

## Heft 12

# MATERIALWISSENSCHAFT - BASIS TECHNISCHEN WIRKENS (-)

Der Brockhaus ([4] in Heft 15 (*Anhang*)) beschreibt die Materialforschung als

*fachübergreifende technisch-wissenschaftliche Disziplin, die auf den Erkenntnissen der Kristallographie, Mineralogie, Chemie, physikalischen Chemie, Festkörperphysik, Kontinuums- und Bruchmechanik sowie der Ingenieurwissenschaften beruht und sich vor allem mit der Erforschung metallischer und nicht-metallischer Struktur- und Funktionsmaterialien sowie der zugehörigen Verfahrenstechnik befasst.*

Diese Beschreibung ist sicher nicht falsch. Ich bezweifle allerdings, dass ein Leser, dem die Materialforschung oder besser die Materialwissenschaft bisher fremd war, durch diese Formulierung bereits ein deutlich klareres Bild hat von dem, was ihn im nun folgenden Heft erwartet. Ich möchte daher eine eigene Beschreibung versuchen:

Die Materialwissenschaft beschreibt und charakterisiert die Gebrauchseigenschaften von Materialien, die zur Herstellung technischer Objekte (Werkzeuge, Maschinen, Gebäude etc.) eingesetzt werden oder werden sollen. Insbesondere bemüht sie sich um die Aufklärung des Zusammenhangs zwischen

- der chemischen und physikalischen Struktur der Materialbestandteile,
- den Einzelheiten der Materialherstellung und -verarbeitung
- und eben diesen Gebrauchseigenschaften des fertigen technischen Werkstücks.

Im Zentrum des materialwissenschaftlichen Interesses stehen daher weniger die *intrinsic* (grundsätzlichen) Eigenschaften des *idealisierten* Materials wie z.B.

die thermische Ausdehnung des reinen Eisens,  
die optische Absorption des reinen Siliziumdioxids,  
der Elastizitätstensor des NaCl-Einkristalls.

Derartige Fragestellungen fallen z.B. in den Bereich der Kristallphysik und werden von mir auch dort behandelt, s. Heft 9 (*Kristallphysik*). Die Materialwissenschaft konzentriert sich auf das *reale Gebrauchsverhalten des realen Werkstoffs* und geht daher oft mit Begriffen um, die aus sehr anwendungsnahen Anforderungen und Prüfverfahren resultieren und oft nur äußerst schwierig einer sauberen physikalischen Definition zugänglich sind. Ein typisches Beispiel hierfür ist der Begriff der *Zähigkeit*, den ich im Abschnitt 12.4.4 behandeln werde. Diese das reale Gebrauchsverhalten bestimmenden Materialeigenschaften sind dann auch immer nicht alleine durch die intrinsische Struktur des Materials (z.B. seine Kristallstruktur) festgelegt, sondern zumindest gleichgewichtig durch die Einzelheiten des weiteren Aufbaus zu einem makroskopischen Körper. Hiermit sind z.B. bei einem kristallinen Material die Kristallitgrößenverteilung des Materials und die Mikrostruktur des diese Kristallite verbindenden Anteils gemeint. Diese Strukturierung des Materials, die sich, auf einer geometrischen Skala betrachtet, an die molekulare Struktur anschließt, wird üblicherweise als die *Morphologie* des Materials bezeichnet.

Aufgabe des Materialwissenschaftlers ist es, die Brücke zu bilden zwischen dem Erfinder des Materials (durch chemische Synthese eines neuen Polymers, durch Design eines neuen Composites etc.) und dem Anwendungstechniker, der für eine Anfrage aus dem Markt ein geeignetes Material sucht. Wegen dieser sehr anwendungsbezogenen Aufgabenstellung bewegte sich die Materialwissenschaft lange Zeit ganz überwiegend auf einer phänomenologischen Schiene der Charakterisierung und Strukturierung der beobachtbaren Effekte. Erst in neuerer Zeit gibt es vermehrt Ansätze zum Aufbau quantitativer Modelle, die es ermöglichen sollen, aus den molekularen Strukturen der Bausteine die makroskopischen Gebrauchseigenschaften des Materials quantitativ vorherzusagen. Die Erfolge sind allerdings bis heute eher mäßig geblieben.

Die Verfahrenstechnik zur Herstellung eines Werkstoffs beeinflusst entscheidend dessen Gebrauchseigenschaften. Deshalb wird sie i.a. auch als Teil der Materialwissenschaft angesehen. In diesem Sinne waren die Metallurgen unserer Vorgeschichte die ersten Materialwissenschaftler. Sie lernten, aus den jeweiligen metallhaltigen Mineralgemengen, also den *Erzen*, das reine Metall zu gewinnen (Kupfer ab ca. 5.000 v.Chr., Eisen ab ca. 1.400 v.Chr.) bzw. durch gemeinsame Verhüttung von unterschiedlichen Erzen eine Legierung aus unterschiedlichen Metallen (Legierung aus Kupfer und Zinn = Bronze ab ca. 3.500 v.Chr.). Sie hatten bereits erkannt, dass gewisse Legierungen bessere Eigenschaften zeigen als die reinen Metalle, aus denen sie bestehen.

Bevor ein Werkstoff genutzt werden kann, sei es als Werkzeug, als Waffe oder als Bauteil zur Fertigung einer Maschine oder eines Gebäudes, muss ein aus diesem Material bestehender *Rohling* in die gewünschte Form gebracht werden. Welche Methoden dabei eingesetzt werden können, hängt ebenfalls entscheidend von den materialwissenschaftlichen Parametern des Werkstoffs ab, insbesondere von seinen elastischen und mehr noch von seinen nicht-elastischen Eigenschaften. Diese bestimmen also nicht nur das Gebrauchsverhalten des fertigen Bauteils, sondern auch die zuläs-

sigen Techniken der Formgebung und Materialbearbeitung. Daher habe ich in das Heft *Materialwissenschaft* auch eine kurze Skizze dieser Techniken aufgenommen und in dem Kapitel 12.11 (*Formgebung und Materialbearbeitung*) zusammengefasst. Dies bietet die Möglichkeit, im Anschluss daran zu erklären, welche Werkstoffe sich für welche dieser Bearbeitungstechniken eignen. Dieser Zusammenhang ist von großer wirtschaftlicher Bedeutung und entscheidet oft über die Vermarktungschancen eines neuen Werkstoffs.

Heute konzentriert sich das aktuelle Interesse der materialwissenschaftlichen Forschung weitgehend auf nichtmetallische, insbesondere auf keramische Werkstoffe und auf organische Polymere. Die Materialwissenschaft der Polymere wird oft auch (wenig präzise) als *Polymerphysik* bezeichnet. Als Literatur zur Polymerphysik empfehle ich [28].

## 12.1 Drei Grundfragen der Materialwissenschaft (\*)

Aus historischen Gründen stehen in der Materialwissenschaft bis heute meist die *mechanischen* Gebrauchseigenschaften im Vordergrund des Interesses. Ich werde mich in diesem Heft ebenfalls ganz überwiegend auf diesen Teil der Materialwissenschaft beschränken. Dies ist insbesondere deshalb berechtigt, weil gerade bei den mechanischen Eigenschaften eines Materials der Unterschied zwischen den intrinsischen Eigenschaften des idealisierten Ausgangsmaterials und denen des realen Werkstoffs besonders groß ist. Um dies klar zu machen, beginne ich das Kapitel mit drei vielleicht etwas überraschend formulierten Fragen. Aus deren Diskussion werden wir lernen, dass die Existenz von Materialien, die nicht schon bei der ersten sanften mechanischen Beanspruchung zerstört werden, keinesfalls selbstverständlich ist. Vielmehr ist für die Einsicht, dass dies möglich ist, bereits ein detailliertes, eben *materialwissenschaftliches* Verständnis erforderlich.

### 12.1.1 Warum sind Festkörper verformbar? (\*)

Es entspricht unserer Alltagserfahrung, dass man ein Seil dehnen, einen Balken durchbiegen kann, ohne sie zu zerstören, dass also die meisten Festkörper **verformt** werden können, ohne sie zu zerbrechen. Ich möchte nun jedoch zeigen, dass diese experimentelle Tatsache gar nicht so einfach erklärt werden kann. Hierzu schätzen wir die Energie ab, die nötig ist, um einen Stab (sauber entlang einer Ebene) zu zerteilen, und vergleichen diese Energie mit der bei einer mechanischen Belastung des Stabes in ihm gespeicherten elastischen Energie. Der Einfachheit halber nehmen wir eine reine

Zugbelastung an. Deren elastische Energie beträgt einfach (s. Abschnitt 12.2)

$$E_{elast} = A * \bar{E} * l * \frac{\varepsilon^2}{2} \quad (12.1)$$

$A$  : Querschnittsfläche des Stabes

$\bar{E}$  : Elastizitätsmodul des Materials

$l$  : Länge des Stabes

$$\varepsilon = \frac{\delta l}{l} \text{ Dehnung des Stabes} \quad (12.2)$$

Den Elastizitätsmodul  $\bar{E}$  werden wir im Abschnitt 12.2 genauer kennenlernen, der hier zu führenden Diskussion wird der Leser auch mit einer nur vagen Vorstellung von dessen Bedeutung folgen können. Die zur Bildung neuer Materialoberfläche nötige Energie schätzen wir aus der Sublimationsenergie  $\hat{e}_{Sub}$  (das ist die für die Überführung des Materials vom festen in den gasförmigen Zustand nötige Energie pro Masseneinheit) durch folgende Näherung ab: Wir nehmen an, dass auf beiden Seiten der neu gebildeten Oberfläche die erste Atom- bzw. Moleküllage die Hälfte ihrer Bindungsenergie einbüßt, also

$$E_{Trenn} = 2 \cdot N_{Oberfl.} \cdot \frac{e_{Sub}}{2} = A \cdot d \cdot \frac{m}{M} \cdot e_{Sub} = A \cdot d \cdot m \cdot \hat{e}_{Sub} \quad (12.3)$$

$d$  : Dicke einer 1-atomigen bzw. 1-molekularen Materialschicht

$d = 0,28 \cdot nm$  für Eisen

$e_{Sub}$  : Sublimationsenergie pro Teilchen

$\hat{e}_{Sub}$  : Sublimationsenergie pro Masseneinheit

$m$  : Massendichte

Das Verhältnis dieser beiden Energien

$$\frac{E_{Trenn}}{E_{elast}} = \frac{d}{l} \cdot \frac{2 \cdot m \cdot \hat{e}_{Sub}}{\bar{E}} \cdot \frac{1}{\varepsilon^2} \quad (12.4)$$

lässt sich darstellen als Produkt aus dem **dimensionslosen** ausschließlich **materi- alspezifischen** Term

$$\frac{2 \cdot m \cdot \hat{e}_{Sub}}{\bar{E}} \quad (12.5)$$

sowie dem ebenfalls dimensionslosen experimentspezifischen Term

$$\frac{d}{l \cdot \varepsilon^2} \quad (12.6)$$

Der Term 12.5 hat für Eisen etwa den Wert 0,5. Wir bestimmen für einen Prüfkörper aus Eisen und von der Länge  $l = 30 \cdot cm$  die Dehnung  $\varepsilon$ , bei der das Verhältnis dieser beiden Energien 1 wird.

$$\varepsilon^2 = 10^{-9} \cdot 0,5 \implies \varepsilon = 2 \cdot 10^{-5} \quad (12.7)$$

Technisch relevante Dehnungsbelastungen liegen jedoch eher im %-Bereich. Unter diesen Bedingungen ist aber die in dem Körper gespeicherte elastische Energie bereits um ca. 6 Größenordnungen größer als die für eine Trennung des Prüfkörpers nötige Energie! Dieses Ergebnis ist mit Sicherheit primär nicht etwa eine Folge der bei dieser Abschätzung gemachten Vereinfachungen. Das grundsätzliche Problem äußert sich insbesondere darin, dass (im Rahmen der bisher vorgestellten Theorie) die wie oben definierte Bindungsenergie mit  $l^2$  skaliert, wenn  $l$  eine typische Abmessung des Körpers ist, während die elastische Energie mit  $l^3$  skaliert. Ab einer gewissen Größe des Körpers dominiert also in **jedem** Fall die elastische Energie. Mit Hilfe unserer Abschätzung erhalten wir (wieder für das Material Eisen) z.B. das Wertepaar

$$\varepsilon = 1 \cdot 10^{-2} \Rightarrow l_{\text{grenz}} = 1,4 \cdot \mu\text{m} \quad (12.8)$$

Nach dieser Abschätzung sollten also makroskopische Eisenteile nicht dehnbar sein. Diese Behauptung ist aber offensichtlich falsch. Was also hindert den Prüfkörper daran, einen winzigen Bruchteil dieser elastischen Energie entlang einer zukünftigen Bruchfläche zu konzentrieren und für eben diesen Bruch zu verwenden? Im Rahmen des Modells eines *linear-elastischen Festkörpers* (Abschnitt 12.2.2) gibt es auf diese Frage keine plausible Antwort.

Ich kann die korrekte Antwort auf diese Frage an dieser Stelle nur andeuten: Es sind die *nichtelastischen* Prozesse des realen Materials, die diese Katastrophe verhindern! Sie sorgen dafür, dass die einem Bruch zwangsweise vorausgehenden energieverzehrenden Prozesse nicht wie oben angenommen auf ein derart niedriges Volumen beschränkt bleiben, sondern sich auf einen signifikanten Anteil des **gesamten** Prüfkörpervolumens ausdehnen. Damit aber nimmt die für den Bruch erforderliche Energie wieder um ausreichend viele Größenordnungen zu, und die Katastrophe ist für nicht zu große mechanische Beanspruchungen des Prüfkörpers vermieden. Ich werde auf diese Problematik insbesondere im Abschnitt ?? zurückkommen.

### 12.1.2 Warum sind Festkörper schadenstolerant? (\*)

Reale Festkörper sind niemals fehlerfrei, sondern enthalten Fremdkörper, Hohlräume etc. . Von besonderem praktischen Interesse sind *Risse*, also Spaltungsbereiche, die von der Oberfläche oder von einem inneren Hohlraum (einer kleinen Luftblase) ausgehen und bis zu einer gewissen Tiefe in das vorher störungsfreie Material vordringen. Ihre Querschnittsfläche hat eine typische Form, wie sie in der Abb. 1 wiedergegeben ist. Diese Fläche endet in der *Risspitze*, die im Idealfall an ihrem Ende einen beliebig kleinen Krümmungsradius aufweist.

Bereits Heinrich Hertz befasste sich mit der Berechnung der Spannungsverteilung in der Kontaktzone 2-er elastischer Körper ([1]) und erkannte, dass z.B. bei dem Kontakt zwischen einer Kugel und einer Platte in linear-elastischer Näherung bereits bei beliebig kleiner mittlerer Spannungsbelastung der Probe die Spannung in der Kontaktzone unendlich groß wird. Das rührt ursächlich daher, dass (in linear-elastischer Näherung) die Fläche der Kontaktzone bei diesem Beispiel beliebig klein ist. Die bei

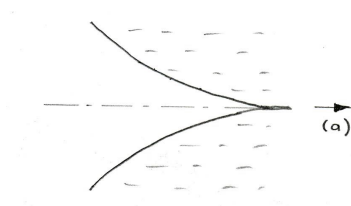


Abb. 1 Prinzipskizze der Geometrie eines Risses(a): Richtung der Rissfortpflanzung

einem Riss gegebene Situation hat im Bereich einer Rissspitze eine andere Geometrie, aber eine analoge mathematische Grundproblematik. Wenn aber die Spannung lokal beliebig groß wird, dann übersteigt die in diesem Bereich gespeicherte elastische Energiedichte bei weitem die Energie, die für die Bildung neuer Grenzflächen erforderlich ist, also die *Weiterreiß-Energie*. D.h. der Riss sollte sich bereits bei der geringsten Belastung der Probe immer weiter in das Innere fortpflanzen und damit letztlich zur Zerstörung der Probe führen. Im Rahmen einer linear-elastischen Theorie ist wieder völlig unverständlich, dass reale Festkörper i.a. *schadenstolerant* sind, also trotz gewisser Fehlstellen wie Hohlräume, eingeschlossener Fremdpartikel o.ä. Spannungsbelastungen aufnehmen können und zwar i.a. sogar bis zu einer Grenze, die nicht sehr stark von dem Wert abweicht, der für den idealen Probekörper aus demselben Material, aber ohne jede Fehlstelle, gemessen würde. Es bedarf wieder der Einbeziehung nichtlinearer Effekte in die Betrachtungsweise, um dieses Dilemma aufzulösen. Diese nichtlinearen Effekte treten bei einem Riss insbesondere in der Nähe der Rissspitze auf, der Materialwissenschaftler nennt diesen Bereich die *plastische Zone* eines Risses. Weitere Ausführungen zu dieser Problematik findet der Leser im Abschnitt 12.4.3.

Beide in dieser Einführung diskutierten Fragen, die nach der Verformbarkeit ebenso wie die nach der Schadenstoleranz, bringen uns zu der Erkenntnis, dass das reale mechanische Materialverhalten ohne Einschluss seiner nichtlinearen Eigenschaften noch nicht einmal im Ansatz verstanden werden kann.

### 12.1.3 Warum sind Konstruktionskonzepte größenabhängig? (-)

Wir sind es gewohnt, bestimmte technische Aufgabenstellungen, z.B.

- die Bereitstellung der Flussüberquerung durch eine *Brücke* oder
- die Aufnahme der Dachziegel eines Hauses und die Fixierung des von ihnen gebildeten Daches durch einen *Dachstuhl*

mit ganz bestimmten technischen Lösungskonzepten zu verbinden. Und dann neigen wir auch noch dazu, derartige uns bekannte Lösungskonzepte für allgemein verwendbar und günstig anzusehen, und zwar unabhängig von der Größe des jeweils aktuell diskutierten Objektes. Nun zeigt aber der Blick z.B. auf das gerade

angeführte Beispiel der Brücke, dass hierbei ein einfaches sog. *up-scaling* in der real existierenden technischen Welt gerade **nicht** stattgefunden hat. Eine typi-



Abb. 2 Beispiel einer Brückenkonstruktion für Spannweiten im Meterbereich

sche einfache Brücke z.B. über einen  $3 \cdot m$  breiten Bach (Abb. 2) basiert auf einem ganz anderen Konstruktionskonzept als die zwischen ihren beiden Pfeilern eine freie Länge von  $486 \cdot m$  überspannende Brooklyn-Brücke über den East-River in New York (Abb. 3). Heute werden Straßenbrücken mit großer Spannweite meist nach dem Konzept der *Schrägseilbrücke* gebaut, bei der die Last von einem (oder mehreren) sog. *Pylon* aufgenommen wird, an dem die Brücke über eine Vielzahl schräg verlaufender gespannter Seile hängt, s. Abb. 4.

Bei einem Blick in die Welt der Biologie werden wir dieselbe Feststellung machen: Betrachten wir z.B. die Aufgabe, aus einem immer ähnlichen Material (nämlich aus *Knochenmaterial*, einem Composite aus *Kollagen* und mineralischen Salzen, s. Absatz S. 1773) ein Tier-Skelett zu konzipieren, das in der Lage ist, das jeweilige Körpergewicht des Tieres aufzunehmen. Offensichtlich hat die Natur diese Aufgabe für ein ca.  $25 \cdot mm$  großes Insekt mit einer Masse von nur wenigen *mg* (XXX: präzisieren)(Abb. 5) strukturell ganz anders gelöst als für den ca.  $15 \cdot m$  langen und ca.  $8000 \cdot kg$  schweren *Tyrannosaurus* (Abb. 6). Dass diese für kleine und große Objekte sehr unterschiedlichen Konstruktionskonzepte nicht etwa zufällig, sondern vielmehr absolut zwangsläufig sind, will ich an Hand der unterschiedlichen Skalengesetze einiger wichtiger mechanischer Parameter verständlich machen: Eine erste wichtige Kenngröße eines jeden (technischen genau so wie biologischen) Objektes ist seine Eigenmasse  $M$ . Diese skaliert mit der 3. Potenz seiner typischen



Abb. 3 Brooklyn-Bridge als Beispiel einer typischen Brückenkonstruktion für Spannweiten im km-Bereich

- (a) Gesamtdarstellung als Reproduktion e. Ölbilds auf einer Briefmarke 2006  
 (b) Photo eines seiner Brückenpfeiler; (Aufnahme des Autors aus 1981)

Ausdehnung  $l$ ,

$$M = m \cdot l^3 \quad (12.9)$$

$m$  : mittlere Massendichte des benutzten Materials

Formt man aus diesem Material einen Balken, um ihn als Brücke nach dem Konzept der Abb. 2 zu verwenden, so erfährt dieser bei Belastung eine Durchbiegung

$$\Delta z = \frac{F \cdot l^3}{48 \cdot E \cdot I} \quad (12.10)$$

$l$  : Länge des Balkens

$$I = \int_A r^2 \cdot dA : \text{Flächenträgheitsmoment des Balkens} \quad (12.11)$$

$F$  : die in der Mitte des Balkens angreifende Belastungskraft

Die Größe  $I$  ist uns aus dem Abschnitt 3.3.4 bekannt. Für einen Balken mit rechteckförmigem Querschnitt, nämlich der Dicke  $d$  und der Breite  $b$  gilt

$$I = \frac{b \cdot d^3}{12} \Rightarrow \quad (12.12)$$

$$\Delta z = \frac{F \cdot l^3}{4 \cdot E \cdot b \cdot d^3} \quad (12.13)$$



Abb. 4 Straßenbrücke über die Bai Chay in Ha Long / Vietnam  
(Quelle: Aufnahme des Autors November 2009)

Wir bestimmen nun die Durchbiegung, die der Balken bereits durch sein Eigengewicht erfährt. Diese Belastung entspricht einer Kraft  $F_0$ , die im Schwerpunkt des Balkens angreift, von

$$F_0 = \alpha \cdot m \cdot l \cdot b \cdot d \cdot g \quad (12.14)$$

Den Zahlenwert dieser Größe  $\alpha < 1$  werden wir später im Rahmen einer Aufgabe berechnen. Für die an dieser Stelle vorgesehene Diskussion ist dieser Wert von untergeordneter Bedeutung. Die durch das Eigengewicht des Balkens bedingte Durchbiegung beträgt also

$$\Delta z = \frac{\alpha \cdot m \cdot l^4 \cdot g}{4 \cdot E \cdot d^2} \Rightarrow \quad (12.15)$$

$$\frac{\Delta z}{l} = \frac{\alpha \cdot m \cdot g}{4 \cdot E} \cdot \left(\frac{l}{d}\right)^2 \cdot l \quad (12.16)$$



Abb. 5 Struktur der Florfliege



Abb. 6 Skelett eines Tyrannosauriers - Aufnahme des Autors v. Okt. 1998 aus dem Royal Museum of Paleontology in Drumheller/Alberta (Kanada)

Die auf die Länge des Balkens bezogene Durchbiegung ergibt sich also aus einem materialspezifischen Faktor

$$\Lambda = \frac{4 \cdot E}{\alpha \cdot m \cdot g} \quad (12.17)$$

von der Dimension einer Länge, aus einem dimensionslosen Geometriefaktor ( $\frac{l}{d}$ ) und der Länge selbst. Der Zahlenwert der Größe  $\Lambda$  beträgt

$$\Lambda = 9,4 \cdot 10^{-5} \cdot m \quad \text{für Holz} \quad (12.18)$$

$$= 1,7 \cdot 10^{-5} \cdot m \quad \text{für Stahl} \quad (12.19)$$

Die Größe  $\frac{\Delta z}{l}$  legt u.a. auch die Neigung der Brücke gegen die Waagerechte fest. Man wird daher kaum einen Wert  $\frac{\Delta z}{l} > 0,1$  entsprechend einer Neigung von etwa  $> 6^\circ$  akzeptieren. Auch der Geometriefaktor  $\frac{l}{d}$  darf einen gewissen Mindestwert nicht unterschreiten, damit die Brücke noch als solche akzeptiert wird, z.B.

$$\frac{l}{d} > 30 \quad (12.20)$$

Letztlich resultiert hieraus eine Maximallänge für eine nach diesem einfachen Konzept gefertigte Brücke. Wenn wir zur Orientierung die oben genannten Bedingungen verwenden, erhalten wir

$$l_{\max} = \frac{\left(\frac{\Delta z}{l}\right)_{\max} \cdot \Lambda}{\left(\frac{l}{d}\right)_{\min}^{-2}} \approx 10^4 \cdot \Lambda \approx 1 \cdot m \quad \text{für Holz} \quad (12.21)$$

Dieses Beispiel zeigt gerade wegen seiner Einfachheit sehr deutlich, dass die Kenngrößen, die über die Funktionsfähigkeit eines mechanischen Bauteils entscheiden, neben einigen materialspezifischen Kenngrößen sehr häufig die jeweils relevanten typischen geometrischen Abmessungen des Objektes selbst als Parameter enthalten. Dieses Faktum hat nicht nur weitreichende Konsequenzen für die Arbeit eines Konstrukteurs sowie für den wertenden Vergleich unterschiedlicher Materialien. Es erschwert auch außerordentlich den logisch konsequenten Aufbau einer praxisgerechten Materialwissenschaft, insbesondere bei der Festlegung von Messmethoden zur Materialcharakterisierung und bei der Definition von Prüfparametern für Konstruktionsmaterialien. Will man nicht ein konkretes Objekt bewerten, sondern das Eignungspotenzial eines Werkstoffs, wird man sich immer wünschen, dass die gemessene Kenngröße das Material bewertet und nicht die Geometrie des Prüfkörpers.

Wie wir noch des öfteren in diesem Heft sehen werden, kann in vielen konkreten Beispielen diesem berechtigten Wunsch nur sehr eingeschränkt entsprochen werden.

## 12.2 Die Energieform Verzerrungsenergie (-)

Wir wenden uns also nun der konkreten Behandlung der bei der Verformung eines makroskopischen Festkörpers auftretenden Effekte zu. Dem allgemeinen Konzept der dynamischen Physik folgend werden wir zunächst die für die Beschreibung der Energieform Verzerrungsenergie erforderlichen Begriffe einführen. Relativ bald danach werden wir uns zunächst auf das einfachste Modellsystem, den *homogenen, isotropen, linear-elastischen Festkörper* beschränken. Wir setzen also voraus, dass durch diesen Festkörper keine Richtung im Raum ausgezeichnet ist, und dass überdies das Konzept der Kontinuumsphysik anwendbar bleibt. Auch für den betrachteten Festkörper lässt sich dann (z.B.) eine volumenbezogene Energiedichte gem. Gl. 8.189 definieren, deren Wert sich wohl i.a. mit der Ortskoordinate  $\vec{r}$  verändert, deren funktionelle Abhängigkeit von anderen Variablen aber nicht explizit von  $\vec{r}$  abhängig ist. Die genaue Bedeutung der Formulierung *linear-elastisch* werden wir noch kennen lernen.

Diese *Theorie der linearen Elastizität* ist Inhalt einer Vielzahl von Lehrbüchern. Stellvertretend für die nahezu unüberschaubare Vielfalt dieser Werke nenne ich [2]. Eine zentrale Fragestellung im Rahmen dieser Theorie ist der Zusammenhang zwischen der einem Festkörper von vorgegebener geometrischer Form und Abmessung aufgeprägten mechanischen Belastung einerseits und andererseits der daraus resultierenden integralen Verformung sowie der örtlichen Verteilung der lokalen Verzerrung. Als sehr einfaches Beispiel nenne ich die Berechnung der Durchbiegung und

der stärksten lokalen Verformung eines horizontal orientierten Balkens, der an seinen Enden frei beweglich auf linienförmigen Stützen aufliegt und in seiner Mitte mit einer Last der Masse  $M$  belastet wird, s. Abb. 7. Da der benötigte mathematische

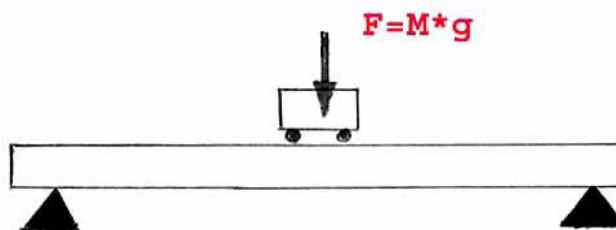


Abb. 7 Belastungsskizze eines unterstützten Balkens

Aufwand selbst bei der Lösung relativ einfach strukturierter Fragestellungen rasch beachtlich wird, wurde dieses Gebiet an den Universitäten früher oft als Teildisziplin der Angewandten Mathematik behandelt und als *Theoretische Mechanik* bezeichnet.

### 12.2.1 Verformung, Verzerrung (-)

Wir beginnen diesen Abschnitt mit einer logisch exakten Definition des bisher ohne weitere Präzisierung verwendeten Begriffs der *Verformung*. Hierbei müssen wir insbesondere konsequent unterscheiden zwischen der integralen Formänderung eines makroskopischen Körpers, z.B. der Durchbiegung des in der Abb. 7 skizzierten Balkens, und den dabei auftretenden lokalen Verzerrungen der einzelnen Volumenelemente des verformten Körpers. Die deutsche Sprache liefert an dieser Stelle leider kein geeignetes Paar von Worten, das aus sich heraus bereits diese Unterscheidung impliziert oder zumindest verdeutlicht. Ich werde hierfür die beiden Worte *Verformung* und *Verzerrung* verwenden, obwohl mir klar ist, dass sie in ihrer primären sprachlichen Bedeutung völlig gleichwertig sind. Und zwar werde ich das Wort *Verformung* ausschließlich für **makroskopische** Formänderungen verwenden. Die Veränderung eines **lokal** definierten differentiellen Volumenelementes werde ich dagegen immer als *Verzerrung* bezeichnen. In analoger Weise werde ich auch sprachlich immer unterscheiden zwischen einer makroskopischen *Belastung*, die einem Formteil aufgeprägt, d.h. **von außen aufgezwungen** wird, und dem hierbei lokal vorliegenden, i.a. an jedem Ort unterschiedlichen Satz von Verzerrungs- und Spannungskomponenten. Zur von mir gewählten Kennzeichnung dieser verschiedenen Größen (makroskopische) Belastung und Verformung einerseits und (lokale) Spannung und Verzerrung andererseits s. Abschnitt 12.2.2. Auf die Gesetzmäßigkeiten, durch die diese makroskopischen und lokalen Größen mit einander verknüpft sind, werde ich am Ende dieses Kapitels kurz eingehen.

Um zu einer Definition der **lokalen** Verzerrung und der damit verbundenen **lokalen** Verzerrungsenergiedichte zu gelangen, können wir nun nicht etwa einfach die Veränderung betrachten, die die Ortskoordinate  $\vec{r}$  eines heraus gegriffenen Volumenelementes des Festkörpers im Zuge der makroskopischen Belastung und Verformung erfährt. In dieser Veränderung sind ja die geometrischen Auswirkungen durch die Verschiebungen und Verdrehungen aller übrigen Volumenelemente des Festkörpers mit enthalten, die aber für sich alleine die Energiedichte am Ort  $\vec{r}$  nicht verändern. Wir müssen also sauber zwischen den lokal orthogonalen *Transformationen* eines Volumenelementes und seiner (lokalen) *Verzerrung* unterscheiden. Hierzu definieren wir für jeden Aufpunkt  $\vec{r}$  des Festkörpers ein lokales Koordinatensystem  $(x'; y'; z')$ , dessen Achsenrichtungen mit den Richtungen identisch ist, die das zu diesem Aufpunkt  $\vec{r}$  gehörende (noch nicht deformierte!) Volumenelement  $dx \circ dy \circ dz$  als Folge der Verformung des **gesamten übrigen** Festkörpers angenommen hat. Die lokale Verzerrung äußert sich nun darin, dass sich dieses Volumenelement  $dx \circ dy \circ dz$  zusätzlich ebenfalls deformiert hat, indem sich die einzelnen Flächenelemente gegen einander und in unterschiedliche Richtungen verschoben haben. Dabei bleibt (lediglich) der Ursprung dieses lokalen Koordinatensystems  $(x'; y'; z')$  unverändert. Diese lokalen infinitesimalen Verschiebungen werden wir durch den Ausdruck  $\delta s_{ik}$ \* kennzeichnen und wie folgt definieren: Auch an dieser Stelle kennzeichnen wir jede Fläche durch ihre Normale. Daher erhält z.B. die infinitesimale Verschiebung des in der  $x'/y'$ -Ebene an der Stelle  $x' = \delta x'$  liegenden Flächenelementes in Richtung der  $x'$ -Achse die Bezeichnung  $\delta s_{zx}$ . Und die Verschiebung des in der  $x'/z'$ -Ebene liegenden Flächenelementes in Richtung der  $y'$ -Achse erhält die Bezeichnung  $\delta s_{yy}$ . Diese Größen hängen insbesondere von dem Abstand zwischen der Bezugsebene (z.B.  $x' = 0$ ) und dem betrachteten Flächenelement ab. Wir schreiben an dieser Stelle die lokalen Variablen  $(x'; y'; z')$  als  $(x'_i; x'_j; x'_k)$  und definieren sodann die Ausdrücke

$$\varepsilon_{ik} = \lim_{\delta x'_k \rightarrow 0} \frac{\delta s_{ik}}{\delta x'_k} \quad (12.22)$$

als die insgesamt 9 Komponenten des *Verzerrungstensors*

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} & \varepsilon_{zy} & \varepsilon_{zz} \end{pmatrix} \quad (12.23)$$

Diese Größe  $\boldsymbol{\varepsilon}$  hat die im Abschnitt 3.2.12 genannten Tensor-Eigenschaften, d.h. alle mit ihr gebildeten physikalischen Gesetze ändern ihre mathematische Struktur nicht, wenn man von einem Inertial-Koordinatensystem zu einem anderen übergeht. Die Komponenten des Verzerrungstensors sind als Verhältnisse zweier Längen alle dimensionslos. Die Komponenten mit gleichnamigen Indizes bezeichnet man üblicherweise

---

\*Ich verwende an dieser Stelle erneut den Buchstaben  $s$ , obwohl er bereits zur Kennzeichnung der Entropiedichte vergeben worden ist. Ich vertraue darauf, dass der Leser sich hierdurch nicht verwirren lässt.

als *Verzerrungen*, z.B.

$$\varepsilon_{xx} : \text{lokale Dehnung des Festkörpers in } x\text{-Richtung} \quad (12.24)$$

und die Komponenten mit ungleichen Indizes als *Scherungen*, z.B.

$$\varepsilon_{xy} : \text{lokale Scherung des Festkörpers entlang der } y/z\text{-Ebene} \\ \text{in } y\text{-Richtung} \quad (12.25)$$

Dehnungen  $\varepsilon_{ii} < 0$  werde ich gelegentlich auch als *Stauchungen* bezeichnen.

Nachdem wir auf diese Weise die zur Energieform der Verzerrungsenergie gehörende *extensive* Größe korrekt definiert haben, müssen wir nun die zugehörige *intensive* Größe bestimmen. Wir suchen also eine Größe  $\sigma_{ik}$  mit der Eigenschaft

$$de = \sum_{i,k=x,y,z} \sigma_{ik} \cdot d\varepsilon_{ik} \quad (12.26)$$

$e$  ist die volumenbezogene Dichte der Verzerrungsenergie. Die Summation in der Gl. 12.26 erfolgt über alle 9 Komponenten des Verzerrungstensors  $\varepsilon$ . Dem generellen Konzept der Dynamik folgend ergeben sich diese Größen als partielle Ableitungen der Energiedichte  $e(\varepsilon_{xx}, \dots, s, n)$  nach den neuen extensiven Variablen  $\varepsilon_{i,k}$ ,

$$\sigma_{i,k} = \frac{\partial e(\varepsilon_{xx}, \dots, s, n)}{\partial \varepsilon_{i,k}} \quad (12.27)$$

(Die in der Gl. 12.27 aufgeführte makroskopische Variable  $s$  ist die Entropiedichte!) Die über diese Gl. definierten 9 Größen  $\sigma_{i,k}$  können wir ebenfalls als Matrix schreiben

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix} \quad (12.28)$$

Auch diese Größe  $\boldsymbol{\sigma}$  hat die Eigenschaft eines Tensors, d.h. alle mit ihr gebildeten physikalischen Gesetze ändern ebenfalls ihre mathematische Struktur nicht, wenn man von einem Inertial-Koordinatensystem zu einem anderen übergeht. Da die Komponenten des Verzerrungstensors  $\varepsilon$  dimensionslos sind, haben die Komponenten des Tensors  $\boldsymbol{\sigma}$  die Dimension  $\frac{\text{Energie}}{\text{Volumen}}$ . Diese Dimension lässt sich als  $\frac{\text{Kraft}}{\text{Fläche}}$  schreiben, daher werden diese Größen  $\sigma_{ik}$  i.a. auch als *Spannungen* bezeichnet und die Größe  $\boldsymbol{\sigma}$  als *Spannungstensor* des Formteils in dem betrachteten Zustand. Vom didaktischen Standpunkt aus betrachtet ist diese Formulierung nicht immer hilfreich. Denn in einem konkreten Fall ist keinesfalls immer offensichtlich, welche *Kraft* hier an welcher Fläche *angreift*.

Jede einzelne Komponente  $\sigma_{ik}$  des Spannungstensors ist i.a. eine Funktion nicht nur der zugehörigen Komponente  $\varepsilon_{ik}$  des Verzerrungstensors, sondern auch der übrigen Variablen des Systems (also z.B. der Entropiedichte  $s$  und der Teilchendichte

$n$ ), und zusätzlich **auch der anderen Komponenten** des Verzerrungstensors! Es gilt also z.B.

$$\sigma_{xx} = \sigma_{xx}(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n) \quad (12.29)$$

Die Gesamtheit dieser Funktionen  $\sigma_{ik}(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n)$  charakterisieren vollständig das Deformationsverhalten des betrachteten Materials. Entsprechend unserer generellen Vorgehensweise bezeichnen wir diese Gesamtheit von Funktionen als dessen *Deformations-Objektgesetz*. Aus diesen das Verzerrungs-Objektgesetz bildenden Funktionen ergeben sich aber auch unmittelbar die zugehörigen Stabilitätsbedingungen (s. Abschnitt 8.1.13)

$$\frac{\partial \sigma_{i,k}(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n)}{\partial \varepsilon_{i,k}} = \frac{\partial^2 e(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n)}{\partial \varepsilon_{i,k}^2} > 0 \quad (12.30)$$

Die Funktionen  $\sigma_{i,k}(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n)$  sind also zwangsläufig alle konvex bzgl. ihrer Verzerrungsvariablen  $\varepsilon_{ik}$  und sie nehmen den Wert  $\sigma_{ik} = 0$  nur für den Wert  $\varepsilon_{ik} = 0$  an. (XXX: präzisieren)

Die Änderung der Energiedichte  $e$  des Objektes z.B. mit der lokalen Dehnung  $\varepsilon_{xx}$  gehorcht der Gl.

$$de(\vec{r}) = \sigma_{xx}(\vec{r}) \cdot d\varepsilon_{xx}(\vec{r}) \quad (12.31)$$

nur für den Prozess, bei dem **alle** übrigen zur Gibbs-Funktion  $e(\vec{r})$  gehörenden Variablen konstant gehalten werden,

$$\varepsilon_{xy}(\vec{r}), \dots, \varepsilon_{zz}(\vec{r}), s(\vec{r}), n(\vec{r}) = \text{const.} \quad (12.32)$$

also auch die übrigen lokalen Verzerrungen  $\varepsilon_{ij}$ . Bestimmt man daher experimentell die Änderung der Energiedichte z.B. mit der Dehnung  $\varepsilon_{xx}$ , aber unter anderen Prozessbedingungen, z.B. bei konstanter Temperatur und/oder unter freiem Austausch der übrigen Verzerrungen  $\varepsilon_{ik}$ , so erhält man **nicht** die thermodynamisch in ihrer Definition vorgegebene Größe  $\sigma_{xx}$ , sondern eine prozessspezifische Größe  $\sigma_{\text{Prozess}}$ .

Es lässt sich nun zeigen, dass der Verzerrungstensor  $\boldsymbol{\varepsilon}$  immer symmetrisch ist, d.h. es gilt

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ji} \quad (12.33)$$

Diese Eigenschaft folgt unmittelbar aus der Definition des Verzerrungstensors auf Basis des lokalen Koordinatensystems. Hierdurch bleiben ja gerade Verschiebungen und Drehungen des jeweiligen Volumenelementes in seiner Ganzheit unberücksichtigt.

(XXX: Der diese Behauptung beweisende Text ist noch nicht verfügbar.)

Die in der Gl. 12.23 wiedergegebene  $(3 \cdot 3)$ -Matrix enthält daher nicht 9 im Prinzip unabhängige Parameter sondern nur maximal 6. Die analoge Aussage gilt auch für den Spannungstensor  $\boldsymbol{\sigma}$ . Auch dieser Tensor ist symmetrisch,

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad (12.34)$$

und die zugehörige  $(3 \cdot 3)$ -Matrix enthält maximal 6 im Prinzip unabhängige Parameter. Diese Erkenntnis wird uns bei dem weiteren Aufbau insbesondere der Theorie des linear-elastischen Festkörpers (Abschnitt 12.2.2) noch gute Dienste leisten.

Durch welche Gesetzmässigkeiten ist nun der Zusammenhang zwischen der räumlichen Verteilung  $\varepsilon(\vec{r})$  bzw.  $\sigma(\vec{r})$  der mikroskopischen Variablen Verzerrung und Spannung und den von außen vorgegebenen makroskopischen Größen  $\Sigma$  bzw.  $\Pi$  (unter den eindeutig vorgegebenen Versuchsbedingungen) vorgegeben? Um diese Frage beantworten zu können, müssen wir uns klar machen, dass sämtliche Variablen  $\varepsilon_{ij}(\vec{r})$  als sog. *innere Variablen* des Systems zu interpretieren sind, s. Abschnitt 8.1.16: Sie können als unabhängige Variablen im Sinne der allgemeinen Dynamik aufgefasst werden, können aber nicht von außen vorgegeben werden. D.h. es lassen sich keine Prozesse mit vorgegebenen Werten dieser Variablen ausführen. Reale Prozesse laufen immer unter Vorgabe von makroskopischen Größen ab, wobei die inneren Variablen unter Einhaltung dieser makroskopischen Randbedingungen ihre Verzerrungsenergien frei austauschen können. Im Gleichgewicht (im stationären Zustand des Systems) ist (wieder unter Berücksichtigung der genannten Randbedingung) die Summe aller Verzerrungsenergien minimal. Diese Aussage ist die verbale Beschreibung der gesuchten Berechnungsvorschrift für den Zusammenhang zwischen (z.B.)  $\Sigma$  und  $\varepsilon(\vec{r})$ .

Wie wir nun wissen, ist der Zusammenhang zwischen der von außen aufgeprägten makroskopischen mechanischen Belastung und der daraus resultierenden räumlichen Verteilung der lokalen Verzerrungen und damit letztlich auch der sich einstellenden makroskopischen Verformung selbst bei relativ einfach strukturierten Objekten und ebenfalls einfach strukturierten Belastungen bereits relativ komplex. Selbst unter idealisierten Annahmen, z.B. und vorzugsweise unter Annahme eines linear-elastischen Materialverhaltens (s. Abschnitt 12.2.2), gelingt es nur in sehr wenigen konkreten Fällen, diese Fragestellung analytisch zu lösen. Reale Belastungsexperimente werden jedoch in vielen Fällen primär an die geplante Anwendung angepasst ausgeführt und nicht etwa so geplant, dass sich die Belastungskonfiguration analytisch rechnen lässt. Bei der Beschreibung derartiger Experimente wird in der Literatur dennoch z.B. von *Spannungen*  $\sigma$  und *Dehnungen*  $\varepsilon$  gesprochen und die gemessene Kurve  $\sigma = \sigma(\varepsilon)$  wird als *Spannungs/Dehnungskurve* bezeichnet, ohne immer explizit darauf hinzuweisen, dass diese Größen  $\sigma$  und  $\varepsilon$  keinesfalls die an einer bestimmten wohlbekanntem Stelle real auftretenden lokalen Spannungs- und Verzerrungswerte sind. Vielmehr handelt es sich meist um nach einem sehr einfachen Verfahren ermittelte Kenngrößen von der Dimension einer Spannung bzw. einer Dehnung, die meist einer Mittelung über das gesamte dem Belastungstest unterworfenen Formteil entsprechen. Z.B. bildet man bei einem Zugexperiment einfach das Verhältnis aus der aufgeprägten äußeren Kraft und dem minimalen Querschnitt der Probe und nennt diese Größe die *Zugbelastung*  $\sigma$ .

Am Ende dieses Abschnitts erläutere ich die von mir gewählte Kennzeichnung dieser makroskopischen Größen Belastung und Verformung einerseits und der lokalen

Größen Spannung und Verzerrung andererseits. Letztere kennzeichne ich wie in der Literatur üblich als  $\sigma_{ij}$  und als  $\varepsilon_{ij}$ . Für die makroskopischen Größen habe ich mich für eine deutlich unterschiedliche Kennzeichnung entschieden, obwohl dies in der Literatur (leider) völlig unüblich ist. Als Kennzeichnung der makroskopischen Belastung habe ich mich für den Großbuchstaben  $\Sigma$  entschieden. Für die makroskopische Verformung gibt es wohl keine ähnlich naheliegende Lösung. Denn der Großbuchstabe von  $\varepsilon$  ist leider mit dem lateinischen Buchstaben  $E$  identisch, der ohnehin schon mehrfach belegt ist. Ich werde für die Verformung den Buchstaben  $\Pi$  verwenden. Falls der Leser eine Begründung hierfür sucht, möge er an das griechische Wort für die Verformung ( $\pi\alpha\rho\alpha\mu\omicron\rho\phi\omega\sigma\eta$ ) denken.

(XXX: Der weitere, an dieser Stelle noch vorgesehene Text ist noch nicht verfügbar.)

### 12.2.2 Der linear-elastische Festkörper (-)

Wir setzen die Diskussion der Verzerrungsenergie (Gl. 12.26) und der hierüber definierten Verzerrungs-Objektgesetze (Gl. 12.27) fort und beschränken uns nun auf Materialien in physikalischen Gegebenheiten, bei denen es zulässig ist, einen linearen Zusammenhang zwischen diesen Funktionen  $\sigma_{ik}$  und den Verzerrungen  $\varepsilon_{ik}$  anzunehmen,

$$\sigma_{ik}(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n) = \mathbf{E}_{iklm}(s, n) \bullet \varepsilon_{lm} \quad (12.35)$$

Da jede Komponente  $\sigma_{ik}$  des Spannungstensors im allgemeinen Fall (jetzt linear) von jeder Komponente des Verzerrungstensors abhängen kann, hat diese Größe  $\mathbf{E}_{iklm}$  insgesamt 81 Komponenten, die wir als die *Elastizitätsparameter* des Materials bezeichnen. Die einzelnen Komponenten  $\overline{E}_{iklm}$  dieses Tensors, die skalare Größen sind, schreibe ich mit einem Oberstrich, um einer Verwechslung mit der Energie  $E$  vorzubeugen. Wegen der Stabilitätsbedingungen gem. Gl. 12.30 sind diese Größen immer positiv. Nun ist aber der Verzerrungstensor  $\varepsilon$  immer symmetrisch und ebenso der Spannungstensor  $\sigma$ . Daher reduziert sich die Anzahl der unabhängigen Komponenten von  $\mathbf{E}$  auf 36, ein immer noch beeindruckender Wert. Allein ihre Anzahl zeigt bereits in aller Deutlichkeit den Grad an mathematischer Komplexität, den selbst einfache Fragestellungen der Theorie elastischer Festkörper oder - wie sie meist vereinfachend genannt wird - der *Elastizitätstheorie* annehmen können. Man wird daher versuchen, die Anzahl der wirklich zu behandelnden Parameter durch weitere Annahmen und Vereinfachungen zu reduzieren. Hierbei werden uns insbesondere die in vielen Fällen gegebenen Symmetrie-Eigenschaften der jeweils betrachteten Festkörper helfen.

Auch für diese Größe  $\mathbf{E}$  lässt sich die Tensor-Eigenschaft beweisen. Wir bezeichnen  $\mathbf{E}$  als den *Elastizitätstensor* (4. Stufe) des Materials. Die Gl. 12.35 hat keinesfalls generelle Gültigkeit, sondern ist nicht mehr eine alle weiteren Berechnungen stark vereinfachende Annahme, deren Anwendbarkeit in jedem Einzelfall zu überprüfen ist. Dennoch hat sie in der Literatur den Namen *Hooke-sches Gesetz* erhalten. Der englische Physiker *Robert Hooke* (\* 1635 in Freshwater/Isle of Wight; † 1703 in

London) formulierte diese Gleichung 1678. Die in den Gl.-en 12.35 auftretenden Größen  $\bar{E}_{iklm}(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n)$  hängen wegen der gerade vorausgesetzten Linearität nicht mehr von ihrer zugehörigen Verzerrungsvariablen  $\varepsilon_{lm}$  ab, jedoch außer von den zu anderen Energieformen gehörenden Variablen ( $s, n$  etc.) eventuell auch noch von den noch verbleibenden übrigen Verzerrungsvariablen  $\varepsilon_{i \neq l, k \neq m}$ . Schließen wir jedoch diese Abhängigkeit ebenfalls aus,

$$\begin{aligned} \frac{\partial \bar{E}_{iklm}(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n)}{\partial \varepsilon_{op}} &= \frac{1}{\varepsilon_{lm}} \cdot \frac{\partial^2 e(\varepsilon_{xx}, \dots, \varepsilon_{zz}, s, n)}{\partial \varepsilon_{lm} \cdot \partial \varepsilon_{op}} \\ &= 0 \quad \forall l \neq o; m \neq p \end{aligned} \quad (12.36)$$

so sind die zu den verschiedenen Richtungen gehörenden Verzerrungsbeiträge zur Verzerrungsenergie sämtlich von einander entkoppelt. Die Elastizitätsparameter  $\bar{E}_{iklm}$  sind jetzt nur noch Funktionen von (in unserem Beispiel)  $s$  und  $n$ ; sie werden meist (etwas oberflächlich) als *Elastizitätskonstanten* bezeichnet. Für eine beliebige Verzerrungsänderung lässt sich nun die Gl. 12.26 gliedweise integrieren, und wir erhalten einfach

$$e(\boldsymbol{\varepsilon}; s, n) = e(\boldsymbol{\varepsilon} = \mathbf{0}; s, n) + \frac{1}{2} \cdot \sum_{i,k,l,m=x,y,z} \bar{E}_{iklm}(s, n) \cdot \varepsilon_{lm}^2 \quad (12.37)$$

Wir haben jedoch an dieser Stelle noch keinerlei Aussagen oder auch nur Hinweise erarbeitet, aus denen wir schließen können, ob und ggf. bei welchen realen Systemen in welchem Umfang diese vereinfachende Annahme der Entkopplung (Gl. 12.36) verwendet werden kann.

Solange wir die ursprüngliche Schreibweise des Elastizitätstensors  $\mathbf{E}$  als Tensor 4. Stufe beibehalten, haben wir keine Möglichkeit, ihn in einer dem 2-dimensionalen Papierblatt (oder dem Computer-Monitor) angepassten Form, z.B. als Matrix darzustellen. Wenn wir jedoch bereit sind, auf die Gültigkeit der Transformationseigenschaften eines Tensors (s. Absatz S. 278) zu verzichten, können wir diese Darstellung durch eine Umsortierung und Umbenennung der Indizes erzwingen: Da jeder Verzerrungstensor symmetrisch ist, fassen wir die jeweils identischen Komponenten vorab zusammen und führen dann folgende Umbenennung durch:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{11} &\rightarrow \varepsilon_1; \varepsilon_{22} \rightarrow \varepsilon_2; \varepsilon_{33} \rightarrow \varepsilon_3 \\ 2 \cdot \varepsilon_{23} &\rightarrow \varepsilon_4; 2 \cdot \varepsilon_{31} \rightarrow \varepsilon_5; 2 \cdot \varepsilon_{12} \rightarrow \varepsilon_6 \end{aligned} \quad (12.38)$$

Hierdurch wird der Verzerrungstensor zu einem (Pseudo-)Vektor,

$$\vec{\varepsilon} = (\varepsilon_1 \quad \varepsilon_2 \quad \varepsilon_3 \quad \varepsilon_4 \quad \varepsilon_5 \quad \varepsilon_6) \quad (12.39)$$

In analoger Weise zu diesem Vorgehen können wir den Spannungstensor  $\boldsymbol{\sigma}$  zu einem (Pseudo-)Vektor

$$\vec{\sigma} = (\sigma_1 \quad \sigma_2 \quad \sigma_3 \quad \sigma_4 \quad \sigma_5 \quad \sigma_6) \quad (12.40)$$



Formteile aus zu dieser Klasse gehörendem Material lassen sich bereits durch vergleichsweise kleine Kräfte bzw. Drehmomente deformieren.

Bei einem isotropen Material müssen auch alle Komponenten des Elastizitätstensors mit **unterschiedlichen** Indizes identisch sein,

$$\bar{E}_{xy} = \bar{E}_{xz} = \bar{E}_{yx} = \bar{E}_{yz} = \bar{E}_{zx} = \bar{E}_{zy} = \bar{G} \quad (12.43)$$

Diese das *Scherungsverhalten* eines isotropen Materials beschreibende Kenngröße wird meist als *Gleitmodul* bezeichnet. Durch diese beiden Kenngrößen  $\bar{E}$  und  $\bar{G}$  ist das linear-elastische Deformationsverhalten eines isotropen Festkörpers eindeutig beschrieben. Jede andere Kenngröße, die ausschließlich aus dem elastischen Verhalten des Materials resultiert, muss sich daher aus diesen beiden Kenngrößen berechnen lassen. Wir werden dies an einigen Beispielen zeigen und beginnen mit der sog. *Poissonzahl*. Diese ist definiert als das Verhältnis der Längendehnung  $\varepsilon_{xx}$  zur Stauchung (z.B.)  $\varepsilon_{yy}$

$$\nu = -\frac{\varepsilon_{yy}}{\varepsilon_{xx}}$$

bei einem Probekörper in einem sog. *1-dimensionalen mechanischen Spannungszustand*:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &> 0 \\ \sigma_{ij} &= 0 \quad \forall i, j \neq x \end{aligned}$$

Für einen homogenen linear-elastischen Festkörper gilt

$$\nu = \frac{\bar{E}}{2 \cdot \bar{G}} - 1$$

sowie die Ungleichung

$$0,3 < \nu < 0,5$$

Ich halte es für angemessen, an dieser Stelle explizit darauf hinzuweisen, dass auch die Ungl. XXX nur gilt, wenn der Probekörper wirklich in guter Näherung aus einem homogenen und linear-elastischen Material besteht. Trifft das nicht zu, dann ist auch die Kennzahl  $\nu$  keine Konstante mehr, sondern hängt z.B. von der Temperatur und von der Stärke der Belastung ab. Diese besonderen Effekte, die sich auf die Querkontraktionszahl auswirken, treten insbesondere bei Polymeren auf.

Als nächstes betrachten wir die Kompressibilität (s. Gl. 8.84)

$$\kappa = -\frac{\partial \hat{v}(T, p)}{\partial p} \quad (12.44)$$

$$\kappa = \frac{\bar{E}}{3 - 6 \cdot \nu} = \frac{\bar{G} \cdot \bar{E}}{9 \cdot \bar{G} - 3 \cdot \bar{E}} = \frac{2 \cdot \bar{G} \cdot (1 + \nu)}{3 \cdot (1 - 2 \cdot \nu)}$$

(XXX: Der dieses Gl.-en beweisende Text ist noch nicht verfügbar.)

(XXX: Der weitere, noch fehlende umfangreiche Text des Abschnitts *Der linear-elastische Festkörper* ist noch nicht verfügbar.)

### 12.2.3 Einfache Spannungszustände (-/-)

In diesem Abschnitt werden wir einige besonders einfach zu behandelnde Spannungszustände etwas eingehender untersuchen. Hierfür gibt es mehrere Gründe: Zum einen werden wir diesen speziellen Spannungszuständen wieder begegnen, wenn es um die Messung zumindest einiger der elastischen Material-Konstanten geht. Zum anderen gibt es durchaus auch den Fall, dass die an real existierenden mechanischen Konstruktionen auftretenden realen Belastungen durch einen dieser mathematisch besonders einfach behandelbaren Spannungszustände angenähert werden können.

(XXX: Der weitere Kopftext des Abschnitts *Einfache Spannungszustände* ist noch nicht verfügbar.)

#### Die uni-axiale Zugbelastung (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Die uni-achsiale Zugbelastung* ist noch nicht verfügbar.)

#### Die Biegebelastung (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Die Biegebelastung* ist noch nicht verfügbar.)

#### Die Torsionsbelastung (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Die Torsionsbelastung* ist noch nicht verfügbar.)

#### Die reine Scherbelastung (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Die reine Scherbelastung* ist noch nicht verfügbar.)

### 12.2.4 Elastische Schwingungen (-/-)

(XXX: Der Text des Abschnitts *Elastische Schwingungen* ist noch nicht verfügbar.)

## 12.3 Linear-visko-elastische Materialien (-)

In der bisher präsentierten Darstellung des elastischen Verhaltens von Materialien kam die Zeitkoordinate explizit nicht vor. Wie wir bereits bei der allgemeinen Diskussion einer System-Suszeptibilität (Abschnitt 4.2.6) gelernt haben, haben wir damit implizit angenommen, dass das Materialverhalten frequenzunabhängig ist, oder -realistisch gesprochen - wir haben bisher nur sehr langsam ablaufende Belastungsprozesse behandelt, bei denen keine signifikante zeitliche Verzögerung zwischen der Beanspruchung und der Antwort des Materials auf diese Beanspruchung auftritt. Wir wollen diese Einschränkung nun fallen lassen und Belastungen diskutieren, die sich so schnell ändern, dass die im Material auftretenden Verzögerungen der Materialantwort relevant werden. Der Bereich der experimentellen Parameter, z.B. der Temperatur und der Belastungsfrequenz, in dem diese Verzögerungen in relevantem

Umfang auftreten, wird als der Bereich der *Visko-Elastizität* des untersuchten Materials bezeichnet.

Wir werden uns aber - zunächst - weiterhin auf *lineare* Prozesse beschränken, d.h. die Belastungsintensitäten so niedrig wählen, dass für den Zusammenhang zwischen Belastung und Materialantwort die lineare Näherung zulässig ist. Als grundlegend für das Verständnis visko-elastischer Materialien hat sich das Messverfahren der *dynamisch-mechanischen Analyse* etabliert. Daher werde ich an dieser Stelle das bisher verfolgte Gliederungskonzept durchbrechen und mit der Schilderung dieser Messmethode beginnen, anstatt diese erst in dem Kapitel 12.13 zu behandeln, das die für die Materialwissenschaft spezifischen Messmethoden darstellt. Dieser Stilbruch schien mir an dieser Stelle aus didaktischen Gründen unumgänglich.

### 12.3.1 Das periodische Belastungsexperiment (DMA) (\*)

Wie wir ebenfalls bereits im Abschnitt 4.2.6 gelernt haben, können wir die (lineare) Materialantwort auf eine Belastung mit beliebiger zeitlicher Abfolge berechnen, sobald wir die frequenzabhängige Suszeptibilität des Materials bzgl. dieser Belastungsart kennen. Wollen wir also das linear-elastische Verhalten eines Materials vollständig charakterisieren, müssen wir eigentlich sämtliche Komponenten des Elastizitätstensors als Funktionen der Belastungsfrequenz bestimmen. Wie jedoch bereits im Abschnitt 12.13.1 erläutert wurde, ist dies nur in eingeschränktem Umfang möglich. Möglich ist es aber, Probekörpern einen relativ einfachen Spannungszustand aufzuprägen und dann den Zusammenhang zwischen der Intensität  $\sigma$  dieses Spannungszustands und der Intensität  $\varepsilon$  der Verformung zu bestimmen. In gewissen Fällen lässt sich aus der auf diese Weise bestimmten komplexwertigen Funktion

$$\chi = \frac{\partial \sigma(\varepsilon, \omega)}{\partial \varepsilon} = \chi(\omega) \quad (12.45)$$

einer der elastischen Koeffizienten  $\bar{E}_{ij} = \bar{E}_{ij}(T, \omega)$  oder eine bestimmte Kombination gewisser Koeffizienten berechnen. Der auf diese Weise bestimmte Koeffizient  $\bar{E}_{ij}(T, \omega)$  ist dann ebenfalls komplexwertig. Anstelle als Betrag und Phase lässt er sich natürlich auch als Real- und Imaginärteil angeben. Hierfür hat sich die Abkürzung  $\bar{E}'_{ij}$  für den Realteil und  $\bar{E}''_{ij}$  für den Imaginärteil eingebürgert.  $\bar{E}'_{ij}$  bestimmt die unter diesen Bedingungen  $(T, \omega)$  in der Probe **gespeicherte** Energie und wird daher auch meist als *Speichermodul* bezeichnet;  $\bar{E}''_{ij}$  bestimmt die hierbei in der Probe **dissipierte** Energie und heißt daher meist *Verlustmodul*. Diese Zuordnung ergibt sich, weil die beiden Größen, deren Zusammenhang durch die Response-Funktion  $\chi(\omega)$  beschrieben wird, in diesem Fall unmittelbar mit der intensiven und der extensiven Variablen identisch sind, die die betrachtete Energieform bilden,

$$dE = \sigma \cdot d\varepsilon \quad (12.46)$$

Es sei an dieser Stelle angemerkt, dass in der Elektrotechnik meist mit der Response-Funktion gerechnet wird, die die elektrische Spannung  $U$  und den elektrischen Strom

$I$  miteinander verbindet. Die Energieform der elektrischen Energie lautet aber

$$dE = U \cdot dQ \quad (12.47)$$

Und da (bei einer harmonischen Belastung)  $Q(t)$  und  $I(t)$  gegeneinander um  $\frac{\pi}{2}$  verschoben sind, dreht sich in diesem Fall die Interpretation herum. Der Realteil der Response-Funktion zwischen  $U$  und  $I$  beschreibt die Verluste in dem untersuchten Objekt und der Imaginärteil die hierin gespeicherte Energie.

In der experimentellen Praxis hat es sich weitgehend eingebürgert, für diese Art von Messungen die **Torsion** als Belastungsart zu wählen. Dies hat eine Reihe von experimentellen Vorteilen:

- Das elastische Verhalten eines jeden Materials ist unabhängig vom Vorzeichen des Torsionswinkels. Daher ist die Antwort auf eine zum undeformierten Zustand symmetrische harmonische (rein sinusförmige) Anregung in guter Näherung ebenfalls harmonisch.
- Für ein Zugexperiment gilt diese Vorzeichenunabhängigkeit **nicht**. Denn die meisten Materialien reagieren, sobald die Belastung nicht infinitesimal klein ist, auf Zug signifikant anders als auf Druck. Daher muss bei einem DMA-Experiment im Zugversuch mit einer statischen Vorbelastung der Probe gearbeitet werden. Dies aber führt zu Problemen, sobald die Probe während der Dauer des Experimentes bereits ein signifikantes *Kriechen* zeigt (s. Absatz *Glasübergang* S. 1703).
- Eben wegen seiner relativen Unempfindlichkeit gegenüber einer endlichen Kriechneigung gestattet das Torsionsexperiment eine DMA-Messung noch bis in den Beginn des Schmelzbereiches des Materials hinein. Dieses ist insbesondere bei der Analyse von Polymermaterialien von großem Vorteil.
- Bei einer Biegebelastung muss ebenfalls mit einer statischen Vorbelastung gearbeitet werden, um die Vorzeichenunabhängigkeit der Probenantwort zu gewährleisten. Das führt wieder zu einer Empfindlichkeit des Experimentes gegenüber einem endlichen Kriechen. Außerdem erzeugt die Biegung in der Probe eine kombinierte Zug- und Scherbeanspruchung, was die Interpretation der erzielten Ergebnisse erschwert.

Es wird daher einem Stab mit vorzugsweise nahezu quadratischem oder kreisförmigem Querschnitt ein harmonisches Torsionsmoment aufgeprägt und die daraus resultierende ebenfalls annähernd harmonische, aber phasenverschobene Torsionsbewegung des Stabes gemessen. Aus der Amplitude und der Phase dieser Bewegung kann dann der komplexwertige Schubmodul  $G$  berechnet werden. Diese Messung kann dann mit veränderter Messtemperatur  $T$  wiederholt werden. Dieses Messverfahren, die Messung der komplexwertigen Funktion  $G = G(T; \omega = \omega_0)$  wird als

*dynamisch-mechanische Analyse* (manchmal auch als dynamisch-mechanische thermische Analyse) bezeichnet. Ihr Konzept wurde als erstes von K. Schmieder (XXX: präzisieren) und Karl Wolf 1952 publiziert ([3], [4]). Heute hat dieses Messprinzip Eingang in verschiedene Normen gefunden (u.a. DIN 53520 für die Prüfung von Elastomeren und DIN 53445 für die Prüfung von steifen polymeren Werkstoffen), und es gibt kommerzielle Geräte, die diese Messung automatisiert durchführen. Diese Messung hat sich als ein mächtiges Instrument zur Charakterisierung visko-elastischer Materialien erwiesen. Deshalb habe ich es auch an den Anfang dieses Abschnitts über die visko-elastischen Materialien gestellt, und werde erst jetzt die in diesen Materialien auftretenden Relaxationsprozesse behandeln. Danach werden wir im Abschnitt 12.3.3 einige typische Ergebnisse derartiger Untersuchungen kennenlernen.

### 12.3.2 Relaxationsprozesse in visko-elastischen Materialien (\*)

Visko-elastische Materialien durchlaufen i.a. in Abhängigkeit der Temperatur mehrere unterschiedliche Relaxationsprozesse, bei denen jeweils unterschiedliche Typen von Bewegungen innerhalb des Materials (z.B. Rotationen von Teilen der Moleküle, Platzwechselprozesse größerer, aber noch mikroskopischer Einheiten, makroskopisches Fließen), die bei ausreichend tiefen Temperaturen eingefroren sind, nach und nach aktiviert werden. Jeder dieser Prozesse innerer Bewegungen ist aber i.a. auch mit einer Veränderung der lokalen Raumerfüllung verbunden. Wenn er also nicht räumlich isotrop abläuft, sondern beeinflusst von einem von außen aufgezwungenen Spannungszustand bevorzugt in gewissen Richtungen, kann das Material auf diese Weise dem Spannungszustand partiell ausweichen. Das *Einschalten* eines zusätzlichen Bewegungsprozesses äußert sich daher in der Messkurve  $G = G(T; \omega = \omega_0)$  in einem stufenähnlichen Abfall von  $G'$  mit ansteigender Temperatur. Damit verbunden ist zwangsweise (s. Gl. 4.87 und 4.88) ein lokales Maximum von  $G''$ . Aus Lage und Form dieser Strukturen können umfangreiche Schlüsse über die molekulare und morphologische Struktur des untersuchten Materials gezogen werden. Diese Vielfalt unterschiedlicher Relaxationsprozesse ist insbesondere bei polymeren Materialien gegeben, aber keinesfalls auf diese beschränkt. Im Folgenden werden wir einige typische Relaxationsprozesse und deren Abbild in den Messkurven  $G = G(T; \omega = \omega_0)$  behandeln.

Diese Relaxationsprozesse beeinflussen nicht nur das lineare Materialverhalten, sondern in zumindest gleichem Ausmaß auch das nichtlineare Verhalten. Hierauf werde ich im Kapitel 12.4 (XXX: präzisieren) zurückkommen.

### Der Schmelzprozess (\*)

Der *Schmelzprozess* ist ein auf kristallines (oder zumindest teilkristallines) Material beschränkter Vorgang: Ab einer bestimmten Temperatur ist der kristalline Zustand nicht mehr (absolut) stabil (vgl. Abschnitt 8.1.14). Erwärmt man daher einen Kristall bis auf diese Temperatur, so beginnt er zu schmelzen. Da diese Schmelztem-

peratur geringfügig, aber signifikant von der Kristallgröße abhängt, schmilzt ein mikrokristallines Material nicht bei einer wohldefinierten Temperatur, sondern innerhalb eines gewissen Temperatur**bereichs**. Insgesamt findet ein Phasenübergang statt von einem Festkörper, also einem System mit  $G'(\omega = 0) > 0$ , zu einer (viskosen) Flüssigkeit, also einem System mit  $G'(\omega \rightarrow 0) \rightarrow 0$ . (Zu den hier genannten Kriterien für die Unterscheidung fest/flüssig s. Kapitel 12.5.) Auch bereits bei einer **endlichen** Messfrequenz  $\omega_0$  tritt ein drastischer Abfall von  $G'$  mit der Temperatur auf und damit verbunden ein ausgeprägtes Maximum von  $G''$ . Aus dem individuellen Verlauf der beiden Messkurven  $G'(T)$  und  $G''(T)$  im Bereich des Schmelzprozesses können zumindest qualitative Aussagen über den Kristallinitätsgrad und die Kristallitgrößenverteilung gewonnen werden, s. hierzu auch Abschnitt 12.3.3.

### Der Glasübergang (\*)

Den sog. *Glasübergang* bezeichnet man auch als die *Hauptrelaxation* amorpher Materialien. Die Temperatur, bei der dieser Phasenübergang (2. Art, s. Abschnitt 8.1.15) auftritt, wird üblicherweise als die *Glastemperatur*  $T_g$  des Materials bezeichnet. Unterhalb von  $T_g$  sind in dem Material keine endlichen Verschiebungen der primären Bausteine des Materials möglich, d.h. es gilt  $G'(\omega = 0) > 0$ . Das Material bildet in der von uns noch zu verabredenden Terminologie (Abschnitt 12.5.1) einen *Festkörper*. Oberhalb von  $T_g$  sind genau diese endlichen Verschiebungen der primären Bausteine des Materials möglich - bei einem Polymer also die Verschiebungen einer Molekülkette als ganze ! - und es gilt  $G'(\omega \rightarrow 0) \rightarrow 0$ . Das Material bildet nun eine Flüssigkeit, die allerdings nahe von  $T_g$  noch extrem hochviskos sein kann, so dass sie sich selbst bei extrem niedrigen Belastungsfrequenzen entsprechend einer Zeitkonstanten von Tagen oder gar Jahren vordergründig wie ein Festkörper verhält, dass also  $|G'(\omega_0)| \gg |G''(\omega_0)|$ . Belastungsbedingte Verformungen eines Materials in diesem Bereich von Belastungsfrequenz und Temperatur werden als *Kriechen* bezeichnet, s. Absatz *Das Temperatur-Zeit-Superpositionsprinzip* auf S. 1705.

Der Glasübergang tritt nicht nur bei völlig amorphen Materialien auf, sondern bei allen Materialien, die einen gewissen amorphen Anteil enthalten. Sobald diese Anteile in Volumenbereichen einer gewissen Mindestgröße konzentriert sind, führen diese Bereiche einen eigenen Glasübergang aus und zwar bei einer Temperatur  $T_g$ , die bereits der Glastemperatur des makroskopischen amorphen Materials sehr nahe kommt. Bei Polymeren liegt dieses Mindestvolumen in der Größenordnung  $(10 \cdot nm)^3$  bis  $(100 \cdot nm)^3$ .  $10 \cdot nm$  entsprechen z.B. der Länge einer gestreckten aliphatischen Kette von nur etwas mehr als 100 Kohlenstoffatomen. Der Glasübergang äußert sich bei teilkristallinen Materialien in einem moderaten Abfall von  $G'(T)$  im Bereich von  $T_g$  sowie in einem Durchgang von  $G''(T)$  durch ein moderates Maximum, s. wieder Abschnitt 12.3.3. Mit zunehmendem Anteil der amorphen Bereiche sind diese Strukturen entsprechend stärker ausgeprägt, s. Abschnitt 12.3.3.

Die genaue Lage von  $T_g$  ist eine Materialeigenschaft, die empfindlich auf die

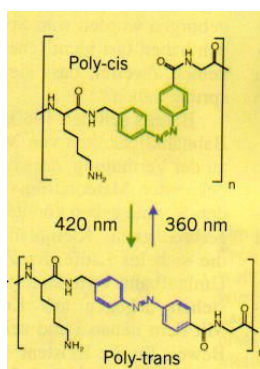


Abb. 8 Struktur eines Polymers aus Azobenzol-Einheiten mit Möglichkeit der reversiblen cis-trans-Umwandlung

Zusammensetzung des Materials reagiert. So lässt sich z.B. der Glasübergang von **Polyvinylchlorid (PVC)** durch Zumischen von (niedermolekularen) Phtalsäureestern, allerdings in beachtlichen Anteilen bis zu 50·% von  $90^{\circ}\text{C}$  auf ca.  $-20^{\circ}\text{C}$  verschieben. Derartige Additive werden daher auch als *Weichmacher* bezeichnet.

Eine weitere Fragestellung, die sich gut über die Analyse der Struktur von  $G(T)$  in der Umgebung eines Glasübergangs studieren lässt, ist die Frage der Mischbarkeit amorpher Materialien. Hier kann aus der Lage und Struktur der Messkurven  $G'(T)$  und  $G''(T)$  im Bereich der Glasübergänge geschlossen werden, ob die Bestandteile ganz oder teilweise ineinander gelöst sind oder aber als reine Bestandteile räumlich getrennt vorliegen: Ist nämlich die eine Komponente vollständig in der anderen gelöst, gibt es nur **einen** Glasübergang und zwar bei einer Temperatur, die i.a. mit keiner der beiden Werte der Ausgangsbestandteile übereinstimmt. Liegen dagegen die beiden Komponenten vollständig entmischt vor, sind sie also miteinander *unverträglich*, treten die beiden Glasübergänge in ihrer Lage und Struktur unverändert gegenüber den reinen Komponenten auf. Sind die beiden Komponenten partiell verträglich, d.h. löst sich eine der beiden Komponenten zu einem gewissen Anteil in der anderen, verändert sich die Lage und die Struktur des Glasübergangs der als Lösungsmittel fungierenden Komponente, s. wieder Abschnitt 12.3.3.

Eine ausführliche Darstellung dieser Vorgehensweise bei der Charakterisierung von Polymermischungen findet sich z.B. in [6] .

### Sekundäre Relaxationsprozesse (\*)

Wir wollen jetzt Prozesse diskutieren, bei denen nicht der molekulare Baustein als ganzes verschiebbar ist, sondern lediglich Teile davon, während das Molekül als ganzes ortsfest verbleibt. Als Beispiel sei die cis-trans-Umwandlung eines Moleküls vom Azobenzol-Typ genannt, s. Abb. 8. Diese Umwandlung kann, außer wie in der Abb. 8 angedeutet durch Licht, auch thermisch erfolgen. Auch diese Umwandlung

ist mit einer lokalen Änderung der Raumerfüllung verbunden. Wenn also, wie bereits in der Einführung zum Abschnitt 12.3.2 angedeutet, diese Umwandlung nicht rein statistisch und räumlich isotrop abläuft, sondern wenn als Antwort auf einen von außen aufgeprägten Spannungszustand in gewissen Raumrichtungen die trans-Konfiguration bevorzugt wird und in anderen die cis-Konfiguration, dann resultiert hieraus über makroskopische Abmessungen gemittelt eine Verformung entsprechend dem von außen aufgeprägten Spannungszustand. Das *Einschalten* dieses meist als  $\gamma$ -Prozess<sup>†</sup> bezeichneten Vorgangs ab einer gewissen Temperatur  $T_\gamma$  ist also mit einem gewissen Abfall von  $G'(T)$  im Bereich von  $T_\gamma$  sowie in einem Durchgang von  $G''(T)$  durch ein kleines Maximum verbunden, s. Absatz S. 1707 sowie Absatz S. 1707. Bei ausreichend komplexem Aufbau des molekularen Bausteins des Materials können auch mehrere unterschiedliche derartige sekundäre Relaxationsprozesse auftreten.

Da alle diese Prozesse immer auch eine Möglichkeit der lokalen Energiedissipation darstellen, beeinflussen sie in starkem Maße die Tieftemperaturzähigkeit des Materials, s. Absatz S. 1713.

### Das Frequenz/Temperatur-Superpositionsprinzip (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Das Frequenz/Temperatur-Superpositionsprinzip* ist noch nicht verfügbar. Er wird auch die Relaxationsmodelle des US-amerikanischen Physiko-Chemikers Prince E. Rouse Jr. (\*1917; †2003 in Sante Fé/NM(USA)) ([39]) und von Bruno Husbrouck Zimm (\* 1920; † 2005 als em. Prof. der Univ. of Cal.-San Diego) ([19]) erläutern.)

#### 12.3.3 DMA-Spektren einiger typischer Polymere (-)

Ausgestattet mit diesen Kenntnissen über die in einem visko-elastischen Material zu erwartenden Relaxationsprozesse werden wir im Folgenden einige typische DMA-Spektren realer polymerer Werkstoffe diskutieren.

### Amorphes Polymer ohne signifikante Sekundär-Relaxationsprozesse (-)

Aus den Monomeren Styrol und Acrylnitril (Abb. 9), die jedes für sich zu Polystyrol (z.B. Styropor<sup>®</sup>) bzw. zu Polyacrylnitril (z.B. Dralon<sup>®</sup>) polymerisieren, lässt sich auch ein Styrol-Acrylnitril-Copolymer (SAN) herstellen, ein transparenter, relativ spröder Werkstoff.

(XXX: Der die jeweilige Polymerisationsreaktion skizzierende Text ist noch nicht verfügbar.)

---

<sup>†</sup>Als die mikroskopische Ursache für die verschiedenen experimentell gefundenen Relaxationsprozesse noch unklar war, hatte man sich angewöhnt, diese in der Reihenfolge ihres Auftretens in Richtung tieferer Temperaturen mit griechischen Buchstaben zu klassifizieren. Der Schmelzprozeß war demnach ein  $\alpha$ -Prozeß, der Glasübergang ein  $\beta$ -Prozeß und jeder bei noch tieferen Temperaturen meßbare Vorgang ein  $\gamma$ -Prozeß.

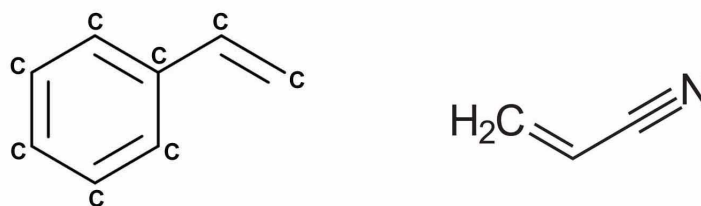


Abb. 9 Strukturformel der Monomer-Einheiten Vinylbenzol (Styrol) und Acrylnitril

Es stellt sich nun die Frage, ob sich bei dieser Mischpolymerisation zunächst kleinere Polystyrol- bzw. Polyacrylnitril-Einheiten bilden, die sodann über eine chemische Bindung oder auch nur über einen physikalischen Prozess (z.B. eine Verhakung von Polymerketten) mit einander verknüpft werden, oder ob die Abfolge der Styrol- bzw. Acrylnitril-Einheiten bis hinunter in den molekularen Bereich statistisch erfolgt. Diese Frage lässt durch eine DMA-Analyse beantworten: Das in der Abb. 10 wiedergegebene DMA-Spektrum eines Copolymers aus 70 · % Massenanteilen Styrol-Monomer und 30 · % Massenanteilen Acrylnitril-Monomer zeigt **einen** Glasübergang bei etwa 106 · °C. Daraus folgt, dass die beiden Komponenten Styrol und Acrylnitril weitgehend molekular-dispers durchmischt polymerisiert sind und nicht etwa submikroskopische Bereiche aus reinem Polystyrol bzw. Polyacrylnitril gebildet haben. Dann würde man nämlich die beiden bei etwa 90 · °C und 106 · °C liegenden Glasübergänge der reinen Polymere *Polystyrol* und *Polyacrylnitril* in diesem

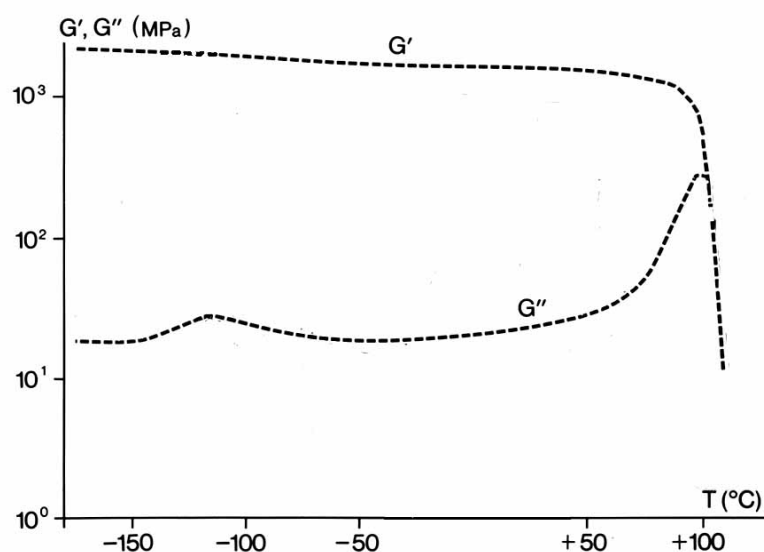


Abb. 10 DMA-Spektrum eines kommerziellen Styrol-Acrylnitril-Copolymers

Spektrum finden. Die insbesondere in der Funktion  $G''(T)$  erkennbare Verbreiterung zu tieferen Temperaturen zeigt an, dass allerdings das Verhältnis von Styrol zu Acrylnitril signifikanten lokalen Schwankungen unterworfen ist.

Etwas unterhalb von  $-100 \cdot ^\circ C$  deutet sich ein Sekundär-Relaxationsprozess an, der aber zu schwach ist, um bereits zu einer signifikanten Stufe im Realteil  $G'$  zu führen. Als eine unmittelbare Folge dieser nur schwach ausgeprägten Sekundär-Relaxation ist SAN relativ spröde.

### Teilkristallines Polymer (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Teilkristallines Polymer* ist noch nicht verfügbar.)

### Amorphes Polymer mit Sekundär-Relaxationsprozess (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Amorphes Polymer mit Sekundär-Relaxationsprozess* ist noch nicht verfügbar.)

### Elastomeres Polymer (-)

Die Abb. 11 zeigt das DMA-Spektrum eines typischen synthetischen Kautschukmate-

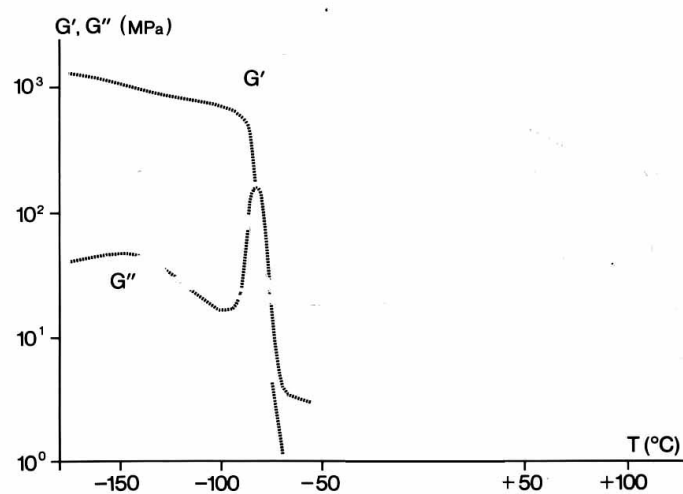


Abb. 11 DMA-Spektrum eines kommerziellen Synthetik-Kautschuks (Polybutadien); Frequenz der periodischen Scherbelastung  $1 \cdot Hz$

rials, dem Polybutadien. Wir erkennen den bei etwa  $-84^\circ C$  liegenden Glasübergang mit einem ausgeprägten Maximum von  $G''(T)$ . Der Realteil  $G'$  fällt in diesem Bereich von etwa  $10^3 \cdot MPa$  auf (in der hier verwendeten Apparatur nicht mehr messbare)

Werte  $< 10^0 \cdot MPa$  ab. D.h. das Material verhält sich oberhalb dieser Temperatur bzgl. kleiner Deformationen wie eine viskose Flüssigkeit.

(XXX: Der weitere Text des Absatzes *Elastomeres Polymer* ist noch nicht verfügbar.)

### Polymerblend (-)

In der Abb. 12 (aus [7]) sehen wir das typische DMA-Spektrum eines Polymerblends

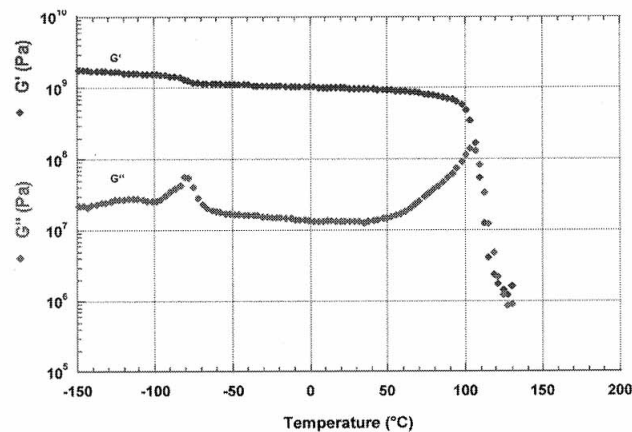


Abb. 12 DMA-Spektrum eines kommerziellen ABS-Produktes mit 15 Massen-% Kautschukteilchen als (1:1)-Mischung von Teilchen mit 100 und 400 nm Durchmesser

aus 2 amorphen Komponenten. Zur detaillierten Erläuterung dieses Begriffs *Polymerblend* s. Abschnitt 12.8.5. Jede Komponente erzeugt ihren eigenen Glasübergang bei der Temperatur  $T_g^{(1)}$  bzw.  $T_g^{(2)}$ , der sich im DMA-Spektrum in einer Spitze von  $G''(T)$  und in einer zu höheren Temperaturen abfallenden Stufe von  $G'(T)$  dokumentiert. Dabei ist die 2. Stufe immer deutlich stärker ausgeprägt als die 1. Denn für Temperaturen

$$T_g^{(1)} < T < T_g^{(2)} \quad (12.48)$$

wirkt, je nach dem Konzentrationsverhältnis der Phasen (1) und (2), entweder die Phase (1) wie eine Elastomer-Modifizierung oder die Phase (2) wie eine Füllstoff-Verstärkung. In jedem Fall hat der Modul der Phase (2) noch einen starken Einfluss auf den Modul des Gesamtmaterials. Erst wenn auch die Glasübergangstemperatur der Phase (2) überschritten ist, fällt der Modul auf sehr niedrige Werte ab, die nun auch stark frequenzabhängig sind, s. Absatz S. 1707.

#### 12.3.4 Das dielektrische Relaxationsverhalten visko-elastischer Materialien (-/-)

(XXX: Der Text des Abschnitts *Das dielektrische Relaxationsverhalten visko-elastischer Materialien* ist noch nicht verfügbar.)

## 12.4 Nichtlineares Materialverhalten (-)

Wir werden nun die vereinfachende Annahme fallen lassen, dass alle betrachteten Effekte linear sind, also insbesondere auch der Zusammenhang zwischen der Verzerrung  $\sigma_{ik}$  und der Spannung  $\sigma_{ik}$ , und uns mit dem *nichtlinearen mechanischen Verhalten* der Materialien befassen. Dann werden auch alle makroskopischen Messgrößen, insbesondere die Verformung  $\Sigma$  und die Belastungsintensität  $\Pi$  bei einem Belastungsexperiment über einen nicht linearen Zusammenhang mit einander verknüpft sein. Die Größen  $\Sigma$  und  $\Pi$  verwende ich an dieser Stelle in dem unspezifischen Sinne, wie ich ihn bereits im Abschnitt 12.2.1 erläutert habe. Bei diesem Übergang zu nichtlinearen Effekten werden wir sehr rasch feststellen, dass wir damit ein völlig neues Feld der Materialwissenschaft betreten. Es geht nämlich nicht einfach nur darum, eine Responsefunktion  $\sigma_{ij} = f(\varepsilon_{ij})$  oder auch  $\Sigma = \Sigma(\Pi)$  als nur noch in 1. Näherung linear anzunehmen und zur Verbesserung der Genauigkeit in der Materialbeschreibung weitere Terme zu ergänzen,

$$\Sigma = E \cdot \Pi + E^{(2)} \cdot \Pi^2 + \dots \quad (12.49)$$

wie es z.B. auch in der nichtlinearen Optik geschieht, s. Kapitel 11.5. Auch im Falle der Optik treten durch diese Erweiterung völlig neue Effekte auf, die inzwischen ganz neue Anwendungsgebiete der Optik erschlossen haben. Für das Verständnis des **mechanischen** Verhaltens eines Materials sind dessen nichtlineare Eigenschaften jedoch in noch stärkerem Maße entscheidend und komplex. Dies habe ich bereits im Abschnitt 12.1 versucht, durch einige anschauliche Argumentationsketten klar zu machen. Wir können daher dieses Problem auch nicht einfach durch die Einführung einiger weiterer Materialparameter im Sinne einer Reihenentwicklung gem. Gl. 12.49 angehen, sondern müssen Schritt für Schritt die geeigneten Werkzeuge zur Beschreibung dieses völlig andersartigen Verhaltens entwickeln.

### 12.4.1 Nichtlineare Materialkennlinie, inhomogene Verformung (\*)

Als Einstieg in die Bemühungen zum Verständnis des nichtlinearen Materialverhaltens werden wir zunächst etwas eingehender den Fall einer signifikant vom linearen Verhalten abweichenden Materialkennlinie  $\Sigma = \Sigma(\Pi)$  diskutieren, s. Abb. 13. In dieser Abb. ist ein praxisnahes Beispiel einer derartigen Messkurve bei einem steifen, aber auch verformbaren Material wiedergegeben: Auf ein lineares Verhalten bei niedrigen Verformungen folgt bei höheren Verformungen eine deutliche Abflachung dieser Kennlinie  $\Sigma = \Sigma(\Pi)$ . Ab einer gewissen Grenzverformung  $\Pi_a$  nimmt die Probenantwort  $\Sigma$  sogar wieder ab, geht durch ein Minimum und steigt erst danach wieder an. Erst bei der Verformung  $\Pi_b$  erreicht die Belastung wieder denselben Wert  $\Sigma_a$  wie vorher bei  $\Pi_a$ . Wie wir sogleich einsehen werden, ist es an dieser Stelle unbedingt erforderlich, den dynamischen (im Sinne des Abschnitts 3.3) Aspekt eines Belastungsexperimentes - und ebenso einer jeden realen Belastung in einer technischen Anwendung - genauer zu betrachten. Insbesondere müssen wir konsequent unterscheiden zwischen

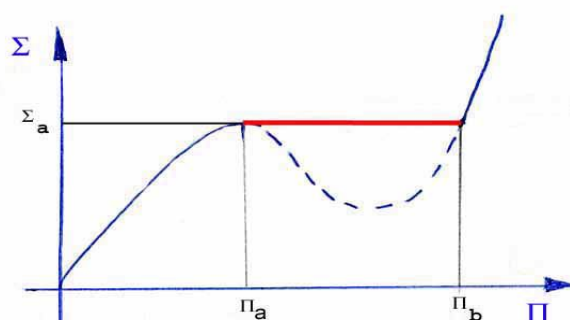


Abb. 13 Materialkennlinie  $\Sigma = \Sigma(\Pi)$  eines steifen und verformbaren Materials

- dem Fall, in dem der Probe die Verformung *von außen* aufgeprägt wird und die Probe darauf mit der Ausbildung eines bestimmten Spannungszustandes reagiert; und andererseits
- dem Fall, in dem der Probe der Spannungszustand aufgeprägt wird und entsprechend dann die Probe mit einer Verformung antwortet.

Im Sinne der allgemeinen Dynamik besteht das erstgenannte Experiment darin, dass die Probe an ein *Kraftreservoir* angekoppelt wird, das der Probe eine bestimmte Länge aufprägt und dabei jede beliebige von der Probe zurückgegebene Kraft aufnehmen kann. Konventionelle elektromechanische Zugprüfmaschinen (s. Abschnitt XXX), bei denen die beiden Teile der Einspannvorrichtung für die Probe durch einen (z.B.) elektromotorischen Antrieb auseinander gezogen werden, zeigen dieses Verhalten. Die dabei von der Probe auf diese Einspannvorrichtung übertragene Kraft wird durch geeignete Kraftsensoren gemessen und zur Ausgabe eines Kraft/Dehnungsdiagramms verwendet. Im zweiten Fall wird die Probe an ein *Längenreservoir* angekoppelt, also an ein System, das der Probe eine bestimmte Kraft aufprägt und dabei beliebige Änderungen der Probenlänge akzeptiert. Hydraulisch angetriebene Zugprüfmaschinen können auf diese Betriebsart eingestellt werden.

Im Falle der Ankopplung eines (eine bestimmte Probenlänge vorgebenden) **Kraftreservoirs** lautet die Prozessbedingung (vgl. Abschnitt 3.3.13)

$$dx_{\text{Probe}} = 0 \quad (12.50)$$

D.h. bei fester vorgegebener Probenlänge tauschen das Kraftreservoir und die Probe als ganzes keinerlei Energie aus, und bzgl. der Ausgleichsprozesse innerhalb der Probe ist das Gleichgewicht durch das Minimum der mechanischen Energie der Probe unter dieser Bedingung 12.50 bestimmt. Wir teilen in einem Gedankenexperiment die Probe in 2 Teile der Länge  $a$  und  $(l - a)$  auf und nehmen für diese beiden Teile eine jeweils homogene, aber für diese beiden Teile unterschiedliche Dehnung  $\Pi_1$  und  $\Pi_2$  an. Die

Form der Materialkennlinie  $\Sigma = \Sigma(\Pi)$  sei für beide Teile weiterhin gültig, also beträgt die Deformationsenergie der Probe

$$E_{\text{Probe}} = A \cdot a \cdot \int_0^{\Pi_1} \Sigma \cdot d\Pi' + A \cdot (l - a) \cdot \int_0^{\Pi_2} \Sigma \cdot d\Pi' \quad (12.51)$$

Die (absolute) Längenänderung in den beiden Teilen bezeichnen wir mit  $x_1$  bzw.  $x_2$ . Dann gilt

$$\Pi_1 = \frac{x_1}{a}; \quad \Pi_2 = \frac{x_2}{l - a} \quad (12.52)$$

Zwischen diesen beiden Teilsystemen finde nun ein freier Längenaustausch statt,

$$dx_1 + dx_2 = 0 \quad (12.53)$$

Im dynamischen Gleichgewicht ist die gesamte Deformationsenergie minimal,

$$\begin{aligned} \frac{dE_{\text{Probe}}}{dx_1} &= 0 = A \cdot a \cdot \Sigma(\Pi_1) \cdot \frac{1}{a} - A \cdot (l - a) \cdot \Sigma(\Pi_2) \cdot \frac{1}{l - a} \\ &= A \cdot (\Sigma(\Pi_1) - \Sigma(\Pi_2)) \Rightarrow \Sigma(\Pi_1) = \Sigma(\Pi_2) \end{aligned} \quad (12.54)$$

Damit dieser Zustand wirklich einem Minimum der Energie entspricht, muss die Stabilitätsbedingung

$$\frac{d^2 E_{\text{Probe}}}{dx_1^2} = \frac{d\Sigma}{d\Pi}(\Pi_1) \cdot \frac{1}{a} + \frac{d\Sigma}{d\Pi}(\Pi_2) \cdot \frac{1}{l - a} > 0 \quad (12.55)$$

erfüllt sein. Die Größe  $a$  ist aber nur ein willkürlich aus dem Bereich  $0 \leq a \leq l$  herausgegriffener Wert zur Festlegung der Aufteilung der Probe für dieses Gedankenexperiment. M.a.W. die Bedingung 12.55 muss für alle Werte  $a$  aus diesem Bereich gültig sein. Das aber ist nur möglich, wenn

$$\frac{d\Sigma}{d\Pi}(\Pi_1) > 0; \quad \frac{d\Sigma}{d\Pi}(\Pi_2) > 0 \quad (12.56)$$

Wenn wir nun voraussetzen, dass beide Werte  $\Pi_1$  und  $\Pi_2$  im Stabilitätsbereich des Materials liegen und ebenso alle Zwischenwerte,

$$\Pi_1 \leq \Pi \leq \Pi_2 \Rightarrow \frac{d\Sigma}{d\Pi}(\Pi) > 0 \quad (12.57)$$

dann ist  $\Sigma(\Pi)$  in diesem Bereich monoton steigend, und es folgt aus Gl. 12.54

$$\Pi_1 = \Pi_2 \quad (12.58)$$

Mit dieser etwas umständlich und langatmig wirkenden Beweisführung haben wir gezeigt, dass im Stabilitätsbereich des Materials, vorgeben durch die Bedingung

$$\frac{d\Sigma}{d\Pi} > 0 \quad (12.59)$$

die Verformung **homogen** über die Längsausdehnung der Probe verteilt ist und die Spannung entlang der Probe konstant ist.

Mit diesen Kenntnissen ausgestattet betrachten wir nun erneut die Abb. 13. Wir erkennen, dass diese Stabilitätsbedingung bei der hier wiedergegebenen Kennlinie im zwischen den Werten  $\Pi_a$  und  $\Pi_b$  liegenden Bereich verletzt ist! D.h. dieser Teil der Kurve gehört **nicht** zu stabilen Zuständen des Systems, er ist hypothetisch und gar nicht messbar! Aus diesem Grunde habe ich ihn in der Abb. 13 auch gestrichelt wiedergegeben. Es liegt eine Situation vor, die völlig analog ist zu der Situation an der Stabilitätsgrenze der thermodynamischen Systeme, die wir im Abschnitt 8.1.13 diskutiert haben. D.h. das System führt an dieser Stelle einen *Phasenübergang* (s. Abschnitt 8.1.15) durch, der sich auch hier wieder dadurch äußert, dass die räumliche Homogenität des Systems verloren geht. Wird bei einer realen Messung der Probe eine Gesamtlänge aufgezwungen, die unter der Annahme einer homogenen Verformungsverteilung einem Wert  $\Pi$  entspricht, der zwischen  $\Pi_a$  und  $\Pi_b$  liegt, zerfällt die Probe in 2 Teilbereiche, in denen für sich genommen die Verformung  $\Pi$  wieder homogen ist. Und zwar gilt in dem einen Bereich  $\Pi = \Pi_a$  und im anderen  $\Pi = \Pi_b$ . Die naive Interpretation der an der Gesamtprobe *von außen* messbaren Werte führt daher in diesem Bereich zu der in Abb. 13 rot markierten horizontalen Linie. Erst wenn die gesamte Probe in die neue Konfiguration übergegangen ist, die mit Dehnungen  $\Pi > \Pi_b$  verknüpft ist, wird wieder ein *normales* Verhalten der Probe beobachtet, d.h. es gilt wieder  $\frac{d\Sigma(\Pi)}{d\Pi} > 0$  und die räumliche Homogenität des Systems ist ebenfalls wieder hergestellt.

Wir betrachten nun den Fall, bei dem die Probe an ein (der Probe eine bestimmte **Kraft** aufzwingendes) **Längenreservoir** angekoppelt ist. D.h. die Bedingung für den Austauschprozess zwischen Probe und Reservoir lautet jetzt

$$dx_{\text{Probe}} + dx_{\text{Reservoir}} = 0 \quad (12.60)$$

und das dynamische Gleichgewicht des Gesamtsystems ist durch das Minimum der bzgl. der Probenlänge Legendre-transformierten Deformationsenergie der Probe bestimmt,

$$E^{[x]} = E_{\text{Probe}} - F \cdot x = \int A \cdot \Sigma \cdot l \cdot d\Pi - F \cdot x = V \cdot \int \Sigma \cdot d\Pi - F \cdot x \quad (12.61)$$

$l$  : Ausgangslänge der Probe (ohne Dehnung)

$F$  : Die der Probe von dem Längenreservoir aufgeprägte Kraft

Die Gleichgewichtsbedingung lautet also nun

$$\frac{dE^{[x]}(F)}{dF} = 0 \quad (12.62)$$

$$\frac{dE^{[x]}(F)}{dF} = \frac{dE^{[x]}(x)}{dx} \cdot \frac{dx}{dF} = \frac{\frac{dE^{[x]}(x)}{dx}}{\frac{dF(x)}{dx}}$$

Unter Verwendung der Gl. 12.61 folgt

$$\frac{dE^{[x]}(F)}{dF} = \frac{\frac{V}{l} \cdot \Sigma - F}{A \cdot \frac{d\Sigma(x)}{dx}}$$

Im Gleichgewicht gilt also

$$F = \frac{V}{l} \cdot \Sigma = A \cdot \Sigma$$

Die zugehörige Stabilitätsbedingung lautet nun

$$\frac{d^2 E^{[x]}(F)}{dF^2} < 0$$

Wir berechnen auch diese Größe aus der Gl. 12.61:

$$\begin{aligned} \frac{d^2 E^{[x]}(F)}{dF^2} &= \frac{d}{dF} \left( \frac{\frac{V}{l} \cdot \Sigma - F}{A \cdot \frac{d\Sigma(x)}{dx}} \right) = \frac{d}{dx} \left( \frac{\frac{V}{l} \cdot \Sigma(x) - F(x)}{A \cdot \frac{d\Sigma(x)}{dx}} \right) \cdot \frac{dx}{dF} \\ &= \frac{\frac{V}{l} \cdot \left( \frac{d\Sigma(x)}{dx} \right)^2 \cdot A - \left( \frac{V}{l} \cdot \Sigma(x) - F(x) \right) \cdot A \cdot \frac{d^2 \Sigma(x)}{dx^2}}{\left( A \cdot \frac{d\Sigma(x)}{dx} \right)^2} \\ &= \frac{XXX}{A \cdot \left( \frac{d\Sigma(x)}{dx} \right)^2} \end{aligned}$$

(XXX: Der an dieser Stelle noch fehlende Text ist noch nicht verfügbar.)

Damit diese Bedingung

$$\Sigma = \frac{F}{A} \tag{12.63}$$

auch wirklich einem Minimum der Gesamtenergie entspricht, muss die Stabilitätsbedingung

$$\frac{d^2 E^{[x]}(x)}{dx^2} = \frac{A}{l} \cdot \frac{d\Sigma(\Pi)}{d\Pi} > 0 \tag{12.64}$$

gelten. D.h. diese Versuchsbedingung führt zu derselben Stabilitätsbedingung wie die Berücksichtigung der möglichen **probeninternen** Ausgleichsprozesse (XXX: Bezug nennen)

(XXX: Der weitere Text des Abschnitts *Nichtlineare Materialkennlinie / inhomogene Verformungsverteilung* ist noch nicht verfügbar.)

#### 12.4.2 Irreversible Verformung / Duktilität (\*)

Wir werden nun eine weitere vereinfachende Annahme fallen lassen, nämlich die der *Reversibilität*. Wir berücksichtigen also die Tatsache, dass bei einer Probe, für die bei einer von 0 bis auf einen gewissen endlichen Werte  $\Pi_{\max}$  gesteigerten Verformung die Materialkennlinie  $\Sigma^{(1)}(\Pi)$  gemessen wurde, sich bei einer anschließenden Messung,

während der die Verformung ausgehend von  $\Pi_{\max}$  wieder auf geringere Werte reduziert wird, eventuell nicht mehr dieselbe Kennlinie ergibt sondern eine neue Kurve  $\Sigma^{(2)}(\Pi)$ . I.a. erreicht diese Kurve bei  $\Sigma = 0$  nicht mehr den Wert  $\Pi = 0$  sondern einen endlichen positiven Wert. Diesen Wert  $\Pi(\Sigma^{(2)} = 0)$  bezeichnet man als *bleibende Dehnung*. Entsprechend ergibt sich bei einem erneuten Belastungsexperiment mit erneut ansteigenden Werten von  $\Pi$  eine nochmals veränderte Kennlinie  $\Sigma^{(3)}(\Pi)$ .

Entscheidend für das Gebrauchs- und Verarbeitungsverhalten des Materials ist nun, ob und wie sich im Anschluss an eine derartige irreversible Verformung der Probe die üblichen mechanischen Kenndaten des Materials verändert haben:

- Verhält sich z.B. das Material bei kleinen Verformung zunächst wieder elastisch, also linear und reversibel?
- Und sind die dann messbaren elastischen Kenndaten (s. Abschnitt 12.2) in etwa die gleichen wie **vor** der irreversiblen Verformung?

In diesem Fall bezeichnet man das Material als *duktil* und diese Art der irreversiblen Verformung als *plastische Verformung*. Die Eigenschaft der Duktilität hat weitreichende Auswirkungen sowohl auf das Gebrauchsverhalten der aus diesem Material gefertigten Bauteile wie auch auf die für dieses Material geeigneten Verarbeitungstechniken. Bauteile aus einem duktilen Material reagieren auf außergewöhnliche, über den normalen Arbeitsbereich hinaus gehende Belastungen (seien es aufgezwungene Verformungen oder aufgezwungene Spannungen) mit irreversiblen Verformungen, verlieren dabei aber nicht ihre Steifigkeit. Die Bauteile verlieren daher im günstigen Fall trotz dieser irreversiblen Verformung nicht ihre Funktionsfähigkeit. Dies ist natürlich nur gewährleistet, solange die vorausgegangenen Belastungen gewisse Grenzen nicht überschritten haben.

Duktile Materialien sind im Idealfall schmiedbar, d.h. sie können durch Einsatz ausreichend hoher Spannungen (die ihnen vorzugsweise impulsartig aufgeprägt werden) in eine vorgegebene geometrische Form gebracht werden. Danach zeigt das Formteil (trotzdem) die für das verwendete Material typischen mechanischen Eigenschaften. Gegebenenfalls kann es allerdings erforderlich sein, das Formteil nach dem Schmieden durch eine geeignete Wärmebehandlung *auszuheilen*, s. Abschnitt 12.11.5.

Materialien mit dem gegenteiligen Gebrauchsverhalten werden i.a. als *spröde* bezeichnet: Übersteigt bei diesen Materialien die aufgezwungene Verformung einen gewissen materialspezifischen Grenzwert, kommt es - oft spontan, also ohne Vorkündigung - zu einem katastrophalen Versagen des Bauteils: Es zerbricht, und - wenn man es denn so ausdrücken will - die Steifigkeit geht auf den Wert 0 zurück.

Eine wichtige Klasse von Materialien hat ein zwischen diesen beiden Extremen *duktil* und *spröde* liegendes Gebrauchsverhalten: Sie sind wohl in der Lage, einer über den Bereich der linear-elastischen Verformung hinaus gehenden Belastung zu widerstehen. Die daraus resultierende irreversible Verformung des Bauteils führt jedoch bereits zu einer signifikanten Reduzierung der Rest-Steifigkeit und Rest-Festigkeit

dieses Bauteils. Diese Fähigkeit der irreversiblen Verformung ist gleichbedeutend mit der Fähigkeit der Dissipation elastisch gespeicherter Energie. Sie wird als *Zähigkeit* bezeichnet. Wie wir im Abschnitt 12.4.4 noch eingehend diskutieren werden, ist eine quantitative Fassung dieses Begriffs äußerst schwierig. Sie gelingt am ehesten, wenn man sich auf die Festlegung bauteilspezifischer Kenndaten beschränkt.

Bleibt nach einer derartigen Verformung eine reduzierte, aber durchaus relevante Reststeifigkeit erhalten, bezeichnet man das Material als *schadenstolerant*. Diese Begriffsbildungen führen also zu einer Reihung der Materialien in der Abfolge

spröde → zäh → schadenstolerant → duktil

Die Begriffe der Zähigkeit und der Schadenstoleranz sind eng mit der jeweiligen Art der Belastung verknüpft, und zwar sowohl bzgl. des aufgeprägten Spannungs- oder Verformungszustands als auch bzgl. der typischen Zeitkonstante dieses Vorgangs. Man spricht daher auch von *Schlagzähigkeit*, *Zähigkeit im Durchstoßversuch* etc. . Näheres zu diesen Begriffsbildungen s. wieder Abschnitt 12.4.4.

Im deutschen Sprachgebrauch wird der Begriff der Duktilität und der der *Zähigkeit*<sup>‡</sup> oft weitgehend verwandt und nebeneinander benutzt, wenn auch mit leicht verschobener Bedeutung. Ich werde als *Duktilität* ausschließlich die Verformbarkeit **ohne** signifikanten Steifigkeitsverlust bezeichnen. Im Gegensatz dazu werde ich den Begriff der *Zähigkeit* ausschließlich für die Fähigkeit eines Materials verwenden, elastisch gespeicherte Energie zu dissipieren. Duktile Materialien sind also definitionsgemäß immer auch zäh, während umgekehrt von den durchaus zahlreichen Materialien mit einem signifikanten Zähigkeitsniveau nur sehr wenige auch duktil sind.

### 12.4.3 Nichtlinearität und Geometrieabhängigkeit (-)

Die verschiedenen Facetten, die wir in den voranstehenden Abschnitten zu den Begriffen Duktilität bzw. Sprödeheit und Schadenstoleranz und Verarbeitbarkeit gestreift haben, haben uns u.a. auch gezeigt, dass jede Charakterisierung des Belastungsverhaltens eines Materials von der Größe und Form des Probekörpers abhängt.

(XXX: Der weitere Text des Abschnitts *Nichtlinearität und Geometrieabhängigkeit* ist noch nicht verfügbar. Die nachfolgende Textpassage wird hierin enthalten sein und zwar im Anschluss an die Diskussion des Begriffs der *plastischen Zone*.)

Die Begriffsbildung der sog. *plastischen Zone* war lange Zeit einer experimentellen Bestätigung kaum zugänglich, da bei einer üblichen Präparation einer Rissumgebung zur Vorbereitung auf eine z.B. mikroskopische Untersuchung unvermeidbar die Spannungsverteilung stark verändert wird und damit auch die geometrische Mikrostruktur. Bei transparenten Werkstoffen wie z.B. dem polymeren Werkstoff *Polycarbonat* ist man jedoch durch den Einsatz der konfokalen Lichtmikroskopie (s. Abschnitt 11.11.4) in der Lage, diese Zone sichtbar zu machen. Da nämlich die

---

<sup>‡</sup>Umgangssprachlich wird der Begriff der Zähigkeit außerdem und vorzugsweise benutzt, um das Fließverhalten von Flüssigkeiten mit hoher Viskosität zu kennzeichnen.

starken lokalen inelastischen Verformungen zu einer Inhomogenität des Materials in diesem Bereich führen, nimmt in diesem Bereich die Lichtstreuung stark zu und man erkennt die plastische Zone einer Risses im konfokalen Mikroskop als aufgehellte Zone, s. Abb. 14 ([9]). Diese beiden Abbildungen zeigen eine optische Faser (s. Ab-

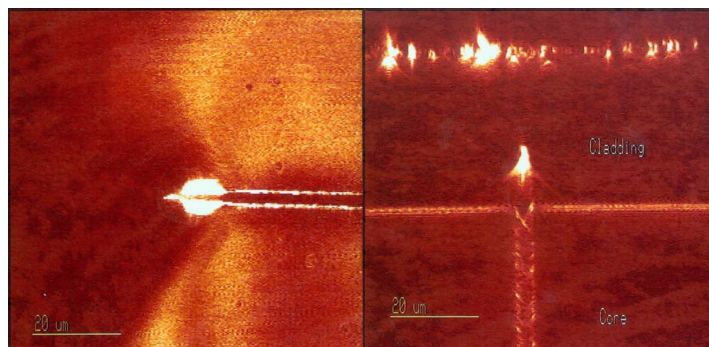


Abb. 14 Plastische Zone nahe einer Riss-Spitze  
CLSM-Aufnahme einer optischen Polycarbonat-Faser

schnitt 11.6.6) aus Polycarbonat mit einer Claddingschicht auf Polyurethan-Basis. In diesem Faserexemplar waren durch mechanische Beanspruchungen Spannungsrisse in der Polycarbonatfaser aufgetreten, die sich bis in die Claddingschicht fortgepflanzt hatten, dort aber wegen der höheren Zähigkeit dieses Materials gestoppt worden waren. Die nahe der Riss-Spitze entstandene plastische Zone ist eindrucksvoll zu erkennen. Die beiden Aufnahmen stammen von derselben Probenstelle, sind aber in 2 zueinander senkrechten Ebenen aufgenommen worden. In der linken Aufnahme verläuft die Längsachse der optischen Faser von unten nach oben, in der rechten Aufnahme dagegen von links nach rechts. Der beobachtete Riss hat offenbar einen nahezu kreisförmigen Querschnitt von etwa  $4 \cdot \mu\text{m}$  Durchmesser. Die plastische Zone ist dagegen nicht rotationssymmetrisch, sondern hat überraschenderweise eine in den beiden Aufzeichnungsebenen völlig unterschiedliche geometrische Struktur. Insbesondere fällt auf, dass die plastische Zone **nicht** um die Risspitze herum konzentriert ist, sondern um einen etwas davor im Bereich des Risses liegenden Bereich. Ich will an dieser Stelle nicht weiter über die Erklärung dieses Phänomens spekulieren. Es hängt vermutlich auch mit der besonderen geometrischen Struktur der aufgeprägten mechanischen Belastung zusammen.

In der linken Aufnahme erkennt man zusätzlich zu der plastischen Zone eine sich über größere Bereiche der Faser erstreckende flächig ausdehnte Strukturveränderung. Hierbei dürfte es sich um Mikroschädigungen des Materials handeln, die durch das um den Riss verteilte stark inhomogene Spannungsfeld erzeugt wurden.

## Das Konzept der Bruchmechanik (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Das Konzept der Bruchmechanik* ist noch nicht verfügbar.)

### 12.4.4 Zerstörende Belastung / Zähigkeitsdefinitionen (-)

Für eine praxisnahe Definition und Bestimmung des Verwendungspotentials eines Werkstoffs ist es insbesondere wichtig zu wissen, bis zu welchem Grenzwert der Belastung  $\Sigma$  ein aus diesem Material gefertigtes Bauteil belastet werden darf, ohne dass es die Fähigkeit verliert, die ihm vom Konstrukteur übertragene Aufgabe zu erfüllen. Prüfverfahren zur Bestimmung dieses Grenzwertes basieren dann meist auf einer Prüfvorschrift mit folgender logischen Struktur:

1. Vorgabe der geometrischen Abmessungen des Probekörpers, der aus dem zu prüfenden Material gefertigt wird.
2. Vorgabe eines standardisierten Belastungsverfahrens, mit dem der Probekörper bei dem Test beaufschlagt wird. Eine Kenngröße von fundamentaler Bedeutung ist die Geschwindigkeit  $\frac{d\Sigma}{dt}$ , mit der während des Experimentes die Belastung des Prüfkörpers verändert wird.
3. Vorgabe eines Messverfahrens für den Verformungsgrad  $\Pi$ .
4. Vorgabe des Kriteriums für den Abbruch der Belastung.
5. Vorgabe des Auswerteverfahrens, nach dem aus dieser Funktion  $\Pi(t)$  die Kenngröße  $Y$  des Materials berechnet wird. Diese Kenngröße wird dann als Widerstandsfähigkeit des Materials interpretiert gegenüber einer Belastungsart, wie sie in der Prüfvorschrift festgelegt worden ist.

Ein besonders einfaches Beispiel eines derartigen Belastungsexperimentes ist der uniaxiale Zugversuch: Ein stabförmiger Probekörper vorgegebener Form (s. Abb. 15 (b) ) wird in die Spannbacken einer sog. Zugprüfmaschine (s. Abb. 15 (a) ) eingespannt. Sodann wird der Abstand dieser beiden Spannbacken (und damit auch der Prüfkörper) mit vorgegebener Geschwindigkeit auseinander gezogen. Als Messgrößen bei diesem Belastungsexperiment dienen

- die während dieses Experimentes an den Zugbacken auftretenden Kräfte  $F(t)$ ; ein hierfür geeigneter Sensor, z.B. ein Piezo-Kraftaufnehmer ist in eine der Spannbacken integriert;
- die Längenänderung der Zugprobe im verjüngten Bereich; im einfachsten Fall nimmt man als Messgröße einfach die Änderung des Abstands der Spannbacken. Für eine etwas genauere Messung setzt man z.B. einen optischen Sensor ein, der den Abstand 2-er im verjüngten Bereich der Zugprobe angebrachten Markierungen misst.



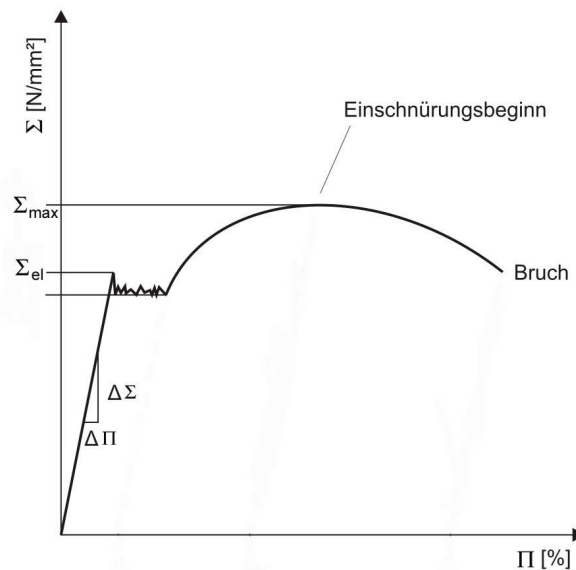


Abb. 16 Belastungs/Verformungsdiagramm  $\Sigma = f(\Pi)$  eines Zugversuchs an einem Polymer-Prüfstab

per einen (makroskopischen) Verformungsmodul

$$E = \frac{\Delta \Sigma}{\Delta \Pi} \quad (12.66)$$

zuordnen kann. Ab einem Grenzwert  $\Sigma_{el}$  der Belastung verlässt der Prüfkörper diesen Bereich der elastischen Verformung und es kommt zu einer makroskopisch inhomogenen Verformung des Prüfkörpers. Bei Polymeren, z.B. bei Polyäthylen oder Polycarbonat tritt häufig eine sog. Schulter/Halsbildung auf: An einer nicht vorhersagbaren Stelle innerhalb des verjüngten Teils des Prüfstabs schnürt sich die Querschnittsfläche lokal um einen materialspezifischen relativen Anteil ein. Wenn an dieser Stelle diese vorgegebene neue Querschnittsfläche erreicht ist, wandern die beiden Übergangszonen der Querschnittsverengung beidseitig in Richtung des jeweiligen Stabendes, bis der Probenkopf erreicht ist. Erst danach steigt die Belastung mit zunehmender (makroskopischer) Verformung wieder an, bis es schließlich zum Bruch des Prüfstabs kommt.

Als Kenngrößen des Prüfkörpers, und (mit Einschränkungen) auch des Materials, aus dem der Prüfkörper gefertigt wurde, können der Verformungsmodul  $E$  (Gl. 12.66) und die Grenzbelastung  $\Sigma_{el}$  dienen.

(XXX: Der weitere Text des Abschnitts *Zerstörende Belastung / Zähigkeitsdefinitionen* ist noch nicht verfügbar.)

#### 12.4.5 Nichtelastische Wechselbelastungen / Ermüdung (-/-)

(XXX: Der Text des Abschnitts *Nichtelastische Wechselbelastung / Ermüdung* ist noch nicht verfügbar.)

#### 12.4.6 Die Härte von Materialien (\*)

Eine sehr eng mit dem nichtelastischen Materialverhalten verbundene Materialeigenschaft ist die *Härte*. Sie quantifiziert die Eigenschaft eines aus dem zu charakterisierenden Material gefertigten *Prüfobjektes*, dem Eindringen eines zweiten aus einem anderen Material gefertigten Körpers, dem *Referenzobjekt*, in seine oberflächennahe Schicht Widerstand zu leisten. Diese Belastung erfolgt vorzugsweise mit einer scharfen Kante oder Spitze, d.h. man versucht, das Testobjekt entweder zu *ritzen* (mit Relativbewegung der beiden Körper) oder zu *markieren* (ohne Relativbewegung). Wie wir bereits im Abschnitt 12.1.2 gelernt haben, existiert für eine solche Konfiguration im Rahmen der linear-elastischen Theorie keine dynamisch stabile (s. Gl. 12.30) Spannungsverteilung. M.a.W. die aus dieser Belastung resultierende Verformung ist **immer hochgradig nichtlinear**, und die daraus bestimmten Kenngrößen eines Materials erfassen **immer** neben den linear-elastischen Kenndaten insbesondere auch das nichtlineare Verhalten bei starken **lokalen** Verformungen. *Hart* im umgangssprachlichen Sinne ist also ein Material, das sich nur mit einem Referenzobjekt aus einigen wenigen (noch härteren) Materialien ritzen oder markieren lässt. Zur Bezeichnung des gegenteiligen Verhaltens wird meist das Wort *weich* verwendet, das umgangssprachlich leider auch häufig für die Charakterisierung der leichten Verformbarkeit (im Sinne des Gegenteils von *steif* (s. Abschnitt 12.2.2) verwendet wird.

Historisch am Anfang stand die Härteprüfung nach *Friedrich Mohs* (\* 1773 in Gernrode; † 1839 in Agordo/Italien), der eine Reihe von 10 Vergleichsmaterialien festlegte und der Reihe nach mit Talk beginnend und bei Diamant endend von 1 bis 10 durchnummerierte. Danach prüfte er, mit welchem dieser Materialien er das zu untersuchende Objekt gerade noch ritzen konnte. Die *Härtezahl nach Mohs* war dann die lfd. Nummer dieses Materials. Dieses mit vielen Nachteilen behaftete Verfahren wird schon lange nicht mehr verwendet. Von den zahlreichen danach vorgeschlagenen Verfahren werde ich nur auf das durch DIN 50 133 ([10]) (und durch weitere internationale Normvorschriften) genormte Verfahren näher eingehen, das 1925 in den englischen Vickers-Stahlwerken entwickelt wurde. Dieses Verfahren verwendet immer denselben Eindringkörper, nämlich eine als 4-seitige Pyramide ausgebildete Diamantspitze, die mit definierter Kraft und Dauer auf den Prüfkörper gedrückt wird. Danach wird die Oberfläche des entstandenen Eindrucks mikroskopisch vermessen. Das Verhältnis von Prüfkraft und Eindruckfläche ist dann (bis auf einen historisch bedingten Umrechnungsfaktor) gleich der *Vickers-Härtezahl*.

Wie auch durch diese sehr empirischen Messvorschriften offensichtlich wird, ist die Härte in besonderem Maße eine anwendungsorientierte Material-Kenngröße, für die man wohl kaum eine saubere physikalische Definition wird finden können. Ihre

praktische Relevanz ist jedoch unbestritten, insbesondere auch weil sie weniger eng mit der Steifigkeit korreliert ist, als oft intuitiv vermutet wird. Es ist schon richtig, dass besonders harte Materialien auch relativ steif sind, es besteht jedoch keinesfalls ein monotoner Zusammenhang zwischen diesen beiden Kenngrößen, wie z.B. der Blick auf die Materialienpaare Reineisen und Edelstahl zeigt, s. Abschnitt 12.16(XXX: weiteres Beispiel). Der Elastizitätsmodul von Reineisen liegt sogar etwas höher als der von Edelstahl, während die Härte von Edelstahl etwa um den Faktor 1,3 höher ist. Innerhalb einer Materialklasse (z.B. den Edelstählen) gibt es dagegen oft eine relativ enge Verknüpfung zwischen der Härte und der *Festigkeit*, so dass gelegentlich sogar ein Proportionalitätsfaktor zwischen diesen beiden angegeben wird. Beim Verlassen der Materialklasse ist dieser einfache Zusammenhang jedoch keinesfalls gegeben.

## 12.5 Die Aggregatzustände fest/flüssig/gasförmig (\*)

Im täglichen Umgang mit unserer realen Welt sind wir wie selbstverständlich gewohnt, die Erscheinungsform der in dieser Welt vorhandenen Objekte nach den möglichen sog. *Aggregatzuständen* (von aggregare (lat.) *beigesellen*) *fest*, *flüssig* und *gasförmig* des jeweiligen Materials zu klassifizieren. Diese Zuordnung entspricht einer *Klasseneinteilung* der Vielzahl von möglichen *Phasen* (im Sinne der Thermodynamik, Abschnitt 8.1.13), in denen Materialien existieren können, nach einigen wenigen, als fundamental angesehenen Kriterien. Ich habe diese Begriffe *fest*, *flüssig* und *gasförmig* in diesem Lehrbuch ebenfalls schon häufig verwendet, ohne sie näher zu spezifizieren, sondern deren präzise und tragfähige Definition stillschweigend, aber mit Absicht bis an diese Stelle aufgeschoben. Wie wir nämlich sogleich sehen werden, werden wir hierfür sowohl thermodynamische wie materialwissenschaftliche Fakten benötigen. Daher sind wir erst jetzt in der Lage, diese Unterscheidungskriterien in einer Formulierung anzugeben, die auch in den Grenzfällen und Übergangssituationen noch anwendbar bleibt. Zur Beschreibung des jeweils betrachteten Systems verwende ich hierbei die dem jeweiligen Fall am besten angepassten Variablen.

### 12.5.1 Thermodynamische Definition der Aggregatzustände

Wir beginnen mit einer ausschließlich thermodynamischen Definition der Aggregatzustände *gasförmig*, *flüssig*, *fest*, einer Definition also, die sich ausschließlich auf den Gleichgewichtszustand der jeweiligen Phase bezieht, in der die vollständige physikalische und mathematische Homogenität (Abschnitt 3.3.12) des Systems gewährleistet ist und in dem alle evtl. vorher im System angelaufenen Ausgleichsprozesse vollständig abgeklungen sind.

**Definition 194** *Ein Material befindet sich unter den Bedingungen  $(T, p)$  in einem **gasförmigen** Zustand, wenn ein aus diesem Material bestehendes Objekt unter diesen Bedingungen weder ein ausgezeichnetes endliches Volumen  $\hat{v}_0 = \hat{v}(p \rightarrow 0, T)$  noch eine ausgezeichnete Gestalt  $\tilde{G}_0 = \tilde{G}(\Sigma = 0)$  besitzt.*

Mit dieser Definition ist folgendes Verhalten gemeint: Reduziert man, ausgehend von dem durch die Werte  $(T, p)$  vorgegebenen aktuellen Zustand des betrachteten Systems, dessen Druck stetig bis auf beliebig kleine Werte, so ändert sich das spezifische Volumen  $\hat{v}$  ebenfalls stetig und nimmt letztlich beliebig große Werte an.

$$\hat{v}(p \rightarrow 0, T) \rightarrow \infty \quad (12.67)$$

Aus der als zweites genannten Bedingung folgt, dass bei einem Objekt, das sich im gasförmigen Aggregatzustand befindet, die Verzerrungsenergie (s. Abschnitt 12.2) verschwindet. Für sämtliche Verzerrungsmoduli gilt daher

$$\bar{E}_{iklm} = 0 \quad (12.68)$$

**Definition 195** *Ein Material befindet sich unter den Bedingungen  $(T, p)$  in einem **flüssigen** Zustand, wenn ein aus diesem Material bestehendes Objekt unter diesen Bedingungen wohl ein ausgezeichnetes Volumen*

$$\hat{v}(p \rightarrow 0, T) < \infty \quad (12.69)$$

*besitzt, aber keine ausgezeichnete Gestalt  $\tilde{G}(\sigma = 0)$ .*

Materialien in einem Zustand, für den diese Ungl. 12.69 gilt, bezeichnet man als *kondensiert*. Es gilt jedoch weiterhin die Gl. 12.68.

Als eine quantitative Konsequenz aus der Ungl. 12.69 resultieren für Flüssigkeiten gegenüber den Gasen zumindest für genügend niedrige Drucke  $p$  niedrigere Werte für die Kompressibilität (Gl. 8.84)

$$\kappa = -\frac{\partial \hat{v}(T, p)}{\partial p} \quad (12.70)$$

**Definition 196** *Ein Material befindet sich unter den Bedingungen  $(T, p)$  in einem **festen** Zustand, wenn ein aus diesem Material bestehendes Objekt unter diesen Bedingungen sowohl ein ausgezeichnetes Volumen  $\hat{v}(p \rightarrow 0, T)$  als auch eine ausgezeichnete Gestalt  $\tilde{G}(\sigma = 0)$  besitzt.*

Daraus folgt die Gültigkeit der Ungl. 12.69 und es gilt jetzt (für sämtliche Verzerrungsmoduli)

$$\bar{E}_{iklm} > 0 \quad (12.71)$$

Bei den bisher formulierten Begriffsdefinitionen haben wir uns auf die Charakterisierung physikalischer Systeme im eingeschwungenen Gleichgewichtszustand beschränkt. Zwangsläufig tritt daher bei der Verwendung der Verzerrungsmoduli  $\bar{E}_{iklm}$

weder die Frequenz noch die Amplitude der betrachteten Belastung auf. Unser bisheriges Studium der Materialwissenschaft hat uns jedoch bereits gezeigt, wie wichtig die Abhängigkeit des mechanischen Verhaltens von diesen beiden Größen ist. Zur Vermeidung von Missverständnissen stelle ich daher nochmals heraus:

**Das für die Differenzierung fest/flüssig relevante Verhalten eines Materials ist die Langzeitreaktion auf eine stationäre Spannungsbelastung endlich großer Intensität.**

Diese Präzisierung bedeutet also z.B., dass ein Material nur dann als **fest** bezeichnet wird, wenn es auf **jede** stationär andauernde Spannungsbelastung **endlicher Größe** (die natürlich innerhalb der Grenzen der (noch festzulegenden) zulässigen mechanischen Belastbarkeit bleiben muss) mit einer **stationär endlich großen** Deformation antwortet.

In den nachfolgenden Abschnitten werden wir diese Begriffsbildungen auf Belastungszuständen mit

$$\omega > 0 \quad (12.72)$$

erweitern und die dann bei realen Systemen auftretenden Verhaltensvarianten etwas detaillierter diskutieren. Dabei werden wir auch Systeme mit einem gewissen Zwitter-Charakter kennenlernen.

### 12.5.2 Eigentliche Festkörper (-)

Als erstes diskutieren wir Materialien, die nach der obigen Definition *fest* sind und deren Modulfunktion  $\bar{E}'(\omega)$  bei der betrachteten Temperatur  $T$  in etwa das in der Abb. XXX (XXX: Diese Abb. ist noch nicht verfügbar.) wiedergegebene Verhalten zeigt: Auf eine kleine, endliche Spannungsbelastung beliebiger, auch beliebig kleiner Frequenz antwortet das Material immer mit einer endlichen Deformation. Insbesondere gilt

$$\bar{E}'(\omega \rightarrow 0; T) \gg 0 \quad (12.73)$$

Ein Objekt mit einem derartigen Verhalten wollen wir als einen *eigentlichen Festkörper* bezeichnen. Probekörper, die aus einem eigentlichen Festkörpermateriale gefertigt sind, verändern ihre Form bei ausreichend niedriger mechanischer Belastung auch über lange Zeiten hinweg beliebig wenig. Sie zeigen **kein Kriechverhalten** (s. Abschnitt 12.5.5). Typische Repräsentanten für ein derartiges Verhalten sind kristalline Festkörper oder amorphe Festkörper unterhalb von  $T_g$ .

(XXX: Der weitere Text des Abschnitts *Eigentliche Festkörper* ist noch nicht verfügbar.)

### 12.5.3 Viskose Festkörper (-)

Wir betrachten jetzt weiterhin Materialien, die auf (genügend große) statische Spannungsbelastungen mit einer endlichen statischen Dehnung antworten, Materialien also, die sich nach unserer Definition im festen Zustand befinden, lassen jetzt aber

zu, dass für kleine (periodische) Dehnungen gilt

$$\overline{E}'(\omega \rightarrow 0; T) \rightarrow 0 \quad (12.74)$$

D.h. für beliebig langsame, aber periodische (kleine) Dehnungen verhält sich das Material wie eine Flüssigkeit. Das ist das typische Verhalten eines elastomeren Werkstoffs oberhalb von  $T_g$ , wie wir ihn bereits kennengelernt haben.

(XXX: Der weitere, eigentliche Text des Abschnitts *Viskose Festkörper* ist noch nicht verfügbar.)

#### 12.5.4 Eigentliche Flüssigkeiten (-/-)

Wir wechseln jetzt zu den Materialien, die (bei der betrachteten Temperatur  $T$ ) nach unserer Definition *flüssig* sind, also auf eine konstante statische Spannungsbelastung mit einer mit der Zeit ständig ansteigenden Deformation antworten, die unter dieser Bedingung also *fließen*. Experimentell realisiert man diese Bedingung i.a. dadurch, dass man dem System eine Scherbelastung aufzwingt, auf die das System dann mit einer stationären Schergeschwindigkeit antwortet, s. Kapitel 8.2(XXX: präzisieren). Als *eigentliche Flüssigkeit* im engeren Sinne bezeichnen wir nun solche Materialien, die dieses Verhalten auch bei nicht-statischen Spannungsbelastungen entsprechend einer nicht zu hoher Frequenz  $\omega < \omega_0$  beibehalten, d.h. hierauf mit einem Fließprozess antworten, der gegenüber der Belastung nur geringfügig phasenverschoben ist:

$$\left| \frac{\overline{E}'(\omega; T)}{\overline{E}''(\omega; T)} \right|_{\omega < \omega_0} \ll 1 \quad (12.75)$$

(XXX: Der weitere Text des Abschnitts *Eigentliche Flüssigkeiten* ist noch nicht verfügbar.)

#### 12.5.5 Elastische Flüssigkeiten (-)

Wir betrachten nun flüssige Materialien, bei denen also weiterhin für quasi-statische Spannungsbelastungen die stationäre Deformation beliebig hohe Werte annimmt, und nehmen jetzt der Einfachheit halber an, dass zwischen dem Materialverhalten bei großen und bei kleinen Deformationen kein wesentlicher Unterschied besteht, so dass wir zu dessen Beschreibung dieselbe Modulfunktion  $\overline{E}(\omega, T)$  verwenden können. Dann ist die Bedingung für den flüssigen Zustand identisch mit der Bedingung

$$\overline{E}'(\omega \rightarrow 0; T) \rightarrow 0 \quad (12.76)$$

Für endliche Frequenzen gehen wir aber jetzt von einem der Abb. XXX ähnlichen Modulverhalten  $\overline{E}(\omega)$  aus (XXX: Die an dieser Stelle vorgesehene Abb. ist noch nicht verfügbar.). Dann verhält sich das Material bei ausreichend hohen Frequenzen wie ein realer Festkörper. Insbesondere nimmt der Speichermodul  $\overline{E}'(\omega)$  in diesem Frequenzbereich Werte an, wie wir sie von Festkörpern gewohnt sind. Derartige Materialien bezeichnet man elastische Flüssigkeiten.

(XXX: Der an dieser Stelle vorgesehene weitere Text ist noch nicht verfügbar. Darauf folgt:)

Allerdings folgt aus der allgemeinen Theorie der Suszeptibilität (Abschnitt 4.2.3), dass wegen Gl. 12.76 der Verlustmodul  $\overline{E}''(\omega)$  bei Annäherung an die Frequenz  $\omega = 0$  beliebig groß wird,

$$\overline{E}''(\omega \rightarrow 0; T) \rightarrow \infty \quad (12.77)$$

Das Material verhält sich also bei genügend tiefen Frequenzen (also über sehr lange Zeiträume betrachtet) nicht mehr wie ein Festkörper, sondern wie eine hochviskose Flüssigkeit. Die Zeitkonstante, auf der diese Veränderung stattfindet, kann durchaus Stunden oder Jahre betragen. Ein derartiges Verhalten bezeichnet man als *Kriechen*. Es ist typisch für amorphe Materialien oberhalb der Temperatur  $T_g$  des Glasübergangs. Die typische Zeitkonstante, ab der das Kriechen dieses Materials beobachtbar wird, nimmt mit zunehmender Temperatur  $T > T_g$  rasch ab, s. Absatz *Das Temperatur-Zeit-Superpositionsprinzip* auf S. 1705. Bei genügend hohen Temperaturen wird dann  $\overline{E}''$  (also die Viskosität) so gering, dass man das Material mit Recht als Flüssigkeit bezeichnet. Zwischen einem amorphen Festkörper oberhalb des Glasübergangs und einer eigentlichen Flüssigkeit besteht also nur ein quantitativer, aber kein qualitativer Unterschied.

## 12.6 Anwendungsorientierte Klasseneinteilung der Werkstoffe (-)

Vergleichen wir nun die derzeit gebräuchlichen Werkstoffe in Bezug auf ihre mechanischen Eigenschaften einerseits sowie ihren typischen technischen Einsatz andererseits, dann zerfallen diese in einige wenige, sich deutlich von einander unterscheidende Klassen. Diese werden wir nun diskutieren.

### 12.6.1 Steife Materialien (-)

Wir beginnen mit der Klasse der *steifen Materialien*. Darunter verstehen wir Werkstoffe, deren wichtigste Gebrauchseigenschaft darin besteht, bei einer mechanischen Belastung  $\Sigma$  der dadurch *versuchten* Verformung  $\Pi$  einen ausreichend hohen Widerstand entgegen zu setzen, d.h. auf relativ hohe von außen aufgezwungene Belastungen mit nur geringen Verformungen zu antworten. Dieses Verhalten wird allgemein als *Steifigkeit* bezeichnet. Die Forderung bedeutet, dass im Idealfall sämtliche Koeffizienten des Elastizitätstensors ausreichend hohe Werte annehmen müssen. Sobald nämlich auch nur einige wenige dieser Koeffizienten kleine Werte annehmen, kann ein aus diesem Material gefertigtes Bauteil in dafür geeigneten Situationen als ganzes oder auch nur lokal in einen überwiegend durch diese Koeffizienten gesteuerten Belastungszustand ausweichen und entsprechend hohe, also unerwünschte Verformungen ausführen. So kann z.B. ein auf Druck beanspruchter Pfosten aus dem Zustand der uni-achsialen Druckbelastung in einen tonnenförmigen Zustand ausweichen, bei dem die äußeren Schalen des Pfostens stark auf Scherung beansprucht werden.

Wenn wir uns der Einfachheit halber an den Werten des Moduls für den *reinen Zug* orientieren, (der umgangssprachlich meist einfach, aber etwas missverständlich als *Elastizitätsmodul* bezeichnet wird), dann zeigt ein Blick in geeignete Tabellenwerke (z.B. [11]), dass die steifsten Materialien die sogenannten *Hartmetalle* (Wolfram, Chrom, Iridium, Molybdän, Titan und Tantal) und deren Legierungen sind, dass aber auch Eisen und seine veredelten Legierungen (*Stähle*) ihnen durchaus nahe kommen:

$$E(\text{Iridium}) = 5,3 \cdot 10^2 \cdot \text{GPa} \quad (12.78)$$

$$E(\text{Molybdän}) = 3,3 \cdot 10^2 \cdot \text{GPa} \quad (12.79)$$

$$E(\text{Stahl}) = 2,2 \cdot 10^2 \cdot \text{GPa} \quad (12.80)$$

Ein interessantes Detail in diesem Zusammenhang ist, dass die unterschiedlichen Stähle sich im Elastizitätsmodul nur minimal unterscheiden. Dieses ist ein erster Hinweis darauf, dass die Steifigkeit alleine, z.B. ausgedrückt durch den Elastizitätsmodul, noch nicht darüber entscheiden kann, ob ein Material für die vorgesehene Anwendung geeignet ist. Um diese Entscheidung treffen zu können, müssen wir wesentlich detaillierter auf die Einzelheiten des gewünschten Gebrauchsverhaltens eingehen.

Wir haben bisher - ohne dies explizit auszusprechen - als makroskopische Beanspruchung des technischen Bauteils den der *aufgeprägten mechanischen Belastung* vorausgesetzt und dann für ein steifes Material gefordert, dass dies nur zu einer ausreichend geringen Verformung führt. Nun kann man aber bei jeder realen technischen Anwendung niemals ausschließen, dass das Bauteil als ganzes oder zumindest in gewissen Teilbereichen z.B. in einer Extremsituation plötzlich der Beanspruchung einer aufgeprägten Verformung ausgesetzt wird. Als ein typisches Beispiel nenne ich das Tuschieren eines Baumes durch ein schnell fahrendes Auto. Der "negative Abstand", in dem das Auto an dem Baum vorbei fährt, ist identisch mit der dem betroffenen Karrosserieteil aufgezwungenen Verformung. Bleibt bei dieser Verformung die hohe Anfangssteifigkeit des Materials erhalten, muss das Material einen extrem hohen Betrag an Deformationsenergie aufnehmen. Dies würde i.a. zur vollständigen Zerstörung des Bauteils in diesem Bereich führen. Ein weiteres Beispiel für eine derartige lokale Belastung ist das - makroskopisch betrachtet- Abknicken eines Stabes. Durch diese Belastung wird im Bereich des Knicks, realistischer formuliert in dem Bereich einer Biegung mit relativ kleinem Biegeradius, dem Material im Außenbereich der Biegung eine sehr hohe Dehnung und entsprechend im Innenbereich eine starke Stauchung aufgeprägt. Ein Werkstoff mit optimalem Gebrauchsverhalten wird auch diese Belastung überstehen, zumindest ohne an dieser Stelle völlig zerstört zu werden. Im Idealfall wird daher ein als *steif* bezeichnetes Material die Eigenschaften *steif* und *verformbar* in geeigneter Weise in sich vereinen:

Bei niedrigen Spannungsbelastungen zeigt das Material ein steifes Verhalten, z.B. ein lineares Verhalten mit hohen Zahlenwerten für die elastischen Konstanten. Oberhalb eines gewissen Grenzwertes der Spannungsbelastung wird der Werkstoff dagegen deutlich verformbarer und erlaubt signifikante Verformungen bei nur noch moderatem weiteren Anstieg der Spannungsbelastung. Die Belastung bis in diesen

nichtlinearen Bereich hinein führt **nicht** zur Zerstörung des aus dem Werkstoff gefertigten Bauteils.

Die Abb. 17 (a) zeigt schematisch die Belastungskurve  $\Sigma = \Sigma(\Pi)$  eines in diesem Sinne idealen steifen Werkstoffs.

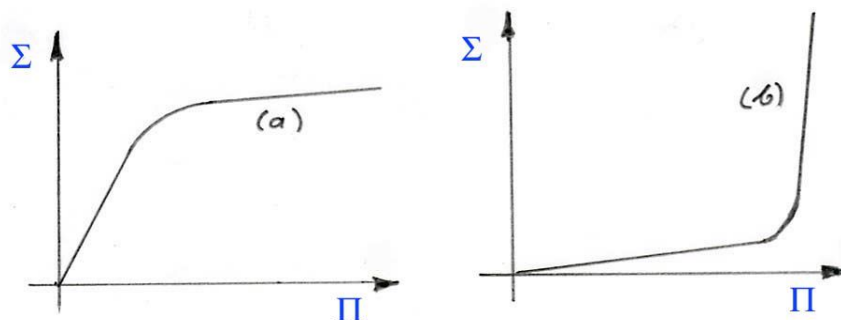


Abb. 17 Ideale Belastungskennlinie  $\Sigma = \Sigma(\Pi)$   
 . (a) eines steifen Werkstoffs und  
 . (b) eines verformbaren Werkstoffs

Das in der Abb. 17 (b) skizzierte Materialverhalten werden wir im nun folgenden Abschnitt 12.6.2 diskutieren.

### 12.6.2 Elastomere Materialien (-)

Das Gegenbeispiel zu den steifen Materialien sind die als *Elastomere*, im deutschen Sprachraum als *gummielastisch* bezeichneten *leicht verformbaren* Materialien<sup>§</sup>. Diese zeichnen sich dadurch aus, dass ihnen relativ starke Verformungen aufgeprägt werden können, ohne dass hierfür übermäßig große Spannungen erforderlich sind. Die bekannteste Produktklasse dieses Materialtyps sind die natürlichen und synthetischen Kautschukprodukte. Bei aus ihnen gefertigten Bauteilen sind im uniaxialen Zugexperiment Dehnungen um den Faktor 1,4 bis 5 möglich, ohne dass das Bauteil reißt. Ein unmittelbarer Vergleich der Zahlenwerte für den Elastizitätsmodul von steifen und elastomeren Materialien stößt auf Schwierigkeiten, da - im Gegensatz zu den steifen Materialien - die Modulwerte der Elastomere insbesondere bei tiefen Belastungsfrequenzen stark frequenzabhängig sind. Um trotzdem einen Vergleich durchführen zu können, legen wir für die hier zu führende Diskussion als *typische* Belastungsfrequenz (bis zu einem gewissen Grade willkürlich) den Wert  $f = 1 \cdot \text{Hz}$  zu

<sup>§</sup>Ich verwende an dieser Stelle ausschließlich den Begriff *verformbar* und vermeide das Wort *weich*. Denn mit diesem Begriff kennzeichne ich die Eigenschaft einer geringen Härte (s. Abschnitt 12.4.6).

Grunde. Einige typische Werte des Elastizitätsmoduls (s.o.) für diese Frequenz sind

$$\bar{E}(\text{Federstahl}; 1 \cdot Hz) = 1,9 \cdot 10^{11} \cdot Pa \quad (12.81)$$

$$\bar{E}(\text{Naturkautschuk}; 1 \cdot Hz) = 1 \cdot 10^6 \cdot Pa \quad (12.82)$$

$$\bar{E}(\text{Polybutadien}; 1 \cdot Hz) = 0,9 \cdot 10^6 \cdot Pa \quad (12.83)$$

Der Elastizitätsmodul von Kautschuk liegt also um gut 5 Größenordnungen unter den Werten der steifen Metalle. Diese Verformbarkeit gilt allerdings nur für gewisse Typen der Spannungsbelastung, weil nämlich nicht alle Koeffizienten des Elastizitätstensors entsprechend niedrige Werte annehmen.

Im Gegensatz zu dem spezifischen elastischen Verhalten der Elastomere nimmt deren mit der Volumenenergie verbundene Materialkonstante, der *Kompressionsmodul* (s. auch Abschnitt 8.1.8) keine besonders spezifischen Werte an. Z.B. gilt

$$\kappa = 16 \cdot 10^{10} \cdot Pa \quad \text{für Federstahl} \quad (12.84)$$

$$= 0,21 \cdot 10^{10} \cdot Pa \quad \text{für Naturkautschuk} \quad (12.85)$$

$$= 0,36 \cdot 10^{10} \cdot Pa \quad \text{für Polystyrol} \quad (12.86)$$

Statt um 5 Größenordnungen wie beim Elastizitätsmodul unterscheiden sich die Kompressionsmoduli von Kautschuken und Metallen nur noch um gut 1 Größenordnung. Und bewegt man sich ausschließlich innerhalb der Klasse der polymeren Werkstoffe, dann besteht zwischen den steifen und den elastomeren Polymerwerkstoffen nur ein moderater Unterschied im Kompressionsmodul!

Um die Eignung eines verformbaren Materials für eine bestimmte technische Anwendung beurteilen zu können, müssen wir nun wieder einen Schritt über die Eigenschaft der Verformbarkeit hinaus gehen. Analog zu der für steife Materialien diskutierten Situation kann es nun nämlich zumindest in Extremsituationen vorkommen, dass das primär für die Beanspruchung mit einer **aufgeprägten Verformung** vorgesehene Bauteil zumindest lokal mit einer **aufgeprägten Spannungsbelastung** beansprucht wird. Blicke die leichte Verformbarkeit auch bis zu diesen starken Spannungsbelastungen vollständig erhalten, so resultierten daraus Dehnungen von einer Größenordnung, die den Grenzwert der Zerstörung bei weitem überschreiten. Auch ein elastomeres Material mit idealem Gebrauchsverhalten muss also wieder die Eigenschaften *verformbar* **und** *steif* in sich vereinen, nun in der nachfolgend skizzierten Weise:

Bei niedrigen Verformungen zeigt das Material ein elastomeres Verhalten, z.B. ein lineares Verhalten mit niedrigen Zahlenwerten für die elastischen Konstanten. Oberhalb eines gewissen Grenzwertes der Verformungsbelastung wird der Werkstoff dagegen deutlich steifer und erlaubt signifikante Spannungsbelastungen bei nur noch moderatem Anstieg der Verformung. Die Belastung bis in diesen nichtlinearen Bereich hinein führt wieder **nicht** zur Zerstörung des aus dem Werkstoff gefertigten Bauteils. Die Abb. 17 (b) zeigt schematisch die Belastungskurve  $\sigma = \sigma(\Pi)$  eines in diesem Sinne idealen verformbaren Werkstoffs.

Ein wichtiger Anteil der technischen Einsatzgebiete der elastomeren Materialien liegt in der bereits diskutierten Kombination der beiden Eigenschaften der starken Verformbarkeit verbunden mit der im Vergleich dazu nur minimalen Kompressibilität begründet: Das hierdurch angesprochene Einsatzgebiet sind Ausgleichselemente an Stellen von Konstruktionen, denen eine signifikante Verformung aufgeprägt wird, z.B. Abdichtungen von Fugen zwischen unterschiedlichen Funktionselementen im Bauwesen, z.B. zwischen Fensterrahmen und gemauerten Wänden. Hier kommt es z.B. infolge von Temperaturänderungen zu unterschiedlichen geometrischen Veränderungen des Fensterrahmens und des Mauerwerks. Bei einer sog. *kraftschlüssigen* Verbindung dieser beiden Elemente würden daher starke Spannungen auftreten, die letztlich zur Rissbildung in einem der beiden Elemente oder in deren Verbindungsschicht führen würden. Aufgabe des elastomeren Fugenmaterials ist es, diese unterschiedlichen geometrischen Veränderungen aufzufangen, ohne dabei merkliche Spannungen aufzubauen.

Eine logisch verwandte, kommerziell aber eher als eigenständig anzusehende Anwendung für Elastomere ist die *Dichtung* zwischen zwei i.a. aus steifem Material bestehenden Bauteilen, die so miteinander verbunden werden sollen, dass an der Verbindungsstelle weder Gase noch Flüssigkeiten ein- oder austreten können. Ein typisches Beispiel, die Verbindung zweier Rohrstücke über einen sog. *Flansch*, ist in der Abb. 18 dargestellt. Ohne Verwendung einer elastomeren Dichtung lassen sich

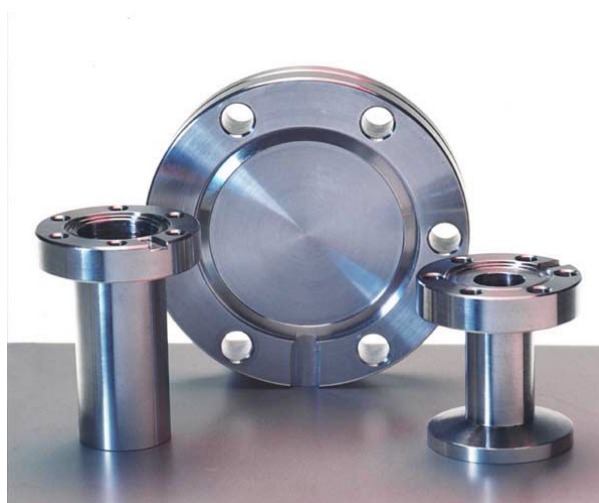


Abb. 18 Flanschelemente zum Anschluss von Rohrleitungen  
(Quelle: [www.chemie.uni-regensburg.de/Betriebseinheiten/Werkstatt/Mechanik/projekte/flansch1.htm](http://www.chemie.uni-regensburg.de/Betriebseinheiten/Werkstatt/Mechanik/projekte/flansch1.htm) Version v. 06.06.2006)

die beiden Kontaktflächen derartiger Flanschelemente nur dann gasdicht miteinander verbinden, wenn diese Flächen extrem eben und glatt geschliffen sind und überdies ein extrem hoher Anpressdruck verwendet wird. Denn die geringste Unebenheit oder

Rest-Rauhigkeit einer der beteiligten Oberflächen führt sofort dazu, dass die beiden Flächen einander nicht vollständig (*flächig*) berühren. Bei Verwendung einer Elastomerdichtung gleicht diese diese Unregelmäßigkeiten aus, sobald nur die beiden Teile mit mäßigem Druck aufeinander gepresst sind, und die vollständig geschlossene Kontaktfläche zwischen Dichtungselement und Metallfläche kann kein Gas mehr durchdringen. In der Hochvakuumtechnik kann dieses Konzept allerdings nicht verwendet werden, weil alle Elastomermaterialien einen für diese Anwendungen zu hohen Anteil an flüchtigen Bestandteilen und/oder Verunreinigungen enthalten, deren Dampfdruck also oberhalb des geforderten Arbeitsdrucks im evakuierten Arbeitsvolumen liegt. In diesem Fall verwendet man Dichtungen aus einem ausreichend *duktilen* Metall, z.B. Kupfer oder Aluminium. Diesen mit der Verformbarkeit verknüpften, aber nicht mit ihr identischen Begriff haben wir bereits im Abschnitt 12.4.2 näher kennengelernt.

Die kommerziell wichtigste Anwendung elastomerer Materialien ist der *Fahrzeugreifen*. Hierbei handelt es sich um ein perfekt optimiertes hochkomplex aufgebautes Bauteil, das außer elastomeren auch noch diverse sehr steife Komponenten enthält. Ich werde auf dieses *Spezial-Composite* im Abschnitt 12.9.3 näher eingehen. An dieser Stelle beschränke ich mich auf einige schlagwortartige Erläuterungen zur Haftwirkung von Fahrzeugreifen auf dem Straßenbelag. Wie wir im Abschnitt 12.12.3 begreifen werden, ist für eine gute Haftung zwischen zwei Objekten, z.B. zwischen einem Fahrzeugrad und dem Straßenbelag, die Ausbildung einer möglichst großen **realen** Kontaktfläche zwischen diesen beiden Objekten entscheidend. Nun ist aber die reale Kontaktfläche zwischen zwei Objekten aus einem steifen Material nicht besonders hoch. Sie bewegt sich in der Größenordnung von wenigen % der sog. *rechnerischen* (s. Absatz S. 1786) Kontaktfläche. Ein Rad und eine Ebene berühren sich aber bei verschwindender Andruckkraft bereits rein rechnerisch nur entlang einer Linie, also auf einer verschwindend kleinen Fläche! Der Fahrzeugreifen hat daher zum einen die Aufgabe, bereits bei mittlerer Andruckkraft (die aus dem Gewicht des Fahrzeugs resultiert) eine ausreichend große rechnerische Kontaktfläche herzustellen. Darüber hinaus kommt ihm die Aufgabe zu, den relativen Anteil, in dem sich die beiden Partner in diesem Bereich auch wirklich berühren, zu maximieren. Zusätzlich muss er auch noch in der Lage sein, kurzzeitige zusätzlich aufgeprägte lokale Verformungen - z.B. bei der Fahrt über einen Stein - in einer Weise auszugleichen, dass die während dieses Vorgangs auf die Radachse zusätzlich übertragene Kraft möglichst gering ist. Dies hat zum Konzept des gasgefüllten Reifens anstelle eines massiven Elastomer-Reifens geführt.

Um das diesem Konzept zugrunde liegende Prinzip zu verstehen, machen wir davon Gebrauch, dass bei der Deformation des Reifens, wenn er über eine auf die Radachse wirkende Kraft auf den Untergrund (den Straßenbelag) gedrückt wird, sich das Gesamtvolumen des Reifens nur wenig ändert (s. auch die Aufgabe 11 im Heft 3). Die Größe der Kontaktfläche zwischen Reifen und Straßenbelag vergrößert sich dagegen deutlich. Für die nun folgende Abschätzung nehmen wir vereinfachend an, dass

1. das Reifen-Innenvolumen während einer belastungsbedingten Deformation als konstant angenommen werden darf; und dass
2. die Kontaktfläche  $A_{\text{Kontakt}}$  zwischen Reifen und Straßenbelag durch die Beziehung

$$A_{\text{Kontakt}} \approx a \cdot B \quad (12.87)$$

angenähert werden darf.  $B$  ist die Breite des Reifens,  $D$  dessen Durchmesser und  $a$  ist die Länge der bei dieser Belastung gebildeten Kreisabschnitts,

$$a = D \cdot \sin \frac{\alpha}{2} \quad (12.88)$$

Unter diesen Annahmen beträgt die auf die Reifenachse übertragene Kraft

$$F = p \cdot A_{\text{Kontakt}} = p \cdot B \cdot D \cdot \sin \frac{\alpha}{2} \quad (12.89)$$

$p$  : Reifendruck

und die Eindringtiefe  $\delta z$  des Reifens beträgt

$$\delta z = \frac{D}{2} \cdot \left(1 - \cos \frac{\alpha}{2}\right) \quad (12.90)$$

Wenn wir nun die Eindringtiefe  $\delta z$  auf den Radius des Reifens beziehen und die

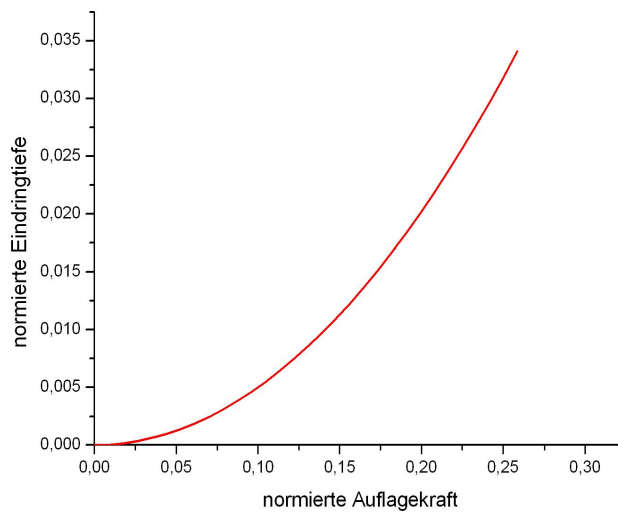


Abb. 19 Master-Belastungskurve  $(\delta z)^* = f(F^*)$  eines luftgefüllten Reifens

Auflagekraft  $F$  auf das Produkt  $p \cdot B \cdot d$  (das die Dimension einer Kraft hat),

$$(\delta z)^* = \delta z \cdot \frac{2}{D} ; F^* = \frac{F}{p \cdot B \cdot D} \quad (12.91)$$

so gilt

$$(\delta z)^* = 1 - \cos \{ \arcsin (F^*) \} \quad (12.92)$$

Diese Belastungskurve  $(\delta z)^* = f(F^*)$  hat demnach die in der Abb. 19 wiedergegebene Gestalt. Sie entspricht in 1. Näherung einer Parabelfunktion. Bei geringen Auflagekräften steigt die Eindringtiefe proportional zu deren Quadrat an, flacht dann aber ab und ist so in der Lage, auch noch relativ große Kräfte aufzunehmen.

Dieses Verhalten ist für den Einsatz als Fahrzeugreifen auf einem nicht optimal ebenen Straßenbelag sehr gut geeignet. Es resultiert noch nicht aus einem spezifischen Materialverhalten des Elastomermaterials, aus dem der Reifen gefertigt ist, sondern ist das Ergebnis des genial einfachen Konzeptes eines luftgefüllten Reifens. Für die maximal zulässige Auflagekraft gibt das Produkt

$$p \cdot B \cdot D \quad (12.93)$$

eine erste Orientierung. Sie wird außer durch die geometrischen Abmessungen ( $B \cdot D$ ) insbesondere durch den Reifendruck  $p$  vorgegeben. Die Aufgabe des Elastomermaterials besteht primär darin, sicher zu stellen, dass der Reifen diesen Reifendruck aushält, ohne zu platzen. Die hinzu kommende Forderung, dass das Reifenmaterial sich bei einer Änderung der Achskraft im Bereich der Kontaktfläche mit dem Straßenbelag deformiert, sein Gesamtvolumen (und damit den Reifendruck) aber annähernd konstant hält, wird nun gerade durch das typische elastische Materialverhalten eines Elastomermaterials erfüllt: Der Kompressionsmodul liegt im typischen Bereich vieler polymerer Werkstoffe, der Elastizitätsmodul und ebenso der Schermodul haben dagegen besonders niedrige Werte. Außerdem darf das Material sich in Folge der Walk-Deformationen, die während der Fahrt ständig in dem Reifen umlaufen, nicht unzulässig stark erwärmen.

Der Erfinder dieses genial einfachen Konzeptes eines federnden Fahrzeugreifens war der irische Landarzt *John Boyd Dunlop* (\* 1840 in Dregghorn/Schottland; † 1921 in Dublin/Irland). Seine erste konkrete Anwendung dieses Konzeptes war die Bereifung des Dreirads seines Sohnes. 1888 meldete er das zugehörige Patent an, und bereits 1889 betrieb er in Dublin eine florierende Fabrik für Fahrzeugreifen. Danach erweiterte er seine Firma rasch zu einem weltweit agierenden und produzierenden Unternehmen.

### 12.6.3 Plastische Materialien (-)

Um den Begriff des plastischen Materials zu definieren, betrachten wir das Materialverhalten während einer zeitlichen Abfolge von mechanischen Beanspruchungen, im einfachsten Falle während einer 2-stufigen Beanspruchung:

1. Zunächst wird das Bauteil mit stetig zunehmender Spannungsbelastung bis zu einem gewissen Maximalwert beansprucht.
2. Sodann wird diese Beanspruchungen stetig wieder auf den Wert 0 zurück genommen.

Geht bei diesem 2. Schritt die Verformung ebenfalls wieder auf den Wert 0 zurück, bezeichnen wir das Material als *ideal-elastisch*. Bleibt dagegen die nach dem 1. Schritt erzielte Verformung während des 2. Schrittes (und danach) vollständig erhalten, so bezeichnen wir das Material als *ideal plastisch*. Da das Material während des 1. Schrittes die Energie

$$\Delta E = \int \sigma(\Pi) \cdot d\Pi \quad (12.94)$$

aufnimmt, während des 2. Schrittes wegen  $d\Pi = 0$  jedoch keine mechanische Energie abgeben kann, muss diese Energie  $\Delta E$  danach weiterhin in dem Material enthalten sein. I.a. hat sich durch diesen Prozess die Temperatur des Materials erhöht. Man sagt, die Deformationsenergie wurde in Wärmeenergie *umgewandelt*, s. hierzu Abschnitt 8.1.3. Liegt das Materialverhalten zwischen diesen beiden Extremen, geht also die nach dem 1. Schritt erzielte Verformung während des 2. Schrittes (und danach) nur teilweise wieder zurück, so bezeichnen wir das Material als *visko-elastisch*.

Plastische Materialien sind insbesondere für Grenzbetrachtungen interessante Modellsysteme, wegen ihrer totalen Irreversibilität sind sie jedoch von nur untergeordneter technischer Relevanz. Sie eignen sich insbesondere als Material für Zusatzsysteme einer mechanischen Konstruktion, deren ausschließliche Funktion die Schadensminimierung im Fall von Extrembelastungen ist. Typische Beispiele für Bauteile aus nahezu ideal plastischen Materialien sind Schüttungen von Sand und Schotter.

#### 12.6.4 Anisotrope Materialien (-)

Eine bedeutende Unterklasse von Werkstoffen sind Materialien mit einer anisotropen Morphologie: Ihr Konzept macht sich zu Nutze, dass bei vielen technischen Anwendungen die Hauptspannungs- oder auch Hauptdehnungsrichtungen der beim Einsatz des Bauteils auftretenden Belastungen bekannt sind und während der Nutzungszeit dieses Bauteils unverändert bleiben. Besonders offensichtlich ist dies bei den *Fasern*, die je nach Material, Durchmesser und Anwendungsbereich umgangssprachlich auch als *Drähte*, *Garne*, *Leinen*, *Seile*, *Taue* etc. bezeichnet werden. Sie werden ganz überwiegend nur in Richtung ihrer Längsausdehnung belastet. Verlangt also die Anwendung eine möglichst steife Faser, genügt es in diesem Fall, wenn in dem Elastizitätstensor des benutzten Materials die Komponente  $\bar{E}_{zz}$  einen ausreichend hohen Wert annimmt. Das Material darf also mechanisch anisotrop sein, z.B.

$$\bar{E}_{xx} \approx \bar{E}_{yy} \ll \bar{E}_{zz} \quad (12.95)$$

Diese mechanische Anisotropie ist immer mit einer strukturellen Anisotropie verbunden, sei es chemischer oder physikalischer Natur. Das Material besteht z.B. aus mechanisch anisotropen Mikrokristallen, deren Orientierung aber nun nicht gleichmäßig über alle möglichen Raumrichtungen verteilt ist. Die Kristalle sind vielmehr vorzugsweise so ausgerichtet, dass die Kristallrichtung mit der größten elastischen Konstanten  $\bar{E}_{ii}$  in die Faserachse zeigt. Eine Vielzahl technischer und biologischer Materialien haben eine diesem Konzept entsprechende Struktur. Z.B. sind viele organische

Polymere aus fadenförmigen Molekülen aufgebaut mit einem aus einer Kette von Kohlenstoffatomen bestehenden Skelett, an das je nach Polymertyp unterschiedliche Seitengruppen angebonden sind. Im einfachsten Fall, beim Polyethylen, besteht das Skelett aus einer Kette von ausschließlich aliphatisch aneinander gebundenen Kohlenstoffatomen und die Seitengruppen sind lediglich Wasserstoffatome. Ein derartiges Molekül ist in Kettenrichtung - zumindest bzgl. einer Dehnung - relativ steif, senkrecht dazu lässt es sich sehr leicht verbiegen. Entsprechend ist ein aus derartigen Molekülen aufgebautes Material mechanisch stark anisotrop, sobald es gelingt, die polymeren Molekülketten überwiegend in eine Richtung zu orientieren. Die optimierte Verfahrenstechnik für die Herstellung steifer polymerer Fasern besteht also darin, deren Moleküle möglichst vollständig parallel zur Faserausdehnung zu orientieren. Als ein Beispiel aus der Produktionspraxis seien die entsprechenden Daten der unter dem Namen *Dralon*<sup>®</sup> von der Dralon GmbH, Dormagen (früher von der Bayer AG) vertriebenen Polyacrylnitril-Textilfaser genannt: (XXX: präzisieren)

$$\begin{aligned}\bar{E}_{\parallel}(\text{Dralon}) &= 4 \dots 7 \cdot \text{GPa} & (12.96) \\ \bar{E}_{\perp}(\text{Dralon}) &= \text{XXX} \\ &\text{Orientierungsfaktor}\end{aligned}$$

In komplexeren Bauteilen als den Fasern, in denen aber weiterhin die beim vorgesehenen Einsatz auftretenden Hauptspannungsrichtungen bekannt sind, lassen sich anisotrope Materialien nur dann mit Vorteil einsetzen, wenn innerhalb des Bauteils die jeweilige lokale Vorzugsorientierung des Materials diesen Hauptspannungsrichtungen folgt: Der Natur ist dies in bewunderungswürdiger Weise beim Aufbau tierischer Knochensysteme gelungen, s. z.B. [12]. In intelligenten **technischen** Systemen erfolgt dies durch ausgefeilte Herstellungs- und Verarbeitungstechniken, die sich aber bis heute noch in den Anfängen befinden, s. z.B. [13]. Der wichtigste Grund hierfür sind die b.a.w. extrem hohen Fertigungskosten.

Die wichtigste technische Umsetzung dieses Konzeptes der anisotropen steifen Materialien sind die im Abschnitt 12.9.3 behandelten *anisotropen Composites*.

## 12.7 Das Werkstoffkonzept der Mehrphasigkeit (-)

Die bisher behandelten materialwissenschaftlichen Kapitel haben uns bereits einen Überblick vermittelt über die Vielfalt der anwendungsrelevanten mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffs. Insbesondere haben wir gelernt, dass immer sowohl die linearen als auch die nichtlinearen Eigenschaften betrachtet werden müssen, bevor eine Bewertung abgegeben werden kann darüber, ob ein bestimmter Werkstoff für eine bestimmte Anwendung geeignet ist oder nicht. Ich möchte nun zeigen, dass es trotz dieser Vielfalt von Werkstoff-Eigenschaften und Anwendungsanforderungen einen *roten Faden* gibt, der sich durch diese Problemstellungen zieht, und dass ein Werkstoff nahezu zwangsläufig eine bestimmte morphologische Grundstruktur haben

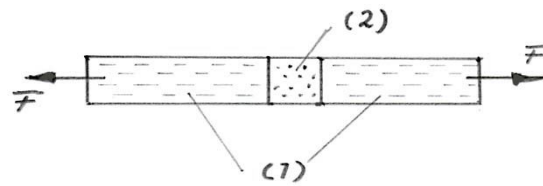


Abb. 20 Spannungsverteilung in einem Stab aus 2 unterschiedlichen Materialien (1) und (2).

muss, um dem im Kapitel 12.6 geschilderten, zu fordernden Gebrauchsverhalten zumindest im Ansatz zu entsprechen. In den Kapiteln 12.8 und 12.9 werde ich dann erläutern, wie jeweils dieses allgemeine Konzept des *mehrphasigen Werkstoffs* bei den verschiedenen bis heute bekannt gewordenen Werkstoffen umgesetzt worden ist.

### 12.7.1 Nichtlineare Verformung durch inhomogene Struktur

Wir rufen uns nun die bereits im Abschnitt 12.1.1 geführte Argumentation ins Gedächtnis, die uns gezeigt hat, dass ein ideal elastischer **und homogener** Festkörper nur sehr begrenzt in der Lage ist, Deformationsenergie aufzunehmen, ohne dass dies zu einem makroskopischen Versagen führt. Die in 1. Näherung ideal homogene Struktur führt dazu, dass bereits die kleinste lokale Abweichung von dieser Homogenität zu einer Schwachstelle wird, an der sich eine Spannungskonzentration bilden und so das makroskopische Versagen einleiten kann. Wir folgern hieraus, dass ein bei niedrigen Spannungen linear-elastisches Material bei höheren Spannungen nur dann in ein nichtlineares Verhalten übergehen kann, wenn es von Anfang an Sollstellen enthält, die im Volumen gleichmäßig verteilt und in ausreichender Volumenkonzentration vorhanden sind, und die ab einer gewissen Spannungsbelastung entweder selbst nichtlinear deformiert werden oder in ihrer Umgebung eine nichtlineare Deformation erzwingen. Nur bei einer ausreichend hohen Volumenkonzentration dieser Sollstellen bleibt die elastische Energie weiterhin annähernd gleichmäßig über das Bauteil-Volumen verteilt, und das makroskopische Versagen wird vermieden. Ein im Sinne des Abschnitts 12.6.1 idealer steifer Werkstoff muss also zwangsläufig eine *mehrphasige Struktur* haben.

### 12.7.2 Zähigkeit durch verformbare Füllstoffe (-)

Als Einführung in das Konzept der sog. *Elastomer-Modifizierung* betrachten wir ein stark vereinfachtes quasi-1-dimensionales Modell, nämlich einen Zugstab aus 2 unterschiedlichen Materialien, s. Abb. 20: Die Querschnittsfläche  $A$  des Zugstabs sei in den beiden Bereichen (1) und (2) gleich. Auf den Zugstab wirke die Zugkraft  $F$ , beide Materialien mögen sich linear-elastisch verhalten, ihr Elastizitätsmodul  $\bar{E}$  aber sei deutlich unterschiedlich. Dann gilt

$$\sigma_1 = \frac{F}{A} \cdot \bar{E}_1 \cdot \Pi_1 = \bar{E}_1 \frac{\Delta l_1}{l_1} = \sigma_2 = \frac{F}{A} \cdot \bar{E}_2 \cdot \Pi_2 = \bar{E}_2 \frac{\Delta l_2}{l_2} \quad (12.97)$$

Für die Gesamtdehnung  $\Delta l = \Delta l_1 + \Delta l_2$  machen wir ebenfalls einen linear-elastischen Ansatz

$$\sigma = \frac{F}{A} \cdot \langle \bar{E} \rangle \cdot \frac{\Delta l}{l} \quad (12.98)$$

Der durch diesen Ansatz definierte *mittlere Elastizitätsmodul*  $\langle \bar{E} \rangle$  des Stabes beträgt dann

$$\langle \bar{E} \rangle = \frac{(l_1 + l_2) \cdot \bar{E}_1 \cdot \bar{E}_2}{l_1 \cdot \bar{E}_2 + l_2 \cdot \bar{E}_1} \quad (12.99)$$

Wir betrachten nun den Fall, dass der Bereich (2) sehr viel kleiner ist als (1) und auch deutlich leichter verformbar. Allerdings seien die Unterschiede in den Elastizitätsmoduli deutlich geringer als die der geometrischen Abmessungen, also

$$l_2 \ll l_1 \quad , \quad \bar{E}_2 < \bar{E}_1 \quad , \quad \frac{l_2}{l_1} \ll \frac{\bar{E}_2}{\bar{E}_1} \quad (12.100)$$

Dann vereinfacht sich Gl. 12.99 zu

$$\langle \bar{E} \rangle \approx \frac{\bar{E}_1 \cdot \bar{E}_2}{\bar{E}_2 + \frac{l_2}{l_1} \cdot \bar{E}_1} \approx \bar{E}_1 \quad (12.101)$$

D.h. die Ergänzung des verformbareren Bereichs (2) in das Gesamtsystem reduziert den mittleren Elastizitätsmodul des Materials nur unwesentlich. Das Verhältnis der lokalen Energiedichten in den beiden Bereichen dagegen beträgt (s. Gl. 12.37 und Gl. 12.97)

$$\frac{e_2}{e_1} = \frac{\bar{E}_2 \cdot \Pi_2^2}{\bar{E}_1 \cdot \Pi_1^2} = \frac{\bar{E}_2}{\bar{E}_1} \cdot \frac{\bar{E}_1^2}{\bar{E}_2^2} = \frac{\bar{E}_1}{\bar{E}_2} \gg 1 \quad (12.102)$$

Es kommt also zu einer deutlichen Anhebung der lokalen Energiedichte im **leichter verformbaren** Bereich (2). Daher wird vorzugsweise dieser Teil der Probe als erster den linear-elastischen Teil seines Materialverhaltens verlassen und energieverzehrende Deformationsmechanismen auslösen.

Übertragen wir dieses sehr einfache Modell auf die 3-dimensionale Struktur eines makroskopisch isotropen und homogenen Werkstoffs, so erhalten wir ein Material, das auf meso<sup>¶</sup>- oder mikroskopischer Skala zumindest 2-phasig ist. Neben der mit einem hohen Volumenanteil vorhandenen steifen Phase enthält es eine fein verteilte verformbare Phase in einer Volumenkonzentration von z.B. einigen %, die für die Zähigkeit des Materials sorgt. Dieser in der Literatur als *Weichphase* bezeichnete Anteil kann z.B. auch in den Grenzvolumina zwischen den Partikeln konzentriert sein,

<sup>¶</sup>Als *mesoskopisch* (von  $\mu\epsilon\sigma\omega\sigma$ ; griech. die Mitte) bezeichnet man in der morphologischen Beschreibung der Materialien Struktureinheiten auf einer Längenskala, die zwischen der üblicherweise als *mikroskopisch* bezeichneten Größenordnung  $\mu\text{m}$  und der *makroskopischen* Größenordnung  $\text{mm}$  oder mehr liegt.

aus denen die sog. *Hartphase*<sup>||</sup> besteht. Auch im realen 3-dimensionalen Fall wird bei einem derartigen 2-Phasen-System der Elastizitätsmodul durch die elastomere Beimischung nur wenig verändert. Allerdings ist jetzt die reale Spannungsverteilung deutlich komplexer als in dem oben diskutierten Modell, zumindest solange die beiden Komponenten *kraftschlüssig* verbunden bleiben. Dann nämlich muss die Funktion der lokalen Verzerrungen auch an der Phasengrenze zwischen Weichphase und Hartphase stetig bleiben, s. hierzu Abschnitt 12.7.4. Diese Effekte führen dazu, dass nichtlineare Effekte in der Hartphase vorzugsweise im Interfacebereich zur Weichphase auftreten, in der Weichphase dagegen insbesondere im Zentralbereich eines jeden Elastomer-Partikels. Hierbei treten oft besondere materialspezifische Prozesse der Energie-Dissipation auf, auf die ich bei der Diskussion der einzelnen Werkstoffe in den Kapiteln 12.8 und 12.9 näher eingehen werde.

### 12.7.3 Verstärkung durch steife Füllstoffe (-)

Anstelle - wie im Abschnitt 12.7.2 beschrieben - einer steifen Matrix verformbare Partikel beizumischen, kann man auch umgekehrt eine relativ verformbare Matrix mit relativ steifen Partikeln vermischen. Diese *Verstärkung* führt, wie wir sogleich einsehen werden, insbesondere zu einer Erhöhung der elastischen Konstanten. Durch die inhomogene Mikrostruktur werden aber ebenfalls - und in weitgehender Analogie zur im Abschnitt 12.7.2 behandelten Situation bei der Elastomer-Modifizierung - Bereiche generiert, in denen sich hohe lokale Dehnungen einstellen. Demzufolge erhöht sich auch die Zähigkeit des Werkstoffs auf Grund der mit diesen hohen Dehnungen verbundenen lokalen nichtlinearen und energie-verzehrenden Prozesse.

Wir werden nun ein einfaches Modell zur Abschätzung des linear-elastischen Verhaltens eines derartigen 2-Phasen-Werkstoffs entwickeln und betrachten hierzu die in der Abb. 21 skizzierte Querschnittsfläche  $A$  eines Werkstoffs mit der Matrix ( $m$ ) und den darin verteilten Füllstoff-Partikeln ( $f$ ). Wir betrachten den Fall der reinen

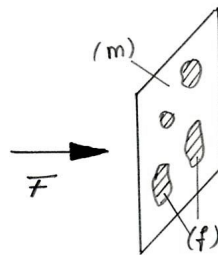


Abb. 21 Prinzipskizze der Füllstoffverteilung zur Diskussion der Spannungsverteilung

Zugbelastung und nehmen an, dass in 1. grober Näherung die Dehnung  $\varepsilon$  über die

<sup>||</sup>In der Literatur hat sich die Bezeichnungsweise *Hartphase* / *Weichphase* eingebürgert. Unserem Konzept der Materialklassifizierung folgend müssten wir eigentlich die Bezeichnungen *Steifphase* / *verformbare Phase* verwenden.

Querschnittsfläche konstant ist. Dann erzeugt diese Dehnung in den von der Matrix erfüllten Flächenanteilen eine Spannung

$$\sigma_m = \overline{E}_m \cdot \varepsilon \quad (12.103)$$

und in den von den Füllstoff-Partikeln erfüllten Flächenanteilen eine Spannung

$$\sigma_f = \overline{E}_f \cdot \varepsilon \quad (12.104)$$

Die gesamte von der Querschnittsfläche  $A$  übertragene Kraft beträgt daher

$$F_A = A_m \cdot \overline{E}_m \cdot \varepsilon + A_f \cdot \overline{E}_f \cdot \varepsilon \quad (12.105)$$

Wenn wir nun über die Beziehung

$$\frac{F_A}{A} = \langle \sigma \rangle = \langle \overline{E} \rangle \cdot \varepsilon \quad (12.106)$$

den effektiven Elastizitätsmodul  $\langle E \rangle$  des Werkstoffs definieren, erhalten wir die Beziehung

$$\langle \overline{E} \rangle = \overline{E}_m \cdot \frac{A_m}{A} + \overline{E}_f \cdot \frac{A_f}{A} \quad (12.107)$$

Diese *Mischungsregel* für den Elastizitätsmodul eines 2-Phasen-Systems ist jedoch nur eine relativ grobe Näherung. Denn die Annahme der über den Querschnitt konstanten Dehnung ist nur eine extrem grobe Näherung für den sich real einstellenden Spannungszustand. Deshalb diskutieren wir auch noch ein zweites, immer noch relativ einfach strukturiertes Modell für den sich einstellenden Spannungszustand, das jedoch bereits einige wichtige zusätzliche Fakten herausstellt, die sicherlich auch im realen Spannungszustand vorhanden sind. In diesem Modell nehmen wir an, dass die auf die Fläche  $A$  insgesamt wirkende Kraft  $F$  ausschließlich durch die Füllstoff-Partikel aufgenommen wird. Die Matrix hat lediglich die Aufgabe, diese Kräfte auf die Partikel zu übertragen. Dieses erfolgt wahrscheinlich überwiegend über Scherdeformationen und dadurch transportierte Scherspannungen. Dann beträgt der effektive Elastizitätsmodul (XXX: präzisieren)

$$\langle \overline{E} \rangle = \overline{E}_f \cdot \frac{A_f}{A} \quad (12.108)$$

Wir haben gute Gründe anzunehmen, dass der in einem konkreten Composite sich einstellende Wert  $\langle \overline{E} \rangle$  zwischen den beiden mit den Gl. 12.107 und 12.108 berechneten Werten liegt. Damit diese Kraftübertragung auf die Partikel effektiv und ohne unzulässig hohe lokale Verzerrungen der Matrix erfolgen kann, ist es günstig, wenn die Partikel in der Hauptspannungsrichtung länger sind als quer dazu. Dies ist das Konzept der *Faserverstärkung*. Will man auf makroskopischen Abmessungen die Gleichwertigkeit der 3 Raumrichtungen erhalten, verwendet man als Füllstoffpartikel isotrop verteilte Kurzfasern von z.B. einigen  $\mu\text{m}$  Durchmesser und etwa der 10-fachen Länge. Ich werde im Absatz S. 1761 näher auf einige Polymere eingehen, die nach diesem Konzept aufgebaut sind.

#### 12.7.4 Das Füllstoff/Matrix-Interface (-)

Sowohl bei einem Werkstoff aus steifem Matrixmaterial und verformbaren Füllstoff-Partikeln (Abschnitt 12.7.2) als auch bei einem Werkstoff aus einer relativ verformbaren Matrix und steifen Füllstoff-Partikeln (Abschnitt 12.7.3) spielt das Interface zwischen diesen beiden Komponenten eine ganz entscheidende Rolle für das Eigenschaftsprofil des derart konzipierten Werkstoffs. Zumindest bei geringen Spannungsbelastungen muss unbedingt eine kraftschlüssige Kopplung zwischen den Füllstoff-Partikeln und der Matrix vorhanden sein, damit das System als ganzes mit der Spannung belastet wird. Bei einigen Systemen reichen die a priori vorhandenen Adhäsions- und Reibungskräfte aus, um für eine ausreichende Kopplung zu sorgen. In anderen Fällen wird vorzugsweise das Füllstoff-Material einer Oberflächenbehandlung unterzogen, um die nach dem Vermischen von Füllstoff- und Matrixmaterial wirksame Ankopplung zu verbessern. Diese Behandlung reicht von einer einfachen Säuberung der Partikel-Oberflächen bis zu einer Oberflächenbeschichtung mit einer Substanz, die sowohl mit der Füllstoffoberfläche als auch mit der Matrix eine chemische Bindung eingeht. Diese Materialien zur Oberflächenbeschichtung von Füllstoffen werden meist als *Schichten* bezeichnet. Dieser aus der konventionellen Produktionstechnik für Glasfasern stammende Begriff bezeichnete ursprünglich Hilfsmittel, die verhinderten, dass die frisch aus der Schmelze gezogenen Glasfasern sofort wieder zu einer nicht mehr trennbaren Masse verklebten. Später hat man dann die Zugabe der Ankopplungssubstanzen für das Füllstoff/Matrix-Interface in diesen Verarbeitungsschritt integriert und hat daher die Bezeichnung *Schlichte* für die Gesamtrezeptur dieses Hilfsmittels beibehalten.

#### Die Dehnungsverteilung im Interface (-)

Wir wollen uns nun die Spannungs/Dehnungsverteilung im Bereich eines Füllstoff-Partikels näher ansehen und diskutieren zunächst den Fall der verformbaren Partikel in einer steifen Matrix, s. Abb. 22. Bei einer kraftschlüssigen Kopplung muss die Funktion der lokalen Verzerrungen auch an der Phasengrenze zwischen Weichphase und Hartphase stetig bleiben. Insbesondere im parallel zur aktuellen Hauptspannungsrichtung verlaufenden Interface-Bereich treten daher zwangsweise auch in der Hartphase relativ hohe Dehnungen auf. Weit ab von einem Füllstoff-Partikel hat die Dehnung in der Matrix einen konstanten Wert  $\langle \varepsilon_m \rangle$ . Im Interface-Bereich nahe der Grenzfläche Matrix/Partikel nimmt  $\varepsilon$  bereits deutlich zu. Dieser Anstieg setzt sich dann stetig (aber mit verändertem Gradienten) im Inneren des Partikels fort, bis die Dehnung schließlich genügend weit entfernt von der Grenzfläche (also nahe dem Partikel-Zentrum) wieder einen annähernd konstanten Wert annimmt. Eine verwandte Struktur hat auch die Spannungs/Dehnungsverteilung um ein steifes Füllstoff-Teilchen in einer verformbaren Matrix. Die Abb. 22 ist auch für diese Situation gültig, sobald wir nur in der graph. Darstellung die Dehnungsachse als Spannungsachse interpretieren. Jetzt fällt nämlich die Spannung  $\sigma$  in dem Füllstoff-Partikel bei An-

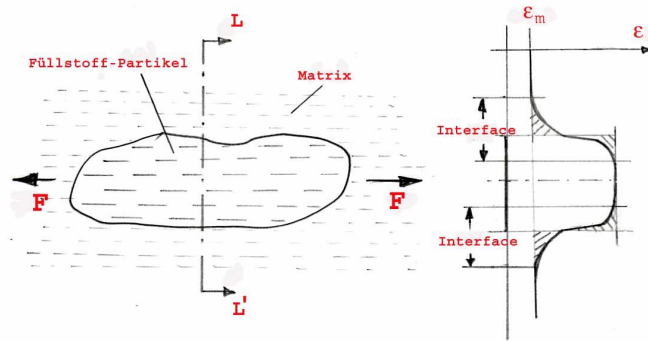


Abb. 22 Prinzipskizze zur Spannungsverteilung um eine Elastomer-Partikel in einer steifen Matrix

näherung an das Interface bereits merklich ab, setzt sich in der Matrix stetig, aber mit verändertem Gradienten fort, um sich schließlich genügend weit entfernt vom Füllstoff-Partikel einem stationären, relativ niedrigen Wert zu nähern. Die genaue Struktur der jeweiligen Dehnungs- oder Spannungsverteilung ist meiner Kenntnis nach bis heute weder experimentell noch theoretisch verlässlich im Detail geklärt, (s. jedoch Absatz ab S. 1556). Sie ist mit Sicherheit nicht alleine das Ergebnis einer konventionellen linear-elastischen Theorie für die Komponenten Füllstoff und Matrix. Denn diese enthält noch keinen dem **Gradienten** der Dehnungsverteilung proportionalen Energieterm. M.a.W. sie enthält keine Aussage über die charakteristische Mindestlänge, innerhalb der sich starke Veränderungen der lokalen Dehnung bzw. Spannung überhaupt erst ausbilden können. Ohne einen derartigen Ansatz aber erhält man bei einer Dehnungsberechnung für das hier diskutierte System einen nahezu spontanen Übergang von einem hohen Dehnungswert in dem verformbaren Anteil zu einem deutlich niedrigeren Dehnungswert in dem unmittelbar benachbarten steifen Anteil des Werkstoffs. Ein derartiges Berechnungsergebnis entspricht aber offensichtlich nicht den experimentellen Fakten. Als *ein* Beispiel derartiger experimenteller Fakten zeigt die Abb. 23 (aus [21]) eine mit einem CLSM (Absatz S. 1556) aufgenommene mikroskopische Aufnahme eines mit Kurzglasfasern verstärkten Polymers (Polybutadien/Polyamid-Blend). Diese Probe war vor der Aufnahme durch eine intensive Dauer-Wechselbelastung mechanisch beansprucht worden. Die Aufnahme zeigt eine dieser Kurzglasfasern von ca.  $11 \cdot \mu\text{m}$  Durchmesser und die sie umgebende Matrix aus elastomer-modifiziertem Polyamid. Die durch die Wechselbelastung erzeugten irreversiblen Schädigungen sind offensichtlich auf eine ca.  $20 \cdot \mu\text{m}$  dicke Zone um die Faser herum ausgedehnt. Diese Veränderungen wiederum resultieren aus einer Schädigung des Interfaces zwischen den Butadien-Partikeln und der Polyamid-Matrix sowie der Butadien-Partikel selbst. Diese sind aber zu klein, um von dem CLSM noch vollständig aufgelöst werden zu können.

(XXX: Der weitere Text des Absatzes *Die Dehnungsverteilung im Interface* ist

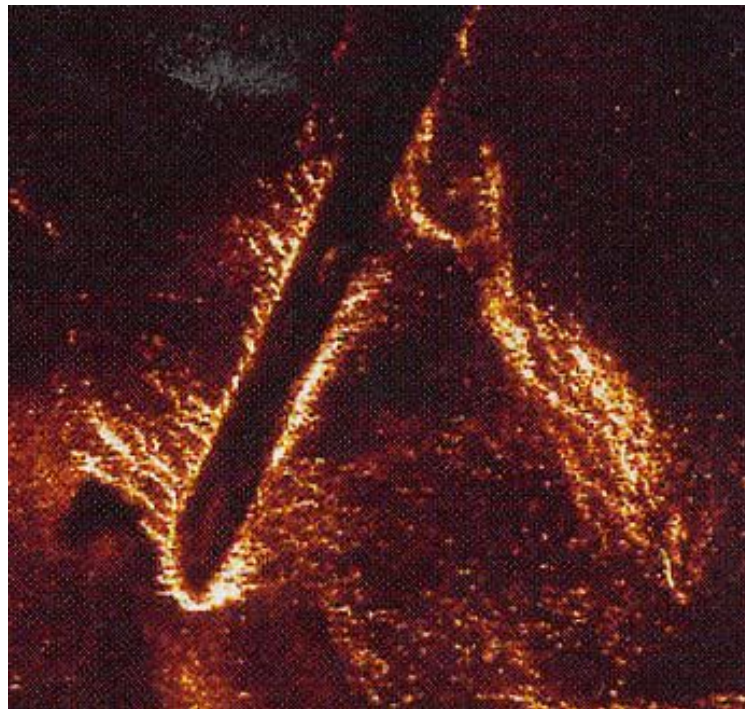


Abb. 23 CLSM-Aufnahme von kurzglasfaserverstärktem Polybutadien/Polyamid nach mechanischer Dauerbelastung

noch nicht verfügbar. Danach folgt:)

Im Anschluss an diese überwiegend orientierende Diskussion der Dehnungs- und Spannungsverteilung in den Interface-Bereichen eines Composites aus einem Füllstoff in einer Matrix mit stark unterschiedlichem elastischen Verhalten werden wir nun die hierbei jeweils auftretenden Schädigungsprozesse etwas eingehender diskutieren.

### Schädigungsprozesse in/an Elastomer-Partikeln (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Schädigungsprozesse in/an Elastomer-Partikeln* ist noch nicht verfügbar.)

### Schädigungsprozesse in/an Verstärkungs-Partikeln (-)

Unter realen Belastungsverhältnissen treten Schädigungsprozesse an Verstärkungs-Partikeln primär dann auf, wenn es sich um Fasern handelt, und insbesondere wenn sie ein relativ hohes  $l/d$ -Verhältnis aufweisen. Dann können nämlich, wie wir im Absatz S. 1739 gelernt haben, relativ hohe Spannungen über das Interface an die Faser übertragen werden, die dann bei einer gewissen Gesamtbelastung des Materials die Reißfestigkeit des Fasermaterials übersteigen. Dann kommt es zum *Faserbruch* und damit zu einer lokalen Spannungsentlastung des die Faser umgebenden Bereichs.

Dieser Vorgang ist mit relativ geringer Energie-Dissipation verbunden, so dass er auch nicht übermäßig zum Zähigkeitsniveau des Werkstoffs beiträgt.

Es kann aber auch ein Versagen der Ankopplung von Faser und Matrix direkt an der Faseroberfläche eintreten. Dann tritt ebenfalls eine lokale Spannungsentlastung des die Faser umgebenden Bereichs ein, jetzt aber indem sich die Matrix relativ zur Faser verschiebt. Dieser als *Faser-pull-out* bezeichnete Prozess setzt einen relevanten Anteil der vorher elastisch in der Faser gespeicherten Energie in Reibung um, insbesondere wenn Faser und Matrix einander weiterhin vollständig berühren. Er ist ein Energie verzehrender, also zähigkeits-fördernder Prozess. Das reale Auftreten dieses pull-out-Prozesses kann bei gewissen Werkstoffen durch eine mikroskopische Analyse der Bruchflächen von Proben bestätigt werden, die bis zum makroskopischen Versagen beansprucht wurden. Daher wurde die Optimierung dieses Prozesses lange Zeit für das effektivste Arbeitskonzept zur Optimierung der Zähigkeit von kurzfaserverstärkten Polymeren gehalten. Heute (2014) gilt jedoch als gesichert, dass die in der Matrix ablaufenden nichtlinearen Prozesse einen größeren Beitrag zur Zähigkeit leisten als der Faser-pull-out. Z.B. sind die in der Abb. 23 dokumentierten Schädigungsprozesse eine starke experimentelle Stütze für diese Interpretation.

### Schädigungsprozesse in der Matrix (-/-)

(XXX: Der Text des Absatzes *Schädigungsprozesse in der Matrix* ist noch nicht verfügbar. Er wird auch die nachfolgende Abb. und den sie erläuternden Text enthalten). Kommt es in Folge einer starken makroskopischen Belastung  $\Sigma$  zu einer sehr inho-

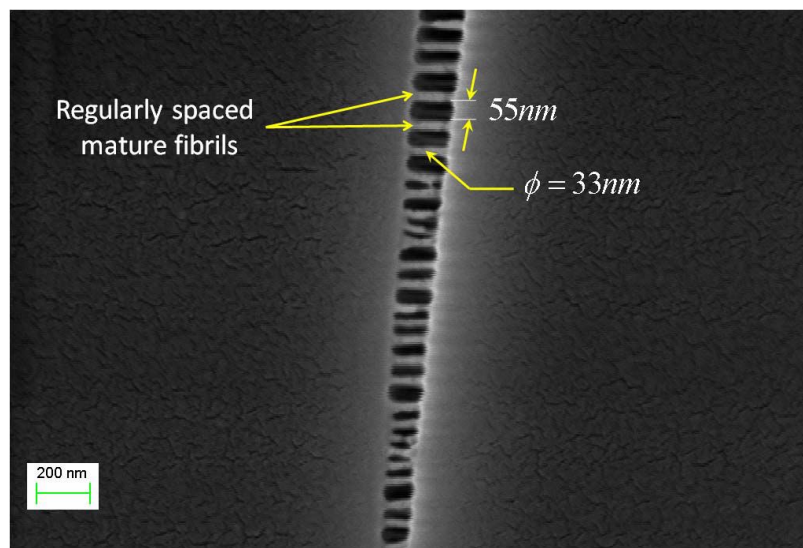


Abb. 24 (aus [17])

mogenen lokalen Spannungsverteilung  $\sigma_{ij}(\vec{r})$ , so entstehen bei einer Vielzahl von

Polymeren in Bereichen besonders hoher Spannungen Netzwerke aus einer Vielzahl von Mikrorissen, letztlich also Volumenbereiche von makroskopischer Ausdehnung, in denen sich mit dem Polymermaterial erfüllte Volumina mit Mikro-Hohlräumen abwechseln. Derartige Strukturen sind immer sehr stark (Licht) streuend. Dieses Phänomen bezeichnet man als Crazing.

### Der Effekt der thermischen Ausdehnung (-)

Ein Kennwert, dem insbesondere in Verbindung mit der Verarbeitung eines Composite-Werkstoffs eine Schlüsselfunktion zukommt, ist der Unterschied in der thermischen Ausdehnung  $\alpha$  (Absatz S. 846) von Matrix- und Füllstoffmaterial. Insbesondere bei der Bauteil-Herstellung durch Formgießen (oder Spritzgießen im Fall von Polymeren) durchläuft das Bauteil bei diesem Prozess einen thermischen Zyklus mit beachtlichen Temperaturunterschieden. Beim Formgießen von Metallen sind dies z.B.  $660 \cdot ^\circ C$  für Aluminium und  $1535 \cdot ^\circ C$  für Eisen, bei Polymeren i.a. etwa  $300 \cdot ^\circ C$ . Die nachfolgende Abkühlung des Bauteils erfolgt i.a. relativ rasch, so dass danach grundsätzlich mit signifikanten eingefrorenen thermischen Spannungen gerechnet werden muss. Dies gilt insbesondere für den Temperaturbereich, in dem eine der Komponenten (oder beide) sich bereits unterhalb ihrer Glastemperatur  $T_g$  befindet(n). Wir diskutieren zunächst den Fall

$$\alpha_m > \alpha_f \quad (12.109)$$

Diese Bedingung ist z.B. bei allen mineralstoff-gefüllten Polymeren erfüllt. Dann schrumpft beim Abkühlen des Bauteils die Matrix stärker als die Füllstoff-Partikel. Es kommt also zu einem besonders engen Kontakt zwischen Füllstoff und Matrix, und die im Absatz S. 1739 geforderte *kraftschlüssige* Kopplung von Matrix und Füllstoff kommt eventuell bereits ausschließlich durch diesen rein physikalischen Effekt zustande. Eine derartige Kopplung kann allerdings auch durch einen rein physikalischen Vorgang wie die sog. *physikalische Alterung* (Kapitel 12.14) wieder aufgehoben werden, s. Absatz S. 1761.

Wenn dagegen

$$\alpha_m < \alpha_f \quad (12.110)$$

dann schrumpft beim Abkühlen des Bauteils der Füllstoff stärker als die Matrix. Erfolgt daher die Abkühlung ausreichend schnell im Vergleich zu der durch die jeweilige Viskosität  $\eta(T)$  vorgegebenen Zeitkonstanten des Fließvorgangs, und/oder liegt die Glastemperatur der Matrix ausreichend oberhalb der Gebrauchstemperatur, so liegen nach dem vollständigen Erkalten des Bauteils die Füllstoff-Partikel jedes für sich isoliert in einem Hohlraum innerhalb des Matrixmaterials, wobei der Hohlraum immer signifikant größer ist als das jeweilige Partikel. Unter diesen Umständen ist es selbst unter Zuhilfenahme chemischer Maßnahmen (Absatz S. 1739) schwierig, für eine kraftschlüssige Anbindung zwischen Füllstoff und Matrix zu sorgen. Ich werde bei der Diskussion der einzelnen Werkstoffe in einigen besonderen

Fällen nochmals auf dieses Problem eingehen. Wir wollen uns als Regel merken, dass in füllstoff-modifizierten Werkstoffen nach Möglichkeit der Füllstoff eine kleinere thermische Ausdehnung haben sollte als die Matrix.

### 12.7.5 Nichtlineare Versteifung verformbarer Werkstoffe (-/-)

(XXX: Der Text des Abschnitts *Nichtlineare Versteifung verformbarer Werkstoffe* ist noch nicht verfügbar.)

## 12.8 Technische Konstruktions-Werkstoffe vom Typ 1 (-)

Technische Konstruktions-Werkstoffe bilden das Ausgangsmaterial für die Herstellung von technischen Bauteilen. Als *Typ-1-Werkstoffe* möchte ich Materialien bezeichnen, bei denen die physikalischen, insbesondere die mechanischen Kenngrößen (elastische Konstanten etc.) bis hinunter zu einer Größenskala der Größenordnung  $\mu m$  keinen starken Schwankungen unterliegen. Typ-1-Werkstoffe sind entweder auch auf dieser mikroskopischen Skala isotrop, oder sie bestehen aus Bereichen, die wohl chemisch und/oder physikalisch unterscheidbar sind, aber dennoch verwandte physikalische Eigenschaften aufweisen. Insbesondere sind diese Materialien makroskopisch isotrop, d.h. sie weisen a priori keine Vorzugsorientierung auf. Hierdurch ist die Verarbeitungstechnik vom Rohprodukt zum fertigen Bauteil vereinfacht. Oft genügt es, das Rohprodukt aufzuschmelzen und in eine dem Bauteil angepasste Form zu gießen. Bei Polymeren muss dies wegen der relativ hohen Viskosität ihrer Schmelzen unter hohem Druck geschehen, weshalb diese Verarbeitungsmethode meist als *Spritzguss* bezeichnet wird.

### 12.8.1 Mikro-kristalline Metalle (-)

Alle Metalle erstarren aus der Schmelze in kristalliner Ordnung, es sei denn, sie werden mit Erstarrungsgeschwindigkeiten der Größenordnung  $10^6 \cdot \frac{K}{s}$  abgeschreckt. Ohne besondere Maßnahmen ergibt sich eine polykristalline Morphologie\*\* mit Kristallitgrößen der Größenordnung  $1 \cdot \mu m \dots 100 \cdot \mu m$ . Durch die Erstarrungsgeschwindigkeit sowie durch eine thermische Nachbehandlung des bereits erstarrten Metalls (s. Abschnitt 12.11.5) lässt sich dieser Wert in weiten Grenzen beeinflussen. Die zwischen den Kristalliten liegenden Interfaceschichten (der Metallurge nennt sie *Korngrenzen*) sind meist nur einige Atomlagen dick und können nur sehr bedingt zum nichtlinearen Verhalten der Metalle beitragen. Eine in der Metallurgie häufig genutzte Methode zur Darstellung und Analyse dieser Morphologie ist die lichtmikroskopische Abbildung einer feingeschliffenen Schnittfläche des zu untersuchenden Metalls. In einem derartigen Bild sind die verschiedenen Kristallite und ihre Korngrenzen i.a. sehr gut zu erkennen, s. Abb. 25. Der bei diesem Typ von Aufnahmen wirksame Kontrastmechanismus beruht auf den Brechungsindex-Unterschieden, die für die unterschiedlichen Kristallflächen und für ihre unterschiedlichen Orientierungen zur optischen Achse des Mikroskops gelten. In dem ca.  $200 \cdot \mu m$  großen Probenausschnitt der Abb. 25 sind

---

\*\*Der Metallurge verwendet anstelle des Wortes Morphologie meist die Bezeichnung *Gefüge*.

die einzelnen Kristallitgrenzen gut zu erkennen. Der schwarze Fleck im Bildzentrum ist eine Kohlenstoff-Agglomeration.

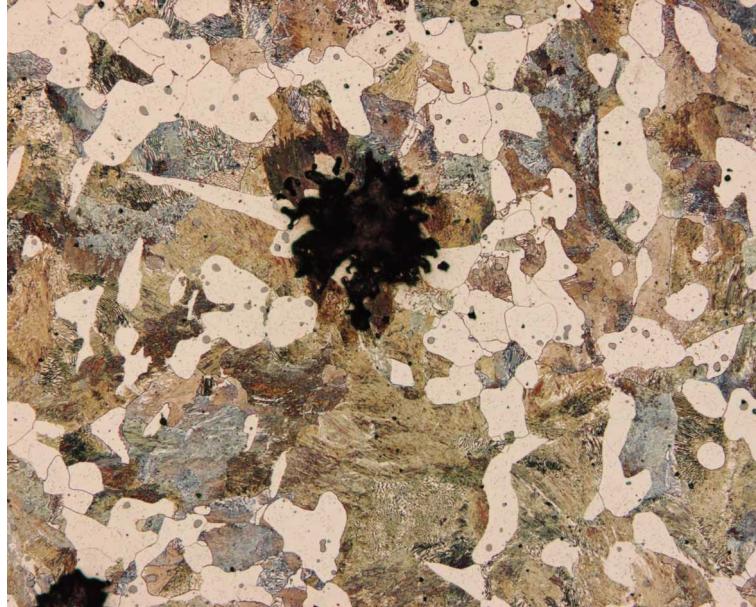


Abb. 25 Mikroskopische Feinschliff-Aufnahme eines Gusseisen-Materials (Quelle: Wikimedia Commons Dateiarchiv; das Bild unterliegt der GNU-Lizenz f. freie Dokumentation; Autor des Bildes ist Herr Eisenbeisser)

Ein bei allen mikrokristallinen Materialien möglicher lokaler Prozess des Abbaus von Spannungen ist das Abgleiten von Kristalliten entlang derartiger Korngrenzen. Die von mir als generelles Aufbaukonzept für Werkstoffe propagierte Mehrphasigkeit wird bei dieser Materialklasse also durch den Verbund von Mikrokristalliten und Korngrenzen realisiert. Da deren Volumenverhältnis und insbesondere Größenverteilung durch die thermischen Bedingungen beim Erstarren der Schmelze beeinflusst wird und ebenso durch eine evtl. nachfolgende Wärmebehandlung, ist offensichtlich, dass insbesondere die mit dem nichtlinearen Materialverhalten verbundenen mechanischen Eigenschaften dieser Metalle durch die Einzelheiten dieser thermischen Verarbeitung und Behandlung maßgeblich beeinflusst werden können.

Ein weiterer wichtiger energie-dissipativer Prozess ist das irreversible Abgleiten von Teilen eines Kristalls entlang bevorzugter Ebenen **innerhalb** dieses Kristalls. Dieser Prozess ermöglicht auch die Ausbildung starker makroskopischer Verformungen. Hierdurch wird das Material sowohl schadenstolerant als auch duktil und damit schmiedbar. Bei einer eventuell nachfolgenden Wärmebehandlung werden dann die Schädigungen ausgeheilt, d.h. die Kristallbindungen werden in der neuen Konfiguration wieder geschlossen.

Stahl ist eine Eisen/Kohlenstoff-Legierung mit einem Kohlenstoff-Massenanteil

von

$$1 \cdot 10^{-4} < \frac{M_C}{M} < 2,06 \cdot 10^{-2} \quad (12.111)$$

Für besondere Anwendungen (z.B. korrosionsarm, nicht-magnetisch, geringe Wärmeleitung) enthält die Stahl-Legierung je nach dem vorgesehenen Einsatzgebiet Beimengungen anderer Metalle (*Cr, Co, Mn, Mb, Ni, V, W*) im Bereich einiger %.

Bei dem Material *Stahl* sind die die Duktilität fördernden Prozesse in fast idealer Weise optimiert. Stahl ist dadurch zu einem nahezu idealen Universal-Werkstoff geworden. Er ist sowohl steif als auch duktil, erlaubt nahezu jeden Verarbeitungsprozess der spanlosen wie der spanabhebenden Formgebung. Der wichtigste Nachteil der meisten Stähle (bis auf die sog. *VA-Stähle*) ist ihre nur moderate Beständigkeit gegenüber oxidierenden Gasen und Flüssigkeiten. Daher werden Halbzeuge oder Fertigteile aus Stahl häufig mit einer korrosionshemmenden Oberflächenbeschichtung versehen. (XXX: Bezug nennen)

### 12.8.2 Mehrphasen-Metall-Legierungen (-)

Die wichtigsten metallischen Werkstoffe sind keine reinen Metalle, sondern Metall-Legierungen. Das zeigt schon der Blick auf die historische Entwicklung der Metallurgie. Ab dem 4. Jahrtausend v.Chr. entwickelten die Menschen der frühen Hochkulturen die technologische Fähigkeit, einige Metalle (Kupfer, Zinn, Gold) rein darzustellen. Etwa ab 3.500 v.Chr. - als erstes in Ägypten - gelang dann ein Sprung in den mechanischen Eigenschaften des Endwerkstoffs, als man gelernt hatte, eine optimierte Legierung aus den Metallen Kupfer (80 bis 90 · %) und Zinn herzustellen, die *Bronze* (von *Brundisium* (lat.) heute Brindisi (Italien)), s. nachfolgende Tabelle.

	Schmelztemp. /°C	E-Modul /GPa	Streckgrenze /GPa	Zugfestigkeit /GPa	Härte n. Vickers
Kupfer	1083	123	0,27	0,31	79
Zinn	232	55		0,035	5,5
Bronze	≲ 1000	80 ... 110	0,3 ... 0,7	0,4 ... 0,7	100 ... 230

Kenndaten der reinen Ausgangsmetalle und einer aus ihnen aufgebauten Legierung  
*Bronze* (5 · % Zinn)

Bronze ist zum einen wesentlich härter als die Ausgangsmaterialien Kupfer und Zinn, es ist überdies auch noch etwas leichter schmelzbar als Kupfer. Insbesondere aber ist es einfacher in der Weiterverarbeitung, insbesondere auch zu Schmuckgegenständen. Historisch betrachtet standen jedoch eher die Verwendung von Bronze zur Herstellung von Werkzeugen und von Waffen im Zentrum des Interesses. Z.B. verwendeten die Steinmetze, die die zum Zeitpunkt der Fertigstellung 147 · m hohe Cheops-Pyramide (s. Abb. 26) erbauten (Fertigstellung 2.580 v.Chr.), Werkzeuge aus Bronze, die allerdings vor Ort ständig nachgeschliffen werden mussten.



Abb. 26 Cheops-Pyramide in Gizeh/Ägypten; aufgenommen am 03.11.2010  
 (Quelle: Diese Abb. basiert auf dem Bild Cheops\_Pyramide aus der freien Enzyklopädie Wikipedia und untersteht der GNU-Lizenz f. freie Dokumentation Version 1.2 ; Autor ist Berthold Werner)

Technische Metall-Legierungen bestehen oft aus einer auf mesoskopischer Skala homogenen Mischung von Legierungen jeweils unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und damit auch unterschiedlicher Kristallstruktur. Das Materialverhalten der Legierung ergibt sich dann aus dem Zusammenwirken dieser unterschiedlichen Legierungs-Phasen und ihren Anbindungen. Es ist offensichtlich, dass bei derart komplexen Systemen die Einzelheiten der metallurgischen Aufarbeitung und thermischen Nachbehandlung einen essentiellen Einfluss auf das Gebrauchsverhalten des Endproduktes haben.

(XXX: Der weitere, noch fehlende umfangreiche Text des Abschnitts *Mehrphasen-Metall-Legierungen* ist noch nicht verfügbar.)

### 12.8.3 Amorphe Polymere (-)

Eine Reihe von Polymeren bilden beim Erstarren aus der Schmelze keinerlei kristallin geordnete Teilbereiche, sie bleiben vollständig amorph. Als Beispiele nenne ich (Poly-)Acetylcellulose, Polystyrol (PS), das **Styrol-Acrylnitril**-Copolymer (SAN), Polymethacrylmethacrylat (PMMA; Plexiglas<sup>®</sup>), die verschiedenen Polysulfone und Poly-

carbonat (PC). Diese Polymere sind daher in ihrer festen, amorphen Phase räumlich völlig isotrop und demzufolge bei genügender Reinheit optisch nicht streuend. Sofern das Polymer im visuellen Spektralbereich keine optische Absorption zeigt, sind diese Materialien sogar optisch transparent! Andererseits zeigen diese Polymere überwiegend, wenn auch unterschiedlich stark ausgeprägt, ein sprödes Materialverhalten (s. Abschnitt 12.4.2). Dies entspricht der im Abschnitt 12.7.1 formulierten generellen Aussage: Morphologisch homogene Materialien, und ein amorpher Festkörper ist morphologisch homogen, zeigen immer ein sprödes Verhalten. Das einzige Polymer aus der obigen Aufzählung, das - bereits als reines Polymer - eine signifikante Zähigkeit aufweist, ist das 1953 von dem Chemiker *Hermann Schnell* (\* 1916 in Gaienhofen/Bodensee; † 1999 ebenda) erfundene Polycarbonat. Deshalb ist es bis heute das bevorzugte Produkt für Anwendungen, die einerseits optische Transparenz erfordern, andererseits aber auch eine akzeptable mechanische Festigkeit, insbesondere eine signifikante Zähigkeit. Als typische derartige Anwendungen nenne ich die Compact Disc zur optischen Datenspeicherung (s. Absatz S. 1604), die sog. Stegplatten zur Abdeckung von Treibhäusern, Frontscheiben von Autoscheinwerfern und (als noch in der Entwicklung befindliches Produkt) komplette Autoscheiben. Als Deutung dieses außergewöhnlichen Zähigkeitsverhaltens von Polycarbonat stellte Leo Morbitzer bereits ca. 1970 (XXX: präzisieren) die Hypothese der *Mikromehrphasigkeit von PC* auf ([15]), ohne zu diesem Zeitpunkt bereits genau definieren zu können, worin diese Mehrphasigkeit des chemisch homogenen Produktes wohl bestehe. Es war nur sehr wahrscheinlich, dass sich diese auf einer Längenskala deutlich unterhalb der Lichtwellenlänge ausbildet und überdies zu nur geringfügigen Unterschieden im Brechungsindex führt. Anders wäre nämlich die sehr gute optische Transparenz des Produktes nicht zu erklären. Ca. 1984 (XXX: präzisieren) gelang es Kurt Binder (\* 1944 in Korneuburg/Österreich; heute em. Professor der Universität Mainz), die Konformation der PC-Ketten für einen Quader der Größenordnung  $(3 \cdot nm)^2$  numerisch zu berechnen ([16]). Das Ergebnis zeigte eine Clusterstruktur aus geringfügig (XXX: präzisieren) unterschiedlich dicht gepackten Einheiten mit einer typischen Abmessung im Bereich  $0,1 \cdot nm$  (XXX: präzisieren), s. Abb. XXX. (XXX: Die an dieser Stelle vorgesehene Abb. ist noch nicht verfügbar.) Eine experimentelle Bestätigung dieser Mikromehrphasigkeit steht nach meiner Kenntnis (2012) noch aus.

#### 12.8.4 *Teilkristalline Polymere (-)*

Viele Polymere erstarren aus ihrer Schmelze (zu einem gewissen Anteil, s.u.) in einer kristallinen Ordnung, in der die kettenförmigen Polymer-Moleküle parallel zueinander angeordnet sind. Wegen der i.a. beachtlichen Länge der Polymerketten ist bei diesem Prozess meistens jedes individuelle Polymer-Molekül mit jeweils unterschiedlichen Teilbereichen seiner Kette an mehreren einzelnen Kristallbildungsprozessen beteiligt, ist also in mehrere der sich bildenden Kristallite eingebunden. Daher kann diese Kristallisation schon aus rein sterischen Gründen nur einen begrenzten Anteil der gesamten Polymermasse erfassen, während der Rest in einem eher als amorph zu

bezeichnenden Zustand verbleibt. Der Kristallinitätsgrad eines Polymers lässt sich durch zusätzliche chemische Modifikationen stark beeinflussen, insbesondere durch den Einbau von Verzweigungen in die Hauptkette oder durch die Ergänzung von Seitenketten. In der nachfolgenden Tabelle sind für einige teilkristalline Polymere die wichtigsten mit der Kristallisation verknüpften Kenndaten zusammengestellt:

	Einheitszelle	$T_m$ / $^{\circ}C$	Kristall.-grad	$m_{\text{Kristall}}$ / $g \cdot cm^{-3}$	$m_{\text{amorph}}$ / $g \cdot cm^{-3}$
PE (gering verzw.)	rhombisch	104	0,6 ... 0,85	0,99	0,87
PE (stark verzw.)	rhombisch	92	0,65 ... 0,75	0,99	0,87
PA 6	monoklin	220	0,3 ... 0,4	1,235	1,084
PET	triklin	255	0,5 ... 0,8	1,46 ... 1,58	1,335

Kristallisationsspezifische Kenndaten einiger teilkristalliner Polymere

PE: Polyethylen PA: Polyamid PET: Polyethylenterephthalat

Strukturchemisch einfache Polymere wie insbesondere Polyethylen neigen zu einer Faltung ihrer Polymerketten. Bei diesem Prozess bildet eine einzelne Polymerkette eine Art von 2-dimensionalem Kristall, indem sich benachbarte Teilbereiche der Kette in exakter Ordnung neben einander legen, während die jeweiligen Verbindungselemente der Kettenstücke als ungeordnete Bogen zu beiden Seiten dieses 2D-Kristalls liegen. Die Kondensation einer Vielzahl derartiger Kristallelemente ergibt dann wieder den vollständigen 3d-Kristall. Diesen Mechanismus der Faltung von Polymerketten entdeckte 1957 der deutsche Physiker *Erhard W. Fischer* (\* 1929 in Wiedenau b. Leipzig; † 2011 als em. Prof. am MPI für Polymerforschung in Mainz). Die Periodizität dieser Kettenfaltung liegt in der Größenordnung von  $10 \cdot nm$ . Da sie mit einer Periodizität der Massendichte verbunden ist, lässt sie sich auf dem Wege der Röntgenbeugung (Rö-Kleinwinkelstreuung, s. Absatz S. 1819) nachweisen. Bei genügend langsamer Erstarrung insbesondere aus der Lösung, aber auch aus der Schmelze bilden sich als Überstrukturen zunächst gewendelte Lamellen, die sich ihrerseits zu kreissymmetrischen Plättchen, sog. *Sphärolithen* zusammenfügen. In ihnen sind die Polymerketten senkrecht zur Flächenebene dieses Plättchens orientiert. Derartige Polymerstrukturen sind stark doppelbrechend und daher im Polarisations-Lichtmikroskop gut darstellbar, s. Abb. 27.

letztendlich resultiert aus diesem Kristallisationsprozess eine 2-Phasen-Morphologie aus Kristalliten und einer amorphen Phase, die diese Kristallite i.a. in Form einer durchgehenden Matrix umschließt. Die Kristallite sind wesentlich steifer als die amorphe Phase, so dass man dieses System als ein Füllstoff-verstärktes Composite interpretieren kann. Teilkristalline Polymere sind höchstens semi-transparent und zeigen ein zähes mechanisches Belastungsverhalten. Die bei höheren mechanischen Belastungen einsetzenden nichtlinearen Deformationen und energie-verzehrenden Prozesse sind jedoch nur sehr bedingt vollständig reversibel in dem im Abschnitt 12.4.1 erläuterten Sinne. Sie führen immer auch zu lokalen irreversiblen Veränderungen

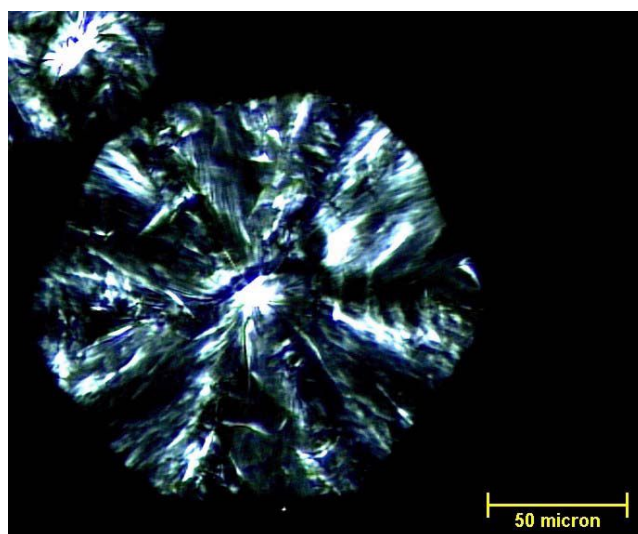


Abb. 27 Lichtmikroskopische Aufnahme von Sphärolithen aus isotaktischen Polystyrol im Polarisationskontrast  
(Quelle: [www.polymermicroscopy.com](http://www.polymermicroscopy.com); © Dr. Ralf Thomann; Reproduktion mit frdl. Genehmigung des Autors)

(Schädigungen) (XXX: präzisieren) des Materials, die sich nicht ausheilen lassen, auch nicht z.B. durch eine thermische Behandlung. Diese Aussage gilt im Grundsatz für alle polymeren Werkstoffe. Daher sind sie auch den duktilen Metallen in der Dauer-Wechselast-Beständigkeit immer mehr oder weniger deutlich unterlegen.

Polymere, deren Kristallisation insbesondere durch Faltung ihrer Hauptkette zustande kommt, haben ein typisches Verhalten der nichtlinearen Deformation: Ab einer gewissen lokalen Spannungsetzt an dieser Stelle der Entfaltungsprozess der Polymer-Hauptketten ein., Makroskopisch führt dies zu einer starken Längsdehnung und gleichzeitigen Querkontraktion, gleichzeitig wird die Probe meist optisch opak. Dies ist ein Indiz dafür, dass diese Prozesse ein auf submikroskopischer Skala inhomogenes Material erzeugen. Entstehen hierbei eine Vielzahl von submikroskopischen Hohlräumen, bezeichnet man diesen Prozess als *Crazing*.

#### 12.8.5 Polymer-Blends (-)

Die Bezeichnung *Blend* (von *blandan* (altengl.) *mischen*) für eine sehr feine Mischung unterschiedlicher Komponenten war ursprünglich primär im Bereich der Lebensmittel, insbesondere bestimmter Genussmittel (Tee, Whisky) gebräuchlich. Im Bereich der Polymere hat sich dieser Begriff auch im deutschsprachigen Raum weitgehend durchgesetzt und bezeichnet sehr feine, nahezu molekular-dispers verteilte Mischungen unterschiedlicher Polymere. Ich werde mich in diesem Abschnitt auf Blends beschränken aus Polymer-Komponenten mit ähnlichen Volumenanteilen, die überdies als Mischungen vorliegen von Partikeln jeweils ähnlicher Größenverteilung. Nicht be-

handeln möchte ich an dieser Stelle daher

- fast reine Polymere, die nur gewisse Zusatzstoffe in niedrigen Volumenanteilen enthalten, z.B. Farbstoffe, UV-Schutzmittel oder die Entflammung hemmende Beimengungen; und auch nicht die an anderer Stelle behandelten
- mit sehr feinen Elastomerpartikeln modifizierten Polymere bzw. die
- mit steifen Partikeln oder Fasern verstärkten Polymer-Composites.

Als typisches Beispiel dieser Werkstoffklasse nenne ich **Acrylnitril-Butadien-Styrol (ABS)**, ein Blend aus den Komponenten SAN, einem spröden Copolymer, das wir bereits im Abschnitt 12.3.3 kennen gelernt haben, und dem elastomeren Polymer Polybutadien. Die morphologische Struktur des an dieser Stelle diskutierten sog. *Masse-ABS* ist in der Abb. 28 als elektronenmikroskopische Aufnahme eines Ultradünnschnittes wiedergegeben. Als *Masse-ABS* (engl. *in-mass-ABS*) bezeichnet

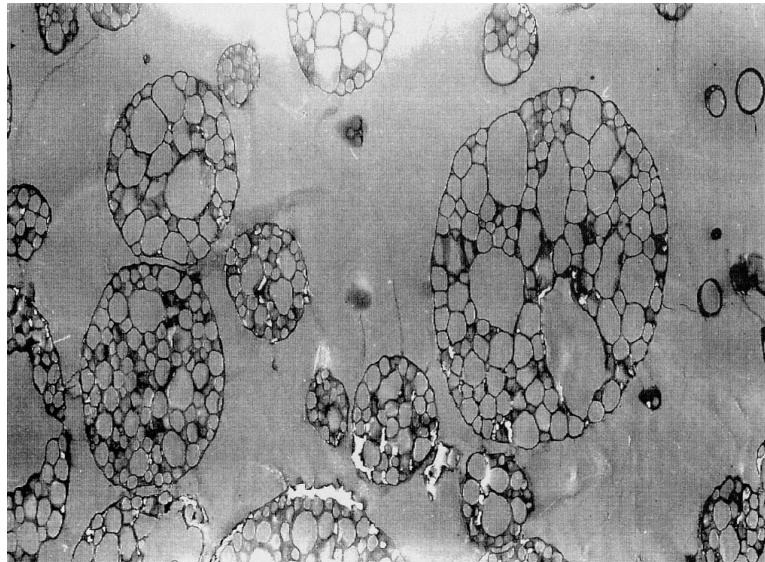


Abb. 28 Mikrostruktur von Masse-ABS (elektronenmikroskopische Aufnahme eines Ultradünnschnitts)

Bildausschnitt ca.  $10 \cdot \mu m \times 8 \cdot \mu m$ ; (aus [18])

man ein durch Pfpolykondensation erzeugtes ABS, wenn die Komponenten Acrylnitril, Butadien und Styrol direkt miteinander vermischt und sodann polymerisiert werden. Das hierzu alternative Herstellungsverfahren ist die Emulsionspolymerisation, bei der die Polymerisation an der Grenzfläche von Emulsionstropfen in einer Dispersion abläuft.

In der Abb. 28 ist das Polybutadien überwiegend in den bienenwaben-ähnlichen Netzstrukturen konzentriert, während die verbleibenden Anteile, sowohl die innerhalb

einer derartigen Struktur eingeschlossenen Bereiche als auch die durchgehende Phase, die diese einige  $\mu\text{m}$  großen Teilchen umschließt, aus nahezu reinem SAN bestehen..

Für das Materialverhalten eines derartigen Blends essentiell ist nun die Anbindung zwischen diesen beiden mikroverteilten Anteilen. Sobald die beiden Komponenten partiell verträglich sind, werden sie sich innerhalb der Grenzschichten partiell durchdringen und dadurch eine gute Haftung zwischen den beiden Phasen sicherstellen. Die Bestimmung der Verträglichkeit der jeweiligen Blend-Komponenten z.B. durch eine DMA-Messung (s. Abschnitt 12.3.1) liefert daher wichtige Informationen für eine gezielte Optimierung dieser Materialklasse.

Das technische Produkt ABS (Handelsnamen z.B. Novodur<sup>®</sup> oder Lustran<sup>®</sup> (Monsanto Company, St. Louis/MO (USA))) zeichnet sich u.a. durch eine besonders hohe Schlagzähigkeit aus. Aus ihm werden z.B. die Lego-Spielzeug-Bausteine gefertigt sowie die Gehäuse von einer Vielzahl von hochwertigen Werkzeugen und Kleingeräten.

#### 12.8.6 Technischer Gummi (-)

Unter einem *technischen Gummi* verstehe ich das Material, aus dem die elastomeren technischen Produkte bestehen, also z.B. Dichtungsringe, Fahrradschläuche oder antiseptische Handschuhe für medizinische Anwendungen. Dieses Material ist materialwissenschaftlich nicht identisch mit dem Ausgangsprodukt für die Fertigung dieser Produkte. Letzteres ist eine hochviskose Flüssigkeit, die sich noch in die entsprechende Form gießen lässt und erst durch den nachfolgenden in der Form stattfindenden Prozess, die *Vulkanisierung*, in das gummielastische Material umgewandelt wird. Ist die Ausgangssubstanz eine wässrige Kautschuk-Dispersion, so bezeichnet man sie i.a. als *Latex*. Das Wort Latex wird jedoch in der Literatur in sehr unterschiedlichen Bedeutungen benutzt. So ist aus biochemischer Sicht ein Latex eine bestimmte Klasse von Pflanzensäften, zu denen auch der Saft des Kautschukbaums gehört (s.u.). Andererseits wird das hochelastische Material, aus dem z.B. antiseptische medizinische Handschuhe gefertigt werden, auch als Latex-Gummi bezeichnet.

Grundsätzlich sind die chemischen Strukturen dieser beiden Materialien, der *Roh-Kautschuk* vor der Vulkanisierung und der gebrauchsfähige *Kautschuk*, einander sehr ähnlich. Beide bestehen in 1. Näherung aus langen Kohlenstoffketten mit alternierenden Einfach- und Doppelbindungen, die eine gewisse Anzahl von *Vernetzungsstellen* enthalten. Hiermit sind Stellen gemeint, an denen 2 Ketten miteinander verbunden sind. Diese Vernetzungsstellen können zum einen chemischer Natur sein. Insbesondere wirken vereinzelt an die Ketten gebundene Schwefelatome als Vernetzungsstellen, indem sie von Kette zu Kette führende  $S - S$ -Verbindungen bilden. Sie können aber auch physikalischer Natur sein, z.B. durch die Verhakung 2-er Ketten gebildet sein, die sich nicht ohne weiteres wieder voneinander separieren können. Mikroskopische bis submikroskopische Partikel (Ruß, Quarzsand), die in das Material eingearbeitet worden sind, wirken ebenfalls als Vernetzungsstellen, da sie mehrere zu verschiedenen Ketten gehörende Polymerelemente durch Adsorptionsmechanismen oder durch chemische Bindungsprozesse an sich binden können. Die Konzentration

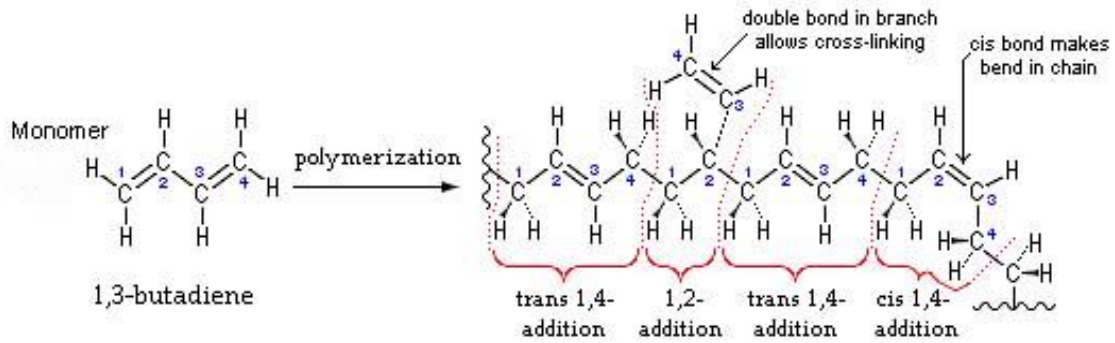


Abb. 29 Skizze der unterschiedlichen Möglichkeiten der Polymerisation von Butadien (Quelle: diese Abb. basiert auf dem Bild XXX aus der freien Enzyklopädie Wikipedia und unterliegt der Lizenz CC-BY-SA 3.0, der Autor ist H. Padleckas)

dieser Vernetzungsstellen ist jedoch zunächst so gering, dass das mittlere Materialvolumen, in dem 2 beliebig herausgegriffene Materialelemente immer über mindestens **eine** derartige Vernetzungsstelle unmittelbar miteinander verbunden sind, noch makroskopische Abmessungen hat. (XXX: präzisieren) Daher bleibt das Material weiterhin fließfähig. In der Abmischung, die in die Form gefüllt wird, enthält der Roh-Kautschuk aber bereits eine entsprechende Anzahl von vernetzungsfähigen Stellen, die dann durch den Vulkanisierungsprozess aktiviert werden. Dieser besteht im wesentlichen in einer typischerweise 10 ... 15 · min dauernden Temperung bei etwa 170 ... 190°C. Dieser Prozess erfolgt aus fertigungstechnischen Gründen in demselben Arbeitsschritt wie die Formgebung. Diese besteht ihrerseits in der vollständigen Füllung einer entsprechenden Form mit der i.a. hochviskosen Roh-Kautschuk-Mischung. Wegen der angestrebten niedrigen Taktzeiten der Fertigung ist hierfür ein relativ hoher Druck von bis zu  $10^7 \cdot Pa$  erforderlich. Die Temperung selbst kann auch drucklos erfolgen. Im vulkanisierten Kautschuk liegt dann die Vernetzungsstellendichte um mehrere Größenordnungen höher (XXX: präzisieren) als vor diesem Arbeitsschritt und das soeben diskutierte Materialvolumen, das über Vernetzungsstellen verbunden ist, ist nun submikroskopisch klein ([21]). Der Gummi entspricht nun einem einzigen 3-dimensionalen Netzwerk. Ein derartiges Material ist nicht mehr umformbar! Daher muss die Vulkanisierung zwangsweise bereits in der Form stattfinden, die dem Endprodukt entspricht. Dieser Produktionsschritt des Aufheizens und Temperns über mehrere Minuten ist bei einer Massenproduktion sehr aufwendig in der Investition und arbeitsintensiv in der Qualitätssicherung. Denn ein entsprechender Durchsatz lässt sich nur durch eine massive Parallelisierung der Vulkanisier-Einheiten erreichen. Bis heute ist es jedoch nicht gelungen, diesen Arbeitsschritt ganz aus der Produktionstechnik der Elastomerprodukte zu eliminieren, zumindest nicht bei Elastomerprodukten höchster Belastbarkeit wie z.B. Fahrzeugreifen.

Als Ausgangsmaterial zur Herstellung des Roh-Kautschuks werden heute 2

unterschiedliche Materialklassen eingesetzt:

1. Natur-Kautschuke (von *cao* (indian.) der Baum und *ochu* (indian.) die Träne); dieses Naturprodukt lässt sich von einigen Bäumen und Sträuchern durch Anritzen der Baumrinde abzapfen. Hierfür besonders geeignet ist der Kautschukbaum (*hevea brasiliensis*), umgangssprachlich Gummibaum, der ursprünglich ausschließlich in Brasilien beheimatet war. Heute sind die wichtigsten Naturkautschuk produzierenden Länder Thailand, Indonesien, Malaysia, Indien und China. Der Feststoffanteil dieser Latex-Emulsion besteht zu über 90% aus Isopren.
2. Synthese-Kautschuke; das sind über eine chemische Reaktion aus Ausgangsstoffen wie Styrol und Butadien hergestellte Polymere, die im wesentlichen aus langkettigen  $C - C$ -Molekülen bestehen, in denen sich Doppelbindung und Einfachbindung systematisch oder auch statistisch abwechseln. Wichtige Varianten dieser Produktklasse sind Styrol-Butadien-Kautschuk (SBR für **S**tyrol-**B**utadien-**R**ubber), Acrylnitril-Butadien-Kautschuk (NBR für **N**itril-**B**utadien-**R**ubber), Chloropren-Kautschuk (CR für **C**hloropren-**R**ubber) sowie die verschiedensten Silikon-Kautschuke, bei denen die  $C$ -Kette teilweise oder vollständig durch eine  $Si$ -Kette ersetzt worden ist.

Für Endprodukte mit geringeren Anforderungen an die mechanischen Gebrauchseigenschaften gibt es eine Klasse von thermoplastisch verarbeitbaren Elastomeren, die sog. *thermoplastischen Elastomere*. Auch diese Elastomere haben eine ausreichend große Anzahl von Vernetzungsstellen. Diese bilden aber überwiegend **physikalische** Vernetzungen, meist über lokale Kristallisationen oder über die Ausbildung von Vernetzungsstellen durch Nebervalenzbindungen. Beide Arten von Vernetzung werden durch Aufheizen des Materials auf eine ausreichend hohe Temperatur wieder aufgebrochen und das Material wird so wieder fließfähig. Thermoplastische Elastomere sind meist Block-Copolymere oder Elastomerlegierungen.

## 12.9 Technische Konstruktions-Werkstoffe vom Typ 2 (Composites) (-)

In Abgrenzung zu den Typ-1-Werkstoffen möchte ich unter *Typ-2-Werkstoffen* solche verstehen, deren physikalische, insbesondere mechanische Kenndaten auf *mesoskopischer* Skala **sehr starken** Schwankungen unterliegen, die also auf dieser Längenskala stark inhomogen aufgebaut sind. Im englischen Sprachbereich werden diese Materialien als *Composites* bezeichnet. Im deutschsprachigen Raum wird meist die Formulierung Verbund-Werkstoffe benutzt, die ich allerdings als etwas langatmig empfinde. Eine wichtige Klasse von Composites bilden die nach dem im Abschnitt 12.7.3 geschilderten Konzept aufgebauten Materialien aus einer verformbaren Matrix, in die steife Zumischungen (Füllstoffe) eingearbeitet sind. Im Sinne unserer Definition müssten wir auch elastomer-modifizierte Materialien (s. Abschnitt 12.7.2) zu

den Composites zählen, sobald deren Füllstoff-Beimischungen aus ausreichend großen Teilchen bestehen. Derartige Materialien sind jedoch nicht bekannt geworden, einfach weil für ihre Entwicklung (b.a.w.) kein Anlass besteht. Denn der Übergang zu größeren Elastomer-Partikeln würde für die Produktionsverfahren keinen signifikanten Vorteil bedeuten und die Materialeigenschaften eher verschlechtern.

Der Übergang von den Typ-1-Werkstoffen zu den Typ-2-Werkstoffen ist letztlich fließend und nicht scharf definiert, da die Unterscheidung von der Definition des Begriffes *mesoskopisch* abhängt.

### 12.9.1 Materialien für Füllstoffe und Fasern (-)

Die wichtigsten Ausgangsmaterialien für partikelartige Füllstoffe zur Verstärkung von Polymeren sind natürlich vorkommende anorganische Minerale, z.B. *Kreide* ( $CaCO_3$ ) oder *Talkum* ( $Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$ ). Zur üblicherweise als *Compoundierung* bezeichneten Einmischung dieser Füllstoffe in die Polymerschmelze verwendet werden Pulver mit einer mittleren Teilchengröße von  $2 \cdot \mu m$  bis  $50 \cdot \mu m$ . Auf eine Oberflächenbehandlung der Pulver zur Verbesserung der Haftung zwischen Füllstoff-Partikel und Polymermatrix wird meist verzichtet (s. hierzu Absatz S. 1743).

Das Standardmaterial zur physikalischen Vernetzung von Elastomer-Rohmaterialien ist Ruß, also feinteiliger Graphit. Übliche Werte für den mittleren Teilchendurchmesser sind  $10 \cdot nm$  bis  $300 \cdot nm$ . Seit einiger Zeit wird für spezielle Anwendungen, z.B. für Autoreifen mit besonders niedrigem Laufwiderstand, auch *Aerosil* eingesetzt, also feinteiliger Quarzsand mit Teilchengrößen im Bereich von  $7 \dots 40 \cdot nm$ . Der wichtigste Unterschied gegenüber dem (etwa um den Faktor 4 billigeren) Ruß ist jedoch nicht-mechanischer Natur: Mit *Aerosil* vernetzte Kautschuk-Produkte lassen sich auf einen in weiten Grenzen einstellbaren Farbton einfärben (s. Abschnitt 11.14.9), rußgefüllte Elastomer-Elemente sind immer schwarz.

Als Verstärkungsfasern für Polymere wurden zunächst überwiegend Glasfasern eingesetzt. Von entscheidender Bedeutung für die Qualität des Endproduktes, insbesondere im Fall makroskopisch *isotroper* Composites, ist die Faserschichte, die für eine ausreichende Anbindung der Faseroberfläche an die polymere Matrix sorgt. Sie enthält häufig kettenförmige Organosilane, die mit einem Ende eine (quasi-)chemische Bindung mit der Glasfaseroberfläche eingehen, und deren anderes Ende mit dem Polymer verträglich ist (s. Abschnitt 8.1.17). Die fertigungstechnische Herausforderung besteht auch darin, die Glasfasern, im Falle von kurzglasfaserverstärkten Polymeren (Absatz S. 1761) z.B. Faserstücke von  $16 \cdot \mu m$  Durchmesser und ca.  $100 \cdot \mu m$  Länge, so in das Polymer einzuarbeiten, dass einerseits eine möglichst vollständige Umhüllung einer jeden Faser mit dem Polymer erreicht wird, und dass andererseits durch die während dieses Dispergierprozesses unvermeidbare starke Scherbeanspruchung der Schmelze nicht bereits merkliche Anteile der Glasfasern zermahlen werden. Außerdem sollten bei diesem Prozess möglichst keine Lufteinschlüsse in die Schmelze eingezo-gen werden, da jeder im Material verbleibende Hohlraum eine mechanische Schwachstelle im daraus hergestellten Bauteil darstellt.

Für hochwertige Anwendungen werden heute auch *Carbonfasern* oder spezielle Polymerfasern verwendet, für polymere Matrixmaterialien allerdings kaum als Kurzfasern für makroskopisch isotrope Composites, sondern ganz überwiegend als Endlosfasern z.B. für Konstruktionen auf Basis faserverstärkter Polymerplatten, s. Absatz S. 1770. Bei einigen speziellen, überwiegend noch in der Entwicklung befindlichen Produkten, z.B. für Carbon/Kupfer-Composites, werden auch Carbon-Kurzfasern eingesetzt. Die Herstellung von Carbonfasern erfolgt überwiegend immer noch nach demselben Konzept, nach dem bereits Ende des 19. Jahrhunderts die ersten *Kohlefasern* hergestellt wurden, damals für den Einsatz als Glühfäden für thermoelektrische Lichtquellen (Abschnitt 11.8.2): Ein fadenförmiges organisches Produkt auf Basis einer aliphatischen Kohlenstoff-Kette (damals ein Baumwollfaden) wird unter Sauerstoffabschluss pyrolysiert. Das Ergebnis ist ein überwiegend nur noch Kohlenstoff enthaltender Faden mit einer graphit-ähnlichen Struktur. Anstelle eines Baumwollfadens verwendet man heute überwiegend Polyacrylnitrilfasern als Ausgangsprodukt. Carbonfasern sind sehr steif, jedoch kaum dehnbar:

$$\text{Carbonfaser} \quad \bar{E} = 250 \dots 830 \cdot GPa \quad (12.112)$$

$$\text{Zugfestigkeit} \quad \sigma_{\max} = 4 \dots 10 \cdot GPa \quad (12.113)$$

$$\left( \frac{\Delta l}{l} \right)_{\max} = (1,2 \dots 1,6) \cdot 10^{-2} \quad (12.114)$$

Kommerziell erhältliche Carbonfasern bestehen heute meist aus einer Vielzahl von Einzelfasern mit einem Durchmesser im Bereich einiger  $\mu m$ . Trotz des sehr aufwendigen und damit teuren Herstellungsprozesses werden aktuell (2013) weltweit ca.  $2 \cdot 10^4 \cdot \frac{t}{a}$  an Carbonfasern hergestellt. Bei einem Verkaufspreis von ca.  $500 \cdot \frac{\text{€}}{kg}$  für ein aus Carbonfasern bestehendes Vorprodukt (z.B. als Fasermatte vorgegebener Dicke und Breite) entspricht das immerhin einem Jahres-Umsatz von ca.  $10^{10} \cdot \text{€}$ .

(XXX: Der an dieser Stelle vorgesehene einleitende Text zu den sog. LC-Fasern, also zu Fasern aus einem Polymer-Material, das als Schmelze eine flüssigkristalline (liquid crystalline) Struktur bildet, ist noch nicht verfügbar.)

LC-Fasern erreichen nicht ganz das Steifigkeits- und Festigkeits-Niveau wie die Carbonfaser, sind jedoch deutlich billiger in der Herstellung. (XXX: präzisieren) Zum Vergleich der LC-Fasern mit der Carbonfaser nenne ich die entsprechenden Daten der Kevlar<sup>®</sup>-Faser (Handelsbezeichnung für die LC-Faser der Fa. Dupont/Wilmington/Del.(USA)):

$$\text{Kevlar}^{\text{®}}\text{-Faser} \quad \bar{E} = 130 \cdot GPa \quad (12.115)$$

$$\text{Zugfestigkeit} \quad \sigma_{\max} = 3,6 \cdot GPa \quad (12.116)$$

$$\left( \frac{\Delta l}{l} \right)_{\max} = 2,8 \cdot 10^{-2} \quad (12.117)$$

Teilchen zur Elastomer-Modifizierung spröder Polymere sind immer synthetisch hergestellte organische Produkte z.B. auf Basis von Polybutadien.

(XXX: Der weitere, an dieser Stelle vorgesehene Text insbesondere zu den Materialien zur Elastomer-Modifizierung von Polymeren ist noch nicht verfügbar.)

### 12.9.2 Makroskopisch isotrope Composites (-)

In diesem Abschnitt werden wir Composites behandeln, die auf mesoskopischer Längenskala eine anisotrope Struktur aufweisen, sich makroskopisch aber dennoch isotrop verhalten, insbesondere bzgl. der Gesamtheit der mechanischen Eigenschaften. Notwendige und hinreichende Bedingung hierfür ist i.a. eine isotrope Orientierungs-Verteilung der mesoskopischen Untereinheiten, aus denen das Material aufgebaut ist.

(XXX: Der weitere Kopftext zum Abschnitt *Makroskopisch isotrope Composites* ist noch nicht verfügbar.)

## Keramische Werkstoffe (-)

Als *Keramik* (von *κεραμος* (griech.) Tonmaterial) bezeichnet man Fertigprodukte oder Halbzeuge aus einer bestimmten Klasse von nichtmetallisch/anorganischen Materialien. Diese Werkstoffklasse ist durch eine Reihe von Kriterien oder Eigenschaften definiert:

- Zu ihren Bestandteilen zählen insbesondere Kaolin ( $Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$ ), Feldspat ( $(Ba, Ca, Na, NH_4) \cdot (Al, B, Si)_4O_8$ ), Quarz ( $SiO_2$ ), Glimmer (Schichtsilikat mit variantenreicher, dem Feldspat verwandter chemischer Struktur) und Kalk ( $CaO$ );
- sie enthalten mindestens 30% kristalline Anteile;
- für ihre Verarbeitung zur Herstellung von Halbzeugen oder Fertigteilen sind die bei Metallen üblichen Techniken ungeeignet: keramische Werkstoffe erfordern eine spezielle, auf das jeweilige keramische Material angepasste Verarbeitungstechnik.
- Sie zeigen durchgehend ein sehr hartes und steifes, aber sprödes Belastungsverhalten.

Die in der obigen Aufzählung gewählte Kurzform zur Kennzeichnung von Feldspat bedeutet: Feldspat besteht aus Mischkristallen, bei denen jeweils 1 Atom aus der 1. Gruppe ( $Ba, Ca, Na, NH_4$ ) und 4 Atome aus der 2. Gruppe ( $Al, B, Si$ ) zusammen mit 8 O-Atomen eine Elementarzelle bilden.

Wichtige und allgemein bekannte Beispiele für keramische Werkstoffe sind der *Töpferton* (s. Unterabsatz S. 1758) und das *Porzellan*.

Insbesondere die Klasse der heute als *Hochleistungs-Keramiken* bezeichneten Werkstoffe liegen im Ausgangszustand als Pulver vor, dessen Verarbeitung zu einem Halbzeug bzw. einem Fertigteil über ein für diese Werkstoffklasse typisches Verarbeitungsverfahren erfolgt, das meist als *Pulvertechnologie* bezeichnet wird. Dieses ist im Abschnitt 12.11.1 beschrieben.

**Ton (-)** Der im deutschen Sprachraum relativ unspezifisch als *Ton*, gelegentlich auch als *Tonmineral* (engl. *clay*, franz. *argile*, ital. *argilla*) bezeichnete Werkstoff besteht aus Mischungen verschiedener Schichtsilikate, die als Verstärkungs-Füllstoff wirkende Agglomerate bilden, und aus einer viskosen Masse, die überwiegend aus Wasser und in ihm dispergierten feinkörnigen Schichtsilikaten besteht, und die als durchgehende Matrix und Bindemittel wirkt. Je nach Wassergehalt ist die Tonmasse noch verformbar oder schon fest. Durch weiteren Wasserentzug, insbesondere durch das mehrstündige sog. *Brennen* bei Temperaturen bis zu  $1000^{\circ}\text{C}$  wird die Festigkeit des vorher erstellten Formteils deutlich erhöht. Die beim Brennen ablaufenden Prozesse sind ausschließlich physikalischer Natur. Durch ein erneutes Aufschwemmen in Wasser kann das Tonmaterial jederzeit wieder in seinen Ausgangszustand der umformbaren Masse gebracht werden. Dies hat andererseits zur Folge, dass ein Ton-Gefäß erst durch eine zusätzliche Behandlung wasser-undurchlässig wird, z.B. durch eine Beschichtung der inneren oder äußeren Oberfläche mit einer geeigneten Glasur oder durch Brennen des Rohlings bei noch höheren Temperaturen. Dieses Brennen bei  $> 1000^{\circ}\text{C}$  ist aber nur bei bestimmten Ton-Materialien zulässig. Es führt zu einer partiellen Verglasung des Materials. Für eine Fülle von konkreten Anwendungen als Gebrauchsgegenstand des täglichen Lebens (Behälter für Getränke, Vase, Essgeschirr etc. ) kann allerdings auf diesen Arbeitsgang nicht verzichtet werden. Ton zählt von seinem chemischen und morphologischen Aufbau her ohne Zweifel zu den keramischen Werkstoffen. Allerdings entspricht seine Verarbeitung nicht ganz der im Abschnitt 12.11.1 geschilderten Verarbeitungstechnik.

Die Herstellung von Ton-Gefäßen, z.B. von Vasen, Tellern, Schüsseln etc. ist historisch bereits für das Neolithikum (Jungsteinzeit ab ca. 7000 v.Chr.) belegt. Die Art der Verzierung dieser Gefäße wird von den Archäologen sogar oft zur Kennzeichnung einer bestimmten Kultur verwendet. Diese Herstellungstechnik hat sich bis heute erhalten, insbesondere für Gefäße, die für den Gebrauch im privaten Haushalt bestimmt sind. Neben der industriellen Massenproduktion haben sich bis heute kleine Handwerksbetriebe halten können, in denen die Töpferei weiterhin als Handwerk und mit Hilfe der sog. Töpferscheibe betrieben wird, s. Abb. 30. Diese Herstellungstechnik ist auf rotationssymmetrische Produkte oder zumindest Halbzeuge beschränkt.

**Porzellan (-/-)** (XXX: Der Text des Unterabsatzes *Porzellan* ist noch nicht verfügbar.)

**Hochleistungs-Keramik (-/-)** (XXX: Der Text des Unterabsatzes *Hochleistungs-Keramik* ist noch nicht verfügbar.)

**Beton (-)**

*Beton* (von *béton* (franz.) Mörtel, Zement), **der** Werkstoff der Architektur des 20. Jahrhunderts, ist ein Composite aus einer Matrix auf Zementbasis und aus natürlich

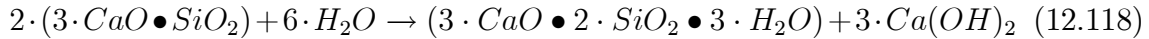


Abb. 30 Demonstration der Formgebung eines Tongefäßes auf der Töpferscheibe  
(Quelle: eigene Aufnahme in einer Töpferei in Nordspanien nahe Saragossa)

vorkommenden mineralischen Gesteinen als Füllstoff-Partikel, die in diesem Zusammenhang allgemein als *Kies* bezeichnet werden. Dieses verstärkende Füllmaterial hat (im Vergleich zu anderen Composites) eher ungewöhnliche Abmessungen zwischen  $2 \cdot mm$  (*Feinkies*) und  $60 \cdot mm$  (*Grobkies*). Historisch waren sowohl der Zement als auch der mit seiner Hilfe gefertigte Beton bereits den Römern in vorchristlicher Zeit bekannt. So besteht die Kuppel des 125 n.Chr. fertig gestellten *Pantheon* (von  $\pi\alpha\nu$  (griech.) *alles* und  $\vartheta\epsilon\omicron\nu$  (griech.) *Gott*) in Rom aus Beton, ebenso wie viele in dieser Zeit gebaute Hafenanlagen. Im Mittelalter geriet der Beton dann allerdings wieder in Vergessenheit.

Ausgangsprodukt für die Herstellung des Matrixmaterials ist der *Zement* (von *caementum* (lat.) Bruchstein), ein fein gemahlenes Pulver aus unterschiedlichen Calciumsilicaten und Calciumaluminiumsilicaten in unterschiedlichen anwendungsspezifischen Mischungsverhältnissen. Anstelle des Aluminiums können in den Silikaten auch andere Alkalimetalle enthalten sein. Zum *Abbinden* wird der Zement mit Sand, also feinkörnigem  $SiO_2$ , und Wasser vermischt. Über einen Zeitraum von mehreren Stunden bis Tagen bilden sich in mehreren aufeinander folgenden Reaktionsschritten unterschiedliche Hydratationsprodukte mit einer sehr fein strukturierten Morphologie aus Partikeln der Größenordnung  $1 \cdot \mu m$ . Der 1. Schritt dieser Reaktionsfolge

entspricht etwa dem Reaktionsschema



Auch die weiteren Schritte der Hydratation sind mit wesentlichen Veränderungen der morphologischen Struktur des Materials verbunden und resultieren letztlich in einem über makroskopische Abmessungen ausgedehnten 3D-Netzwerk dieser Calcium-Aluminium-Silikate. Darüber hinaus wird über die Adhäsionswechselwirkung zwischen den Partikeln makroskopisch eine relativ hohe mechanische Festigkeit aufgebaut. Der zugegebene Sand ist nicht direkt am Abbindeprozess beteiligt, sondern wirkt auf dieser geometrischen Skala auch bereits als Füllstoff, allerdings weniger mit dem Effekt der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, sondern mehr mit dem Ziel der Kostensenkung.

Zur Herstellung des Werkstoffs *Beton* wird der Zement vor dem Abbinden mit einer wohl dosierten Menge an Kies vermengt, dessen Teilchengrößenverteilung fein an die jeweilige Anwendung angepasst ist. Danach wird soviel Wasser zugegeben, bis sich sämtliche Bestandteile der Mischung mit Wasser benetzt haben und sich eine makroskopisch einheitliche, nicht zu hochviskose Masse gebildet hat. Diese Masse wird in die vorher (meist aus Holz) angefertigte Form des gewünschten Formteils gefüllt. Ein für das Materialverhalten des fertigen Bauteils essentieller Arbeitsgang ist das anschließende Rütteln der Betonmasse: Durch manuelles Stampfen der Masse mit einem Stab oder (bei größeren Objekten z.B. in der Bautechnik) mit einem motorgetriebenen Rüttelgerät wird der Betonmasse eine periodische Belastung aufgeprägt und diese so im Volumen homogenisiert. Hierbei werden nicht nur eventuelle Hohlräume geschlossen, sondern es wird auch die Benetzung der verschiedenen Bestandteile der Betonmasse miteinander entscheidend verbessert. Dieser Arbeitsgang muss wohl dosiert ausgeführt werden, denn bei zu intensivem Rütteln kommt es leicht zu einer partiellen Entmischung des Frischbetons.

Beton hat eine beeindruckende Druckfestigkeit von - je nach Produktklasse - 10 ... 60 · MPa. Die Abb. 31 zeigt das typische Druckspannung-Stauchungsdiagramm einiger Beton-Klassen. Die genormte Klassen-Bezeichnung C30 bedeutet z.B., dass ein Norm-Formkörper aus dieser Betonmischung eine End-Druckfestigkeit von

$$\Sigma_{\max}^{(Druck)} \approx 30 \cdot MPa \quad (12.119)$$

aufweist. Mit zunehmender Druckfestigkeit nimmt die maximal zulässige Stauchung des Prüfkörpers **ab** und der Beton zeigt ein nochmals spröderes Belastungsverhalten.

Wichtigster Nachteil des Werkstoffs Beton ist jedoch seine nur sehr moderate Festigkeit gegenüber Zugspannungsbelastungen.

Bei konstruktiven Anwendungen, bei denen die Zugspannungs-Belastung nicht verhindert werden kann (Zwischendecken in Häusern, Fahrbahndecken von Brücken), sondern vielmehr Bestandteil der Bauteil-Funktion ist, ist man daher gezwungen, zum Konzept der *Stahlbeton-Konstruktion* überzugehen oder sogar zum *Spann-Beton*, s. Absatz S. 1769.



(XXX: Die weiteren in diese Tabelle gehörenden Zahlenwerte sind noch nicht verfügbar.)

Ein wichtiger Vorteil dieser Werkstoffklasse ist die Möglichkeit der Spritzgussverarbeitung (s. Abschnitt 12.11.1) und damit die Möglichkeit der wirtschaftlichen Massenfertigung von Standard-Bauteilen. Der Hersteller der Fertigprodukte, also der Spritzguss-Verarbeiter, bezieht das Rohmaterial i.a. in Form von Granulatkörnern der Größenordnung  $(5 \cdot mm)^3$ , die bereits aus dem Composite-Material aus Polymermatrix und Faser/Füllstoffmaterial incl. aller Zusatzstoffe (Einfärbung, Flammenschutzmittel etc.) bestehen. Die technologische Herausforderung bei der Herstellung dieses Granulates besteht insbesondere darin, bei der Einarbeitung der Fasern in die Polymerschmelze einerseits für eine vollständige Benetzung der Faseroberfläche durch die Polymerschmelze zu sorgen, aber andererseits eine partielle mechanische Zerstörung der Fasern während dieses mit hohen Scherspannungen verknüpften Prozesses so weit als möglich zu vermeiden.

(XXX: Der weitere Text des Absatzes *Faser- und Füllstoff-verstärkte Polymere* ist noch nicht verfügbar.)

### 12.9.3 Anisotrope Composites (-)

Ein wesentlicher konzeptioneller Schritt zur weiteren Verbesserung des mechanischen Eigenschaftsprofils eines Composites besteht nun darin, die Forderung nach der Isotropie des Materials bzgl. aller Raumrichtungen aufzugeben und im Gegenteil im jeweiligen Bauteil gezielt eine **Anisotropie** des Werkstoffs einzustellen, die auf die in der konkreten Anwendung auftretende Belastung optimiert ist. Dass dieses Konzept möglich und erfolgreich ist, können wir aus einer Vielzahl von Beispielen aus der Natur ablesen. Ein besonders eindrucksvolles Beispiel hierfür sind die tierischen (und menschlichen) Knochen, s. Absatz S. 1773. Bei einer technischen Produktion derart konzipierter Bauteile stellt sich allerdings in aller Schärfe die Frage nach einer für eine Massenproduktion geeigneten Fertigungstechnik. Diese Forderung ist bis heute das eigentliche Hemmnis für eine rasche Einführung derartiger Werkstoffkonzepte geblieben.

Eine Vorstufe auf dem Wege zu den anwendungsspezifisch konzipierten und optimierten anisotropen Composites sind langfaserverstärkte Polymere. Als konkretes, bereits kommerzialisiertes Produkt nenne ich das sog. PUR-RIM (**polyurethane reinforced injection molding**).

(XXX: Der dieses Produkt beschreibende Text ist noch nicht verfügbar. Das Material ist besonders schlagzäh und reißfest.)

Parallel zu der Suche nach einem für die Massenproduktion tauglichen Werkstoffkonzept hat sich in dafür geeigneten Marktnischen eine Werkstoffkonzeption etablieren können, die wohl dem Konzept des anisotropen Composites entspricht, aber bis heute auf eine umfangreiche Handverarbeitung angewiesen ist. Hiermit meine ich z.B. die Fertigung von sog. *GFK-Booten* (GFK: **glasfaser-verstärkte Kunststoffe**) aus einem Schichtsystem von Glasfasermatten und polymerisierenden Polymerharzen, s.

Absatz S. 1770.

Am einfachsten ist die Aufgabe des anwendungsspezifischen anisotropen Aufbaus noch für die unidirektionalen Composites zu lösen, also für *Fasern* oder *Seile*, s. nachfolgenden Absatz. Diese Elemente sind für nur **eine** wohlbestimmte Art der Spannungsbelastung vorgesehen, nämlich für eine Zugbelastung entlang ihrer Faserachse.

### Unidirektionale Composites (-)

Um das optimale Aufbaukonzept für unidirektionale Composites zur Aufnahme von Zugkräften formulieren zu können, betrachten wir zu unserer Orientierung zunächst die Elemente, die bereits seit Jahrhunderten für diese Aufgabe eingesetzt werden, nämlich die Seile und Tampen oder Trossen aus natürlichen Fasern wie Flachs, Hanf, Sisal oder Baumwolle z.B. für die Schifffahrt. Ausgangsmaterial dieser bis zu etlichen *cm* dicken und oft mehr als  $100 \cdot m$  langen Tampen sind Faserbüschel der Größenordnung *cm* aus Elementarfasern von oft nur wenigen  $\mu m$  Durchmesser. Diese werden zunächst aus einem ungeordneten Haufen dieser Faserbüschel heraus zu einem Faden *versponnen*, d.h. zu einem in die Fadenrichtung ausgerichteten Ensemble vereinigt. Bei diesem Prozess wird ein gewisser Solldurchmesser eingestellt, und gleichzeitig werden die Teile dieses Ensembles gegeneinander verdrillt. Dadurch befinden sich an einer bestimmten Stelle des Fadens im jeweiligen Querschnitt immer nur wenige Faserenden, und die individuellen Fasern können sich nicht mehr voneinander trennen oder auch nur gegeneinander verschieben, da sie über die Haftreibung kraftschlüssig miteinander verbunden sind. Durch diesen Spinnprozess entsteht ein im Prinzip endloser Faden, der bereits eine Zugfestigkeit besitzt, die im wesentlichen durch die Zugfestigkeit des Ausgangsmaterials bestimmt ist. Diese Fäden werden jetzt, ggfls. in mehreren auf einander folgenden Arbeitsgängen, zu Seilen mit entsprechend größeren Durchmessern gezwirnt oder geflochten. Unter Zwirnen versteht man das Verdrillen von 2 oder mehr Einzelfasern zu einem gemeinsamen Faden. Beim Flechten vereint man mindestens 3 Einzelfäden durch wechselseitiges Umschlingen von 2 dieser Fäden zu einer erneut größeren Strang.

Wenn wir nun als Ausgangsmaterial anstelle der Naturfasern z.B. eine Glasfaser verwenden, besteht der wichtigste Unterschied darin, dass das Ausgangsprodukt bereits endlos ist, der Arbeitsgang des Spinnens<sup>††</sup> also entfallen kann. Wir fassen nun eine große Anzahl dieser Endlosfasern zu einem Ensemble zusammen und fixieren diese relativ zu einander, indem wir die im Querschnitt noch vorhandenen Zwischenräume mit einer polymeren Matrix ausfüllen. Ergebnis dieses Konzeptes ist ein Produkt mit einer Querschnittsmorphologie, wie sie in der Abb. XXX wiedergegeben ist. (XXX: Diese Abb. ist noch nicht verfügbar.) Ein Abgleiten der Einzelfasern gegen einander ist so nicht mehr möglich. Auf diese Weise gelangen wir zu einem Pro-

---

<sup>††</sup>Die Produktion von Glasfasern, ebenso wie die von Polymerfasern, erfolgt durch Ziehen aus der Schmelze. Historisch bedingt bezeichnet man diesen Prozess dennoch ebenfalls als *Spinnen*.

dukt mit einer Steifigkeit, die sich im wesentlichen aus der des eingesetzten Fasermaterials und aus deren Volumenkonzentration ergibt. Die experimentell gemessene Festigkeit kann die des Fasermaterials sogar noch übertreffen. Denn bei dem Bruch einzelner Fasern wird die aktuell anliegende Gesamtkraft über die Polymermatrix auf die verbleibenden Fasern verteilt und das Composite verhält sich dadurch relativ schadenstolerant. Zur Orientierung sind in der nachfolgenden Tabelle für ein kommerzielles Produkt einige mechanische Kenndaten zusammengestellt, nämlich für das ursprünglich von der Bayer AG (etwa von 1980 bis 1990), seit 1994 von der Fa. *Polystal Composites GmbH* Haldensleben/Sachsen-Anhalt gefertigte und weltweit vertriebene *Polystal*<sup>®</sup>:

$$\begin{aligned} \text{Faserdurchmesser } D &= 2 \cdot \text{mm} \\ \text{Glas-Volumenanteil} &= 0,8 \\ \text{E-Modul} &: \bar{E} > 50 \cdot \text{GPa} \end{aligned} \quad (12.120)$$

$$\text{Festigkeit} : \sigma_{\max} \approx 1,5 \cdot \text{GPa} \quad (12.121)$$

. Mechanische Kenndaten von Polystal P21

Die Abb. 32 (aus [22]) entstand während einer Werbeaktion zur Demonstration des



Abb. 32 Demonstrationsexperiment zur Zugfestigkeit von Polystal  
LKW-Masse =  $4 \cdot t$  ; Polystal-Stabdurchmesser =  $7,5 \cdot \text{mm}$

mechanischen Leistungsvermögens von Polystal: Der  $4 \cdot t$  schwere LKW hängt an

einem Polystal-Seil von lediglich  $7,5 \cdot mm$  Durchmesser. Die Polystal-Produktklasse war ursprünglich entwickelt worden, um den Stahl als korrosionsfreie Alternative in Spannbetonkonstruktionen zu ersetzen und so die Lebensdauer von Spannbeton-Bauten deutlich zu verlängern. Für diesen Anwendungsbereich scheiterte der wirtschaftliche Durchbruch letztlich an den Genehmigungswiderständen der Aufsichtsbehörden<sup>‡‡</sup>. Mir sind nur **zwei** Spannbeton-Brücken bekannt, die unter Verwendung von Polystal wirklich gebaut wurden, nämlich

1. die 1981 fertig gestellte Fußgängerbrücke über einen Bach in der Lünen'schen Gasse in Düsseldorf;
2. die 1986 fertig gestellte, für den Schwerlastverkehr zugelassene Brücke über die Ulenbergstraße ebenfalls in Düsseldorf. Diese Brücke (der deutschen Normenklasse 60/30) mit 1 Pylon hat immerhin Spannweiten von  $21,3 \cdot m$  und  $25,6 \cdot m$ .

Der interessierte Leser findet auf der Internet-Plattform ([30]) des Konzerns, der diese Brücken gebaut hat, einen Videofilm, der diese Technik und ihre damalige Umsetzung detailliert beschreibt. Beide Brücken sind bis heute (2010) in Betrieb. Mir ist nicht bekannt, dass während dieser Zeit umfangreiche Sanierungsmaßnahmen erforderlich geworden wären. Im Gegensatz dazu müssen in konventioneller Technik gebaute Brücken regelmäßig kostenintensiv gewartet und instandgehalten werden.

Interessanterweise ist das konventionelle Konzept der Spannbetonbrücke auf der Basis von Spannseilen aus Stahl, das allein in Deutschland in ca. 25.000 Brückenbauwerken genehmigt und umgesetzt worden ist, aktuell gerade in das Zwielicht geraten: Nach Untersuchungen der deutschen Bundesanstalt für das Straßenwesen waren im Jahr 2006 ([23])  $13 \cdot \%$  dieser Brücken sicherheitstechnisch als *kritisch* einzustufen, obwohl diese Brücken überwiegend deutlich jünger sind als die in den Genehmigungsverfahren als gewährleistet eingestufte Lebensdauer von mindestens  $70 \cdot y!$  Ein aktuelles Beispiel, das die Technik des konventionellen Spannbetonbaus aus meiner Sicht massiv in Frage stellt, ist die Autobahnbrücke über den Rhein in Leverkusen Nord. Diese wurde 1965 in Dienst gestellt und seitdem wiederholt saniert. Ende 2012 wurden an ihr gehäuft Risse festgestellt, so dass sie seitdem für den Schwerlastverkehr gesperrt ist. Im Jahr 2015 entschied die Landesregierung NRW definitiv, die Brücke abreißen zu lassen und durch eine neue Brücke zu ersetzen. Baubeginn soll 2017 sein.

Eine wirtschaftlich sehr erfolgreiche Sekundär-Anwendung für das Produkt *Polystal* war (und ist bis heute) der Einsatz als kraftaufnehmende Seele in Kommunikations-Glasfaserkabeln.

---

<sup>‡‡</sup>Die geforderte experimentell zu bestätigende Lebensdauer war länger als die Geduld der Vorstände der betroffenen Unternehmen

### Basiskonzept für intelligente Composites (-)

Wie wir im Abschnitt 12.2 gesehen haben, ist die Scherfestigkeit eines Materials generell deutlich niedriger als die Zug- oder Druckfestigkeit. Zum anderen lassen sich bei jedem makroskopischen Konstruktionselement Dehnungen leichter auf einen gewissen absoluten Maximalwert begrenzen als Biegungen (s. Abschnitt 12.1.3). Eine optimale Konstruktion eines statischen Funktionselementes wird daher sowohl Scherspannungen als auch Biegebelastungen vermeiden, so dass alle Funktionselemente überwiegend auf Zug oder Druck beansprucht werden. Eine noch relativ leicht durchschaubare Umsetzung dieses Konzeptes ist das in der Abb. 33 wiedergegebene

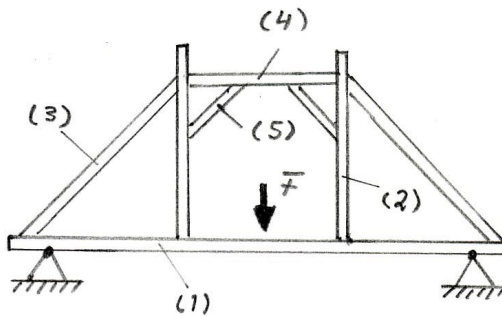


Abb. 33 Konstruktionsprinzip eines Hängewerks

Konzept eines sog. *Hängewerks* z.B. als Basiskonzept einer Brücke. Die primäre funktionelle Aufgabe der Konstruktion ist die Aufnahme einer Druckkraft  $\vec{F}$  z.B. im Zentrum des Hängebalkens (1). Ohne weitere konstruktive Maßnahmen würde er sich unter dieser Belastung stark durchbiegen. Durch die Kombination aus den beiden Säulen (2) und Streben (3) wird diese Durchbiegung weitgehend verhindert, allerdings nur solange  $\vec{F}$  die in der Abb. 33 eingezeichnete Richtung hat. Dann nämlich werden die Streben (3) auf Zug beansprucht. Wirkt  $\vec{F}$  in die entgegengesetzte Richtung, würde sich der Balken (1) nach oben durchbiegen können, weil die Streben (3) sich durchbiegen könnten. Dem wirkt nun der Spannriegel (4) entgegen, der bei nach oben gerichteter Kraft  $\vec{F}$  auf Zug beansprucht wird. Die Streben (5) bewirken eine zusätzliche Versteifung der Gesamt-Konstruktion.

In den beiden nachfolgenden Absätzen werden wir uns die Umsetzung dieses Konzeptes an Hand einiger uns wohl bekannter Beispiele nochmals etwas näher ansehen. Von einem intelligenten Composite werden wir sodann erwarten, dass es dasselbe Konzept verfolgt. Wie ich bereits in der Einleitung zu diesem Abschnitt erwähnt habe, steht dem primär die zusätzliche Forderung entgegen, dass die Herstellung des aus diesem Composite gefertigten Bauteils dennoch in einer Weise erfolgen sollte, die eine wirtschaftliche Massenfertigung ermöglicht.

## Fachwerkhäuser (-)

Fachwerkhäuser, in etwa nach dem in der Abb. 34 erkennbaren Konstruktionsprinzip, werden in Europa nach regional unterschiedlichen Detailkonzepten bereits seit vor-



Abb. 34 Beispiel eines typischen Fachwerkhouses: Amtshaus von Frankenhäusen/Hessen (Quelle: [www.wiz.uni-kassel.de](http://www.wiz.uni-kassel.de))

christlichen Zeiten gebaut. Die primär tragenden Elemente des Hauses sind vertikal und horizontal verlaufende massive Holzbalken. Zusätzlich sind von Horizontalbalken zu Horizontalbalken verlaufende schräge Balken ergänzt, insbesondere innerhalb der Längswand des Hauses, also in Richtung der bei Sturm vorherrschenden Winde. Dieses Aufbaukonzept setzt sich im Inneren des Hauses fort, um auf diese Weise die Biegebeanspruchung der Zwischendecken aufzufangen. Die Zwischenräume zwischen den Balken sind mit einer Masse aus Lehm und Stroh gefüllt. Dieses über Jahrhunderte weiterentwickelte Baukonzept ist in unserer Sprechweise nichts anderes als ein *intelligentes Composite*. Die vertikalen Holzbalken werden im wesentlichen auf Druckspannungen belastet. Die horizontalen Balken, die auch die jeweiligen Zwischendecken tragen, würden ohne zusätzliche Maßnahmen auf Biegung beansprucht. Diese Beanspruchung wird von den dazwischen angeordneten zusätzlichen Vertikalbalken aufgefangen. Dieser Druckbelastung können diese Zwischenbalken wiederum nicht auf dem Wege einer seitlichen Durchbiegung ausweichen, weil die Lehm/Strohmasse zwischen den Balken nahezu inkompressibel ist und daher eine derartige Querbelastung an die nachfolgenden Balken überträgt. Diese Füllung muss annähernd elastomere Eigenschaften haben: Sie sollte möglichst inkompressibel sein, um die aufgenommenen Spannungen vollständig weiterzugeben; und sie muss verformbar sein, damit sie sich bei einer Deformation der sie begrenzenden Balken nicht von diesen ablöst. Die schräg verlaufenden Querbalken verhindern insbesondere eine

Scherung der Wand als ganzes. Bei richtiger Dimensionierung der einzelnen Teile dieses Systems ergibt sich ein Bauwerk von beeindruckender mechanischer Stabilität.

### Stahlkonstruktionen (-)

Historisch jünger als die Fachwerkhäuser, aber noch einfacher im Konzept sind *Stahlkonstruktionen*. Mit der Verfügbarkeit hochwertiger Stähle (in ausreichender Menge und zu akzeptablen Preisen) etwa ab 1870 entdeckte die Architektur diesen Werkstoff und begann, insbesondere statisch anspruchsvolle Bauwerke aus Stahl zu fertigen bzw. ihnen ein Stahlskelett als tragendes Gerüst zu geben. An dieses tragende Gerüst wurden dann die übrigen Funktions-Elemente montiert, die jedoch keinen wesentlichen Beitrag zur mechanischen Stabilität des Gesamt-Bauwerks leisteten bzw. leisten mussten. Dies galt insbesondere für Brücken (Abb. 35), aber auch



Abb. 35 Eisenbahnbrücke über den Firth of Forth bei Edinburgh  
(Quelle: [www.karl-gotsch.de/Monatsbruecken/2005Apr.htm](http://www.karl-gotsch.de/Monatsbruecken/2005Apr.htm))

für mehrgeschossige Bauten, insbesondere Hochhäuser (*der Hauptbestandteil Manhattans ist Stahl*), Türme (Eiffelturm, Berliner Funkturm) und für jede Art von Hallen mit weiträumiger Dachkonstruktion. Elementares Konstruktionselement all dieser Bauten sind Stahlprofile, deren Querschnittsabmessungen i.a. wesentlich kleiner sind als ihre Länge. D.h. nahezu alle diese Elemente dürfen **ausschließlich** auf Zug belastet werden. Aufgabe des Konstrukteurs und Statikers ist es also, dafür zu sorgen, dass jede in der Anwendung auftretende Belastung eine ausreichende Anzahl von Elementen vorfindet, die auf dem Wege einer Zugbeanspruchung in der Lage sind, diese Belastung aufzunehmen. Dies führt zu oft recht komplexen Verstrebungsnetzen, s. Abb. 36. Und da im Gegensatz zum Fachwerkhaus jetzt die Zwischenräume zwi-



Abb. 36 Tappan Zee Bridge über den Hudson River (nahe Tarrytown/New York State/USA)

Detailaufnahme der Stahlkonstruktion  
(Quelle: Amateuraufnahme 1994)

schen diesen Elemente offen sind (entweder völlig offen wie bei der Brücke in Abb. 36 oder gefüllt mit Elementen, die für eine Spannungsbelastung nicht vorgesehen sind, z.B. mit Material zur thermischen Isolierung), ist ein Querausgleich von eventuell verbleibenden Restspannungen nicht möglich.

Einige wenige, mit entsprechend massivem Querschnitt versehene Elemente der Gesamtkonstruktion können auch Druckbelastungen aufnehmen. Bei der Brücke in Abb. 35 sind dies die Stahlrohre, die auf den Beton-Fundamenten der Brücke aufsitzen. Sie übertragen die aus der Gesamtmasse der Brücke resultierenden Druckkräfte auf den Erdboden.

### Stahlbetonkonstruktionen / Spannbetonbauten (-)

Ausgangspunkt für die Entwicklung des Werkstoff-Konzeptes *Stahlbeton* ist die Erkenntnis, dass die **Zugfestigkeit** von Beton wesentlich niedriger ist als dessen **Druckfestigkeit**. Es gilt also ein Aufbauprinzip zu finden, bei dem der Beton überwiegend nur auf Druck beansprucht wird, während die im fertigen Bauteil auftretenden Zugspannungen von den noch zu ergänzenden Komponenten aufgenommen werden. Zu diesem Zweck wird bei der Fertigung des Bauteils (oder Bauwerks) zunächst ein Skelett aus Stahldraht gefertigt, wobei die Stahldrähte in Richtung der erwarteten Zugspannungen verlegt werden mit einer Flächendichte, die sich aus dem Zahlenwert dieser Spannungen ergibt. Danach wird das Roh-Bauteil als äußere Begrenzung durch provisorische Wände (i.a. aus Holzbrettern) abgeschlossen. Danach wird das Bauteil mit frisch angemischter Betonmasse verfüllt. Nach dessen Abbinden werden die

Holzwände entfernt.

Von diesem bereits sehr erfolgreichen Werkstoff-Konzept ist es dann nur noch ein kleiner Schritt zum Konzept des *Spannbetons*: Um auch die bei der Durchbiegung langer Stäbe und Platten auftretenden Spannungsverteilungen zu beherrschen, bei denen neben Bereichen mit Druckbelastung immer auch Zonen mit Zugbelastung auftreten, werden die in Längsrichtung verlaufenden Stahlseile während der Abbindezeit der Betonmischung durch äußere Hilfsvorrichtungen statisch vorgespannt. Diese Vorrichtungen werden erst nach dem vollständigen Abbinden des Betons entfernt. Im Zustand ohne weitere äußere Belastung ist nun die im Bauteil enthaltene Betonmasse auf Druck belastet. Erst ab einer gewissen zusätzlichen, z.B. eine Durchbiegung des Bauteils erzeugenden äußeren Belastung wechselt der Gesamtwert der lokalen Spannungsbelastung im Bereich der maximalen Dehnung das Vorzeichen und schlägt von Druckbelastung in Dehnungsbelastung um. Dieses ist genau die maximal zulässige Belastung des Bauteils.

Das Konzept des Stahlbetons erfand 1867 ([24]) der französische Gärtner *Joseph Monier* (\* 1823 in St-Quentin-la-Poterie (Frankreich); † 1906 in Paris). Als typische Anwendung seiner Erfindung nannte er die Fertigung von Blumenkübeln. Umgangssprachlich bezeichnet man noch heute im deutschsprachigen Raum die im Stahlbetonbau verwendeten Stähle als *Monier-Eisen*. 1888 erweiterte W. Döhring aus Berlin dieses Konzept zum *Spann-Beton* und ermöglichte so die Konstruktion von Brücken auf Basis von Stahlbeton. Allerdings erwies sich die sichere Beherrschung dieses Konzeptes, insbesondere die Gewährleistung der Druckvorbelastung des Spannbeton-Bauteils über seine gesamte Lebensdauer als ein schwieriges Problem, das erst ab ca. 1935 als gelöst bewertet wurde. Die 1. Spannbeton-Brücke war eine 1937 fertig gestellte Straßenbrücke bei Aue (Sachsen) mit einer Spannweite von  $69 \cdot m$ . Die Spannbeton-Brücke mit der (2011) weltweit größten Spannweite von  $1991 \cdot m$  ist die 1995 fertiggestellte Akashi-Kaikyo-Brücke (Abb. 37) nahe Kobe (Japan).

Eine seit kurzer Zeit für besondere Anwendungen eingesetzte Beton-Variante ist eine Mischung aus Beton und Kugeln aus geschäumten Polystyrol (Handelsname der BASF Styropor). Der Einsatz dieses Materials führt zu nur moderaten Einbußen bei der Festigkeit bei gleichzeitig starken Einsparungen am Gewicht des Beton-Bauteils. (XXX: präzisieren)

### **Konstruktionen auf Basis faserverstärkter Polymerplatten (-/-)**

(XXX: Der Text des Absatzes *Konstruktionen auf Basis faserverstärkter Polymerplatten* ist noch nicht verfügbar. Er wird auch die nachfolgende Textpassage enthalten:

Hiermit meine ich z.B. die Fertigung von sog. GFK-Booten, die aus einem Schichtsystem von Glasfasermatten und polymerisierenden Polymerharzen als Matrix und Klebemittel bestehen. Bei der Fertigung dieser Boote werden die Industriell gefertigten Glasfasermatten individuell auf Maß geschnitten, auf den halbfertigen Bootsrumpf aufgelegt und mit dem polymerisierenden Harz getränkt. Nach aus-



Abb. 37 Akashi-Kaikyo-Brücke nahe Kobe (Japan); im Dez. 2005 a.d. Flugzeug aufgenommen; Gesamtlänge  $3911 \cdot m$ ; größte Spannweite  $1995 \cdot m$   
(Quelle: diese Abb. basiert auf dem Photo akashi\_brigde aus der freien Enzyklopädie Wikipedia u. unterliegt der GNU Lizenz f. freie Dokumentation Version 1.2 oder später; der Urheber ist Kim Rötzel)

reichender Wartezeit für die Polymerisation dieser Harzschicht setzt man dann den Aufbau des Bootsrumpfes mit der nächsten Lage aus Glasfasermatte und Polymerharz fort.

### **Holz (-/-)**

(XXX: Der Text des Absatzes *Holz* ist noch nicht verfügbar.)

### **Fahrzeugreifen (-)**

Wir behandeln nun den vielleicht am weitesten entwickelten und auf sein Anwendungsgebiet am besten optimierten technischen anisotropen Composite, nämlich den Fahrzeugreifen. Das Basiskonzept dieses Produktes haben wir bereits im Abschnitt 12.6.2 kennen gelernt. Damit hieraus das Massenprodukt werden konnte, das heute