

HANSER



Leseprobe

Gunter Erhard

Konstruieren mit Kunststoffen

ISBN: 978-3-446-41646-8

Weitere Informationen oder Bestellungen unter

<http://www.hanser.de/978-3-446-41646-8>

sowie im Buchhandel.

2.4 Aufbau von Polymersystemen

2.4.1 Homogene und heterogene Polymermischungen

Wie bei Mischungen zweier niedermolekularer Stoffe kann man bei polymeren Zweistoffsystemen

- ein Einphasensystem, also eine homogene Mischung (Lösung) oder
- ein Zweiphasensystem, also eine heterogene Mischung

erhalten.

Bei homogenen Mischungen eines einheitlichen Stoffes mit einem zweiten oder mehreren chemisch anders aufgebauten Stoffen unterscheiden sich die physikalischen Eigenschaften der Mischung, je nach Mischungsverhältnis und Art der Komponenten, von denen der reinen Komponenten.

Bei derartigen homogenen Mischungen wird von vollkommener Verträglichkeit der Mischungskomponenten gesprochen. Dieser Fall ist bei Polymerwerkstoffen jedoch außerordentlich selten.

Heterogene Mischungen zeichnen sich bei völliger Unverträglichkeit dadurch aus, dass die Eigenschaften der Einzelkomponenten erhalten bleiben, also ein getrenntes Nebeneinander von Eigenschaften besteht.

Ein Beispiel hierfür ist die Mischung von Polyamid 66 (PA 66) mit linearem Polyethylen (PE-HD). Das PE-HD wird mit einem Anteil von etwa 10 % als polymeres Pulver zugegeben und verteilt sich in der Polyamidmatrix, wobei teilweise Partikelanhäufungen bis zu einer Größe von 100 μm anzutreffen sind (Bild 2.14).

Bei diesem Mischungswerkstoff handelt es sich um einen Gleitlagerwerkstoff, der sowohl die Vorteile des unpolaren PE-HD (günstiges Gleitverhalten) als auch die Vorteile des PA 66 (günstiges Verschleißverhalten) in sich vereint. Anstelle von PE-HD kann auch PTFE beigemischt werden (s. a. Abschnitt 4.7).

Weitere Beispiele hierzu werden in Kapitel 3 unter Blends behandelt.

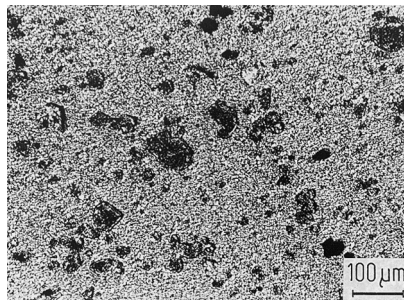


Bild 2.14 Dünnschnittaufnahme in polarisiertem Licht von einer heterogenen Polymermischung von Polyamid 66 mit 10 % hochmolekularem PE-HD (dunkle Stellen) [2.11].

2.4.2 Äußere Weichmachung

Unter äußerer Weichmachung versteht man das Mischen von Polymerwerkstoffen mit niedrigmolekularen polaren Substanzen, deren Aufgabe es ist, Dipolbindungen zwischen den Makromolekülen des Polymerwerkstoffs zu lösen und sich selbst an die freigewordenen Pole anzulagern. Dadurch werden der feste Molekülverband gelockert und Kettensegmente beweglicher gemacht, was sich makroskopisch in einer Erweichung des Werkstoffs äußert (s. a. Abschnitt 2.2.1).

Von großer technischer Bedeutung ist die Weichmachung bei Polyvinylchlorid (PVC), das mit geeigneten Weichmachern bis zur Pastenkonsistenz eingestellt werden kann.

Je kleiner die Weichmachermoleküle sind, desto besser ist der Weichmachereffekt, allerdings verbunden mit dem Nachteil der sogenannten Weichmacherwanderung. Kleine Moleküle können wegen des höheren Dampfdrucks wieder an die Oberfläche diffundieren, so dass einerseits die Weichmacherwirkung verloren geht und andererseits bei kontaktierten anderen Werkstoffen unerwünschte Veränderungen herbeigeführt werden. Bei größeren Weichmachermolekülen, sogenannten Polymerweichmachern, ist dies nicht der Fall.

2.4.3 Füllung – Verstärkung

Um bestimmte Eigenschaften gezielt zu verbessern, können Polymerwerkstoffe auch durch Zugabe von anorganischen, meist nichtmetallischen Substanzen gefüllt oder verstärkt werden. Eine Verstärkung liegt vor, wenn die mechanischen Festigkeits- und Modulwerte des Verbundes höher sind als die entsprechenden Werte der unverstärkten Matrix [2.12]. Wird dies durch den Zusatzstoff nicht erreicht, sondern eine evtl. angestrebte Verbilligung des Werkstoffs, eine Veränderung elektrischer Eigenschaften, eine Verbesserung der Verarbeitbarkeit o. Ä., so spricht man von einer Füllung. Eine eindeutige Unterscheidung in Füll- und Verstärkungsstoffe ist jedoch nicht immer möglich, da auch Füllstoffe auf bestimmte Eigenschaften verstärkenden Einfluss nehmen können. Fast grundsätzlich werden durch einen ausreichend hohen Anteil z. B. die Druckfestigkeit und der Druckmodul auch durch Füllstoffe erhöht. Die Tabelle 2.3 enthält einige technisch bedeutsame Füllstoffe mit den angestrebten Eigenschaftsverbesserungen.

Von den für Polymerwerkstoffe üblichen Verstärkungsstoffen kommt der Glasfaser in Form von Endlosfasern (Roving, Gewebe und Matte) zur Verstärkung von UP-, EP-, Vinylester-Harzen und als Kurzfaser mit Längen von ca. 0,2 mm und Durchmesser von ca. 10 µm zur Verstärkung von Thermoplasten die größte Bedeutung zu.

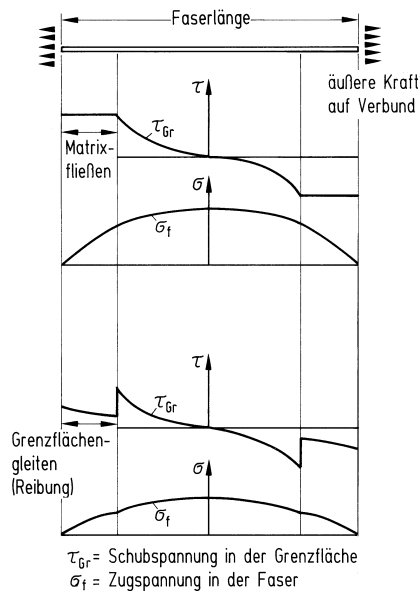
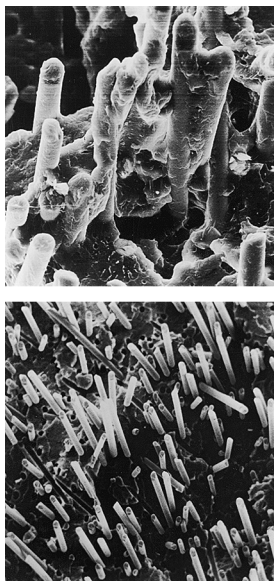
Zunehmendes Interesse finden trotz des hohen Preises im Zuge des Leichtbaus Kohlenstoff-Fasern und Aramid-Fasern. Stahlfasern werden zur elektromagnetischen Abschirmung eingesetzt.

Thermoplaste werden nach einem speziellen Herstellungsprozess auch als **Glas-Mattenverstärkte-Thermoplaste (GMT)** zu plattenförmigen Halbzeugen verarbeitet, die anschließend durch Thermoformung zu Bauteilen weiterverarbeitet werden. Bevorzugte Matrix ist PP, aber auch Hochleistungs-Thermoplaste wie PEEK u. a. können als Matrix dienen.

Als notwendige Voraussetzung für einen Verstärkungseffekt muss der Verstärkungsstoff eine höhere Festigkeit und einen höheren Elastizitätsmodul als die Matrix aufweisen. Seine Bruch-

Tabelle 2.3 Auswahl technisch wichtiger Füll- und Verstärkungsstoffe und damit angestrebte Eigenschaftsverbesserung

Füllstoff oder Verstärkungsstoff	Häufigste Matrixwerkstoffe	Angestrebte Eigenschaftsverbesserung
Glasfasern	UP, EP, Vinylester (VE), PA, PC, POM, PP, PBT	Festigkeit, Elastizitätsmodul; bei Thermoplasten Wärmeformbeständigkeit, Wärmedehnung
Kohlenstofffasern Aramidfasern	EP, UP, Vinylester (VE) PA	Elastizitätsmodul ($E/\rho!$) Festigkeit; mit Aramidfasern <i>nicht</i> die Druckfestigkeit
Anorganische, globuläre Stoffe (Glaskugeln, Kreide, Silikate)	teilkristalline Thermoplaste, UP	Isotrope Schwindung (wenig verzugsanfällig), Abrieb, Druckfestigkeit, u. U. Preis
Holzmehl	Phenolharz (PF) Typ 31, PP	Verbilligung, Verarbeitung
Gleitmittel (Zinkstearat)	alle Polymerwerkstoffe	Verarbeitung, Gleitreibung
Flammschutzmittel (Aluminiumhydroxid, Halogenverbindungen)	alle Polymerwerkstoffe soweit erforderlich	Flammwidrigkeit
Leitfähigkeitsruß, Stahlfasern	PA, PBT, PE, ABS	elektrische Leitfähigkeit, elektromagnetische Abschirmung (EMV)
Farbpigmente	alle Polymerwerkstoffe	Farbe

**Bild 2.15** Spannungsverteilung entlang und in einer Faser mit Schubspannungsfließen in der Matrix (oben) und Grenzflächengleiten (unten) [2.12]

dehnung sollte die Größenordnung der Dehnung bei Streckspannung der Matrix haben und zwischen Verstärkungsstoff und Matrix muss eine hinreichend hohe Haftung bestehen. Sind diese Voraussetzungen erfüllt, kann die Krafteinleitung von der Matrix über Schubspannungen auf das die Last übernehmende Verstärkungsmittel erfolgen.

Im Falle einer faserförmigen Verstärkung lassen sich das Prinzip der Krafteinleitung und die möglichen Versagensfälle an einer einzelnen eingebetteten Form demonstrieren (Bild 2.15).

Auf die Matrix wirkende Zugspannungen dehnen diese aufgrund des geringeren Elastizitätsmoduls stärker als die Faser, so dass die Dehnung an der Faseroberfläche (bei vorausgesetzter hoher Haftung) behindert wird. Dadurch entstehen in der Grenzfläche Schubspannungen, die an den Faserenden hohe Spitzenwerte aufweisen. Gleichzeitig werden von den Faserenden her Zugspannungen in der Faser aufgebaut. Wenn die Schubspannungen am Faserende die Schubfestigkeit der Grenzfläche und der Matrix überschreiten, beginnt die Matrix zu fließen. Es stellen sich über der Faser die in Bild 2.15 oben dargestellte Schubspannungsverteilung in der Matrix und Zugspannungsverteilung in der Faser ein.

Unter weniger guten Haftungsbedingungen kommt es vor dem Schubspannungsfließen zum Grenzflächengleiten (pull out), ebenfalls beginnend an den Faserenden (Bild 2.15 unten).

Der dritte mögliche Versagensfall des Verbundes ist der Faserbruch, wenn die Zugspannung in der Faser so weit gesteigert werden kann, dass deren Faserfestigkeit überschritten wird [2.12]. Hierzu muss die Faser eine bestimmte kritische Faserlänge aufweisen, so dass über die Schubspannungen ausreichend Kraft in die Faser eingeleitet werden kann. In diesem Fall ist jedoch die Anisotropie einiger Eigenschaften noch stärker ausgeprägt (s. a. Abschnitt 2.5.3.2). Ein weiterer Nachteil ist der mit wachsender Faserlänge zunehmende Werkzeugverschleiß bei der Verarbeitung, so dass die handelsüblichen Thermoplaste mit Fasern im unterkritischen Längenbereich verstärkt sind. Neben dem Längen-/Durchmesserverhältnis der Fasern bestimmt erwartungsgemäß der Faseranteil den Verstärkungseffekt (Bild 2.16).

Bei der Thermoplastverstärkung gelingt es, insbesondere Polyamide mit chemisch gekoppelten (= hohe Haftung) Spezialsilikaten zu verstärken. Man erhält mit diesen Verstärkungsmitteln im Gegensatz zur Kurzfaserverstärkung isotrope mechanische Eigenschaften. Auch die Verarbeitungsschwindigkeit ist weitestgehend richtungsunabhängig (s. a. Tabelle 7.1).

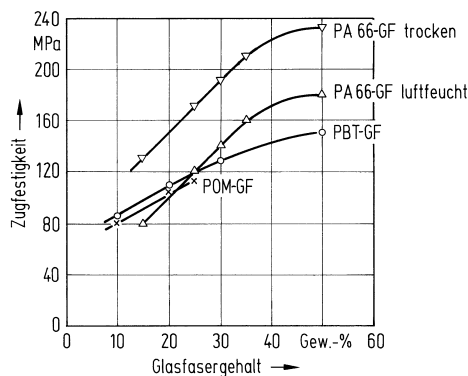


Bild 2.16 Zugfestigkeit in Abhängigkeit vom Glasfasergehalt für einige Thermoplaste. Die Fasern sind überwiegend längsorientiert.

2.5 Morphologie (übermolekulare Strukturen)

2.5.1 Amorpher Gefügestand

Der amorphe Gefügestand ist dadurch gekennzeichnet, dass hinsichtlich der Lage der Makromoleküle zueinander keine Ordnung über mehrere Ketten hinweg besteht, d. h. der Abstand zwischen benachbarten Ketten ändert sich ständig.* Eine Folge dieses Fehlens von Parallelausrichtungen in Bereichen der Wellenlänge des sichtbaren Lichtes (400–750 nm) ist, dass keine Änderung des Brechungsindex und keine diffuse Streuung innerhalb des Werkstoffes auftritt. Ungefüllte, homogene Polymerwerkstoffe im amorphen Gefügestand sind also mehr oder weniger transparent durchsichtig.

Über die Anordnung der einzelnen Makromoleküle im Werkstoff existieren zweierlei Vorstellungen: Das Modell der Filzstruktur geht von einer vollständigen Knäueldurchdringung aus (Bild 2.17 a), während das Zellstrukturmodell individuelle Molekülknäuel voraussetzt, die sich nur an ihren Rändern überdecken (Bild 2.17 b).

Pauschale Eigenschaftscharakteristika amorpher Polymerwerkstoffe sind neben der bereits genannten Transparenz ein energieelastisches, sprödes Verformungsverhalten unterhalb ihrer Glasübergangstemperatur (s. a. Abschnitt 2.6.1) und ein ausgeprägt duktiles, entropieelastisches Verhalten bei Temperaturen oberhalb ihrer Glasübergangstemperatur. Ihr linearer thermischer Ausdehnungskoeffizient ist mit ca. $70 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ geringer, und ihr Formschwund bei der Verarbeitung ist mit ca. 0,5 % ebenfalls kleiner als der teilkristalliner Polymerwerkstoffe (s. a. Tabelle 7.4).

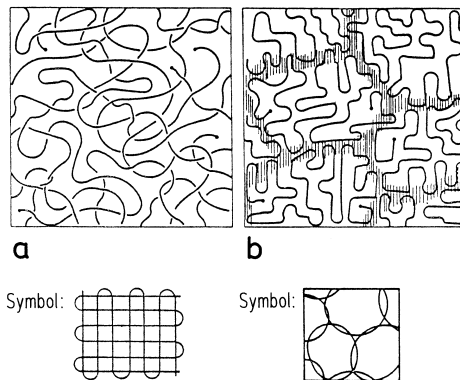


Bild 2.17 Schematische Darstellung amorpher Gefügestände bei Polymerwerkstoffen [2.13]

- Filzstruktur mit vollständiger Knäueldurchdringung
- Zellstruktur mit auf die Randzonen begrenzter Knäueldurchdringung (Vollmert-Stutz-Modell)

* Der Vergleich von theoretischen Dichten mit gemessenen Werten legt jedoch den Schluss nahe, dass auch bei amorpher Gefügestruktur in submikroskopischen Bereichen eine gewisse Nahordnung bestehen muss [2.14].

2.5.2 Kristalliner Gefügestand

Im schmelzflüssigen Zustand befinden sich die Makromoleküle in einem amorphen Zustand völliger Regellosigkeit. Wird beim Abkühlungsprozess kristallisationsfähiger Polymerwerkstoffe deren Kristallit-Erstarrungstemperatur erreicht, kommt es zu gewissen Ordnungsvorgängen. Dem Bestreben zur Minimierung der freien Enthalpie zwischen zwei benachbarten Makromolekülen kommt die Ausrichtung dieser Moleküle in eine parallele Lage entgegen. Dieser Vorgang, der zu einem höheren Ordnungszustand führt, wird als Kristallisation bezeichnet. Eine derartige Parallelanordnung findet man beispielsweise bei den schwach kristallisierenden Polymerwerkstoffen PVC oder EVA. Man nennt diese Nahordnung Fransen Micellen (Bild 2.18).

Die häufigere Kristallform ist die Faltungslamelle, zu der kurze Makromoleküle mit gleichmäßiger Konstitution und regelmäßiger Konfiguration eher befähigt sind als hochmolekulare (s. a. Bild 2.4). Das Falten setzt beim Abkühlen der Schmelze an bevorzugten Stellen ein, und die Lamellen wachsen senkrecht zur Faltungsrichtung. An einer Faltungslamelle können auch mehrere Makromoleküle beteiligt sein. Es entstehen so schraubenförmig verdrehte Kristall-Lamellen, die von einem Zentrum ausgehend eine sphärolithische Überstruktur bilden. Daneben gibt es weniger symmetrische Sphärolithe, bei denen sich die radial nach außen wachsenden Lamellen mehrfach verzweigen. Das Bild 2.19 zeigt schematisch am Beispiel des Polyethylens die einzelnen Strukturelemente, die zu einem kristallinen und sphärolithischen Gefügestand führen.

Ein perfekter kristalliner Zustand wird jedoch bei den für technische Anwendungen üblichen Polymerwerkstoffen nicht erreicht, vielmehr hat man es mit einem Zweiphasensystem, bestehend aus amorphen und kristallinen Bereichen zu tun, so dass man von einem teilkristallinen Gefügestand spricht. Dabei sind die amorphen Bereiche aus nicht ordnungsfähigen Molekülteilen an den Oberflächen der Kristall-Lamellen, zwischen den Lamellen in den Sphärolithen sowie an deren Grenzen zu finden.

Üblicherweise werden bei der Verarbeitung zu Formteilen etwa folgende prozentualen Kristallisationsgrade erreicht:

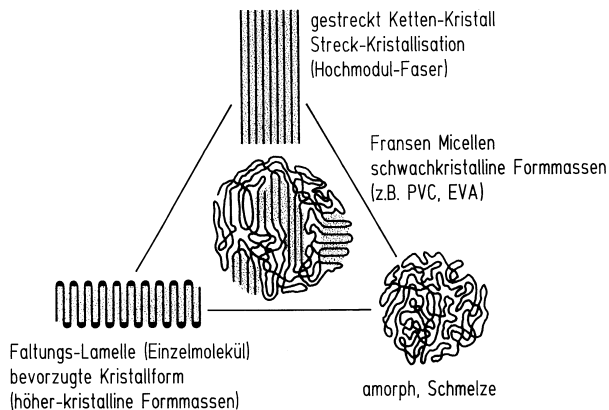


Bild 2.18 Kristalline und amorphe Strukturen (nach BREUER)

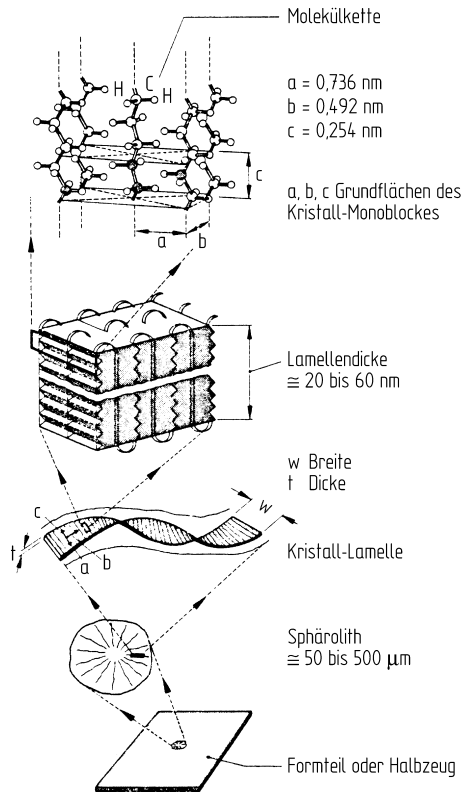


Bild 2.19 Aufbau kristalliner Strukturen am Beispiel des Polyethylen nach [2.1]

Polyethylen hoher Dichte (linear)	PE-HD	70–80
Polyethylen niedriger Dichte (verzweigt)	PE-LD	45–55
Polypropylen (isotaktisch)	PP	70–80
Polytetrafluorethylen	PTFE	60–80
Polyamid	PA	35–45
Polybutylenterephthalat	PBT	40–50
Polyoximethylen	POM	70–80

Auch die Wachstumsbedingungen für die gezeigten idealen Kristallit- und Sphärolithbildungen sind unter den Gegebenheiten der praktischen Formteilerstellungen nur selten gegeben. Das Bild 2.20 zeigt beispielsweise die Randzone eines Polyamid-Teils als Dünnschnittaufnahme im polarisierten Licht. Im oberen Bildteil ist deutlich die stark ausgeprägte strukturlose Randschicht zu erkennen, die aufgrund zu schneller Abkühlung der Polymerschmelze an der Formwand entsteht. Unten ist bei dem gleichen Teil durch höhere Formwandtemperatur das Sphärolithwachstum bis an die Oberfläche ermöglicht worden. Dies bedingt allerdings langsamere Formteilerstellung. Erwartungsgemäß nimmt die Sphärolithgröße mit zunehmendem

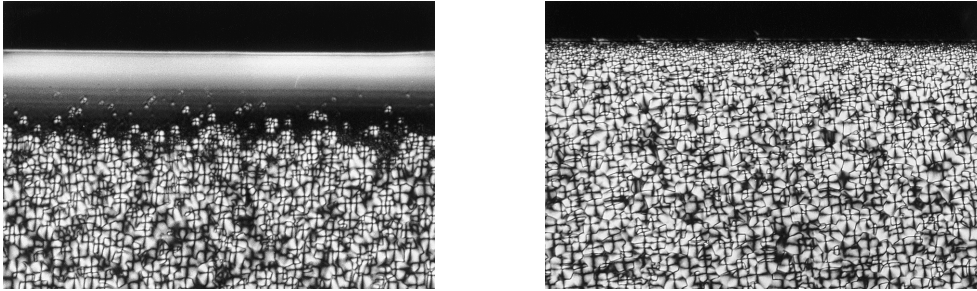


Bild 2.20 Schnitt durch die Randzone eines spritzgegossenen Polyamidteils.
 Links: Strukturlose Randschicht aufgrund schneller Schmelze-Abkühlung.
 Rechts: Bei höherer Formwandtemperatur bilden sich Sphärolithe bis an die Oberfläche aus (Mikrotomschnitt, Aufnahme im polarisierten Licht).

Randabstand wegen der im Inneren geringeren Abkühlgeschwindigkeit zu, was ebenfalls durch Bild 2.20 belegt wird.

Wegen der höheren Packungsdichte in den kristallinen Bereichen können die zwischenmolekularen Bindungsenergien dort stärker zur Wirkung gelangen, was sich makroskopisch in höheren Festigkeits- und Modulwerten, jedoch in geringerer Verformbarkeit ausdrückt.

Aufgrund der Zweiphasigkeit der teilkristallinen Polymerwerkstoffe ist es für die Beurteilung des Verformungsverhaltens entscheidend, in welchem Zustand sich die zweite, amorphe Phase befindet. Liegt ihre Glasübergangstemperatur oberhalb der Temperatur, bei der das Verformungsverhalten beurteilt werden soll, so verhält sich die amorphe Phase hart und spröde, und der teilkristalline Polymerwerkstoff wird in der Summe hohe Festigkeits- und Modulwerte bei geringer Duktilität aufweisen.

Liegt die Glasübergangstemperatur der amorphen Phase jedoch unterhalb der Beurteilungstemperatur, zeigen die amorphen Anteile überwiegend entropieelastisches Verformungsverhalten. Durch das Zusammenwirken von amorphen, entropieelastischen mit kristallinen, energieelastischen Anteilen, ist die bei vielen teilkristallinen Polymerwerkstoffen beobachtete hohe Zähigkeit begründet.

Ein weiteres charakteristisches Merkmal von Polymerwerkstoffen mit teilkristalliner Struktur ist deren hoher Widerstand gegen Verschleißbeanspruchung.

Aus der dichten Packung der geordneten Moleküle folgt eine Dichteerhöhung, was zwangsläufig auch eine höhere Verarbeitungsschwindigkeit (bis 3 %) mit sich bringt. Da die Kristallisationsbedingten Schwindungsvorgänge von den Sphärolithzentren ausgehen, können an den Sphärolithgrenzen hohe Zugspannungen entstehen und dadurch Schwachstellen vorprogrammiert werden. Man ist deswegen bestrebt, möglichst feinsphärolithisches Gefüge zu erhalten, was praktisch durch dem Polymerwerkstoff zugegebene Keimbildner (Nukleierung) erreicht wird, welche die Kristallisationstemperatur anheben, so dass die Schmelze beim Abkühlen früher zu kristallisieren beginnt.

Das Bild 2.21 zeigt zusammenfassend die verschiedenen strukturellen und morphologischen Erscheinungsformen der Polymerwerkstoffe, und in Tabelle 2.4 sind anhand einiger typischer Beispiele die Auswirkungen der Kettenstruktur und der Morphologie auf Temperaturgrenze, Modul und Festigkeit aufgeführt.

Tabelle 2.4 Auswirkungen von Struktur und Morphologie auf einige ausgewählte Eigenschaften



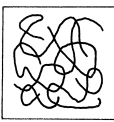
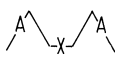
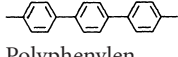
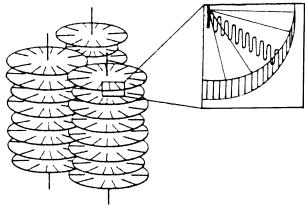
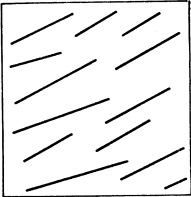
Kettenstruktur	Beispiel	Morphologische Struktur (schematisch)	Werkstoffkennwerte		
			Temperaturgrenze °C	E-Modul MPa	Festigkeit MPa
Standard-Polymerwerkstoffe					
 linear mit C-C-Kette	$-\text{CH}_2-\text{CH}_2-\text{CH}_2-$ Polyethylen (PE)	 teilkristallin	≈ 90	1 400	30
	$-\text{CH}_2-\underset{\text{Ph}}{\text{CH}}-\text{CH}_2-$ Polystyrol (PS)	 amorph	≈ 90	3 200	60
	$-\text{CO}-(\text{CH}_2)_4-\text{CO}-\text{NH}-(\text{CH}_2)_6-\text{NH}-$ Polyamid (PA 66)	teilkristallin	≈ 120	3 200	85
Hochtemperatur-Polymerwerkstoffe (HT)					
 linear mit Aromaten und Heteroatomen in der Kette	$\dots \left[\text{---} \text{C}_6\text{H}_4 \text{---} \text{S}(\text{O})_2 \text{---} \text{C}_6\text{H}_4 \text{---} \right] \dots$ Polyethersulfon (PES)	amorph	≈ 200	2 800	90
	$\dots \left[\text{---} \text{C}_6\text{H}_4 \text{---} \text{C}(=\text{O}) \text{---} \text{C}_6\text{H}_4 \text{---} \text{O} \text{---} \right] \dots$ Polyaryletherketon (PAEK)	teilkristallin	≈ 260	4 000	100
$-\text{A}-\text{A}-\text{A}-$ linear aus Aromaten	 Polyphenylen	amorph	≈ 600		
Eigenverstärkte Polymerwerkstoffe (kettensteif)					
linear mit C-C-Kette	$-\text{CH}_2-\text{CH}_2-\text{CH}_2-$ Polyethylen (PE)	 Shish-Kebab-Struktur (spannungsinduzierte Kristallisation)	Schmelzpunkt-erhöhung um 10 K (auf 146 °C)	7 500	140

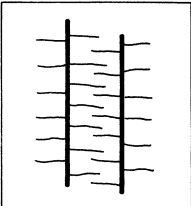
Tabelle 2.4 (Fortsetzung)

Kettenstruktur	Beispiel	Morphologische Struktur (schematisch)	Werkstoffkennwerte		
			Temperaturgrenze °C	E-Modul MPa	Festigkeit MPa
Kette aus Aromaten	flüssigkristalliner Polyester (LCP)	 <p>Stabförmige Hauptketten-Struktur</p>	200	20 000	120 40 ⊥

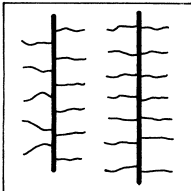
Forschungsziele

Kettensteifes Polymeres mit „Bürstenstruktur“

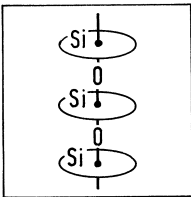
fest



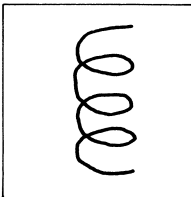
schmelzflüssig



Si-O-Kette



Helix-Struktur



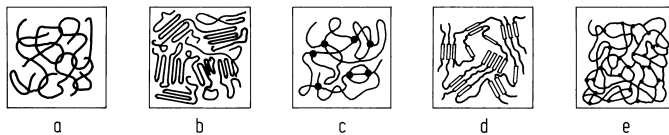


Bild 2.21 Strukturelle und morphologische Erscheinungsformen der Polymerwerkstoffe, schematisch

- a) linearer, amorpher Thermoplast
- b) linearer, teilkristalliner Thermoplast
- c) chemisch vernetztes Elastomer
- d) physikalisch vernetztes Elastomer
- e) chemisch vernetzter Duroplast

2.5.3 Anisotropie

In Bauteilen aus Polymerwerkstoffen liegt praktisch nie eine Morphologie mit vollkommen isotropen Eigenschaften vor. Entweder werden durch den Verarbeitungsprozess molekulare Ordnungszustände und Eigenspannungszustände hervorgerufen [2.15] oder der Werkstoff selbst ist beispielsweise als Zweikomponentensystem mit eindimensionalem Faserzusatz bereits anisotrop veranlagt.

Anisotropien können in Erscheinung treten als:

- Festigkeitsanisotropie, die richtungsabhängige Festigkeiten hervorruft,
- Elastizitätsanisotropie, die richtungsabhängige Moduln zur Folge hat,
- Anisotropie im Bruchverhalten. Beim Mehrkomponenten-System kann die Art des Bruchs (Kohäsivbruch oder Grenzflächenbruch) der beteiligten Komponenten richtungsabhängig sein [2.16].

2.5.3.1 Molekülorientierungen

Molekülorientierungen und Orientierungsspannungen entstehen beim Verarbeitungsprozess (Spritzgießen) dadurch, dass die durch die Strömung der Polymerschmelze bedingte Scherung Deformationen der energetisch günstigsten Knäuelstruktur verursacht und die so deformierten Moleküle oder ganze gerichtete Kristallitreihen infolge rascher Abkühlung, insbesondere in den Randbereichen*, in dieser Lage erstarren (Bild 2.22).

Noch anschaulicher kann man die Entstehung von Orientierungen anhand des Bildes 7.5 verstehen.

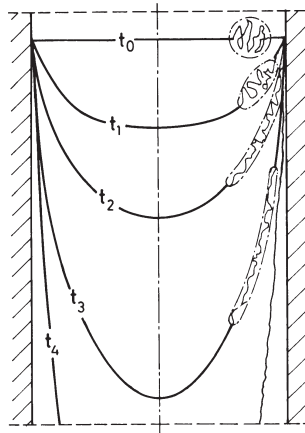


Bild 2.22 Entstehung von Molekülorientierungen durch Deformation eines ursprünglich kreisförmigen Flächenelements mit Knäuelstruktur infolge Scherströmung (nach CHATAIN) [2.18]
 $t_0 < t_1 < t_2 < t_3 < t_4$

* Außerdem herrschen im Innern der einströmenden Schmelze Dehnkräfte, die eine Ausrichtung der Molekülketten senkrecht zur Hauptfließrichtung bewirken [2.17] (s. a. Bild 7.5).