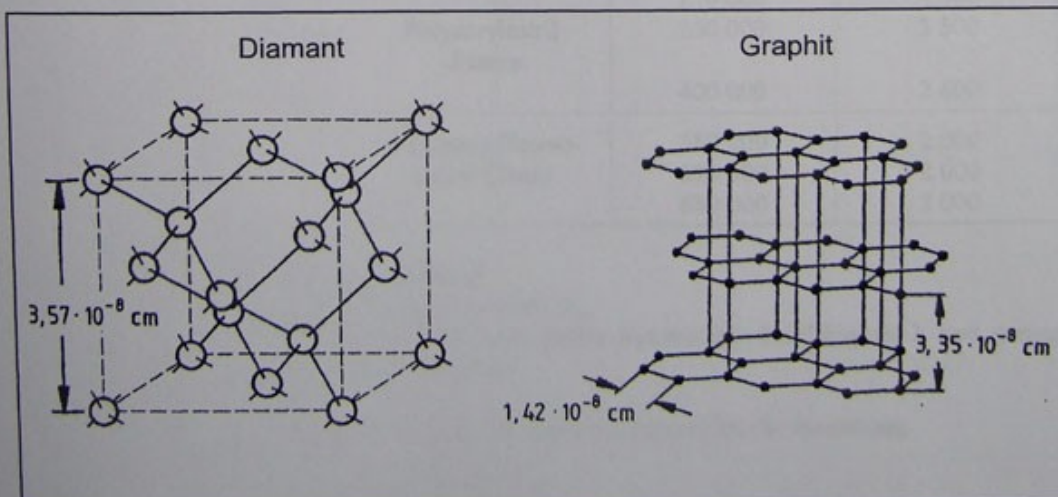


Bild 14.5: Gitterstrukturen von Diamant und Graphit

In Tabelle 14.1 sind charakteristische Kenngrößen der Kohlenstoffmodifikationen gegenübergestellt.

**Tabelle 14.1:** Charakteristische Kenngrößen von Diamant und Graphit

| Kenngrößen                                                          | Diamant           | Graphit                   |                            |
|---------------------------------------------------------------------|-------------------|---------------------------|----------------------------|
|                                                                     |                   | parallel zu den Schichten | senkrecht zu den Schichten |
| Sublimationstemperatur $T_s$ [°C]                                   | 3800              | 3800                      |                            |
| Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]                                  | 3,5               | 2,2                       |                            |
| Elastizitätsmodul $E$ [N/mm <sup>2</sup> ]                          | 1 000 000         | 1 000 000                 | 35 000                     |
| Thermischer Ausdehnungskoeffizient $\alpha_{th}$ [K <sup>-1</sup> ] | $1 \cdot 10^{-6}$ | $-1,5 \cdot 10^{-6}$      | $28 \cdot 10^{-6}$         |
| Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ [W/mK]                                 | 60                | 350                       | 7                          |

• **Mechanische Eigenschaften**

- ➔ Graphitischer Kohlenstoff besitzt gute mechanische Eigenschaften. Die Maximalwerte der Zugfestigkeit bei kommerziell verfügbaren Graphitwerkstoffen liegen bei etwa 100 N/mm<sup>2</sup>, die Elastizitätsmoduln erreichen Werte bis 25 000 N/mm<sup>2</sup>.
- ➔ Bei Kohlenstoff-Fasern sind die Zugfestigkeiten und Elastizitätsmoduln von den Herstellungsverfahren abhängig. In Tabelle 14.2 sind einige Daten von kommerziell erhältlichen Fasern zusammengestellt.

**Tabelle 14.2:** Eigenschaften von Kohlenstoff-Fasern

| Fasertyp                          | Herstellung aus                  | $E$ [N/mm <sup>2</sup> ] | $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] |
|-----------------------------------|----------------------------------|--------------------------|----------------------------|
| HT (high tenacity) -Fasern        | Polyacrylnitril<br>-Fasern       | 220 000                  | 4 000                      |
| IM (intermediate modulus) -Fasern |                                  | 260 000                  | 3 500                      |
| HM (high modulus) -Fasern         |                                  | 400 000                  | 2 600                      |
| P 55 -Fasern                      | Kohlenstoffmeso-<br>phase (Teer) | 380 000                  | 2 000                      |
| P 75 -Fasern                      |                                  | 520 000                  | 2 000                      |
| P100-Fasern                       |                                  | 680 000                  | 2 000                      |

• **Eignung als Hochtemperaturwerkstoff**

- ➔ Bis 2200°C kaum Veränderungen von  $E$  und  $R_m$ .
- ➔ hohe Thermoschockbeständigkeit wegen großer thermischer Leitfähigkeit  $\lambda$  und geringem thermischen Ausdehnungskoeffizient  $\alpha_{th}$ .

Anmerkung: Ein Maß für die Thermoschockbeständigkeit gibt die Beziehung

$$R_{TS} = \frac{R_m \lambda (1 - \nu)}{\alpha_{th} E},$$



mit  $R_m$  = Zugfestigkeit,  $\lambda$  = Wärmeleitfähigkeit,  $\nu$  = Querkontraktionszahl,  $\alpha_{th}$  = thermischer Ausdehnungskoeffizient und  $E$  = Elastizitätsmodul.  $R_{TS}$  nimmt zu mit steigendem  $R_m$  und  $\lambda$  sowie abnehmendem  $\alpha_{th}$  und  $E$ .

### Silizium

- Werkstoff für die meisten Halbleiterbauelemente (gezielte Dotierung mit Ga, Zn bzw. As, Sb führt zu Schalteigenschaften).
- Werkstoff für mikromechanische Bauteile.

### Germanium

- Werkstoff für Halbleiterbauelemente mit hohen Grenzfrequenzen

### Bor

- Wird in Faserform für Verbundwerkstoffe genutzt (z. B. borfaserverstärktes Aluminium)
- Bor-Fasern (mit W- bzw.  $SiO_2$ -Kern) sind durch  $\rho = 2,3 \text{ g/cm}^3$ ,  $E = 400\,000 \text{ N/mm}^2$  und  $R_m = 3\,000 \text{ N/mm}^2$  charakterisiert.

## 14.3 Oxidkeramiken

Oxidkeramische Werkstoffe sind oxidische Verbindungen von Metallen, die überwiegend ionisch gebunden sind und typische Ionengitter bilden (vgl. Abschn. 2.4.1 und 3.5.2). Charakteristische Beispiele für die auftretenden Gitterstrukturen geben Bild 14.6 und 14.7 wieder.

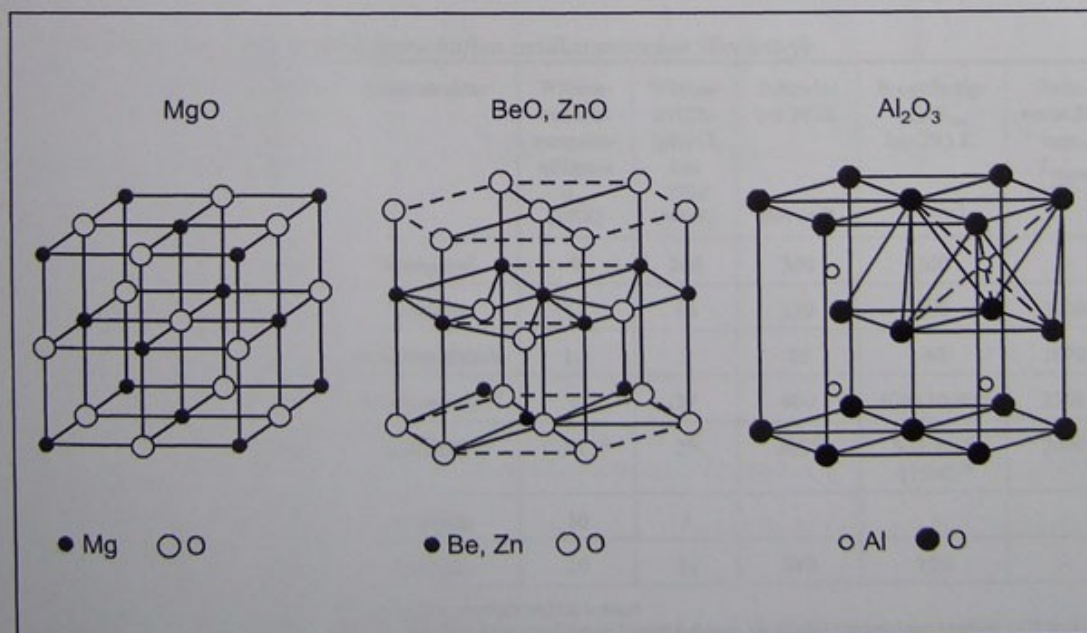
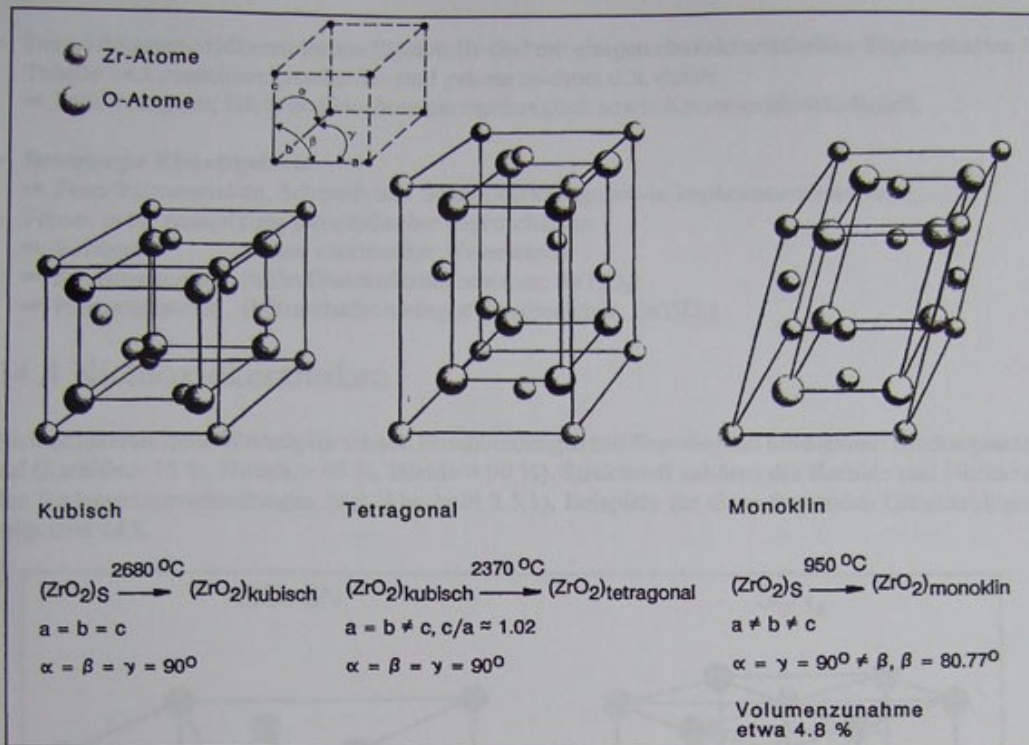


Bild 14.6: Gitterstrukturen der Oxidkeramiken MgO (NaCl-Typ), BeO und ZnO sowie  $Al_2O_3$



**Bild 14.7:** Allotrope Modifikationen von  $\text{ZrO}_2$  (Form und Abmessungen der Elementarzellen sind nicht maßstabsgetreu gezeichnet)

**Tabelle 14.3:** Kennzeichnende Eigenschaften oxidkeramischer Werkstoffe

| Werkstoff                        | theoret. Dichte $\rho$<br>[g/cm <sup>3</sup> ] | Schmelztemperatur $T_s$<br>[K] | Gitterstruktur              | Wärmeausdehnungskoeffizient $\alpha_{th}$<br>[10 <sup>-6</sup> /K] | Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ bei 293 K<br>[W/mK] | E-Modul bei 293 K<br>[kN/mm <sup>2</sup> ] | Biegefestigkeit $R_{tm}$ bei 293 K<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | Richtwerte für max. $T_{\text{Einsatz}}$ [K] |
|----------------------------------|------------------------------------------------|--------------------------------|-----------------------------|--------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------|--------------------------------------------|------------------------------------------------------------|----------------------------------------------|
| BeO                              | 3,01                                           | 2840                           | hexagonal                   | 9                                                                  | 264                                              | 390                                        | 300                                                        | -                                            |
| MgO                              | 3,58                                           | 3110                           | kubisch                     | 14                                                                 | 36                                               | 320                                        | 300                                                        | 2000                                         |
| Al <sub>2</sub> TiO <sub>5</sub> | 3,77                                           | 2130                           | orthorhombisch              | 1,5                                                                | 2                                                | 13                                         | 40                                                         | 1670                                         |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 3,98                                           | 2320                           | rhomboedrisch <sup>2)</sup> | 8                                                                  | 27                                               | 400                                        | 400 (1000) <sup>5)</sup>                                   | 2100                                         |
| ZrO <sub>2</sub>                 | 5,56                                           | 2950                           | monoklin <sup>1)</sup>      | 9-10,5 <sup>4)</sup>                                               | 2 <sup>4)</sup>                                  | 205 <sup>4)</sup>                          | 600-900 <sup>4)</sup><br>(1500) <sup>5)</sup>              | 2000                                         |
| HfO <sub>2</sub>                 | 9,68                                           | 3170                           | monoklin                    | 10                                                                 | 3                                                | -                                          | -                                                          | -                                            |
| ThO <sub>2</sub>                 | 10,0                                           | 3490                           | kubisch                     | 10                                                                 | 10                                               | 240                                        | 110                                                        | -                                            |

1) Umwandlungen  $\text{ZrO}_2$  oberhalb ca. 1423 K tetragonal, oberhalb 2623 K kubisch  
 2) Bei  $\text{Al}_2\text{O}_3$  können unter bestimmten Herstellungsbedingungen verschiedene Phasen auftreten, die alle bei Temperaturen oberhalb 1473 K in stabile rhomboedrische Phasen umwandeln  
 3) Richtwerte, abhängig von Dichte und Gefüge  
 4) Werte gelten für teilstabilisiertes  $\text{ZrO}_2$   
 5) Laborspitzenwerte



- Die wichtigsten oxidkeramischen Werkstoffe sind mit einigen **charakteristischen Eigenschaften** in Tabelle 14.3 zusammengestellt. Sie sind gekennzeichnet u. a. durch
  - ⇒ hohe Festigkeit, Härte und Hochtemperaturfestigkeit sowie Korrosionsbeständigkeit.
- **Bevorzugte Einsatzgebiete**
  - ⇒ Feuerfestmaterialien, Schneid- und Schleifwerkzeuge sowie Implantatwerkstoffe.
- Ferner, unter Ausnutzung physikalischer Eigenschaften
  - ⇒ Isolatoren (hoher elektrischer Widerstand)
  - ⇒ Kondensatoren (hohe Dielektrizitätskonstante;  $\text{BaTiO}_3$ )
  - ⇒ Piezowerkstoffe (Ultraschallschwinger/Tonabnehmer;  $\text{BaTiO}_3$ )

## 14.4 Nichtoxidkeramiken

Nichtoxidkeramische Werkstoffe weisen Mischbindungen mit überwiegend kovalentem Bindungsanteil auf (Karbide > 75 %, Nitride > 60 %, Boride > 90 %). Strukturell gehören die Karbide und Nitride zu den Einlagerungsverbindungen (vgl. Abschnitt 3.5.1). Beispiele für die auftretenden Gitterstrukturen zeigt Bild 14.8.

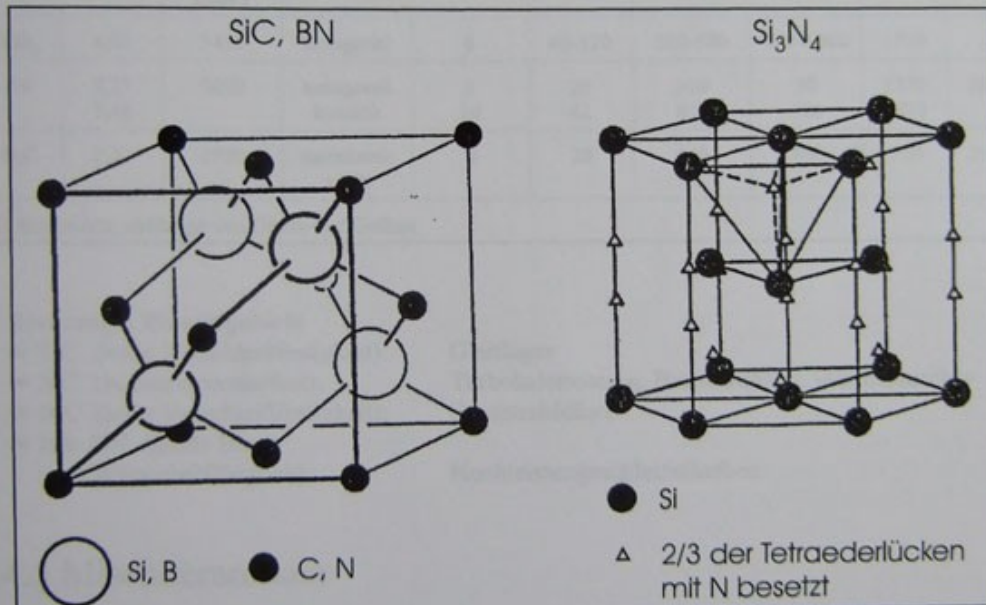


Bild 14.8: Typische Gitterstrukturen von Nichtoxidkeramiken

- Die wichtigsten nichtoxidkeramischen Werkstoffe sind mit einigen **charakteristischen Eigenschaften** in Tabelle 14.4 zusammengestellt. Sie sind aufgrund der großen kovalenten Bindungsanteile gekennzeichnet u. a. durch
  - ⇒ hohen Schmelzpunkt, großen E-Modul, große Festigkeit, große Härte und große Hochtemperaturfestigkeit sowie ausgeprägte Sprödigkeit.
- Anstelle der chemischen Formeln werden zur Kennzeichnung der Werkstoffe auch Buchstabenfolgen benutzt, die den Herstellungsprozess erkennen lassen:
  - ⇒ RBSN (reaction bonded silicon nitride) = reaktionsgesintertes  $\text{Si}_3\text{N}_4$
  - ⇒ HPSN (hot pressed silicon nitride) = heißgepreßtes  $\text{Si}_3\text{N}_4$

- ➔ HIPS<sub>N</sub> (hot isostatic pressed silicon nitride) = heißisostatisch gepreßtes Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>  
 ➔ SS<sub>N</sub> (sintered silicon nitride) = gesintertes Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

**Tabelle 14.4: Kennzeichnende Eigenschaften nichtoxidkeramischer Werkstoffe**

| Werkstoff                      | theoret. Dichte $\rho$<br>[g/cm <sup>3</sup> ] | Schmelztemperatur $T_s$<br>[K] | Gitterstruktur                       | Wärmeausdehnungskoeffizient $\alpha_{th}$<br>[10 <sup>-6</sup> /K] | Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ bei 293 K<br>[W/mK] | E-Modul bei 293K<br>[kN/mm <sup>2</sup> ] | Biegefestigkeit $R_{bm}^{1)}$ bei 293 K<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | Richtwerte für max. $T_{Einsatz}$ [K] |           |
|--------------------------------|------------------------------------------------|--------------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------|-------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------|---------------------------------------|-----------|
| Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> | 3,19                                           | 2170 (diss.)                   | hexagonal ( $\alpha, \beta$ )        | RBSN 2,7<br>HPSN 3,3                                               | 10<br>15                                         | 160<br>300                                | 250-340<br>650-1000                                             | 1720<br>1520                          | 1970<br>- |
| SiC                            | 3,21                                           | 3100 (peritekt.)               | hex. ( $\alpha$ ) + kub. ( $\beta$ ) | 4,5-5,5                                                            | 60-150                                           | 300-400                                   | 400-800                                                         | 1870                                  | 2470      |
| AlN                            | 3,26                                           | 2500 (diss.)                   | hexagonal                            | 5,4                                                                | 110-170                                          | 315                                       | 300-450                                                         | 1570                                  | 1970      |
| TiB <sub>2</sub>               | 4,52                                           | 3470                           | hexagonal                            | 8                                                                  | 65-120                                           | 500-570                                   | 700-1000                                                        | 1570                                  | -         |
| BN                             | 2,27<br>3,48                                   | 3000                           | hexagonal<br>kubisch                 | 1<br>10                                                            | 25<br>42                                         | 300<br>800                                | 50<br>120                                                       | 1270<br>1670                          | 2970<br>- |
| B <sub>4</sub> C               | 2,52                                           | 2720                           | rhombodrisch                         | 6                                                                  | 28                                               | 460                                       | 400                                                             | 970                                   | 2570      |

1) Richtwerte, abhängig von Dichte und Gefüge

• **Bevorzugte Einsatzgebiete**

- |                                                   |                                                |
|---------------------------------------------------|------------------------------------------------|
| ➔ SiC (hohe Verschleißfestigkeit):                | Gleitlager                                     |
| ➔ SiC (hochtemperaturfest):                       | Turboladerrotoren, Brennerdüsen, Wärmetauscher |
| ➔ B <sub>4</sub> C (hohe Verschleißfestigkeit):   | Sandstrahldüsen                                |
| ➔ kub. BN (große Härte, gute Wärmeleitfähigkeit): | Hochleistungsschleifscheiben                   |

## 14.5 Mischkeramiken

Mischkeramiken sind Werkstoffe, die aus mehreren oxid- bzw. nichtoxidkeramischen Basisstoffen aufgebaut sind. Sie

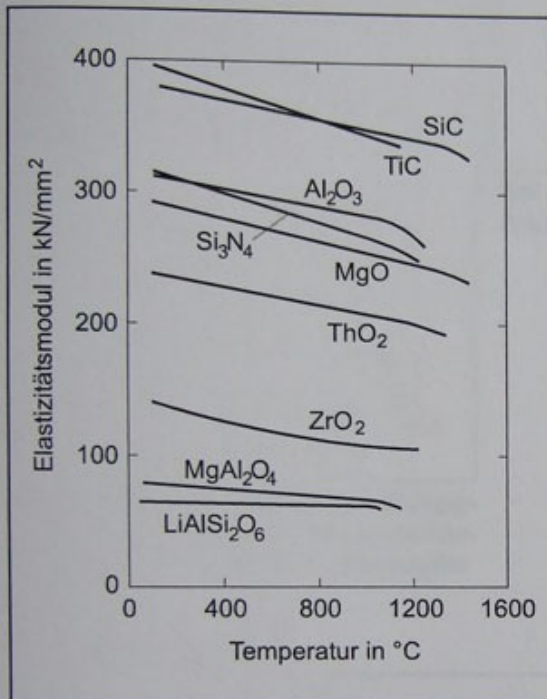
- kombinieren hohe Festigkeit mit reduzierter Sprödigkeit,
- werden als Schneidkeramiken, als Dentalkeramiken und für Bauteile mit thermischer bzw. Verschleißbeanspruchung verwendet,
- z. B. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ZrO<sub>2</sub>  
Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>  
Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiC/ZrO<sub>2</sub>  
SiO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/K<sub>2</sub>O.



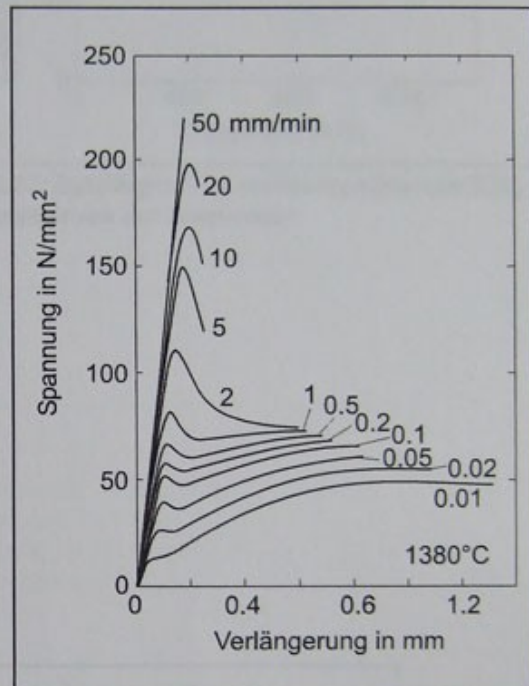
## 14.6 Charakteristische Beispiele zum Verhalten keramischer Werkstoffe bei mechanischer Beanspruchung

### 14.6.1 Monolithische Keramik

#### a) Zugversuch



**Bild 14.9:** Einfluß der Temperatur auf den E-Modul



**Bild 14.10:** Spannungs-Verlängerungs-Kurven von heißgepreßtem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit bei  $1380^\circ\text{C}$

#### b) Druckversuch

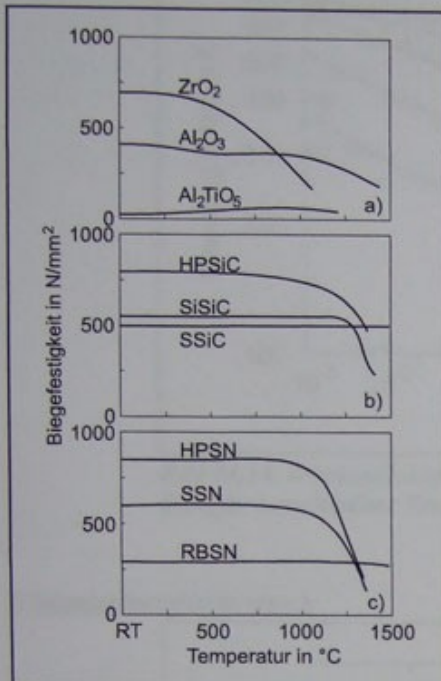
Bei keramischen Werkstoffen ist die Druckfestigkeit  $R_{dm}$  wesentlich größer als die Zugfestigkeit  $R_m$ , da Rißbildung und -ausbreitung unter Zugbeanspruchung gefördert und unter Druckbeanspruchung behindert wird.

Beispiele sind in Tabelle 14.5 wiedergegeben

**Tabelle 14.5:**  $R_{dm}/R_m$  bei Keramiken

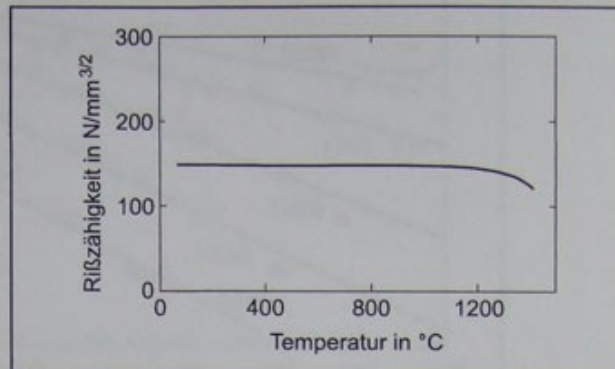
| Werkstoff               | $R_{dm}/R_m$ |
|-------------------------|--------------|
| $\text{Al}_2\text{O}_3$ | 20           |
| BeO                     | 30           |

c) Biegeversuch



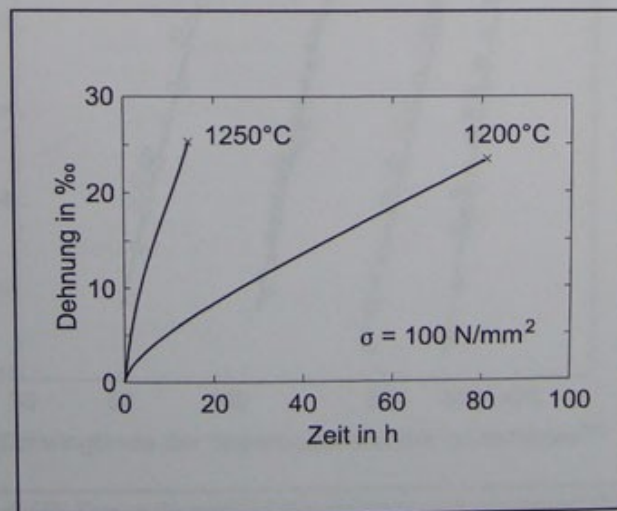
**Bild 14.11:** Biegefestigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur von a) Oxidkeramik-, b) SiC- und c) Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Werkstoffen

d) Rißzähigkeitsversuch



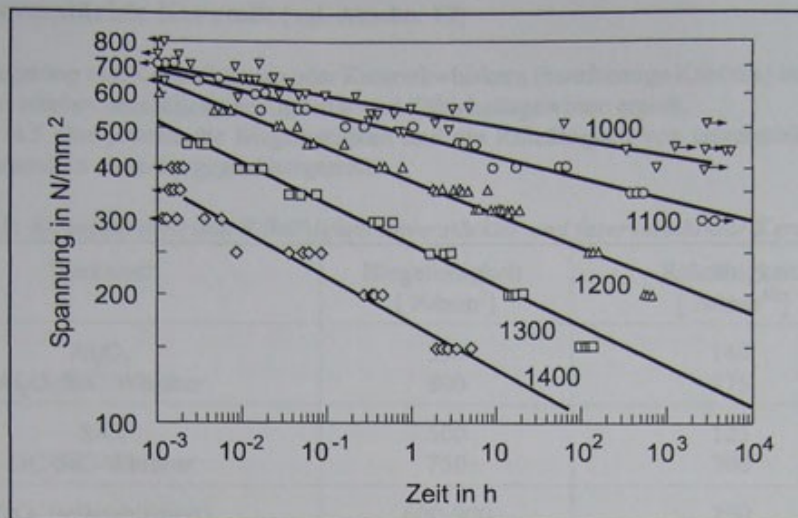
**Bild 14.12:** Rißzähigkeit von reaktionsgesintertem Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> in Abhängigkeit von der Temperatur

e) Kriechversuch



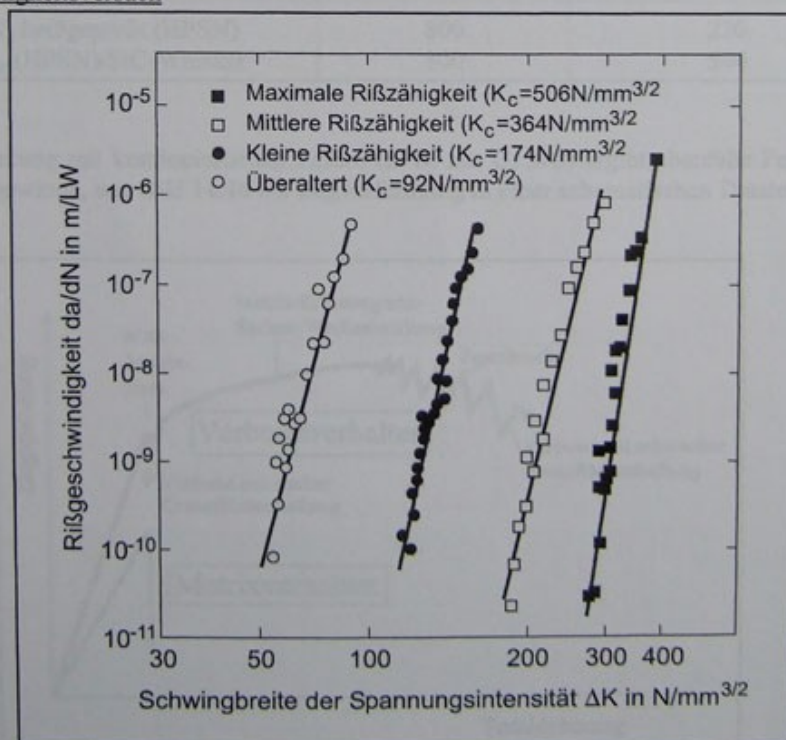
**Bild 14.13:** Kriechkurven bei Zugbeanspruchung von drucklos gesintertem Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> mit Sinterzusätzen Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> und MgO





**Bild 14.14:** Zeitstandfestigkeit bei Biegebeanspruchung von heißgepreßtem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  für verschiedene Temperaturen in  $^{\circ}\text{C}$  an Luft

f) Schwingfestigkeitsversuch



**Bild 14.15:**  $da/dN$ -Kurven für stabile Rißausbreitung mehrerer unterschiedlich wärmebehandelter Mischkeramiken aus  $\text{MgO}$  und teilstabilisiertem  $\text{ZrO}_2$  ( $\text{MgO}$  - PSZ)

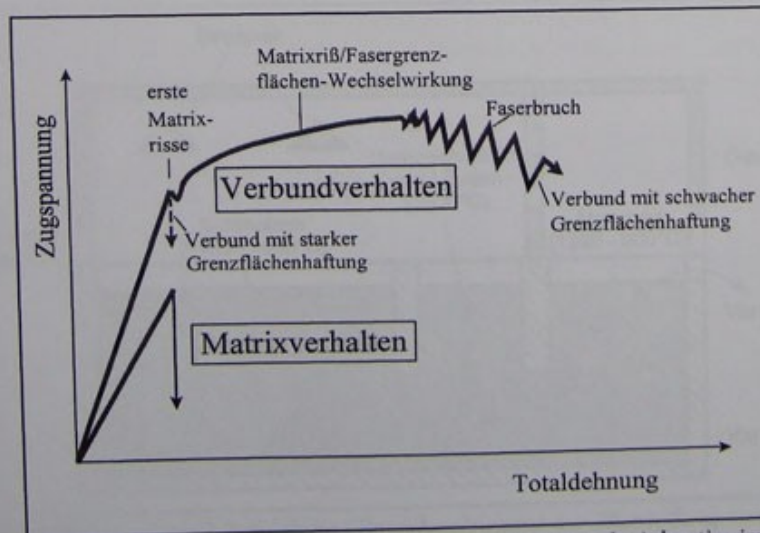
### 14.6.2 Faserverstärkte Keramik (vgl. Abschn. 17)

- Durch Einlagerung von Keramikfasern oder Keramikwhiskern (haarförmige Kristalle) in keramischen Werkstoffen werden beachtliche Festigkeits- und Zähigkeitsgewinne erzielt.
- In Tabelle 14.5 sind jeweils die Biegefestigkeit und die Reißzähigkeit von unverstärkten und verstärkten Keramiken einander gegenübergestellt.

**Tabelle 14.5:** Biegefestigkeit und Reißzähigkeit unverstärkter und faserverstärkter Keramiken

| Werkstoff                                                | Biegefestigkeit<br>[ N/mm <sup>2</sup> ] | Reißzähigkeit<br>[ N/mm <sup>3/2</sup> ] |
|----------------------------------------------------------|------------------------------------------|------------------------------------------|
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>                           | 550                                      | 140                                      |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /SiC-Whisker              | 800                                      | 275                                      |
| SiC                                                      | 500                                      | 125                                      |
| SiC/SiC-Whisker                                          | 750                                      | 790                                      |
| ZrO <sub>2</sub> (teilstabilisiert)                      | 600-900                                  | 250                                      |
| ZrO <sub>2</sub> /SiC-Whisker                            | 600                                      | 320                                      |
| ZrO <sub>2</sub> /Beschichtete SiC-Faser                 | 450                                      | 700                                      |
| Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> reaktionsgesintert (RBSN) | 260                                      | 80                                       |
| Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (RBSN)/SiC-Whisker        | 450                                      | 630                                      |
| Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> heißgepreßt (HPSN)        | 800                                      | 220                                      |
| Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (HPSN)/SiC-Whisker        | 800                                      | 500                                      |

- Die Verstärkung mit kontinuierlichen Fasern (z. B. aus C, SiC) ergibt ebenfalls Festigkeits- und Zähigkeitsgewinne, wie Bild 14.16 bei Zugverformung in einer schematischen Darstellung zeigt.



**Bild 14.16:** Zugverformungsverhalten unverstärkter und mit kontinuierlichen Fasern verstärkter Keramik



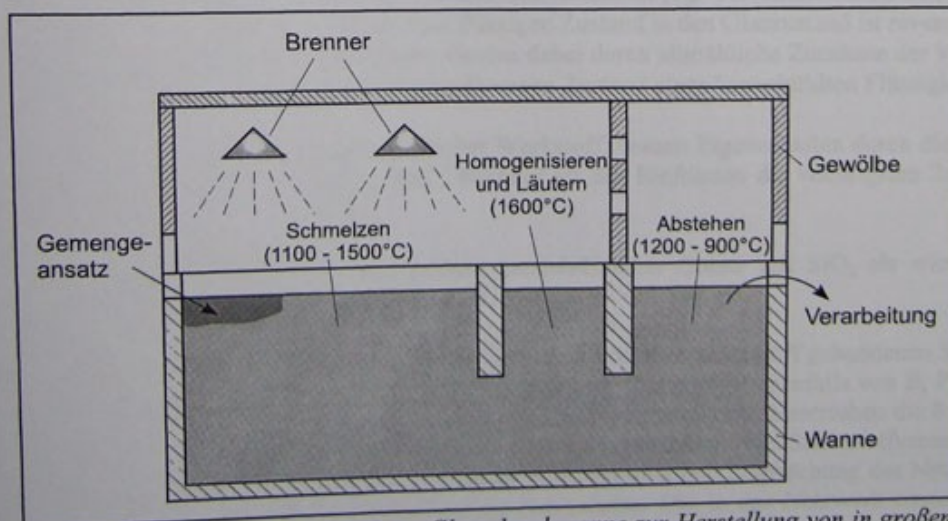
# 15 Glaswerkstoffe

Die im folgenden angesprochenen Glaswerkstoffe sind amorph erstarrte, nichtmetallisch-anorganische Festkörper.

## 15.1 Herstellung und Verarbeitung

Die Glasherstellung erfolgt, wie in Bild 15.1 skizziert, in vier Prozessschritten:

- ➔ **Gemengeansatz:** Zusetzen der Rohstoffe in Form von Oxiden, Karbonaten und Nitraten. Ihre Anteile und Zusammensetzung bestimmen die Eigenschaften des Glases. Da technische Gläser meist Silikatgläser sind, erfordern sie als Hauptkomponente  $\text{SiO}_2$  in Form von Quarzsand. Weitere Zusätze sind in Tab. 15.1 aufgeführt.
- ➔ **Schmelzen:** Das Erschmelzen der meisten Gläser erfolgt zwischen 1400 und 1600°C. Während des Aufheizens kommt es bei etwa 600°C zu chemischen Reaktionen der noch festen Phasen - z. B. bei Kalk-Natron-Glas mit  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  und  $\text{SiO}_2$ , verbunden mit  $\text{CO}_2$ -Bildung -. Ab etwa 800°C treten die ersten schmelzflüssigen Phasen auf. Bei 1100°C liegt ein Gemenge aus zähflüssiger Schmelze mit noch ungelösten Resten von vor allem  $\text{SiO}_2$ . Mit der Lösung aller Gemengeanteile bei etwa 1500°C und hinreichender Zeit ist der Schmelzprozeß beendet.
- ➔ **Homogenisieren und Läutern:** Die Homogenisierung bei etwa 1600°C bewirkt eine gleichmäßige Verteilung aller Komponenten. Das "Läutern" ist zur Beseitigung der in der Glasschmelze vorhandenen Gasblasen erforderlich. Dazu wird die Schmelze bewegt und ihr geeignete Zusätze beigelegt (vgl. Tab. 15.1). Unzureichendes Homogenisieren und Läutern führt zu Glasfehlern, wie z. B. Gaseinschlüsse (Blasen), Schlieren, Entmischungen und kristalline Entglasungen.
- ➔ **Abstehen:** Die homogenisierte und geläuterte Schmelze wird auf die bei etwa 900°C liegende Verarbeitungstemperatur abgekühlt.



**Bild 15.1:** Kontinuierlich betriebene Glasschmelzwanne zur Herstellung von in großen Mengen anfallenden Glassorten. Das feuerfeste Wannenmaterial erfährt im Betrieb beträchtliche thermisch-mechanische und korrosive Beanspruchungen. Der Einsatz hochwertiger Bausteine ermöglicht einen Dauerbetrieb von 5 bis 10 Jahren

**Tabelle 15.1: Wichtigste Glasrohstoffe**

| Gruppe                              | Charakterisierung                                                                                                                   | Wichtige Vertreter                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                      |
|-------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Hauptrohstoffe                      | Hauptbestandteile der Gläser                                                                                                        | <ul style="list-style-type: none"> <li>• <math>\text{SiO}_2</math>-Rohstoffe in Form von Sanden und Quarziten</li> <li>• <math>\text{B}_2\text{O}_3</math>-Rohstoffe in Form von Boraten</li> <li>• <math>\text{Al}_2\text{O}_3</math>-Rohstoffe in Form von Feldspaten, Kaolin</li> <li>• Alkali- und Erdalkali-Rohstoffe in Form von Karbonaten, z. B. <math>\text{Na}_2\text{CO}_3</math></li> </ul> |
| Läutermittel (Schmelzbeschleuniger) | In der Schmelze sich zersetzende und Gase bildende Stoffe                                                                           | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Nitrate, z. B. <math>\text{KNO}_3</math> (Freisetzen von <math>\text{N}_2</math>, <math>\text{O}_2</math>)</li> <li>• Sulfate, z. B. <math>\text{Na}_2\text{SO}_4</math> (Freisetzen von <math>\text{SO}_2</math>)</li> <li>• Peroxide, Chlorate (Freisetzen von <math>\text{O}_2</math>)</li> </ul>                                                           |
| Färbungsmittel                      | In der Glasschmelze kolloidal oder ionogen sich lösende Stoffe                                                                      | Metalloxide von Nebengruppenelementen; z. B. erzeugt $\text{CoO}$ blaue Färbung (vgl. Tab. 15.2)                                                                                                                                                                                                                                                                                                        |
| Trübungsmittel                      | In der Glasschmelze reagierende und schwerlösliche Verbindungen bildende Stoffe bzw. beim Abkühlen feindispers ausscheidende Stoffe | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Ausscheidung von Bleiarsenat bei Zusatz von <math>\text{As}_2\text{O}_3</math> zu bleihaltigen Gläsern</li> <li>• Ausscheiden von <math>\text{SnO}_2</math> (vgl. Tab. 15.3)</li> </ul>                                                                                                                                                                        |

## 15.2 Aufbau und Zusammensetzung

Glas ist durch einen amorphen Werkstoffzustand charakterisiert (vgl. Abschnitt 5.2.1). Es besitzt ein breites Schmelzintervall. Der Übergang vom flüssigen Zustand in den Glaszustand ist reversibel. Die mechanischen Eigenschaften fester Körper werden dabei durch allmähliche Zunahme der Viskosität erreicht. Der Glaszustand stellt also den eingefrorenen Zustand einer "unterkühlten Flüssigkeit" dar.

Glas ist ein vorzugsweise silikatisch-oxidischer Werkstoff, dessen Eigenschaften durch die Art und Menge der Oxide bestimmt werden. Eine Übersicht zu den Einflüssen der wichtigsten Zusätze in oxidischer Form gibt Tab. 15.2 wieder.

Richtwerte für die Zusammensetzung einiger handelsüblicher Gläser mit  $\text{SiO}_2$  als wichtigstem Bestandteil sind in Tab. 15.3 zusammengestellt.

Die Funktion von  $\text{SiO}_2$  als Glasbildner, das ein Netzwerk von über Sauerstoff gebundenen Siliziumatomen bildet - deshalb auch **Netzwerkbildner** bezeichnet - kann gegebenenfalls von B, P und Ge übernommen werden. Beim Zusatz von Alkali- und Erdalkalimetalloxiden entziehen die Si-Atome diesen Oxiden den Sauerstoff und binden ihn an sich, was zum Abbau von Sauerstoffvernetzungen führt (vgl. Abschnitt 5.2.1). Die dabei auftretende Auflockerung und Schwächung des Netzwerkes kann eine erhebliche Schmelzpunktniedrigung hervorrufen. Die in das Netzwerk eingelagerten Metalloxide werden **Netzwerkmodifizierer** bezeichnet.



**Tabelle 15.2:** Einflüsse der wichtigsten Glaskomponenten

| Komponente                                      | Wirkung und verursachte Glaseigenschaft                                                                                                                                                   |
|-------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Na <sub>2</sub> O,                              | • Erleichtern der Herstellung und Verarbeitung; geringe chemische Beständigkeit und Temperaturwechselbeständigkeit; keine hohe Isolationsfähigkeit                                        |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>                  | • Verbesserung der thermischen und mechanischen Eigenschaften; starke Verbesserung der chemischen Beständigkeit                                                                           |
| MgO                                             | • Verminderung der Entglasungsneigung                                                                                                                                                     |
| CaO                                             | • Verringerung der Schmelzviskosität; Erhöhung der Entglasungsneigung                                                                                                                     |
| B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>                   | • Senken der Sprödigkeit; Verbesserung der hydrolytischen Eigenschaften; besondere Verarbeitungsmöglichkeit durch Herabsetzung der Viskosität; Verbesserung der thermischen Beständigkeit |
| BaO                                             | • Senken der Aufschmelztemperatur                                                                                                                                                         |
| PbO                                             | • Erhöhung des elektrischen Widerstandes und der Brechzahl                                                                                                                                |
| Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>                  | • Färbungsmittel → grün                                                                                                                                                                   |
| CoO                                             | • Färbungsmittel → blau                                                                                                                                                                   |
| Sb <sub>2</sub> O <sub>3</sub>                  | • Färbungsmittel → rot                                                                                                                                                                    |
| Cu/SnO <sub>2</sub>                             | • Färbungsmittel → rot                                                                                                                                                                    |
| Ca <sub>3</sub> (PO <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> | • Trübungsmittel                                                                                                                                                                          |

**Tabelle 15.3:** Richtwerte für die Zusammensetzung einiger handelsüblicher Gläser (Angaben in %)

| Glaskomponente                 | Quarzglas (Kieselglas) | Flachglas (Alkali-Kalk-Silikatglas) | Hohlglas | Laborglas (Bor-Silikatglas) | Bleiglas | Alkali-freies Glas |
|--------------------------------|------------------------|-------------------------------------|----------|-----------------------------|----------|--------------------|
| SiO <sub>2</sub>               | 100                    | 73                                  | 70       | 75                          | 60       | 52                 |
| Na <sub>2</sub> O              |                        | 12                                  | 12       | 8                           | 7        |                    |
| K <sub>2</sub> O               |                        |                                     | 3        |                             | 8        |                    |
| CaO                            |                        | 8                                   | 10       |                             |          | 7                  |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> |                        | 2                                   | 3        | 7                           | 2        | 22                 |
| MgO                            |                        | 5                                   |          |                             |          | 7                  |
| B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>  |                        |                                     |          | 10                          |          | 2                  |
| PbO                            |                        |                                     |          |                             | 23       | 7                  |
| Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> |                        |                                     | 2        |                             |          |                    |
| BaO                            |                        |                                     |          |                             |          | 2                  |

## 15.3 Einteilung der Gläser, ihre Verwendung und Entwicklungstendenzen

Die Einteilung der Gläser kann sowohl nach chemischen Gesichtspunkten als auch nach der Ferti-gungsart bzw. Lieferform sowie nach Anwendungsgebieten erfolgen. Es wird also unterteilt nach

- der chemischen Zusammensetzung

- ➔ oxidische Gläser
  - Silikatgläser; z. B. Alkali-Kalk-Silikatglas
  - nichtsilikatische Gläser; z. B. Boratgläser
- ➔ nichtoxidische Gläser; z. B. Fluoridgläser

Von diesen Glasarten haben die Silikatgläser und unter diesen die Alkali-Kalk-Silikatgläser die größte volkswirtschaftliche Bedeutung. Unter dem Werkstoff Glas versteht man i. a. Silikatglas.

- der Lieferform

- ➔ Flachglas
- ➔ Hohlglas
- ➔ stranggezogenes Glas und Glasfasern
- ➔ Schaumglas

- den Anwendungsgebieten

- ➔ Verpackungs- und Wirtschaftsgläser (überwiegend Hohlglas)
- ➔ Baugläser (Tafelglas, Glasbausteine, Glasfasern, Schaumglas)
- ➔ technische Gläser (Hohlglas, Beleuchtungsglas, Röhrenglas, Geräteglas)
- ➔ optische Gläser (farbloses Glas, Farbglas, Filterglas)
- ➔ Sondergläser (Gläser mit Halbleitereigenschaften, Gläser für Laser, fotochrome Gläser - veränderliche Durchlässigkeit für elektromagnetische Wellen in Abhängigkeit von der Intensität -)

Die Glasproduktion hat seit Jahren hohe Zuwachsraten. Mengenmäßig liegt das Verpackungsglas an der Spitze, gefolgt von Tafelglas. Der Anteil der anderen Gläser liegt unter 10% der Gesamtweltproduktion. Wertmäßig gesehen stehen jedoch die Sonder- und Spezialgläser an erster Stelle. In zunehmendem Maße findet Glas zur Herstellung von Apparaturen in verschiedenen Industriezweigen Verwendung. Zukünftig wird auf Grund der hohen thermischen Belastbarkeit mehr Quarzglas bzw. Geräteglas mit extrem großem  $\text{SiO}_2$ -Gehalt zum Einsatz kommen. Ferner können durch Kombination mit anderen Werkstoffen, z. B. mit Hochpolymeren in Verbundwerkstoffen, vielfältige Eigenschaftsverbesserungen, insbesondere im Hinblick auf die Reißfähigkeit, erzielt werden. Auf bestimmten Anwendungsgebieten, wie bei Verpackungsglas, wurde in den vergangenen Jahren das Glas durch andere Werkstoffe, besonders durch polymere Werkstoffe und Metalle, verdrängt. Bei den optischen Gläsern und bei den Apparategläsern sind noch weitere Entwicklungen zu erwarten, die die Anwendungspalette des Glases erheblich erweitern. Auch weitere Entwicklungen der Glaskeramik (vgl. Abschnitt 5.2.2) erschließen neue Anwendungsgebiete. Sie reichen von der stark reibungsbeanspruchten Raketenspitze über temperaturwechselbeständiges Geschirr bis zum astronomischen Spiegel. Erkennbar sind Möglichkeiten der Herstellung von Glaskeramiken mit besonderen elektrischen und elektromagnetischen Eigenschaften.



## 15.4 Eigenschaften technisch wichtiger Glassorten

Reines Quarzglas  $\text{SiO}_2$  - häufig auch Kieselglas bezeichnet - besitzt einige bemerkenswerte Eigenschaften. Es sind

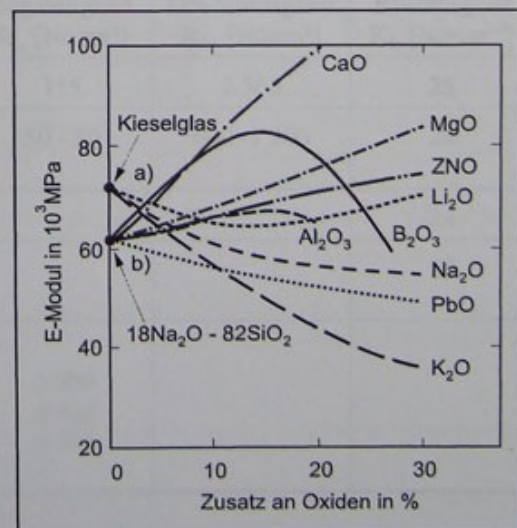
- ➔ eine sehr gute Temperaturwechselbeständigkeit, im wesentlichen bedingt durch einen extrem niedrigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten  $\alpha_{th}$ ,
- ➔ eine ohne Beeinträchtigung der Transparenz bis etwa  $1000^\circ\text{C}$  reichende thermische Stabilität,
- ➔ eine hohe Durchlässigkeit für UV-Strahlung,
- ➔ sehr gute elektrische Isolationseigenschaften, vor allem bei hohen Temperaturen,
- ➔ gute chemische Beständigkeit.

Die sehr aufwendige Herstellung und Verarbeitung von Kieselglas beschränkt seine Anwendung auf wenige Bereiche (z. B. UV-Optik, Halogen-Entladungslampen). Die hohe Viskosität der  $\text{SiO}_2$ -Schmelze erfordert zur Herstellung eines blasenfreien Kieselglases Erschmelzungstemperaturen von mehr als  $2000^\circ\text{C}$ .

Deshalb werden netzwerkandelnde Alkali- und Erdalkalimetalloxide zugesetzt, die das Verarbeitungsverhalten durch Senkung der Schmelz- und Glastemperatur entscheidend verbessern. Dabei entstehen die einfach und kostengünstig herstell- und verarbeitbaren Alkali-Kalk-Silikatgläser (auch Kalk-Natrongläser genannt). Mit dieser Netzwerkveränderung werden aber auch die anderen Eigenschaften des Kieselglases modifiziert. So besitzen die Alkali-Kalk-Silikatgläser nicht mehr die für Kieselglas charakteristische Temperaturwechselbeständigkeit, elektrische Isolationsfähigkeit, chemische Beständigkeit und Durchlässigkeit für UV-Strahlen. Beispielsweise geht die UV-Durchlässigkeit verloren, weil diese Strahlung an den Netzwerkstellen durch Elektronenanregung absorbiert wird. Durch gezielte Wahl der Zusätze lassen sich die Temperaturwechselbeständigkeit, die chemische Beständigkeit und das Isolationsverhalten - zu Lasten der Verarbeitbarkeit - weitgehend wiederherstellen (vgl. auch Tab. 15.2). Temperaturwechselbeständige Gläser mit niedrigem Ausdehnungskoeffizienten und chemisch beständige Gläser erhält man mit größeren  $\text{B}_2\text{O}_3$ - und  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Gehalten (alkaliarme Borsilikatgläser). Die Substitution der Alkalioxide durch Erdalkalioxide oder  $\text{PbO}$  führt zu elektrisch gut isolierenden Gläsern (alkalifreie Gläser, vgl. Tab. 15.4).

Tab. 15.4 gibt einige charakteristische physikalische Eigenschaften und Anwendungsbereiche der mit ihren chemischen Zusammensetzungen in Tab. 15.3 aufgeführten Gläser wieder. Exemplarisch zeigt Bild 15.2 die Veränderung des Elastizitätsmoduls beim Zusatz verschiedener Oxide.

Mechanische Kenngrößen von ausgewählten Gläsern und Glasfasern sind ferner in Tab. 15.5 angegeben. Glas besitzt demnach große Härten und beachtliche Druckfestigkeiten, jedoch um etwa eine Größenordnung geringere Zugfestigkeiten. Die theoretischen, aus atomistischen und strukturellen Daten abgeschätzten Festigkeiten betragen



**Bild 15.2:** Elastizitätsmodul systematisch variiert Gläser a) Einbau von Alkalioxiden in Kieselglas (gestrichelte Kurven); b) Ersatz von  $\text{SiO}_2$  durch  $\text{R}_m\text{O}_n$  im Glas  $18 \text{ Na}_2\text{O} - 82 \text{ SiO}_2$

**Tabelle 15.4:** Physikalische Eigenschaften und Anwendungsbereiche wichtiger Glassorten

| Glas-sorte         | Glastem-peratur [°C] | Dichte [g/cm <sup>3</sup> ] | $\alpha_{th}$ [10 <sup>-6</sup> /K] | E-Modul [kN/mm <sup>2</sup> ] | Elektr. Widerstand [ $\Omega$ cm] | Kennzeichnende Eigenschaften                                         | Anwendung                                                                         |
|--------------------|----------------------|-----------------------------|-------------------------------------|-------------------------------|-----------------------------------|----------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------|
| Kieselglas         | ~ 1 100              | 2,19                        | 0,5                                 | 75                            | 10 <sup>12</sup>                  | UV-durchlässig, temp.-wechselbeständig, thermisch beständig          | UV-Optik, Entladungslampen                                                        |
| Kalknatronglas     | ~ 535                | 2,5                         | 9                                   | 74                            | 10 <sup>6,5</sup>                 | vorteilhafte Verarbeitungseigenschaften                              | allgemein verwendetes Flach- u. Hohlglas für Verglasungen, Flaschen, Geschirrglas |
| Borsilikatglas     | ~ 530                | 2,25                        | 3,2                                 | 64                            | 10 <sup>8</sup>                   | chemisch und temp.-wechselbeständig                                  | Laborglas, pharmazeut. Verpackungen, Glühlampenkolben, "feuerfestes" Haushaltglas |
| Bleiglas           | ~ 435                | 3,5                         | 9,8                                 | 60                            | 10 <sup>10</sup>                  | elektrisch hochwertig, hochbrechend                                  | Röhrenglas, Kapseln u. Substrate in Elektronik, Kristallglas                      |
| Alkali-freies Glas | ~ 730                | 2,7                         | 4                                   | 90                            | 10 <sup>12</sup>                  | elektrisch hochwertig, chemisch beständig, thermisch höher belastbar | Glüh- u. Entladungslampen, Widerstandsträger, hochfeste Glasfasern                |

**Tabelle 15.5:** Mechanische Eigenschaften ausgewählter Gläser und Glasfasern

| Glassorte          | E-Modul [kN/mm <sup>2</sup> ] | Härte HV  | Zugfestigkeit $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] | Druckfestigkeit $R_{dm}$ [N/mm <sup>2</sup> ] | Rißzähigkeit $K_{Ic}$ [N/mm <sup>3/2</sup> ] |
|--------------------|-------------------------------|-----------|------------------------------------------|-----------------------------------------------|----------------------------------------------|
| Kieselglas         | 75                            | 710       | 115                                      | 2 300                                         | 25                                           |
| Kalknatronglas     | 74                            | 400 - 800 | 50 - 80                                  | 600 - 1 200                                   | 24                                           |
| Borsilikatglas     | 64                            |           |                                          |                                               | 24                                           |
| Alkalifreies Glas  | 90                            |           |                                          |                                               | 29                                           |
| Fasern:            |                               |           |                                          |                                               |                                              |
| • SiO <sub>2</sub> | 75                            |           | 5 900                                    |                                               |                                              |
| • E-Glas           | 74                            |           | 3 400                                    |                                               |                                              |
| • S-Glas           | 90                            |           | 4 500                                    |                                               |                                              |

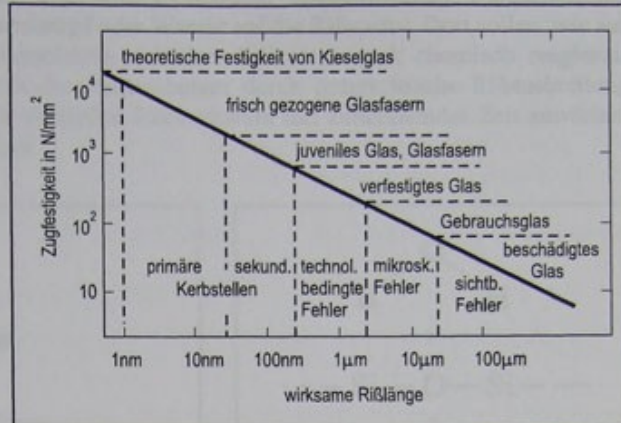
bei Kieselglas etwa 25 000 N/mm<sup>2</sup> und bei Kalknatronglas etwa 7 000 N/mm<sup>2</sup>. Die tatsächlichen Zugfestigkeiten sind also um etwa 2 Größenordnungen kleiner. Dieses Verhalten ist auf das Vorhandensein von Oberflächen- und Volumenfehlern zurückzuführen, die u. a. beim Abkühlen aus der Schmelze entstehen. Es sind



- ➔ Schrumpfungsrissse bzw. -kerben infolge von Mikroheterogenitäten sowie
- ➔ Sprungrisse infolge von Mikroeigenspannungen.

Risse treten mit Tiefen von 10 nm bis 1  $\mu\text{m}$  und einer Anzahl von bis zu  $5 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$  auf. Hinzu kommen mikroskopische und makroskopische Oberflächenbeschädigungen, die die Festigkeit stark beeinträchtigen. Von Bedeutung ist dabei unter bruchmechanischen Bedingungen (vgl. Abschnitt 11.5) die Rißtiefe  $a$ , die gemäß  $K_{Ic} = \sigma_n \sqrt{\pi a} Y$  mit wachsendem  $a$  die Zugfestigkeit  $R_m \equiv \sigma_n$  vermindert.

Den Einfluß der wirksamen Rißlänge auf die Zugfestigkeit veranschaulicht Bild 15.3. Neben den glastypischen Mikrokerben bzw. -rissen vermindern vor allem durch äußere Einflüsse hervorgerufene makroskopische Beschädigungen die Zugfestigkeit erheblich.



**Bild 15.3:** Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der wirksamen Rißlänge

**Festigkeitssteigerungen** bei Glas sind über die Beeinflussung des Oberflächenzustandes auf folgende Weise möglich:

- ➔ Vermeidung von Oberflächenfehlern bei der Herstellung,
- ➔ nachträgliche Entfernung der Oberflächenfehler,
- ➔ Erzeugung von Druckeigenspannungen im Oberflächenbereich.

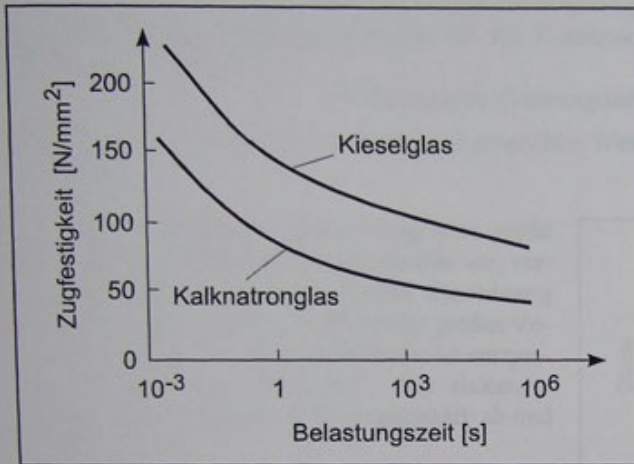
Die Herstellung von oberflächendefektfreiem Glas ist technisch praktisch nicht möglich. Eine Ausnahme stellt jedoch die Glasfaserproduktion dar, wo mit abnehmendem Faserdurchmesser die Wahrscheinlichkeit auftretender Defekte kleiner wird und die Festigkeit entsprechend anwächst (sog. statistischer Größeneinfluß; vgl. auch Bild 15.3). Beispielsweise steigt die Zugfestigkeit von Fasern aus E-Glas mit abnehmendem Faserdurchmesser von z. B. 170 N/mm² bei 1 mm Durchmesser auf 3400 N/mm² bei 3  $\mu\text{m}$  Durchmesser und kommt damit dem theoretischen Wert näher. Bei glasfaserverstärkten Polymerwerkstoffen wird diese Eigenschaft im Verbundwerkstoff (vgl. Abschn. 17) genutzt!

Die Beseitigung von kleinen Rissen gelingt durch Abätzen der Glasoberfläche mit fluorsäurehaltigen oder alkalischen Lösungen. Die Festigkeitssteigerung nimmt mit der Dicke der abgeätzten Schicht zu und kann Werte bis 3000 N/mm² erreichen.

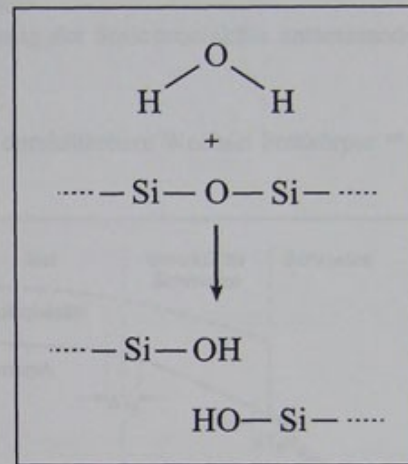
Die Erzeugung von Druckeigenspannungen im Oberflächenbereich kann sowohl durch "**thermisches Härten**" (Abschrecken; raschere Abkühlung des Oberflächenbereichs im Vergleich zum Faserinneren maßgebend) als auch durch "**chemisches Härten**" (Ionenaustausch in Salzschnmelzen) erfolgen. Bei der letztgenannten Methode werden oberhalb der Glastemperatur  $T_g$

- die kleinen  $\text{Na}^+$ -Ionen des Glases durch die größeren  $\text{K}^+$ -Ionen ersetzt oder
- durch  $\text{Li}^+$ -Ionen eine dünne LiAl-Silikatschicht mit  $\alpha_{th} = 0$  gebildet (vgl. Abschnitt 5.2.2), die beim Abkühlen ebenfalls erhebliche Druckeigenspannungen entwickelt.

Glas zeigt bei Raumtemperatur in wasserhaltigen Umgebungsmedien eine mit wachsender Belastungsdauer abnehmende Zugfestigkeit (vgl. Bild 15.4). Diese als "Spannungsrißkorrosion" bezeichnete Erscheinung steht im Zusammenhang mit einer anfangs stabilen, "unterkritischen" Rißausbreitung infolge korrosiver Einwirkung von Wasserdampf oder Wasser auf die Rißspitze. Dort sollen, wie aus Bild 15.5 hervorgeht, bevorzugt Wassermoleküle mit dem Silikatnetzwerk chemisch reagieren, niedrigste Hydroxide bilden und somit das Rißwachstum durch unterkritische Rißausbreitung erleichtern. Da die kritische Rißlänge für instabiles Rißwachstum mit zunehmender Zeit anwächst, wird die Zugfestigkeit entsprechend kleiner.



**Bild 15.4:** Einfluß der Belastungszeit auf die Zugfestigkeit von Glas (Kieselglas, Kalknatronglas) mit Wasser als Umgebungsmedium



**Bild 15.5:** Bildung von Hydroxiden bei der Reaktion von  $\text{H}_2\text{O}$  mit dem Silikatnetzwerk



# 16 Polymere Werkstoffe

## 16.1 Polymerhauptgruppen

Längs der Ketten linearer und verzweigter polymerer Werkstoffe sind starke kovalente Bindungen wirksam (vgl. Abschnitt 5.3). Zwischen den Atomen benachbarter makromolekularer Ketten treten zusätzlich erheblich schwächere, interatomare Wechselwirkungen, die sog. Nebenvaleanzbindungen (van der Waals'sche Bindung, Wasserstoffbrückenbindung) auf.

Sind nur diese Nebenvaleanzbindungen für den Zusammenhang der Makromoleküle untereinander bestimmend, so entstehen

➔ **Plastomere** (Thermoplaste).

Sie sind charakterisiert durch beliebige, in reversibler Weise durchführbare Wechsel Festkörper ↔ Schmelze.

- Im schmelzflüssigen Zustand liegt eine große freie Beweglichkeit der Molekülketten vor, verbunden mit einer kontinuierlichen Umordnung der Moleküle. Dabei wird ein relativ großes Volumen eingenommen und die Dichte ist entsprechend klein (vgl. Bild 16.1). Mit sinkender Temperatur nimmt diese Beweglichkeit ab und die Dichte zu.
- Nach Unterschreiten der Schmelztemperatur  $T_S$  bleibt noch ein schmelzähnlicher Zustand erhalten, so daß man von einer unterkühlten Flüssigkeit spricht.
- Erst nach Unterschreiten der sog. Glasübergangstemperatur  $T_G$  ist keine thermisch induzierte Neuordnung der Moleküle mehr möglich. Die Molekülketten führen jetzt thermisch bedingt nur noch temperaturabhängige Schwingungen und Verdrehungen durch. Entsprechend nimmt bei weiter abnehmender Temperatur die Dichte weniger zu als oberhalb  $T_G$ .
- Läge ein "vollkristalliner" Polymerwerkstoff vor, so wäre die gestrichelte Dichte, Temperatur-Kurve in Bild 16.1 maßgebend.
- Meistens treten anstatt von  $T_S$  und  $T_G$  ein Schmelztemperaturbereich  $\Delta T_S$  und ein Glasübergangsbereich  $\Delta T_E$  (Erweichungsbereich) auf.

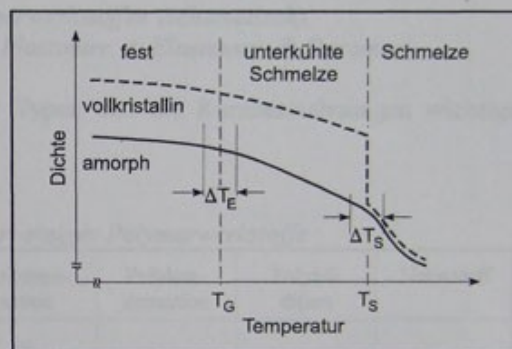


Bild 16.1: Temperaturabhängigkeit der Dichte von Plastomeren

Von den **Plastomeren** (Thermoplasten), die durchweg von linearen Polymeren gebildet werden, sind hinsichtlich Aufbau und Eigenschaften die

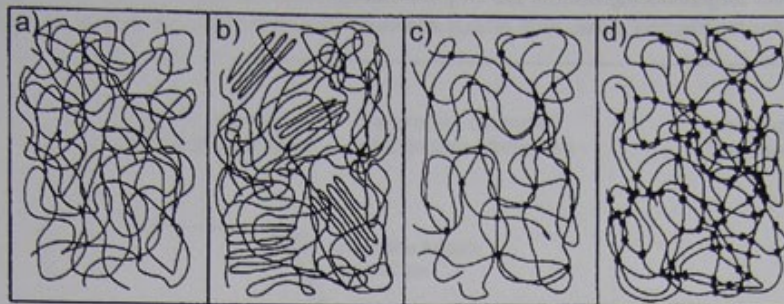
- ➔ **Elastomere** und
- ➔ **Duromere** (Duroplaste)

zu unterscheiden.

- Elastomere werden Polymerwerkstoffe mit weitmaschig vernetzten Ketten bezeichnet.
- Dagegen nennt man engmaschige vernetzte polymere Netzwerke Duromere.

Durch die Vernetzung verliert der Begriff des Makromoleküls seine Bedeutung. An die Stelle der relativen Molekülmasse tritt der Vernetzungsgrad bzw. die relative Molekülmasse zwischen zwei Vernetzungspunkten. Diese können durch geeignete multifunktionelle Zusätze beeinflusst werden.

- Elastomere und Duromere sind im Gegensatz zu den Plastomeren nicht schmelzbar. Bei Überschreiten der Zersetzungstemperatur  $T_z$  lösen sie sich in irreversibler Weise auf. Die Erscheinungsformen der angesprochenen Polymerhauptgruppen faßt Bild 16.2 schematisch zusammen. Bei den Plastomeren ist zwischen amorphen und teilkristallinen Zuständen zu unterscheiden.



**Bild 16.2:** Erscheinungsformen von Polymerwerkstoffen (schematisch).  
a) amorpher Plastomer, b) teilkristalliner Plastomer, c) Elastomer, d) Duromer

Einen Überblick über die Herstellungsarten, die Typen und die Kurzbezeichnungen wichtiger Polymerwerkstoffe gibt Tab. 16.1.

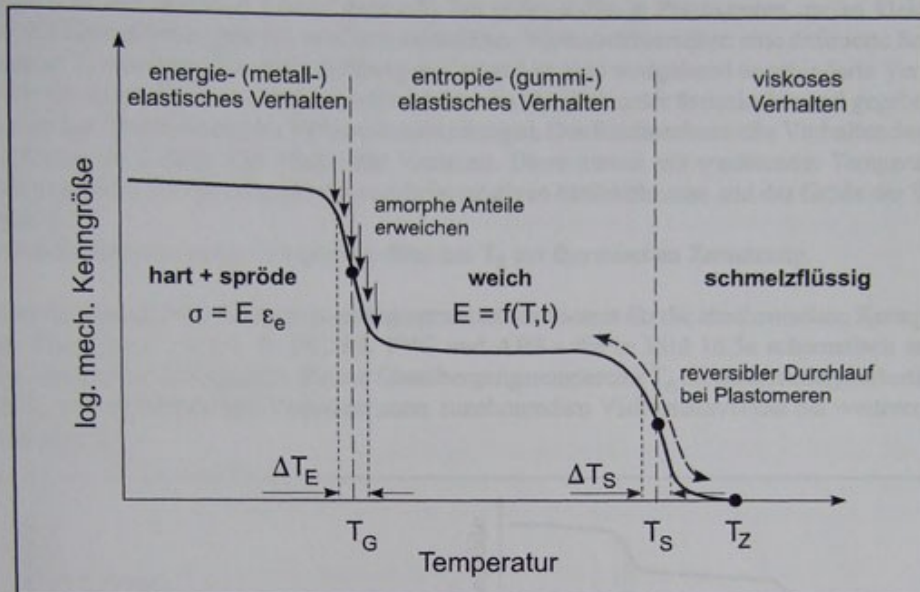
**Tabelle 16.1:** Typ, Bezeichnung und Herstellungsart einiger Polymerwerkstoffe

| Typ                          | Name                        | Abkürzung | Polymerisation | Polykondensation | Polyaddition | Naturstoff |
|------------------------------|-----------------------------|-----------|----------------|------------------|--------------|------------|
| Plastomere<br>(Thermoplaste) | Polyethylen                 | PE        | +              |                  |              |            |
|                              | Polypropylen                | PP        | +              |                  |              |            |
|                              | Polystyrol                  | PS        | +              |                  |              |            |
|                              | Polyvinylchlorid            | PVC       | +              |                  |              |            |
|                              | Polyoxymethylen             | POM       | +              |                  |              |            |
|                              | Polymethylmethacrylat       | PMMA      | +              |                  |              |            |
|                              | Polytetrafluorethylen       | PTFE      | +              |                  |              |            |
|                              | Acrylnitril-Butadien-Styrol | ABS       | +              |                  |              |            |
|                              | Styrol-Acrylnitril          | SAN       | +              |                  |              |            |
|                              | Polyamid                    | PA        |                | +                |              |            |
|                              | Polycarbonat                | PC        |                | +                |              |            |
|                              | Polyurethan                 | PUR       |                |                  | +            |            |
| Elastomere                   | Polyisopren                 | IR        | +              |                  |              |            |
|                              | Polybutadien                | BR        | +              |                  |              |            |
|                              | Silikon                     | SI        |                | +                |              |            |
|                              | Naturkautschuk              | NR        |                |                  |              | +          |
| Duromere<br>(Duroplaste)     | Phenolharz                  | PF        |                | +                |              |            |
|                              | Polyesterharz               | UP        |                | +                |              |            |
|                              | Polyurethan                 | PUR       |                |                  | +            |            |
|                              | Epoxidharz                  | EP        |                |                  | +            |            |

Auf Grund ihres strukturellen Aufbaus zeigen die verschiedenen Polymerwerkstofftypen unterschiedliche Temperaturabhängigkeiten bestimmter mechanischer Eigenschaften, wie z. B. des Elastizitätsmoduls oder des Schubmoduls.



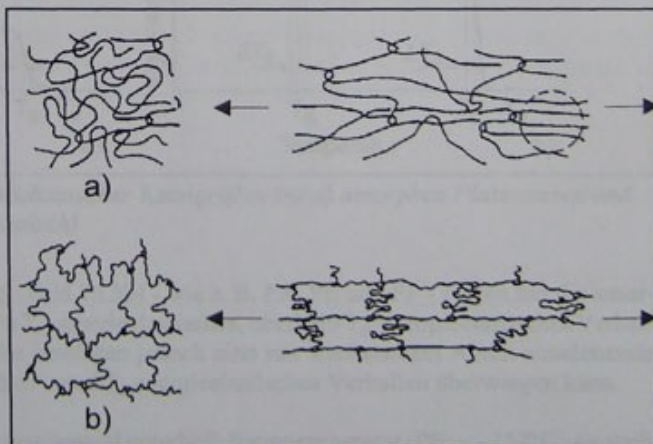
- Polymerwerkstoffe sind bei sehr tiefen Temperaturen **hart und spröde** (vgl. Bild 16.3). Unter Einwirkung wachsender äußerer Kräfte besteht dort wie bei Metallen zunächst ein durch das Hooke'sche Gesetz beschreibbarer Zusammenhang zwischen Spannungen und elastischen Dehnungen. Man spricht von **energieelastischem** (metallelastischem) **Werkstoffverhalten**. Relative Abstandsänderungen und räumliche Lageänderungen der Bindungsrichtungen zwischen benachbarten Atomen unter der Einwirkung der äußeren Kräfte sind dafür verantwortlich.



**Bild 16.3:** Temperaturabhängigkeit mechanischer Kenngrößen bei Polymerwerkstoffen

- Bei höheren Temperaturen **erweichen** amorphe und teilkristalline Plastomere (vgl. Bild 16.3 und 16.5).

Es tritt ein Erweichungsbereich  $\Delta T_E$  auf, der durch die Glasübergangstemperatur  $T_G$  gekennzeichnet ist. Oberhalb  $T_G$  überwiegt bei mechanischer Beanspruchung zunächst das **entropieelastische** (gummielastische) **Werkstoffverhalten** (vgl. Bild 16.3). Man versteht darunter mechanisch erzwungene Umlagerungen und Rotationen (vgl. Bild 16.4) ganzer Kettensegmente entgegen der Wirkung der thermischen Energie, die eine regellose Makromolekülanordnung mit im thermodynamischen Sinne größerer Entropie einzustellen versucht.



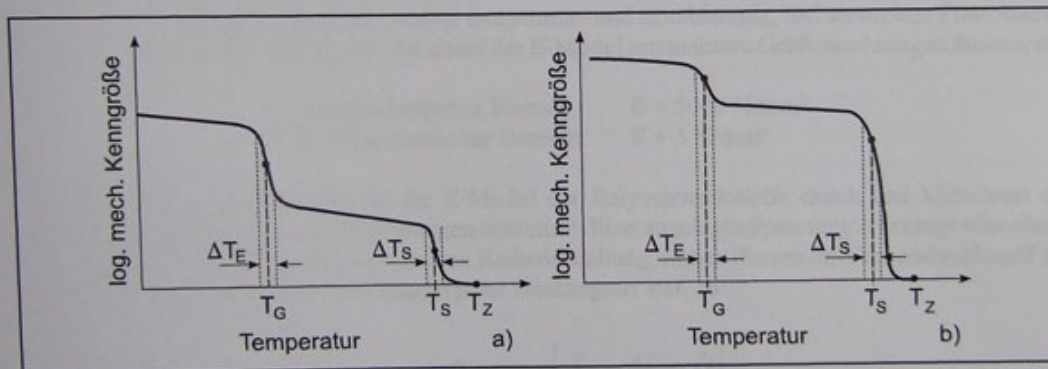
**Bild 16.4:** Makromoleküle im entropieelastischen Bereich. a) Fadenmoleküle eines Plastomers mit Verschlaufungen im ungedehnten und gedehnten Zustand. Innerhalb des gestrichelten Kreises liegt eine Kristallisation vor. b) Vernetzte Moleküle eines Elastomers oder Duromers im ungedehnten und gedehnten Zustand

- In diesem Temperaturbereich verkürzt (!) sich bei Zufuhr thermischer Energie ein unter konstanter Last stehender Polymerwerkstoff. Ferner werden die Moduln  $E$  und  $G$  temperatur- und zeitabhängig.

Gemeinsam mit den **entropieelastischen** treten auch **viskose Verformungsanteile** auf, die irreversible Verschiebungen einzelner Makromoleküle relativ zueinander bewirken.

- ➔ Bei weiterer Temperatursteigerung werden Plastomere im Schmelzbereich  $\Delta T_s$  in den schmelzflüssigen Zustand überführt. Dabei wird  $\Delta T_s$  bei teilkristallinen Plastomeren um so kleiner, je größer der Kristallinitätsgrad ist, weil den kristallinen Werkstoffbereichen eine definierte Schmelztemperatur  $T_s$  zukommt. Im schmelzflüssigen Zustand ist eine weitgehend ungehinderte Verschiebung der einzelnen Makromoleküle relativ zueinander möglich unter thermischer und gegebenenfalls mechanischer Überwindung der Nebervalenzbindungen. Das fluidmechanische Verhalten der Polymerschmelze wird durch ihre **Viskosität** bestimmt. Diese nimmt mit wachsender Temperatur ab und bei gegebener Temperatur mit der mittleren relativen Molekülmasse und der Größe der Seitengruppen zu.
- ➔ Eine weitere Steigerung der Temperatur führt bei  $T_z$  zur thermischen Zersetzung.

Auf Grund der geschilderten Zusammenhänge erwartet man somit für die mechanischen Kenngrößen amorpher Plastomere - wie z. B. PC, PS, PVC und ABS - die in Bild 16.5a schematisch wiedergegebene Temperaturabhängigkeit. Bis zur Glasübergangstemperatur  $T_G$  dominiert energieelastisches, oberhalb  $T_G$  entropieelastisches Verhalten unter zunehmendem Viskositätsverlust bei weiterer Temperatursteigerung.



**Bild 16.5:** Temperaturabhängigkeit mechanischer Kenngrößen bei a) amorphen Plastomeren und b) teilkristallinen Plastomeren (schematisch)

Bei teilkristallinen Thermoplasten (vgl. Bild 16.5b) - wie z. B. PA, PE und PP - zeigen nur die amorphen Anteile der Polymerwerkstoffe bis  $T_G$  energieelastisches, oberhalb  $T_G$  entropieelastisches Verhalten. Die kristallinen Werkstoffbereiche bewirken jedoch eine mit wachsendem Anteil zunehmende Formstabilität, so daß bis zum Erreichen von  $\Delta T_s$  energieelastisches Verhalten überwiegen kann.

Während Plastomere eine Glas temperatur sowohl unterhalb Raumtemperatur (PE:  $\sim -112^\circ\text{C}$ ) als auch oberhalb Raumtemperatur (PA:  $\sim +60^\circ\text{C}$ ) aufweisen können, liegt  $T_G$  bei weitmaschig vernetzten Elastomeren, wie z. B. SI und BR, meist unterhalb Raumtemperatur. Nach Bild 16.6a ist von  $T_G$  bis zur Zersetzungstemperatur  $T_z$  und damit auch bei Raumtemperatur entropieelastisches Verhalten dominant. Die engmaschig vernetzten Duromere, wie z. B. PF, EP und UP, verhalten sich bis  $T_G$  energieelastisch, oberhalb  $T_G$  entropieelastisch. Bei  $T_z$  erfolgt der irreversible Übergang aus dem erweichten Zustand in die Zersetzungsprodukte. Weder bei Elastomeren noch bei Duromeren treten Schmelzbereiche bzw. Schmelztemperaturen auf.



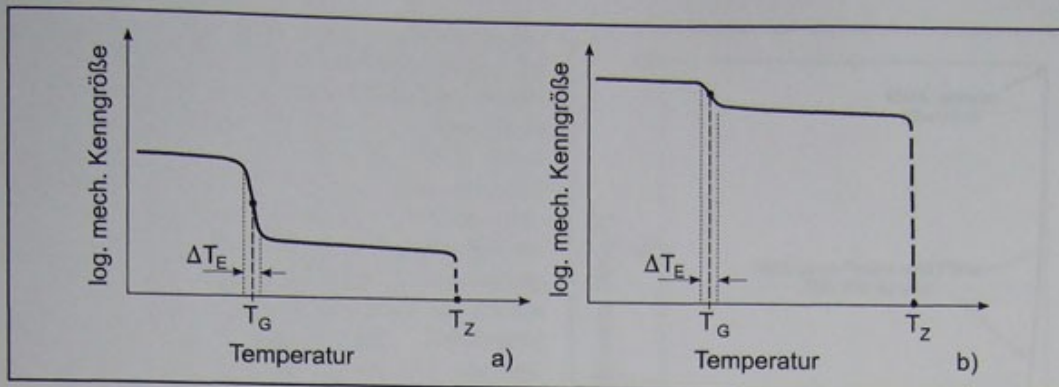


Bild 16.6: Temperaturabhängigkeit mechanischer Kenngrößen bei a) Elastomeren und b) Duromeren

## 16.2 Grundlegende Aspekte zum mechanischen Verhalten

### 16.2.1 Steifigkeit

Sowohl im Erweichungsbereich  $\Delta T_E$  als auch im Temperaturbereich  $T_G < T < T_Z$  ist der für die Steifigkeit maßgebende Elastizitätsmodul temperatur- und zeitabhängig. Bei amorphen Plastomeren, wie z. B. bei PS und PMMA, kann sich dabei der E-Modul um mehrere Größenordnungen ändern, und zwar

- ⇒ energieelastischer Bereich :  $E \approx 3000 \text{ N/mm}^2$
- ⇒ entropieelastischer Bereich:  $E \approx 3 \text{ N/mm}^2$ .

Im energieelastischen Bereich ist der E-Modul der Polymerwerkstoffe durch den Mittelwert der "Steifigkeiten" seiner atomaren Bindungen bestimmt. Eine angelegte Spannung  $\sigma$  erzeugt eine elastische Dehnung  $\epsilon_e$ , die in Anlehnung an eine Reihenschaltung zweier Phasen im Verbundwerkstoff aus der gewichteten Summe der Dehnungen jeder Bindungsart sich zu

$$\epsilon_e = f \frac{\sigma}{E_1} + (1 - f) \frac{\sigma}{E_2} = \sigma \left[ \frac{f}{E_1} + \frac{(1 - f)}{E_2} \right] \quad (1)$$

ergibt. Dabei ist  $f$  = Anteil der kovalenten Bindungen mit Modul  $E_1$  und  $(1 - f)$  = Anteil der sekundären Bindungen mit Modul  $E_2$ . Für den Polymermodul gilt dann die Beziehung

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon_e} = \left[ \frac{f}{E_1} + \frac{(1 - f)}{E_2} \right]^{-1} \quad (2)$$

Wäre der Polymerwerkstoff vollkommen vernetzt ( $f = 1$ ), so würde der E-Modul von Diamant vorliegen. Es wäre also  $E_1 \approx 10^6 \text{ N/mm}^2$ . Wenn überhaupt keine kovalenten Bindungen existieren würden ( $f = 0$ ), dann wäre der E-Modul identisch mit dem von einfachen Kohlenwasserstoffen (z. B. Paraffinwachs), also  $E_2 \approx 10^3 \text{ N/mm}^2$ . Diese Werte in Gl. 2 eingesetzt ergibt

$$E = \left[ \frac{f}{10^6} + \frac{(1 - f)}{10^3} \right]^{-1} \cdot 10^3 \quad [\text{N/mm}^2]. \quad (3)$$

Der Einfluß des kovalenten Bindungsanteils  $f$  auf den Modul  $E$  ist in Bild 16.7 wiedergegeben. Der energieelastische Modul von amorphen Plastomeren ( $f = 0,5$ ) läßt sich aus Gl. 3 zu etwa 2000 N/mm<sup>2</sup> abschätzen (vgl. dazu Tab. 16.2). Stark vernetzte Duromere sind durch einen größeren Modul charakterisiert, der mit  $f = 0,75$  zu etwa 4000 N/mm<sup>2</sup> führt. Stark zugverformte Polymere werden anisotrop, da viele Ketten in Zugrichtung ausgerichtet sind. Extremes Strecken von Fasern aus Polyethylen, Polyamid oder Polyaramid ("Kevlar") erzeugt  $f$ -Werte bis zu 0,99 und entsprechende E-Moduln von bis zu 10<sup>5</sup> N/mm<sup>2</sup>, die mit denen von Al und Cu vergleichbar sind!

- ➔ Die "Orientierungsverfestigung" ist also eine wirksame Methode zur Steigerung des E-Moduls von Polymerwerkstoffen.

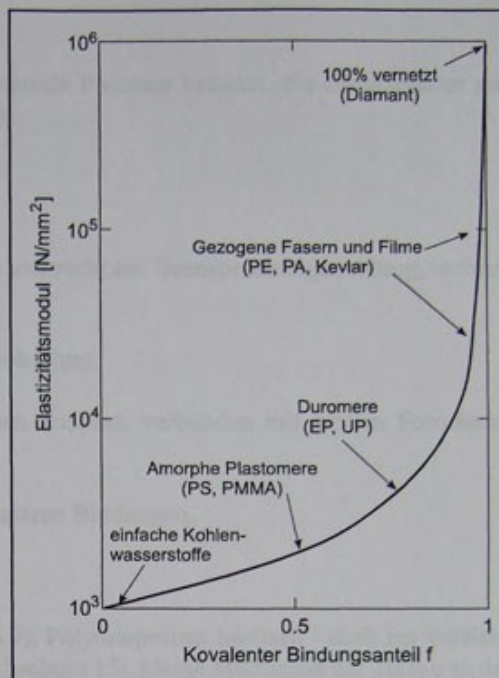
Die Steifigkeit senkrecht zur Streckrichtung nimmt dabei natürlich stark ab, da dort  $f \rightarrow 0$  geht.

Im entropieelastischen Bereich ist  $E = f(T, t)$ , wobei  $T$  und  $t$  auf Grund der dort ablaufenden thermisch aktivierten Prozesse gemäß der Beziehung

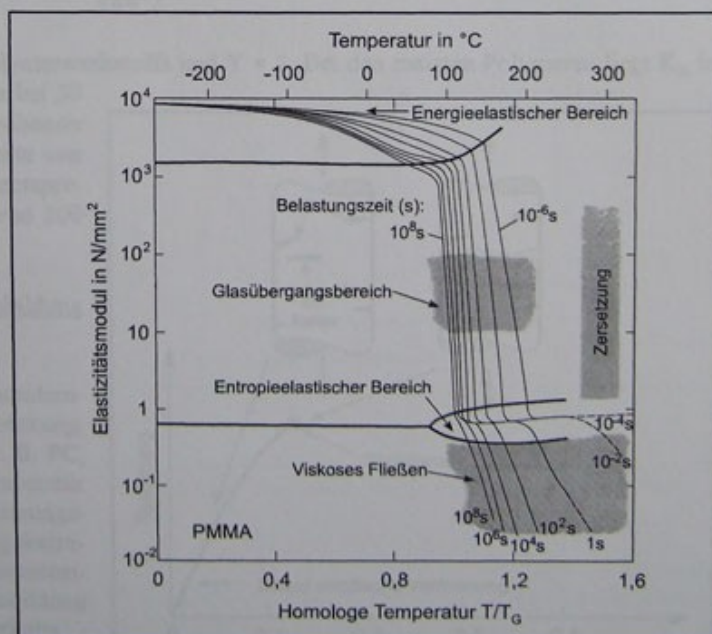
$$E = \frac{B}{t} \cdot \exp \left[ \frac{\Delta H}{RT} \right]$$

"austauschbar" sind. Dabei ist  $B$  eine spannungs- und werkstoffabhängige Größe und  $\Delta H$  eine mittlere Aktivierungsenthalpie.

Im Moduldiagramm  $\log E$  als Funktion von  $T/T_G$  werden alle Informationen zum Elastizitätsmodul zusammengefaßt. Bild 16.8 zeigt dazu ein Beispiel für Polymethylmetacrylat (PMMA), das für amorphe Plastomere typisch ist.



**Bild 16.7:** Änderung des Elastizitätsmoduls von Polymeren mit dem Anteil  $f$  an kovalenter Bindung in Beanspruchungsrichtung



**Bild 16.8:** Moduldiagramm für PMMA. Es zeigt den energieelastischen Bereich, den Glasübergangsbereich, den entropieelastischen Bereich und den Bereich des viskosen Fließens.



## 16.2.2 Festigkeit

Bei Polymerwerkstoffen sind fünf festigkeitsbegrenzende Prozesse bekannt, die nacheinander mit wachsender Temperatur in der Reihenfolge auftreten:

- **Sprödbbruch**
  - ⇒ wie bei einem gewöhnlichen Glas,
- **Normalspannungsfließzonenbildung**
  - ⇒ auch **Craze-Bildung** genannt; Fließzonen senkrecht zur Beanspruchungsrichtung, verbunden mit lokalisierter Verstreckung,
- **Schubspannungsfließzonenbildung**
  - ⇒ wird unter einem Winkel von etwa 58° beobachtet,
- **Kaltverstrecken**
  - ⇒ Verstrecken der Makromoleküle im festen Zustand, verbunden mit großen Formänderungen,
- **Viskoses Fließen**
  - ⇒ erfolgt nach dem Aufschmelzen der sekundären Bindungen.

### a) Sprödbbruch

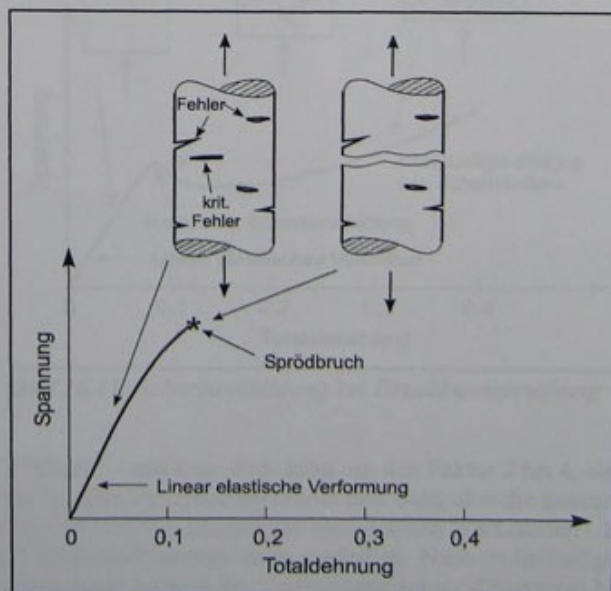
Polymere sind bei  $T < 0,75 T_G$  spröde (vgl. Bild 16.9). Polymerproben besitzen - auch bei vorsichtigster Behandlung! - ähnlich wie bei Gläsern (vgl. Abschnitt 15), kleine Mikrorisse der Tiefe  $a$  an der Oberfläche. Eine Zugspannung bewirkt dann nach bruchmechanischen Kriterien Sprödbbruch, wenn

$$\sigma \Rightarrow \sigma_{\text{krit}} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{\pi a} \cdot Y}$$

mit  $K_{Ic}$  als Rißzähigkeit des Polymerwerkstoffs und  $Y \approx 1$ . Bei den meisten Polymeren liegt  $K_{Ic}$  im energieelastischen Bereich etwa bei  $30 \text{ N/mm}^{3/2}$ , und die entsprechende kritische Rißlänge  $a$  besitzt Werte von einigen  $\mu\text{m}$ . Dann liegt die entsprechende Festigkeit im Bereich von  $100 \text{ N/mm}^2$ .

### b) Normalspannungsfließzonenbildung (Craze-Bildung)

Viele Plastomere zeigen bei Raumtemperatur die oben erörterte Verstreckung. Plastomere mit höherem  $T_G$  (z. B. PC, PS, SAN) sind bei Raumtemperatur durch ein völlig anderes Verformungs- und Versagensverhalten gekennzeichnet. Zugbelastung bei Raumtemperatur führt zur Fließzonenbildung unter Normalspannungseinwirkung - auch "Craze-Bildung" genannt - (vgl. Bild 16.10). Diese Crazes werden bei der Verformung durch weiße Streifen sichtbar.



**Bild 16.9:** Sprödbbruch : Der größte Miroriß breitet sich instabil aus, wenn das Bruchkriterium erfüllt ist

Sie sind "Keime" für den späteren Bruch. Bevor das Verstrecken allgemein einsetzt, bildet sich im Zentrum eines Craze ein ausbreitungsfähiger Riß, der zum Probenbruch führen kann. Die Crazes sind mit verdünntem, hochorientiertem Polymermaterial ausgefüllt mit einer Dichte von 40 bis 60 % des Kompaktmaterials. Die Dicke der Crazes beträgt einige 10  $\mu\text{m}$ . Ihre Länge kann 0,1 bis mehrere cm bei entsprechenden Probenabmessungen erreichen.

#### c) Schubspannungsfließzonenbildung

Im Gegensatz zur zähigkeitsbegrenzenden Craze-Bildung unter Zugbeanspruchung, bewirken große plastische Stauchungen bei Druckbeanspruchung die Bildung von Scherbändern (vgl. Bild 16.11). Innerhalb jedes Scherbands tritt eine lokalisierte, relativ große Scherung auf. Mit wachsender Beanspruchung steigt die Zahl der Scherbänder und damit die totale Deformation an.

#### d) Kaltverstrecken

Bei Temperaturen knapp unterhalb der Glastemperatur  $T_G$  werden bei amorphen Plastomeren (z. B. PA, PE und PP) typische Erscheinungen in den  $\sigma, \epsilon$ -Kurven beobachtet, die in Bild 16.12 schematisch aufgezeichnet sind. Bei kleinen Dehnungen tritt linear-elastisches Verformungsverhalten auf. Bei einer Totaldehnung von etwa 0,1 (= 10 %) beginnt der Polymerwerkstoff lokalisiert plastisch sich zu verformen - er "fließt" - und kann sich dabei um den Faktor 2 bis 4, also um 200 bis 400 % verstrecken (vgl. Bild 16.12). Die Verstreckung breitet sich dann über die gesamte Probenmeßstrecke aus - ähnlich wie im Lüdersbereich von bestimmten metallischen Werkstoffen -. In Verstreckungsrichtung ist der verstreckte Werkstoff extrem stark verfestigt. Nach vollständiger Ausbreitung der Verstreckung tritt ein ausgeprägter Anstieg der Verfestigung im  $\sigma, \epsilon$ -Diagramm bis zum eintretenden Bruch auf.

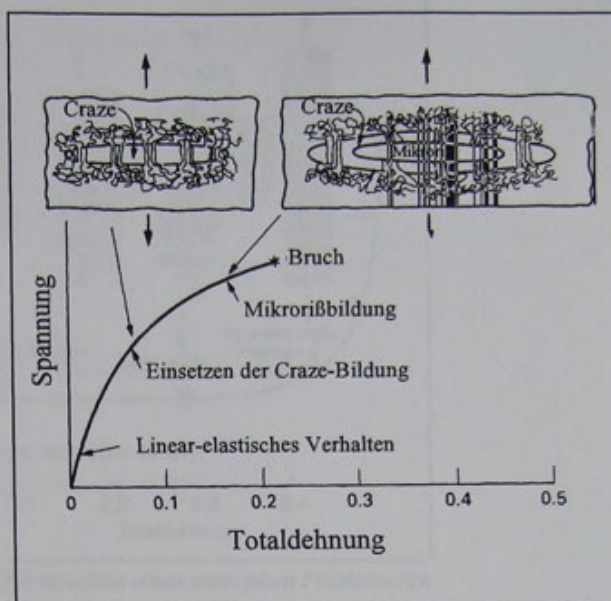


Bild 16.10: Craze-Bildung in einem amorphen Plastomer

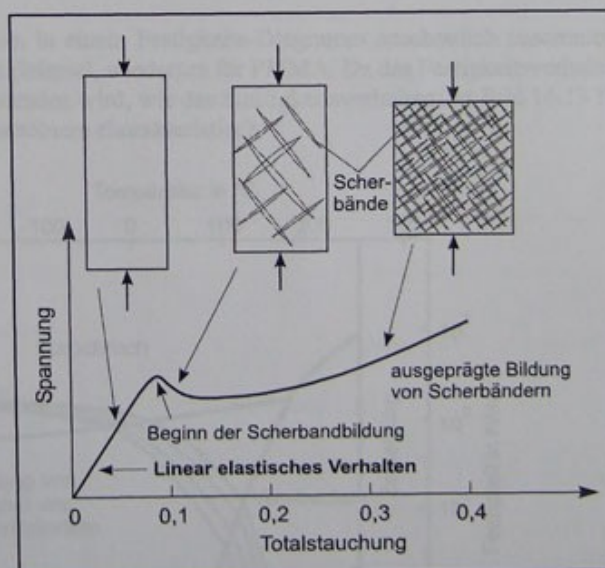
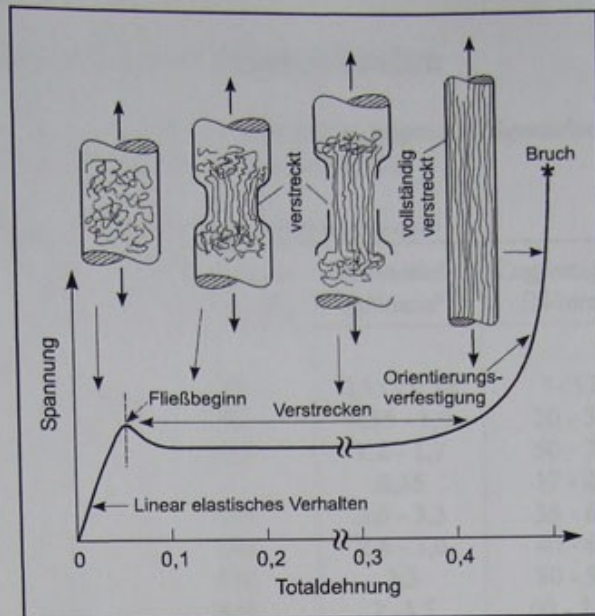


Bild 16.11: Scherbandbildung bei Druckbeanspruchung

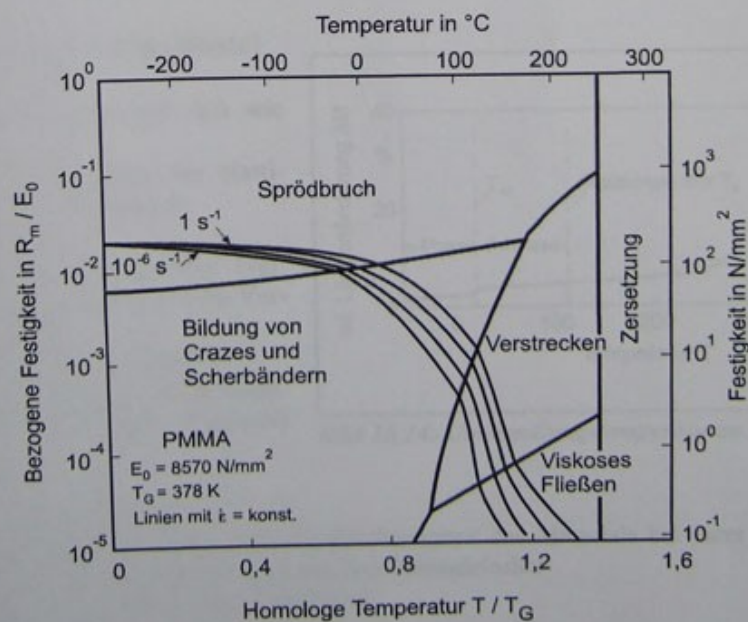




**Bild 16.12:** Verstrecken eines amorphen Plastomeren

#### e) Festigkeits-Diagramm

Die meisten dieser Informationen können in einem Festigkeits-Diagramm anschaulich zusammengefaßt werden. Bild 16.13 zeigt dazu ein Beispiel, wiederum für PMMA. Da das Festigkeitsverhalten der Polymerwerkstoffe weniger gut verstanden wird, wie das Steifigkeitsverhalten, ist Bild 16.13 für viele, jedoch nicht für alle amorphen Plastomere charakteristisch.



**Bild 16.13:** Festigkeits-Diagramm für PMMA

## 16.3 Einige charakteristische Eigenschaften

In Tab. 16.2 sind Richtwerte für die bei Raumtemperatur vorliegenden Eigenschaften, insbesondere im Hinblick auf die mechanischen Kenngrößen zusammengestellt.

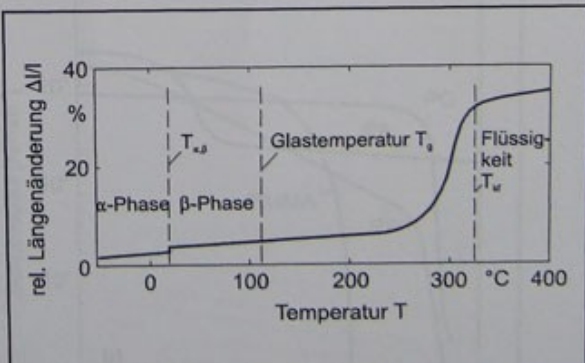
**Tabelle 16.2:** Eigenschaften von Polymeren bei Raumtemperatur

| Werkstoff          | Dichte<br>[g/cm <sup>3</sup> ] | Glastempe-<br>ratur T <sub>G</sub> [K] | E-Modul<br>[kN/mm <sup>2</sup> ] | Zugfestigkeit<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | Rißzähigkeit<br>[N/mm <sup>3/2</sup> ] |
|--------------------|--------------------------------|----------------------------------------|----------------------------------|---------------------------------------|----------------------------------------|
| <b>Plastomere</b>  |                                |                                        |                                  |                                       |                                        |
| PE (kleine Dichte) | 0,91 - 0,94                    | 270                                    | 0,15 - 0,24                      | 7 - 17                                | 30 - 65                                |
| PE (große Dichte)  | 0,95 - 0,98                    | 300                                    | 0,55 - 1,0                       | 20 - 37                               | 60 - 160                               |
| PP                 | 0,91                           | 253                                    | 1,2 - 1,7                        | 50 - 70                               | 110                                    |
| PTFE               | 2,2                            | -                                      | 0,35                             | 17 - 28                               | -                                      |
| PS                 | 1,1                            | 370                                    | 3,0 - 3,3                        | 35 - 68                               | 60                                     |
| PVC                | 1,4                            | 350                                    | 2,4 - 3,0                        | 40 - 60                               | 75                                     |
| PMMA               | 1,2                            | 378                                    | 3,3                              | 80 - 90                               | 50                                     |
| PA (Nylon)         | 1,15                           | 340                                    | 2 - 3,5                          | 60 - 110                              | 90 - 160                               |
| <b>Elastomere</b>  |                                |                                        |                                  |                                       |                                        |
| IR                 | 0,91                           | 220                                    | 0,002 - 0,1                      | ~ 10                                  |                                        |
| BR                 | 1,5                            | 171                                    | 0,004 - 0,1                      | -                                     |                                        |
| <b>Duromere</b>    |                                |                                        |                                  |                                       |                                        |
| EP                 | 1,2 - 1,4                      | 380                                    | 2,1 - 5,5                        | 40 - 85                               | 20 - 30                                |
| UP                 | 1,1 - 1,4                      | 340                                    | 1,3 - 4,5                        | 45 - 85                               | 15                                     |

### 16.3.1 Plastomere (Thermoplaste)

Unvernetzte Moleküle verhalten sich wie folgt:

- Bei niedrigen Temperaturen nur elastische (reversible) Verformungen  
⇒ **sehr spröde**
- ab der Glasübergangstemperatur (vgl. Bild 16.14) sind elastisch-plastische Verformungen möglich  
⇒ **viskos-elastisches Verhalten**
- bei Temperaturen nahe der Schmelztemperatur verhält sich der Werkstoff viskos.



**Bild 16.14:** Umwandlungstemperaturen von PTFE

Teilkristallines Polyethylen (PE):

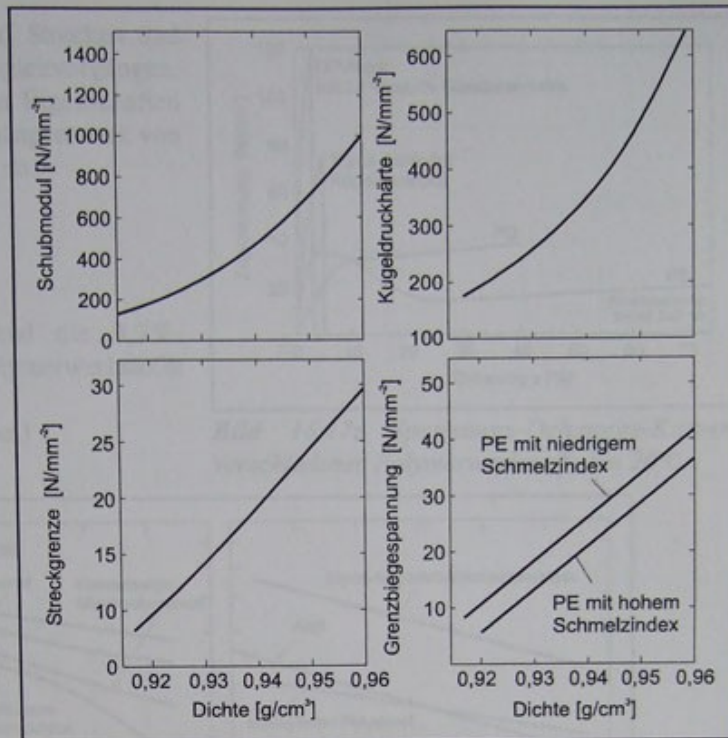
- Von der mittleren Molekülgröße wird die Zähflüssigkeit des Materials bei einer vorgegebenen Temperatur bestimmt, gekennzeichnet durch den **Schmelzindex**
  - ⇒ niedriger Schmelzindex: Extrudermaterial
  - ⇒ hoher Schmelzindex: Spritzgußmaterial
- Hoher Kristallisationsgrad ⇒ höhere Dichte und höhere Festigkeit (vgl. Bild 16.15)



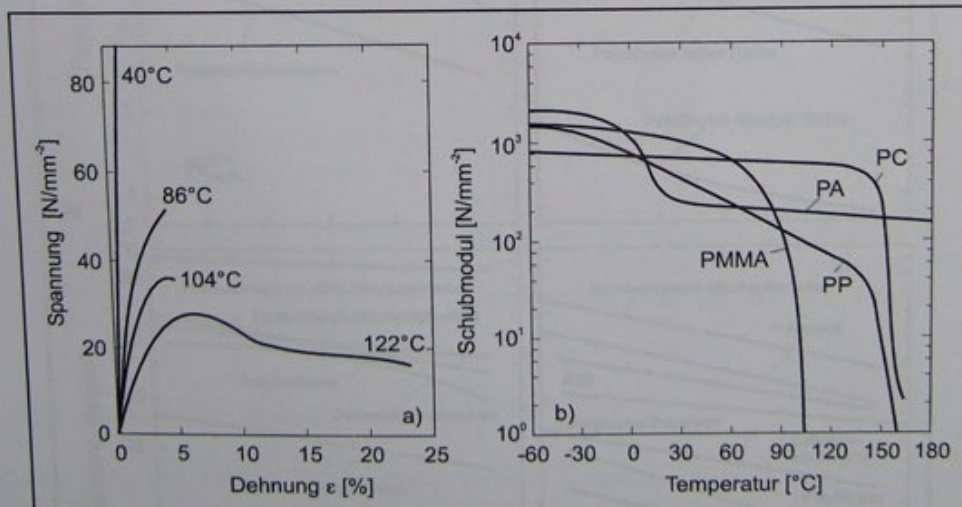
Schubmodul, Fließspannung und Bruchdehnung von Plastomeren besitzen eine starke Temperaturabhängigkeit (vgl. Bild 16.16). So ist Polymethylmetacrylat oberhalb 50°C nicht mehr als Konstruktionsmaterial zu verwenden!

Unterschiede zwischen teilkristallinem und amorphem Aufbau:

- Bei hohem amorphem Anteil  
→ Schubmodul  $G$  sinkt kontinuierlich mit wachsender Temperatur;
- bei hohem kristallinen Anteil  
→ Schubmodul  $G$  sinkt mit Steilabfall bei der Erweichungstemperatur.



**Bild 16.15:** Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von PE von der Dichte und damit vom Kristallisationsgrad



**Bild 16.16:** a) Spannungs-Dehnungs-Kurven von Polymethylmetacrylat (Plexiglas) oberhalb von 20°C. Glasübergangstemperatur  $T_g$  zwischen 40 und 80°C b) Temperaturabhängigkeit des Schubmoduls einiger Polymerwerkstoffe

Oberhalb der Glasübergangstemperatur sind große **plastische Verformungen** möglich, da zwischen den Makromolekülen schwache van der Waals'sche Bindungen vorliegen (vgl. Bild 16.17).

Plastische Verformung beruht auf Strecken und Ausrichten der Moleküle sowie Abgleitvorgängen. Die Kennwerte der mechanischen Eigenschaften bei einer gegebenen Temperatur hängen stark von der Verformungsgeschwindigkeit ab.

In Bild 16.18 sind vergleichend die 0,2%-Zeitdehngrenzen einiger Polymerwerkstoffe aufgetragen.

(Achtung: Verschiedene Maßstäbe!)

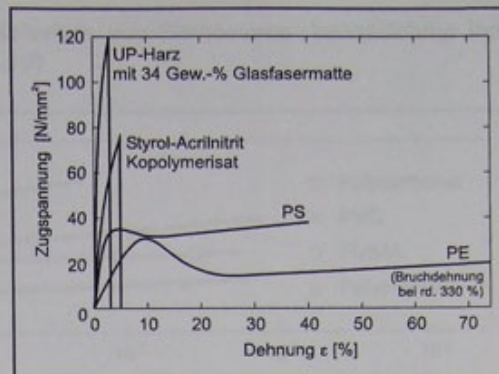


Bild 16.17: Spannungs-Dehnungs-Kurven verschiedener Polymerwerkstoffe bei 20°C

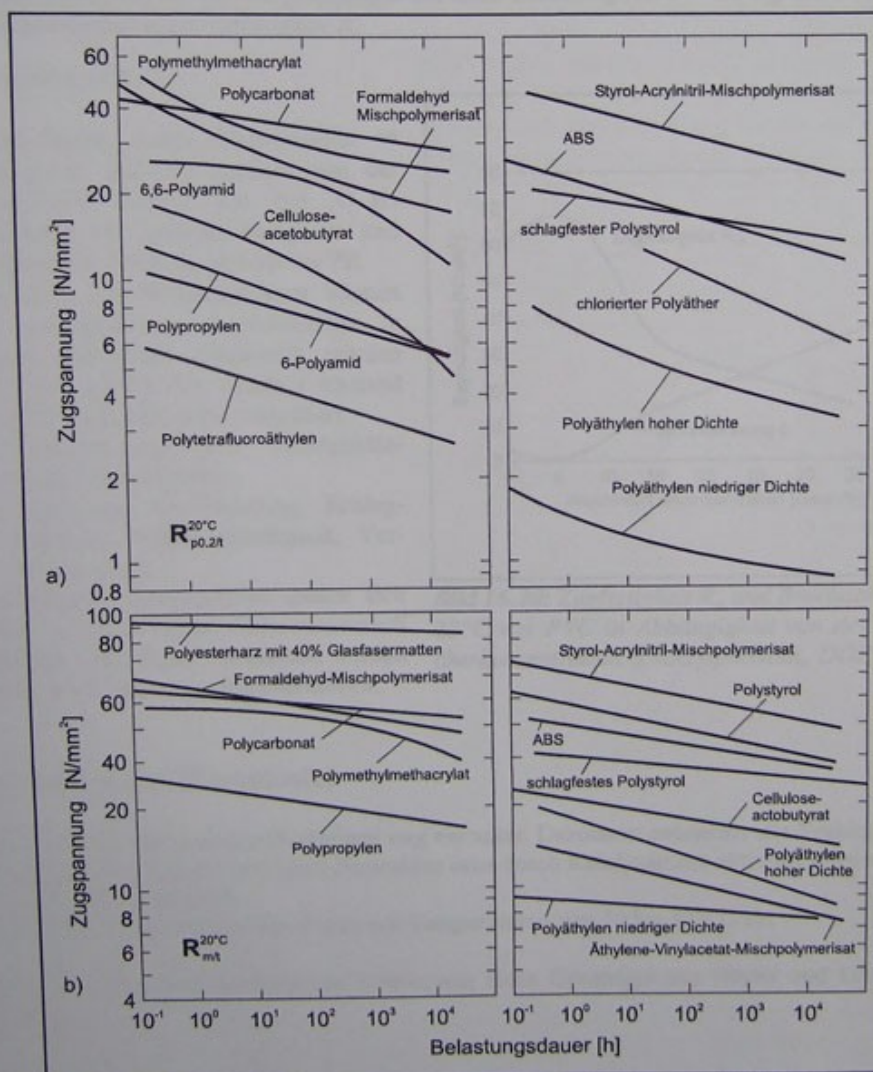
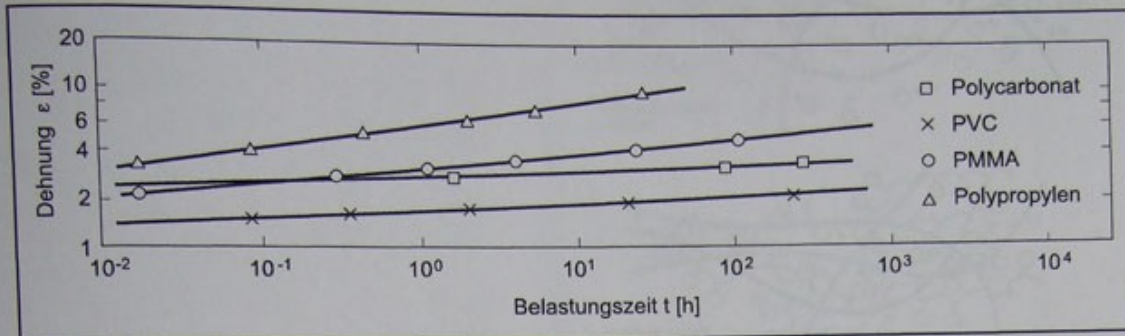


Bild 16.18: a) 0,2 %-Zeitdehngrenzen einiger Polymerwerkstoffe. b) Zeitstandfestigkeit von Polymerwerkstoffen und glasfaserverstärktem Kunstharz bei 20°C



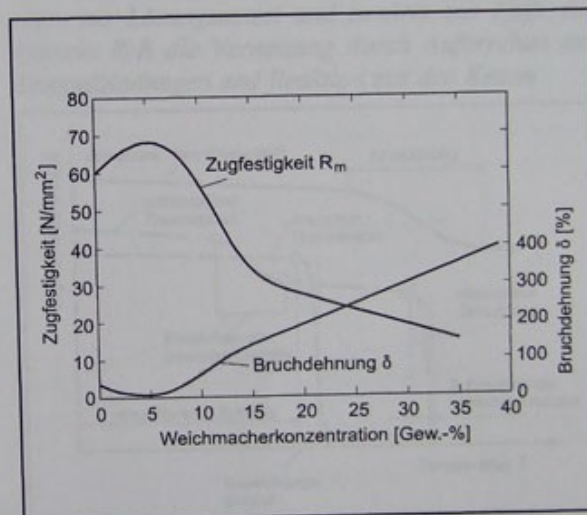
Das bereits bei niedriger Temperatur auftretende **Kriechen** von Plastomeren beeinträchtigt ihre Verwendung als Konstruktionsmaterial (vgl. Bild 16.19)



**Bild 16.19:** Kriechkurven von Polymerstoffen bei einer Belastung von  $\sigma = 2/3 R_m$ , der im Zugversuch bei 20°C ermittelten Kurzzeitfestigkeit  $R_m$

Polyvinylchlorid (PVC):

- Hohe Dichte durch Chlor-Atome  $\Rightarrow$  stark polar, dadurch stärkere van der Waals'sche Kräfte als bei C-H-Bindungen  $\Rightarrow$  größere Festigkeit und größerer Elastizitätsmodul als bei PE.
- Mit Hilfe von **Weichmachern** können die mechanischen Eigenschaften in weiten Bereichen eingestellt werden (vgl. Bild 16.20). Der mittlere Abstand der PVC-Moleküle wird vergrößert.
  - $\Rightarrow$  Verminderung von Elastizitätsmodul, Streckgrenze,
  - $\Rightarrow$  Steigerung von Dehnung, Schlagfestigkeit, Kältebeständigkeit, Verarbeitbarkeit.
- Bei höheren Temperaturen spaltet sich Chlor ab und bildet Chlorwasserstoff (giftiges Gas). Kann verhindert werden durch den Einsatz von **Stabilisatoren**.



**Bild 16.20:** Zugfestigkeit  $R_m$  und Bruchdehnung  $\delta$  bei 23°C von PVC in Abhängigkeit von der Weichmacherkonzentration (Diäthylphthalat, DOP)

### 16.3.2 Duomere (Duroplaste)

Durch kovalente und ionische Bindungen **eng vernetzt**. Duomere entstehen aus Verbindungen mit Seitengruppen, die durch Erwärmen, Bestrahlen oder durch Katalysatoren aktiviert werden

$\Rightarrow$  Brückenbildung möglich.

Reaktion läuft in der technischen Praxis bei Temperaturen von 70 bis 150°C ab.

Feststoff entsteht durch zunehmende Vernetzung eines Gemenges aus Härter und Lösungsmittel (=Binder)

Vernetzung wird bewirkt durch Aufbrechen von Doppelbindungen, Entstehung von Radikalen und Reaktionen mit den Kettenmolekülen (vgl. Bild 16.21)

Es treten nur geringe Änderungen des Schubmoduls mit der Temperatur auf (vgl. Bild 16.22), da ganz wesentlich durch kovalente Bindungen bestimmt. Starke Verformungen führen zum Aufbrechen kovalenter Bindungen und zum Bruch des Werkstoffes.

➔ Duomere können nicht durch viskoses Fließen verformt werden. Sie werden unvernetzt vergossen oder zerspanend bearbeitet.

Beispiele:

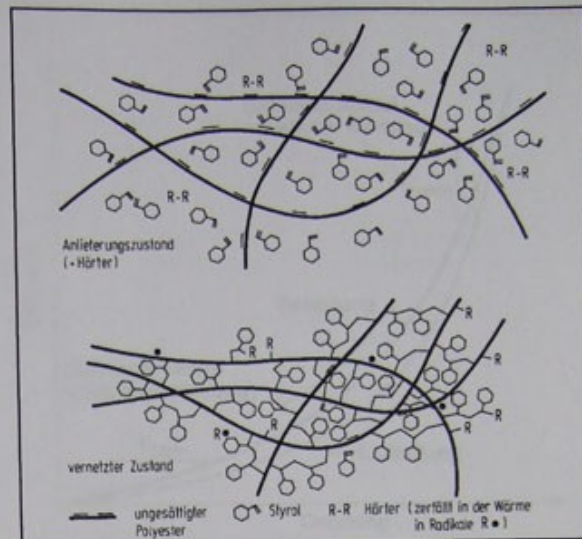
- **UP-Harze** (ungesättigte Polyesterharze):  
Verwendung als Gießharz und im Verbund mit Glasfasern als Verbundwerkstoff.
- **EP-Harze** (Epoxidharze):  
Geringe Schwindung und gute Haftung auf Metallen und Silikatglas; Verwendung als Gießharz, sowohl als Konstruktionswerkstoff im Flugzeugbau als auch als Isolationswerkstoff in der Elektroindustrie.

### 16.3.3 Elastomere

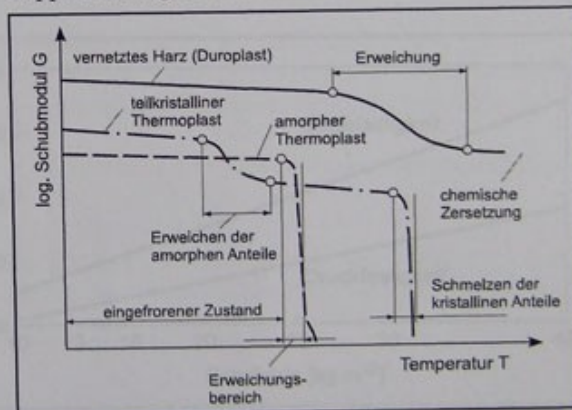
Struktur der Elastomere ist denen der Duomere sehr ähnlich, nur weniger stark vernetzt und geringere Verknäuelung

Für die Abscherung werden geringere Kräfte benötigt. Beim Entlasten stellt sich der ursprüngliche ungeordnete Zustand ein  
➔ sehr niedriger Elastizitätsmodul und großer gummielastischer Bereich in einem weiten Temperaturbereich (vgl. Bild 16.23).

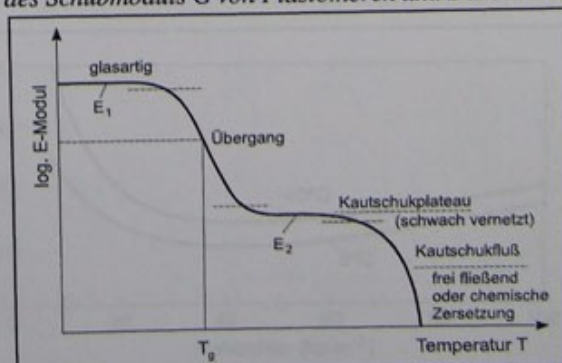
Es tritt kein lineares Spannungs-Dehnungsverhalten wie bei Metallen auf.



**Bild 16.21:** Härtung eines Duomers. Das Styrol dient als Lösungsmittel und bewirkt mit Hilfe des Härters R-R die Vernetzung durch Aufbrechen der Doppelbindungen und Reaktion mit den Ketten



**Bild 16.22:** Vergleich der Temperaturabhängigkeit des Schubmoduls  $G$  von Plastomeren und Duomeren



**Bild 16.23:** Temperaturabhängigkeit des E-Moduls eines schwach vernetzten Elastomers

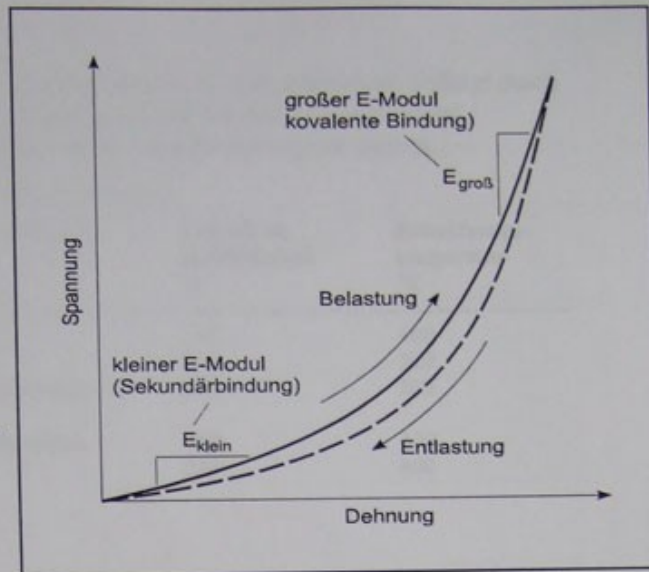


⇒ Elastizitätsmodul ist variabel (vgl. Bild 16.24).

⇒ **Kleiner Elastizitätsmodul:**  
Entrollen der Kettenknäuel und Lösen von van der Waals'schen Bindungen ⇒ geringe Kräfte benötigt  
(⇒ diese E-Moduli sind tabelliert).

⇒ **Großer Elastizitätsmodul:**  
Strecken der kovalenten Bindungen ⇒ hohe Kräfte erforderlich.

**Hystereseeffekt** entsteht bei Entlastung des Materials ⇒ zeitabhängiger Effekt.



**Bild 16.24:** Spannungs-Dehnungskurve eines Elastomers mit einer nichtlinearen Elastizität

### 16.3.4 Besondere Polymere

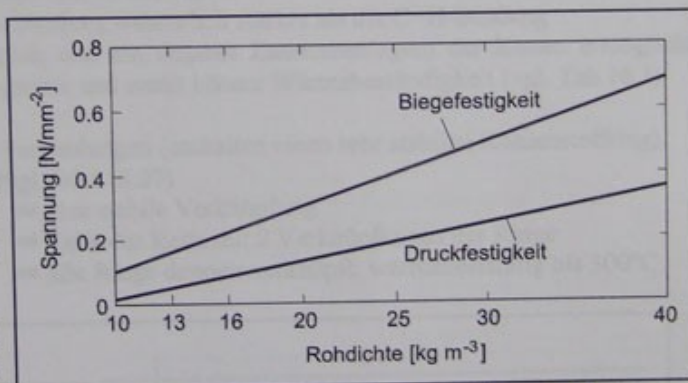
#### a) Schäumbare Polymere

Werden in verschiedenen Dichten hergestellt, bis zu einem fünfzigstel der Ausgangsdichte des nicht geschäumten Polymers.

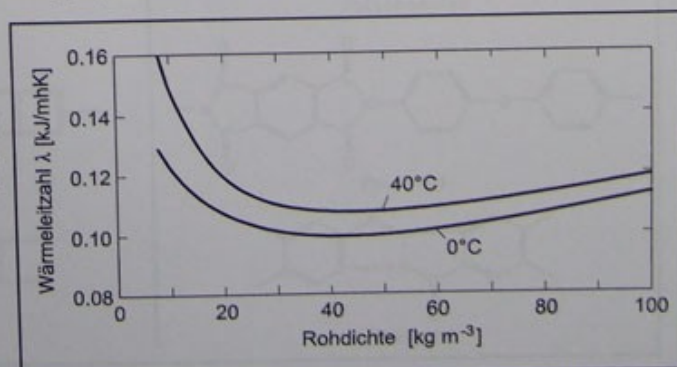
Ausgangsmaterial ist ein thermoplastisches Polymer, das mit einem Treibmittel versetzt wird und bei der Erwärmung geschlossene Zellen bildet.

Festigkeit ist eine fast lineare Funktion von der Dichte und dem tragenden Querschnitt (vgl. Bild 16.25).

Bei der Wärmeleitfähigkeit ergibt sich ein Minimum bei einem Porenanteil von 40% (vgl. Bild 16.26).



**Bild 16.25:** Festigkeitsabnahme von geschäumten Plastomeren etwa proportional dem Porenanteil (Styropor)



**Bild 16.26:** Wärmeleitfähigkeit von geschäumten Plastomeren zeigt bei mittleren Porenanteilen ein Minimum (Styropor)

## b) Hochtemperaturbeständige Polymere

Geringe Wärmebeständigkeit der Polymere bildet Grenze der Anwendbarkeit, bedingt durch

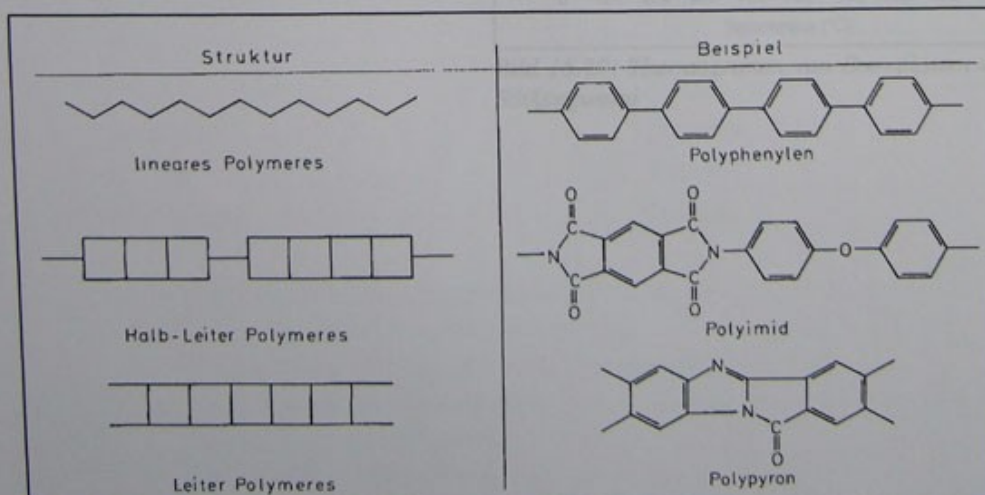
- stark abfallende mechanische Eigenschaften (Elastizitätsmodul, Streckgrenzen),
- Substanzverlust durch thermische Abdissoziation und Zerstörung der Ketten.

**Tabelle 16.3: Wärmebeständigkeit einiger Polymere**

| Bezeichnung                                                      | Firmenbezeichnung      | Chemische Beständigkeit °C | Erweichungstemperatur °C |
|------------------------------------------------------------------|------------------------|----------------------------|--------------------------|
| Poly-p-xylylen                                                   | Karylen                | 95                         | 400                      |
| Polysiloxan                                                      | Silikon                | 200                        | 200                      |
| Terephthalsäure Glykolpolyester                                  | Diolen, Trevira, Mylar | 130                        | 260                      |
| Polytetrafluoräthylen                                            | Teflon, Hostaflon      | 250                        | 330                      |
| Polyimid aus Pyromellithsäureanhydrid + 4,4-Diaminodiphenyläther |                        | 250                        | 800                      |

Maßnahmen zur Erhöhung der Wärmebeständigkeit:

- Erhöhung der Kristallinität  $\Rightarrow$  größerer Anteil zwischenmolekularer Bindungen.  
Beispiele: Wird bei PE der kristalline Anteil von 65 auf 90% erhöht, so steigt die Temperaturbeständigkeit von 90 auf 165°C  
Bei PTFE ist die C-F-Bindung wesentlich stärker als die C-H-Bindung  
 $\Rightarrow$  Streckung der Ketten und ein engeres Zusammenlagern der Ketten ermöglicht höhere Kristallinitätsgrade und somit höhere Wärmebeständigkeit (vgl. Tab. 16.3)
- Verwendung von aromatischen Verbindungen (enthalten einen sehr stabilen Kohlenstoffring).  
Anordnungen sind möglich als (vgl. Bild 16.27)
  - lineares Polymer  $\Rightarrow$  eine stabile Verknüpfung
  - Halb-Leiter-Polymer  $\Rightarrow$  Teile der Kette mit 2 Verknüpfungen der Ringe
  - Leiter-Polymer  $\Rightarrow$  alle Ringe doppelt verknüpft; wärmebeständig bis 300°C



**Bild 16.27: Grundtypen aromatischer Polymere**



### c) Silikone

- Besitzen keine C-Atome, sondern Ketten aus -Si-O-Struktureinheiten.
- Es liegt keine vollständige Analogie zu den Polymeren vor. Jedoch treten Eigenschaften wie bei Elastomeren und Duromeren auf.
- Sie besitzen eine höhere Temperaturbeständigkeit und sind chemisch sehr beständig, außerdem zeichnen sie sich durch eine äußerst niedrige Oberflächenenergie aus  
➔ Antiklebmittel.
- Silikongummi zeigt eine größere Konstanz der mechanischen Eigenschaften als Elastomere (vgl. Bild 16.28 und 16.29).

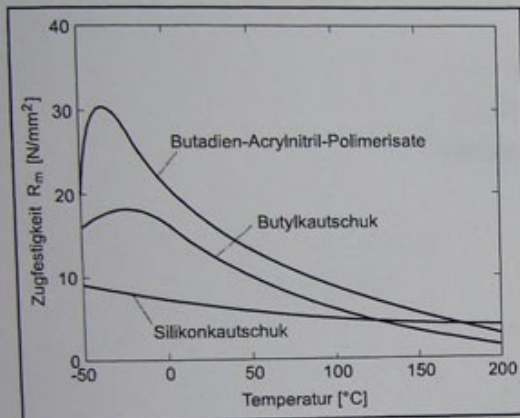


Bild 16.28: Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit verschiedener Gummitypen

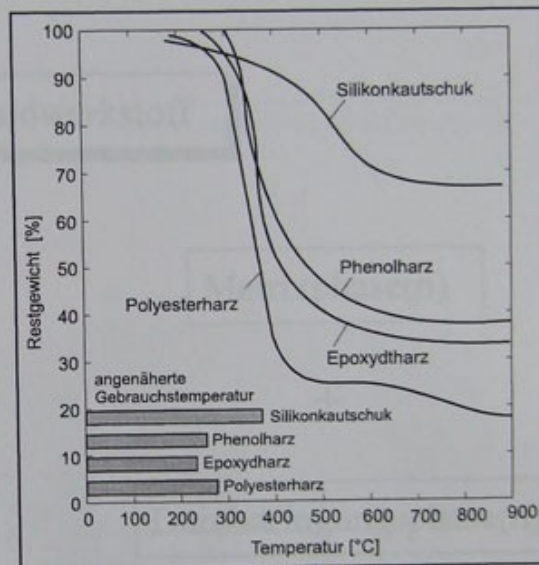


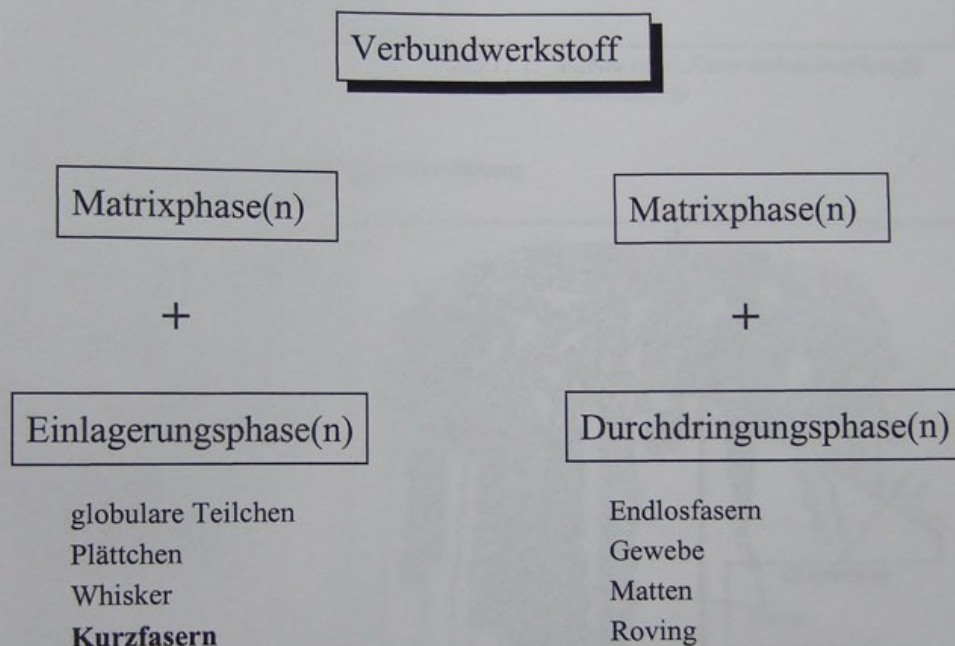
Bild 16.29: Thermogramm von Duroplasten und Silikongummi

# 17 Verbundwerkstoffe

## 17.1 Einführende Bemerkungen

In Abschn. 1.3.4 war bereits angesprochen worden, daß Verbundwerkstoffe durch Kombination von unterschiedlichen oder unterschiedlich strukturierten Werkstoffen aus einer oder mehreren Werkstoffhauptgruppen entstehen und daß außer den Edelgasen alle Elemente des Periodensystems Verbundwerkstoffe bilden können.

Grundsätzlicher Aufbau:



**Ziel:** Eigenschaften des Matrixwerkstoffs verbessern, z.B.

- ☐  $\text{Al}_2\text{O}_3$  - Faser verstärkte Aluminium-Legierung:
  - ⇒ Verbesserung der Steifigkeit und der Warmfestigkeit
- ☐ SiC - Faser verstärktes Siliziumkarbid:
  - ⇒ Verbesserung der Reißfähigkeit
- ☐ C - Faser verstärktes Epoxidharz:
  - ⇒ Verbesserung der Steifigkeit und der Festigkeit



## 17.2 Gefüge

Bild 17.1 zeigt schematisch am Beispiel eines kurzfaserverstärkten Materials das Gefüge eines Verbundwerkstoffs. Wesentlich sind:

- ☐ Faser
- ☐ Matrix
- ☐ Grenzflächenphase

### Kurzfasern:

- ☐ meist isotrope (richtungsunabhängige) bzw. quasiisotrope Verstärkung
- ☐ relativ geringe Verstärkungswirkung
- ☐ konventionelle Herstellverfahren einsetzbar

### Langfasern:

- ☐ meist anisotrope (richtungsabhängige) Verstärkung
- ☐ für Hochleistungsverbunde erforderlich
- ☐ Herstellung meist aufwendig

### 17.2.1 Fasern

#### Fasern für metallische Matrices:

- ☐ Aluminiumoxid ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )
- ☐ Kohlenstoff (C)
- ☐ Siliziumkarbid (SiC)
- ☐ Siliziumnitrid ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ )
- ☐ Bor (B)
- ☐ Metalle

#### Fasern für keramische Matrices:

- ☐ Siliziumkarbid (SiC)
- ☐ Kohlenstoff (C)
- ☐ Aluminiumoxid ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )

#### Fasern für polymere Matrices:

- ☐ E-Glas (53- 54 %  $\text{SiO}_2$ , 14-15 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 20-24 %  $\text{CaO}+\text{MgO}$ , 6-9 %  $\text{B}_2\text{O}_3$ )
- ☐ R-Glas (60 %  $\text{SiO}_2$ , 25 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 6 %  $\text{CaO}$ , 9 %  $\text{MgO}$ )
- ☐ Kohlenstoff (C) (vgl. Bild 17.2)
- ☐ Polyamid (Struktur vgl. Bild 17.3)

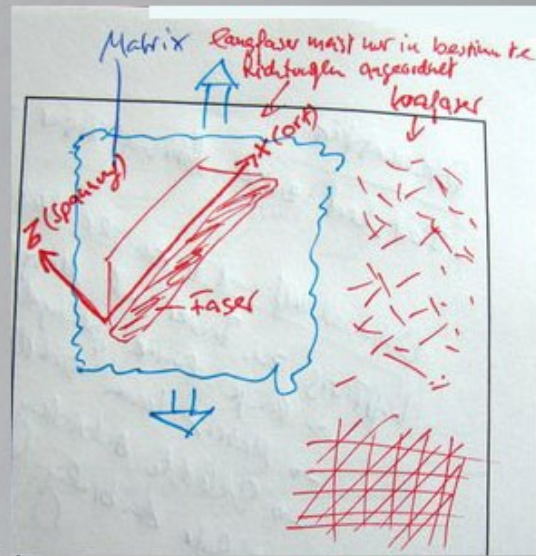


Bild 17.1: Aufbau eines Faserverbundwerkstoffs (schematisch)

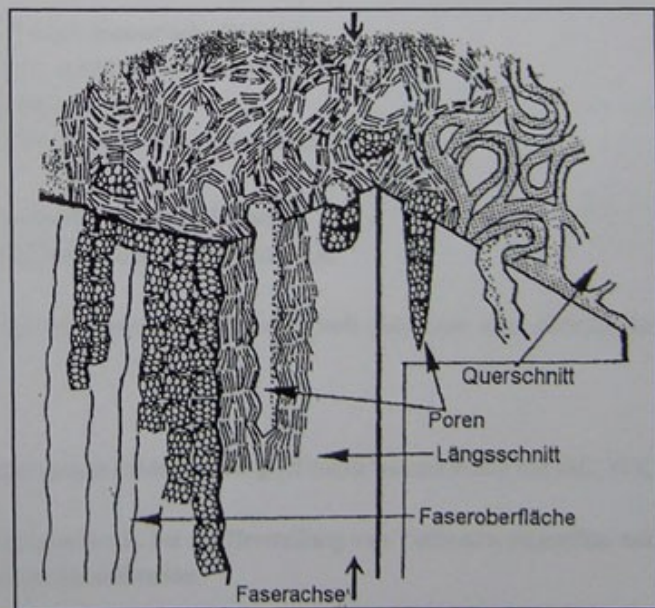


Bild 17.2: Aufbau einer Kohlenstoff-Faser (schematisch)

### 17.2.2 Matrices

#### Metalle

- ☐ Leichtmetall-Legierungen auf Mg-, Al- oder Ti-Basis
- ☐ warmfeste Legierungen auf Ni- oder Co-Basis
- ☐ hochschmelz. Legierungen auf W-, Nb- oder Ta-Basis

#### Keramiken

- ☐ Siliziumcarbid (SiC)
- ☐ Siliziumnitrid ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ )
- ☐ Zirkonoxid ( $\text{ZrO}_2$ )
- ☐ Aluminiumoxid ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )
- ☐ Kohlenstoff (C)
- ☐ Gläser, Glaskeramiken
- ☐ Mullit

#### Polymere

- ☐ Epoxidharze, z.B. Bisphenol A - Basis + aromatische Diamine
- ☐ Polyimide (für höhere Temperaturen, ABER: erhöhte Sprödigkeit)
- ☐ Bismaleimide (bisher geringer Anteil)
- ☐ Plastomere, z.B. Polyetheretherketon (PEEK), Polysulfon (PES)

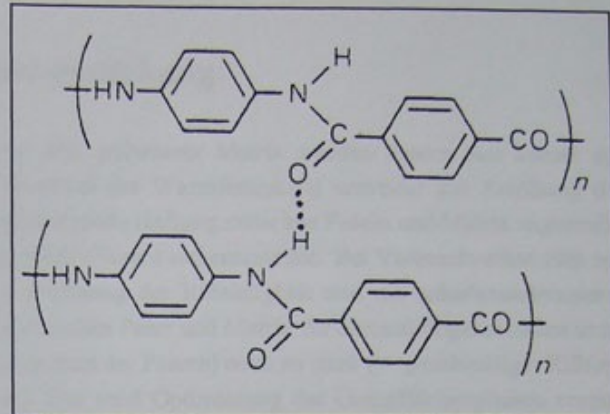


Bild 17.3: Struktur von Polyaramid (schematisch)

### 17.2.3 Grenzflächenphasen (zwischen Matrix und Faser)

werden mit unterschiedlichen Zielsetzungen eingesetzt, z.B.

- ☐ Haftvermittler
  - ➔ Verbesserung der Benetzung von Verstärkungsfasern durch polymere oder metallische Matrices
- ☐ Faserschutz
  - ➔ Schutz von Kohlenstoff-Fasern gegen oxidativen Angriff durch Beschichtung mit SiC, TiN, TiC oder Pyrokohlenstoff
  - ➔ Schutz gegen schädliche Reaktionen z.B. bei der Herstellung von Verbundwerkstoffen mit metallischer Matrix durch Schmelzinfiltration
- ☐ Vermeidung von zu großer Haftung
  - ➔ Verhinderung von haftungsfördernden Reaktionen bei der Herstellung oder beim betrieblichen Einsatz von Verbundwerkstoffen mit keramischen Matrixgefügen, die zur Erniedrigung des Rißausbreitungswiderstandes führen würden (Erhaltung eines optimalen "Pull-out"-Effektes!)



### 17.3 Grundlagen der Faserverstärkung

In Verbundwerkstoffen mit metallischer oder polymerer Matrix werden Fasern fast immer zur Erhöhung der Festigkeit (ggf. unter Einschluß der Warmfestigkeit) und/oder zur Erhöhung der Steifigkeit genutzt. Dabei wird eine möglichst große Haftung zwischen Fasern und Matrix angestrebt, um eine möglichst gute Lastübertragung auf die Fasern sicherzustellen. Bei Verbundwerkstoffen mit keramischer Matrix wird dagegen eine Erhöhung der Reißfähigkeit und ein schadenstoleranteres Verhalten angestrebt, wobei die Haftung zwischen Faser und Matrix für optimale Eigenschaften unter Last weder zu schwach ( $\Rightarrow$  zu leichtes Ausziehen der Fasern) noch zu stark ( $\Rightarrow$  gleichzeitiger Reißfortschritt durch Matrix und Faser) sein darf. Das setzt Optimierung der Grenzflächenphasen voraus, worauf im folgenden nicht eingegangen wird.

Für die Spannung  $\sigma$  und die Dehnung  $\varepsilon$  eines Verbundwerkstoffs mit den Volumenanteilen  $c_M''$  der Matrix und  $c_F''$  der Fasern gelten näherungsweise die Beziehungen

$$\sigma = c_M'' \cdot \bar{\sigma}_M + c_F'' \cdot \bar{\sigma}_F \quad (17.1)$$

$$\varepsilon = c_M'' \cdot \bar{\varepsilon}_M + c_F'' \cdot \bar{\varepsilon}_F \quad (17.2)$$

wobei die Indizes für die Matrix und die Faser stehen und die Querstriche andeuten, daß es sich um Mittelwerte der lokal auftretenden Spannungen und Dehnungen handelt.

Die größtmögliche Faserverstärkung wird für eine unidirektionale Faserverstärkung in Belastungsrichtung erreicht, was einer Parallelschaltung von Matrix und Fasern entspricht. Dafür gilt in guter Näherung

$$\varepsilon = \bar{\varepsilon}_M = \bar{\varepsilon}_F \quad (17.3)$$

und man erhält

$$\frac{\sigma}{\varepsilon} = c_M'' \cdot \frac{\bar{\sigma}_M}{\bar{\varepsilon}_M} + c_F'' \cdot \frac{\bar{\sigma}_F}{\bar{\varepsilon}_F} \quad (17.4)$$

bzw. bei rein elastischer Beanspruchung

$$E = c_M'' \cdot E_M + c_F'' \cdot E_F \quad (17.5)$$

Mit  $c_M'' + c_F'' = 1$  ergibt sich schließlich

$$\frac{E}{E_M} = 1 + c_F'' \cdot \left( \frac{E_F}{E_M} - 1 \right) \quad (17.6)$$

- ➔ Unter den gemachten Voraussetzungen ist der Elastizitätsmodul des Verbundwerkstoffs gegenüber dem Matrixwerkstoff also umso stärker erhöht, je höher der Volumenanteil der Fasern und je größer das Verhältnis der Elastizitätsmoduln von Fasern und Matrix ist.

Ähnliche Zusammenhänge lassen sich für Werkstoffwiderstände gegen einsetzende plastische Verformung bzw. gegen Überschreiten bestimmter plastischer Verformungen herleiten, wobei neben einem hinreichend hohen Verhältnis der Elastizitätsmoduln eine hohe Faserfestigkeit ( $R_{m,F}/R_{m,M} \gg 1$ ) gefordert werden muß, damit die Fasern bei hoher Lastübernahme nicht versagen. Für die Zugfestigkeit des Verbundwerkstoffs läßt sich bei unidirektionaler Faserverstärkung folgende Beziehung abschätzen:

$$R_m = c_F'' \cdot R_{m,F} + c_M'' \cdot \sigma_M^* \quad (17.7)$$

$\sigma_M^*$  ist die Matrixspannung bei Erreichen der Bruchdehnung in den Fasern.

Grobe Anhaltswerte: Für eine brauchbare Verstärkung ist

$$E_F/E_M > 5, R_{m,F}/R_{m,M} > 10 \text{ und } c_F'' > 0,15$$

erforderlich.

Werden keine Endlosfasern, sondern Kurzfasern eingesetzt, muß ein hinreichend hohes Verhältnis zwischen Faserlänge und Faserdurchmesser vorliegen, um eine hinreichend hohe Lastübertragung auf die Fasern zu gewährleisten. Es gilt:

$$\left[ \frac{L_F}{D_F} \right]_{\min} = f \left( \frac{E_F}{E_M}, \text{Haftfestigkeit, Verfestigungsverhalten} \right)$$

## 17.4 Eigenschaften von Verbundwerkstoffen

### 17.4.1 Allgemeine Zusammenhänge

Die Eigenschaften von Verbundwerkstoffen zeigen eine **extreme Variationsbreite**, abhängig von

- Matrix:
  - Chemische Zusammensetzung
  - Gefüge
  - Volumenanteil



- Faser:
  - Chemische Zusammensetzung
  - Gefüge (Fehl Ordnungsgrad, z.B. bei C-Fasern: HM-Fasern, HT-Fasern)
  - Abmessungen (z.B. Länge, L/D)
  - Volumenanteil
- Grenzflächenphasen
  - Chemische Zusammensetzung
  - Reaktionen mit Matrix und Fasern
  - Volumenanteil
- Herstellverfahren
  - Schädigung der Fasern durch mechanische oder thermische Prozesse
  - Einstellung von Faserorientierungen

Die Eigenschaften sind häufig **anisotrop**, aufgrund anisotroper Verstärkung.

Faserverbundwerkstoffe werden bevorzugt in Fahrzeugen, insbesondere in Bauteilen von Luft- und Raumfahrzeugen, eingesetzt

- ➔ auf die Dichte bezogene Eigenschaften (spezifische Festigkeit, spezifischer Elastizitätsmodul) sind wichtig!

Beispiel: Zusammenhang zwischen spezifischer Festigkeit und spezifischem Elastizitätsmodul bei verschiedenen Matrices, Fasern und Verbundwerkstoffen

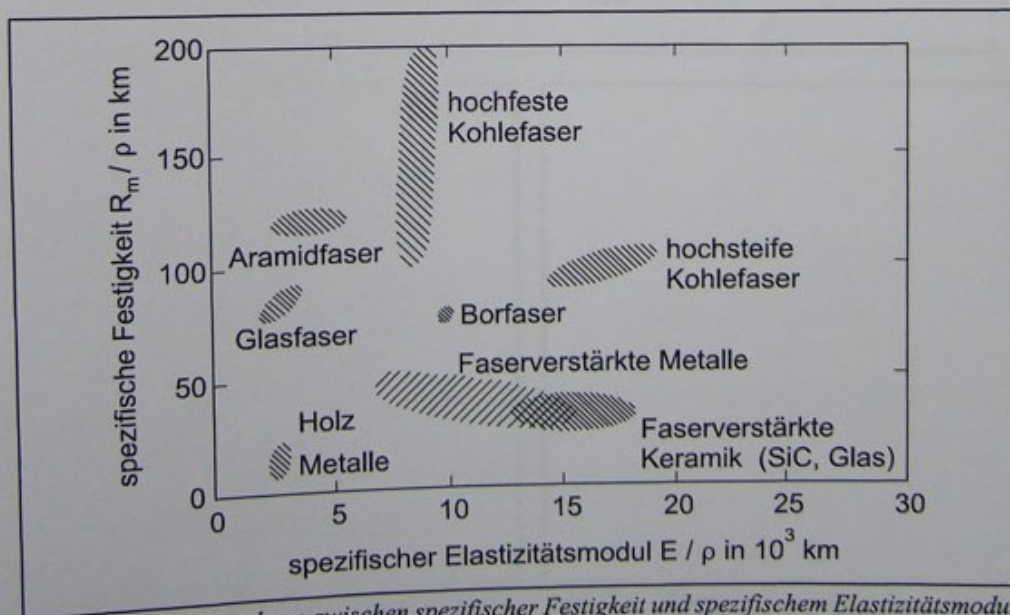


Bild 17.4: Zusammenhang zwischen spezifischer Festigkeit und spezifischem Elastizitätsmodul für verschiedene Matrices, Fasern und Verbundwerkstoffe

## 17.4.2 Entwicklungen bei Verbundwerkstoffen mit metallischer Matrix

### □ Al-Legierungen mit SiC- oder $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Fasern

- - höhere Steifigkeit und Dimensionsstabilität
- höhere Festigkeit und Warmfestigkeit
- bessere Kriechbeständigkeit
- besserer Verschleißwiderstand

Beispiel: Gewalztes Blech aus der Legierung 2124-T6 + 15 Vol.-% SiC

|               | E                     | $R_{p0,2}$           | $R_m$ | A   | $K_c$                  |
|---------------|-----------------------|----------------------|-------|-----|------------------------|
|               | [kN/mm <sup>2</sup> ] | [N/mm <sup>2</sup> ] |       | [%] | [N/mm <sup>3/2</sup> ] |
| Walzrichtg.   | 114                   | 573                  | 718   | 5,3 | 1865                   |
| ⊥ Walzrichtg. | 95                    | 386                  | 559   | 8,5 | 2024                   |

Anwendungsbeispiel: Kolben für Verbrennungsmotor aus G-AlSi12CuMg +  $\text{Al}_2\text{O}_3$  hergestellt im Preßgießverfahren ("squeeze casting")

|             | E                  | $\nu$ | $\rho$            | $R_{p0,2}$        | $R_m$     | A         | $\alpha$            | $\lambda$ |
|-------------|--------------------|-------|-------------------|-------------------|-----------|-----------|---------------------|-----------|
|             | kN/mm <sup>2</sup> | -     | g/cm <sup>3</sup> | N/mm <sup>2</sup> |           | [%]       | 10 <sup>-6</sup> /K | W/mK      |
| ohne Verst. | 78                 | 0,30  | 2,7               | 185 - 225         | 195 - 245 | 0,5 - 1,5 | 20,5                | 155       |
| mit Verst.  | 98                 | 0,27  | 2,8               | 289               | 328       | 0,35      | 15                  | 100       |

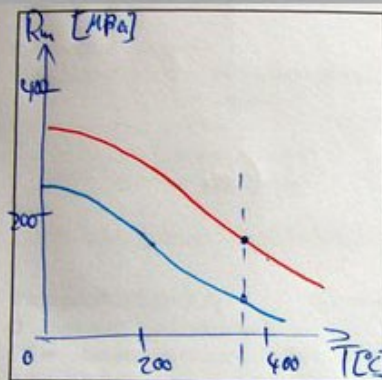


Bild 17.5: Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit von unverstärktem und mit 20 Vol.-%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Kurzfasern verstärktem G-AlSi12CuMg

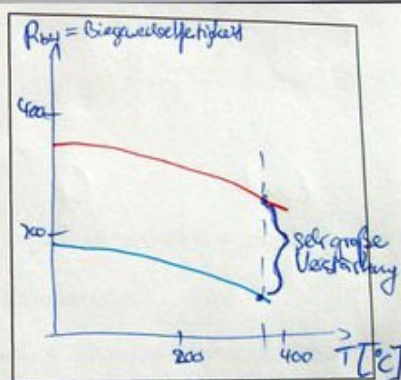


Bild 17.6: Temperaturabhängigkeit der Biegezugfestigkeit von unverstärktem und mit 20 Vol.-%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Kurzfasern verstärktem G-AlSi12CuMg



- **Mg-Legierungen mit  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - oder SiC-Fasern bzw. Partikel**
  - ➔ parallele Entwicklung zu Verbundwerkstoffen mit Al-Legierung als Matrix, ähnliche Zielsetzung
- **Waben - Strukturen ("honeycombs") aus Al-Legierungen und Polymeren**
  - ➔ Anwendung als leichte und steife Flächentragwerke, vgl. Bild 17.7

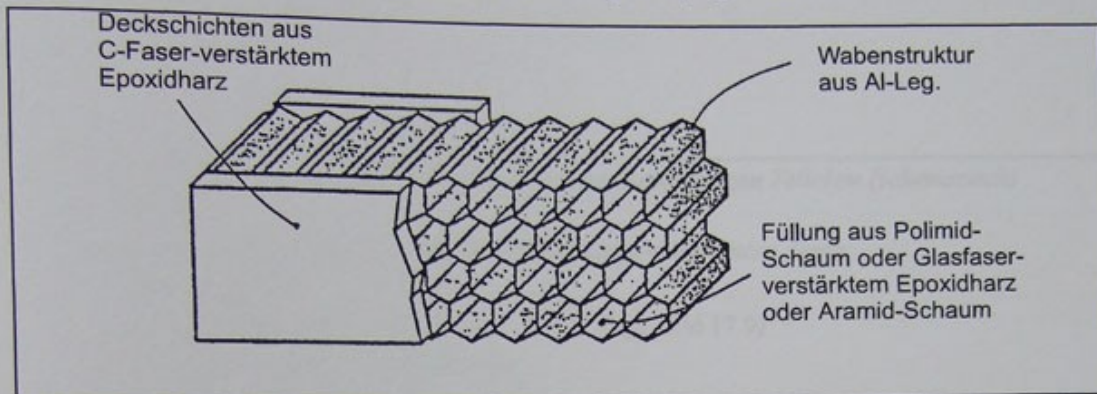


Bild 17.7: Waben-Struktur ("honeycombe")

weitere Anwendungen:

- Schalldämpfung
- elektr. und magn. Abschirmungen
  - ➔ Optimierung der Abschirmeigenschaften durch Optimierung der Zellgröße!
- Wärmeisolierung

- **Laminat-Werkstoffe**

z.B. Aramid-Aluminium-Laminat (ARALL)

  - ➔ - leichter als Al-Legierungen
  - höhere Festigkeit
  - höhere Ermüdungsfestigkeit

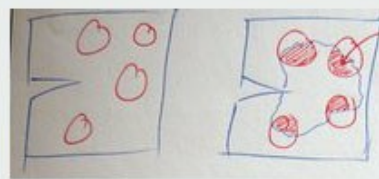
ABER: Anisotrope Eigenschaften!

### 17.4.3 Entwicklungen bei Verbundwerkstoffen mit keramischer Matrix

Wichtigste Entwicklungsziel: **Erhöhung der Rißzähigkeit** durch

- **Umwandlungsverstärkung:**
  - ➔ Nutzung von Phasenumwandlungen während der Rißausbreitung, z.B.  $\text{ZrO}_2$ -Teilchen in  $\text{ZrO}_2$ -Matrix, vgl. Bild 17.8
  - ➔ Erzeugung eines Druckeigen Spannungsfeldes erhöht den Rißausbreitungswiderstand!

ABER: Nur bei Temperaturen  $\leq 800^\circ\text{C}$ !



quasiplastische Verformung  
durch martensitische  
Verwandlung

Bild 17.8: Wechselwirkung zwischen Riß und umwandlungsfähigen Teilchen (schematisch)

- **Faserverstärkung:** Erhöhung des Rißausbreitungswiderstandes durch
- Rißabschirmung
  - Rißablenkung, Rißverzweigung (vgl. Bild 17.9)
  - Rißüberbrückung, Matrixvorspannung
  - "Pull-out-Effekt"

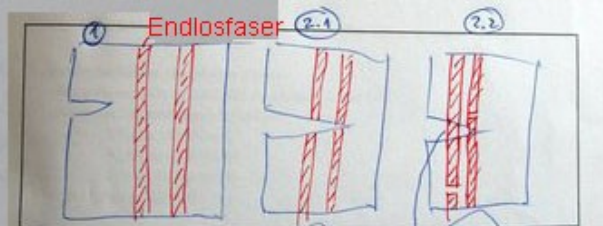


Bild 17.9: Wechselwirkung zwischen Riß und Fasern (schematisch)

zerteilte Faser durch  
starke Matrix-Faser-  
Anbindung

Reibungskräfte bei  
weiterer Rißausbreitung  
bei schlechter  
Matrix-Faser-Haftung  
=> Gute Eigenschaft

Bild 17.9: Wechselwirkung zwischen Riß und Fasern (schematisch)

Beispiele:

- SiC-Faser verstärktes SiC
- SiC-Faser verstärktes  $\text{Al}_2\text{O}_3$
- **Kohlenstoff-Faser verstärkter Kohlenstoff**
  - ⇒ Verbundwerkstoff mit dem größten Temperaturpotential!
  - große Phasenstabilität  
(ABER: Geringer Widerstand gegen Hochtemperatur-Oxidation)
  - große Thermoschockbeständigkeit wegen guter thermischer Leitfähigkeit und niedrigem Wärmeausdehnungskoeffizienten
  - hohe Festigkeit und Steifigkeit bis zu sehr hohen Temperaturen, vgl. Bild 17.10



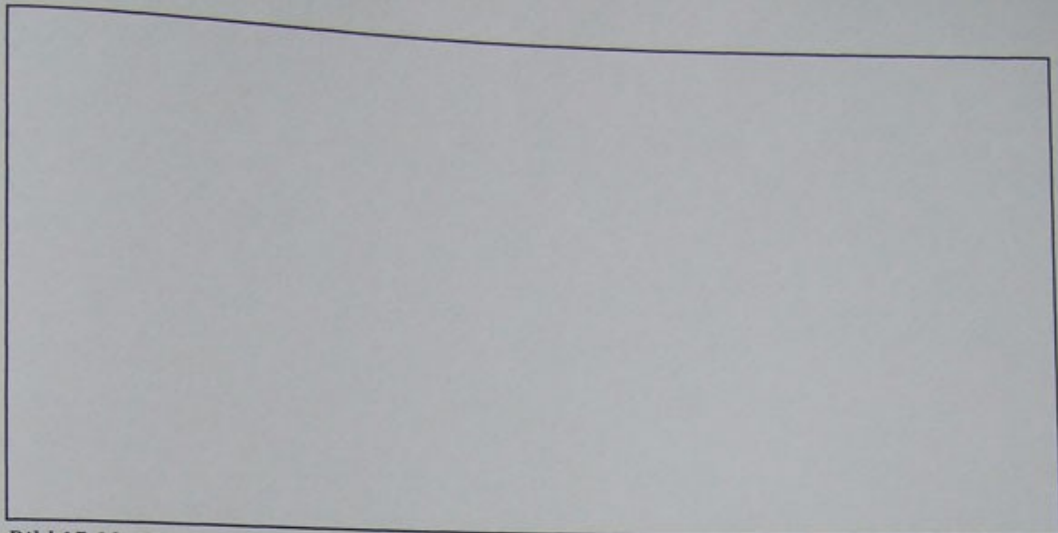


Bild 17.10: Temperaturabhängigkeit der spezifischen Festigkeit von C-Fasern, C-Faser verstärktem Kohlenstoff und unverstärktem Kohlenstoff

#### 17.4.4 Entwicklungen bei Verbundwerkstoffen mit polymerer Matrix

##### □ Einsatz hochfester organischer Fasern

- z.B. weiterentwickelte ARAMID-Fasern (z.B. Kevlar 149)
  - Fasern aus hochmoduligem Polyäthylen
    - ➡ E bis zu  $190 \text{ kN/mm}^2$
    - $R_m$  bis zu  $5000 \text{ N/mm}^2$
    - $\delta$  (bzw. A) bis zu 5 %
- (z.B. Dyneema, Spectra)

##### □ Einsatz von Plastomeren (Thermoplasten) als Matrixwerkstoffe

- z.B.
- Polyetheretherketon (PEEK)
  - Polyphenylensulfid (PPS)
  - Polycarbonat (PC)
  - Polysulfon (PS)
  - Polyethersulfon (PES)

##### Ziele:

- Kürzere Prozeßzeiten
- thermische Nachverformbarkeit
- bessere Recyclingmöglichkeiten
- unbegrenzte Prepreglagerfähigkeit
- ggf. günstigeres Versagensverhalten, größere Zähigkeit

