

Man sagt, die Deformationsenergie wurde in Wärmeenergie *umgewandelt*, s. hierzu Abschnitt 8.1.3.

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 zur Schadensminimierung im Fall von Extrembelastungen. Typische nahezu ideal plastische Materialien sind Sand und Schotter.

(XXX: Der weitere Text des Abschnitts *Plastische Materialien* ist noch nicht verfügbar.)

## 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 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 Sollstörstellen 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 Sollstörstellen bleibt die elastische Energie weiterhin annähernd gleichmäßig über das Bauteil-Volumen verteilt, und das makroskopische Versagen wird vermieden. Ein

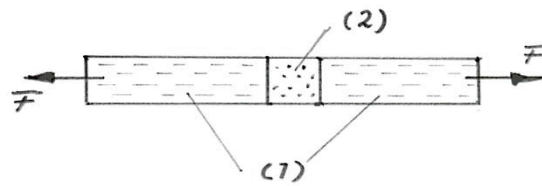


Abb. 17 Spannungsverteilung in einem Stab aus 2 unterschiedlichen Materialien (1) und (2).

im Sinne des Abschnitts 12.6.1 idealer steifer Werkstoff muss also zwangsläufig eine *mehrphasige Struktur* haben.

(XXX: Der weitere Text des Abschnitts *Nichtlineares Materialverhalten durch inhomogene Struktur* ist noch nicht verfügbar.)

### 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. 17: 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

$$\sigma_1 = \frac{F}{A} \cdot \bar{E}_1 \cdot \varepsilon_1 = \bar{E}_1 \frac{\Delta l_1}{l_1} = \sigma_2 = \frac{F}{A} \cdot \bar{E}_2 \cdot \varepsilon_2 = \bar{E}_2 \frac{\Delta l_2}{l_2} \quad (12.88)$$

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

$$\sigma = \frac{F}{A} \cdot \langle \bar{E} \rangle \cdot \frac{\Delta l}{l} \quad (12.89)$$

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

$$\langle \bar{E} \rangle = \frac{(l_1 + l_2) \cdot \bar{E}_1 \cdot \bar{E}_2}{l_1 \cdot \bar{E}_2 + l_2 \cdot \bar{E}_1} \quad (12.90)$$

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:

$$l_2 \ll l_1 \quad , \quad \bar{E}_2 < \bar{E}_1 \quad , \quad \frac{l_2}{l_1} \ll \frac{\bar{E}_2}{\bar{E}_1} \quad (12.91)$$

Dann vereinfacht sich Gl. 12.90 zu

$$\langle \bar{E} \rangle \approx \frac{\bar{E}_1 \cdot \bar{E}_2}{\bar{E}_2 + \frac{l_2}{l_1} \cdot \bar{E}_1} \approx \bar{E}_1 \quad (12.92)$$

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. 12.35 und Gl. 12.88)

$$\frac{e_2}{e_1} = \frac{\bar{E}_2 \cdot \varepsilon_2^2}{\bar{E}_1 \cdot \varepsilon_1^2} = \frac{\bar{E}_2}{\bar{E}_1} \cdot \frac{\bar{E}_1^2}{\bar{E}_2^2} = \frac{\bar{E}_1}{\bar{E}_2} \gg 1 \quad (12.93)$$

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, 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 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

<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.

<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.

aber ebenfalls - und in weitgehender Analogie zur im Abschnitt 12.7.2 behandelten Elastomer-Modifikation - 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 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. 18 skizzierte Querschnittsfläche  $A$  eines Werkstoffs mit der Matrix ( $m$ ) und den darin verteilten Füllstoff-Partikeln ( $f$ ). Wir betrachten den Fall der reinen

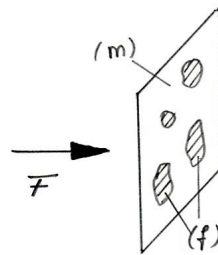


Abb. 18 Prinzipskizze der Füllstoffverteilung zur Diskussion der Spannungsverteilung

Zugbelastung und nehmen an, dass in 1. grober Näherung die Dehnung  $\varepsilon$  über die Querschnittsfläche konstant ist. Dann erzeugt diese Dehnung in den von der Matrix erfüllten Flächenanteilen eine Spannung

$$\sigma_m = \bar{E}_m \cdot \varepsilon \quad (12.94)$$

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

$$\sigma_f = \bar{E}_f \cdot \varepsilon \quad (12.95)$$

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

$$F_A = A_m \cdot \bar{E}_m \cdot \varepsilon + A_f \cdot \bar{E}_f \cdot \varepsilon \quad (12.96)$$

Wenn wir nun über die Beziehung

$$\frac{F_A}{A} = \langle \sigma \rangle = \langle \bar{E} \rangle \cdot \varepsilon \quad (12.97)$$

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

$$\langle \bar{E} \rangle = \bar{E}_m \cdot \frac{A_m}{A} + \bar{E}_f \cdot \frac{A_f}{A} \quad (12.98)$$

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 - vorzugsweise über Scherdeformationen und dadurch transportierte Scherspannungen - auf die Partikel zu übertragen. Dann beträgt der effektive Elastizitätsmodul

$$\langle \overline{E} \rangle = \overline{E}_f \cdot \frac{A_f}{A} \quad (12.99)$$

Wir haben gute Gründe anzunehmen, dass der in einem konkreten Composite sich einstellende Wert  $\langle \overline{E} \rangle$  zwischen den beiden mit den Gl. 12.98 und 12.99 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. 1262 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. 19. 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

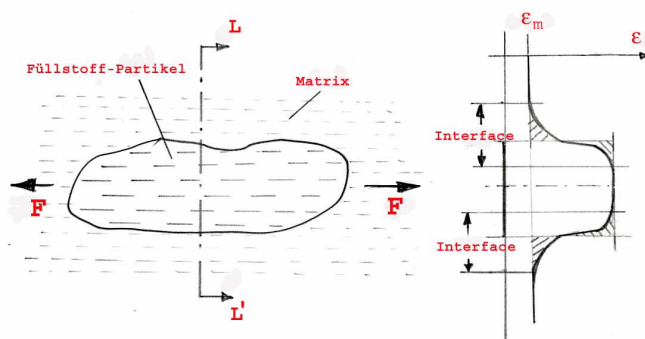


Abb. 19 Prinzipskizze zur Spannungsverteilung um eine Elastomer-Partikel in einer steifen Matrix

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. 19 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 Annäherung 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 bis heute weder experimentell noch theoretisch verlässlich im Detail geklärt. 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. 20 (aus [21]) eine mit einem CLSM (Absatz S. 1093) aufgenommene mikroskopische Aufnahme eines mit Kurzglasfasern verstärkten Polymers (Polybutadien / Polyamid-Blend). Diese Probe war vor der Auf-

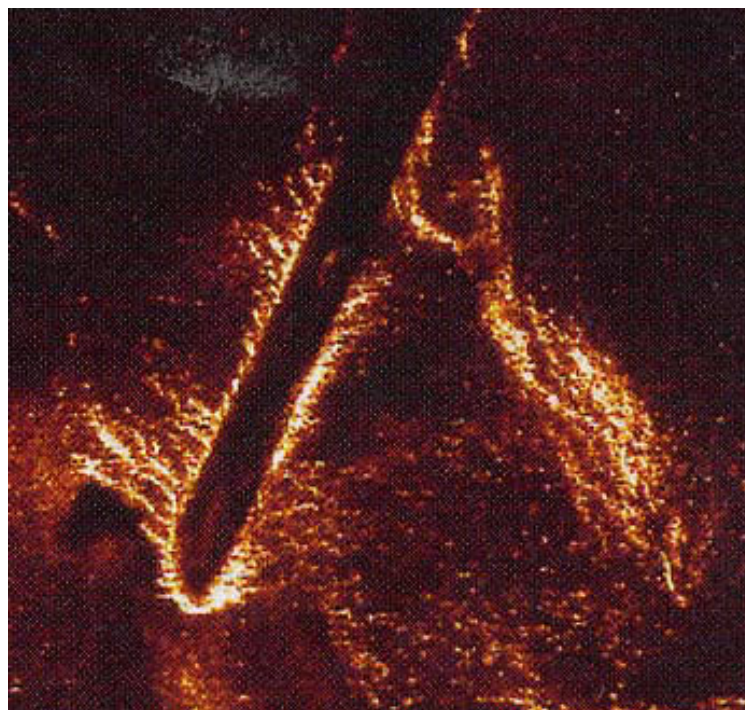


Abb. 20 CLSM-Aufnahme von kurzglasfaserverstärktem Polybutadien/Polyamid nach mechanischer Dauerbelastung

nahme 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 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 an Fasern auf, insbesondere wenn sie ein relativ hohes  $l/d$ -Verhältnis aufweisen. Dann können nämlich, wie wir im Absatz S. 1244 gelernt haben, relativ hohe Spannungen über das Interface an die Faser übertragen werden, die dann bei einer gewissen Gesambelastung 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, sofern 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 bis zum makroskopischen Versagen beanspruchten Proben bestätigt werden. Daher wurde die Optimierung dieses Prozesses lange Zeit für das effektivste Arbeitskonzept zur Optimierung der Zähigkeit von kurzfaserverstärkten Polymeren gehalten. Inzwischen 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. 20 dokumentierten Schädigungsprozesse eine starke experimentelle Stütze für diese Interpretation.

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

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

(XXX: Der Text des Absatzes *Schädigungsprozesse in der Matrix* ist noch nicht verfügbar.)

**Der Effekt der thermischen Ausdehnung (-)**

Ein insbesondere in Verbindung mit der Verarbeitung eines Composite-Werkstoffs wichtiger Kennwert ist der Unterschied in der thermischen Ausdehnung  $\alpha$  (Absatz S. 646) 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 sich bereits unterhalb ihrer Glastemperatur  $T_g$  befindet (oder beide). Wir diskutieren zunächst den Fall

$$\alpha_m > \alpha_f \quad (12.100)$$

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. 1243 geforderte *kraftschlüssige* Kopplung von Matrix und Füllstoff kommt eventuell bereits ausschließlich durch diesen rein physikalischen Effekte zustande. Eine derartige Kopplung kann allerdings auch durch einen rein physikalischen Vorgang wie die sog. *physikalische Alterung* (Kapitel 12.13) wieder aufgehoben werden, s. Absatz S. 1262.

Wenn dagegen

$$\alpha_m < \alpha_f \quad (12.101)$$

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, der signifikant größer ist als das jeweilige Partikel. Unter diesen Umständen ist es selbst unter Zuhilfenahme chemischer Maßnahmen (Absatz S. 1243) 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 niedrigere thermische Ausdehnung haben sollte als die Matrix.

(XXX: Der weitere Text des Abschnitts *Der Effekt der thermischen Ausdehnung* ist noch nicht verfügbar.)

#### 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 (-)

Dieses Dokument ist ein Teil des kostenfrei über die Internet-Adresse

<http://www.wolfgang-jacobsen.de> verfügbaren Lehrbuchs

**Fundamente, Fragmente, offene Fragen -  
ein Streifzug durch die allgemeine und technische Physik**  
von Wolfgang Jacobsen

Letzte Änderung 15.11.2011

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  $\mu\text{m}$  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  $10^6 \cdot \frac{\text{K}}{\text{s}}$  abgeschreckt. Ohne besondere Maßnahmen ergibt sich eine polykristalline Morphologie\*\* mit Kristallitgrößen der Größenordnung  $10 \cdot \mu\text{m} \dots 100 \cdot \mu\text{m}$ . Durch die Erstarrungsgeschwindigkeit sowie durch eine thermische Nachbehandlung des bereits erstarrten Metalls (s. Abschnitt 12.10.5) lässt sich dieser Wert in weiten Grenzen beeinflussen. Der Kristallisationsgrad ist i.a. sehr hoch, so dass die zwischen den Kristalliten liegenden Interfaceschichten (der Metallurge nennt sie *Korngrenzen*) extrem dünn sind und nur sehr bedingt zum nichtlinearen Verhalten der Metalle beitragen können. 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. 21. 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

---

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