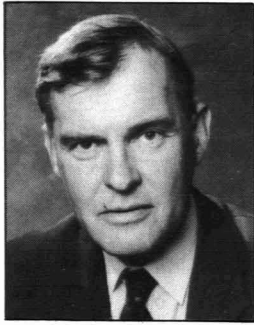


Polymere Hochleistungswerkstoffe



Klaus LEDERER, Dr.phil. (Chemie), Studium der Chemie (Nebenfach Physik) an den Universitäten Graz und Marburg an der Lahn, Promotion 1968 bei J. Schurz, Universität Graz, auf dem Gebiet Rheologie von Polymerlösungen, 1968 — 1970 Postdoc an SUNY at Albany und Rensselaer Polytechnic Institute (Biopolymere), 1970 — 1975 Assistent am Institut für Makromolekulare Chemie der TH Darmstadt, 1974 Habilitation für Makromolekulare Chemie an der TH Darmstadt und der Montanuniversität (MU) Leoben; seit 1977 ao.Univ.Prof. für Makromolekulare Chemie und seit 1982 Leiter der Abteilung für Chemie der Kunststoffe am Institut für chemische und physikalische Technologie der Kunststoffe der MU Leoben. Arbeitsgebiete: Physikalische Chemie der Polymerlösungen, molekulare Charakterisierung (Molmassenverteilung) der Kunststoffe, Thermische Zersetzung von Kunststoffen (Polyester, Polyimide), Werkstoffkunde der Kunststoffe.

Allgemeine Entwicklungstendenzen bei polymeren Werkstoffen

Die Vorteile der polymeren Werkstoffe, z.B. niedrige Dichte, gute Isolationseigenschaften und hohes Zähigkeitsniveau haben in den letzten vierzig Jahren zu einer enormen Verbrauchssteigerung dieser Werkstoffklasse (Kunststoffe = Thermoplaste und Duroplaste, Elastomere, Chemiefasern, Lackharze, Klebstoffe und faserverstärkte Verbundstoffe mit polymerer Matrix) in etwa auf das Dreißigfache geführt. Der weltweite Jahresverbrauch dieser Werk- und Faserstoffe hat mit ca. 100 Mio m³ volumenmäßig mit der Stahlproduktion gleichgezogen. Diese Entwicklung war zwangsläufig mit der Substitution traditioneller Werkstoffe wie Metalle, Glas und Keramik sowie Holz und Papier in vielen Anwendungsgebieten verbunden. So ergab sich in den 50er Jahren eine Verdoppelung des Kunststoffverbrauches in Westeuropa, USA und Japan etwa alle drei Jahre, in den 60er Jahren alle vier bis fünf Jahre, in den 70er Jahren alle neun Jahre (zwei Ölkrise!). Nach vorsichtigen Prognosen wird bis zum Jahr 2000 eine weitere Verdoppelung gegenüber dem Stand von 1980 auf über 100 Mio Tonne Kunststoffe eintreten. Die allmähliche Verlangsamung des Wachstums zeigt, daß der Spielraum für weitere Substitutionen enger geworden ist, zumal sich die Verbesserungen der Leistungsfähigkeit der

Kunststoffe nicht mehr in so großen Schritten wie in den 50er und 60er Jahren vollziehen. Die weiteren Wachstumschancen werden vor allem durch die technischen Fortschritte in den Bereichen

- Werkstoffeigenschaften,
- Formteil-/Werkzeuggestaltung und
- Verarbeitungs-/Weiterverarbeitungstechnik bestimmt.

Nach einer gewissen Flaute bei der Entwicklung von polymeren Werkstoffen in den 70er Jahren war Anfang der 80er Jahre ein beachtlicher Innovationschub bei sogenannten Hochleistungs-Kunststoffen und -Verbundstoffen zu beobachten [1], die zwar mengenmäßig völlig untergeordnete Bedeutung haben (vgl. Abb. 1), aufgrund des hohen Preises und starker Zuwachsraten (bis 30% p.a.), aber allmählich auch wirtschaftlich interessant werden.

Im folgenden wird daher näher nur auf Hochleistungs-Thermoplaste und Hochleistungsverbunde mit duroplastischer Matrix eingegangen. Bezüglich der Standard-Kunststoffe und Technischen Kunststoffe (s. Tab. 1) sei auf Literatur verwiesen [2].

Hochleistungs-Thermoplaste

Hochleistungs-Thermoplaste sind Kunststoffe mit ausgewogener Kombination der mechanischen Eigenschaften (Steifigkeit, Festigkeit, Zähigkeit) bei

Standard	PS	(Standard) Polystyrol
	SB	schlagfestes Polystyrol
	LDPE	Low Density Polyethylen
	LLDPE	Linear Low Density Polyethylen
	PVC	Polyvinylchlorid
	HDPE	High Density Polyethylen
	PP	Polypropylen
	SAN	Styrol-Acrylnitril-Copolymer
	ABS	Acrylnitril-Butadien-Styrol-Terpolymer
	PMMA	Polymethylmethacrylat
Technische	POM	Polyoxymethylen (Polyacetal)
	PC/ABS	Blends aus PC und ABS bzw. PET
	PC/PET	
	PPO/PS	Blends aus Polyphenylenoxid und PS
	PC	Polycarbonat
	PBT	Polybutylenterephthalat
	PET	Polyethylenterephthalat
	PVDF	Polyvinylidenfluorid
	PA	Polyamid (PA 66 und PA 6)

Tab. 1: Kurzzeichen für Thermoplastsorten, geordnet nach Abb. 1 (in aufsteigender Reihenfolge) — (Hochleistungsthermoplaste PEI bis PEEK siehe Tab. 3)

Dauereinsatztemperaturen von 150°C und — je nach Einsatzgebiet — zusätzlich mit guter Chemikalienbeständigkeit, inhärenter Flammwidrigkeit, guten elektrischen Eigenschaften, z.B. hohe Durchschlagfestigkeit, usw. [3]. Sie haben in den letzten Jahren vor allem durch den Trend zu höheren Temperaturen im Kfz und höherer Integrationsdichte in elektronischen Bauelementen eine rasante Entwicklung erfahren. Die besondere Leistungsfähigkeit dieser Kunststoffklasse ist durch ihre chemische Struktur bedingt. Im folgenden sollen daher die Relationen zwischen Struktur und mechanischem Verhalten bei höheren Temperaturen für die wichtigsten Vertreter dieser Stoffklasse aufgezeigt werden.

Die mechanischen Eigenschaften von Thermoplasten zeigen eine ausgeprägte Temperaturabhängigkeit, die z.B. in Abb. 2 für den E-Modul von Polycarbonat (amorpher Thermoplast) und von Polyethylenterephthalat (teilkristalliner Thermoplast) dargestellt ist. Der Temperaturabhängigkeit des E-Moduls ist eine Abhängigkeit von der Deformationsgeschwindigkeit überlagert; bei rascher Deformation verschiebt sich vor allem

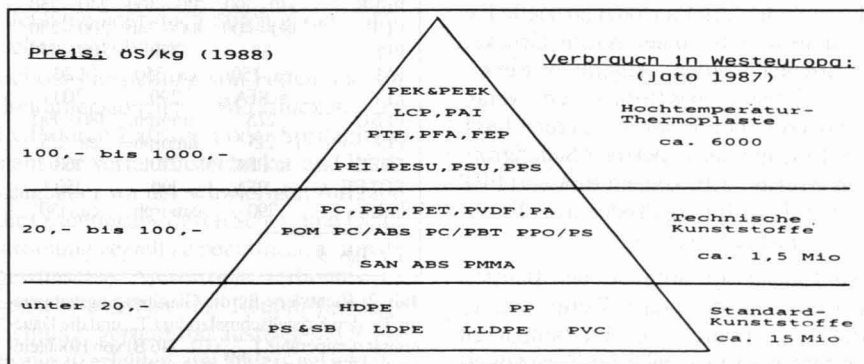


Abb. 1: Klassifizierung der Thermoplaste (Thermoplaste ca. 90% des Kunststoffverbrauches)

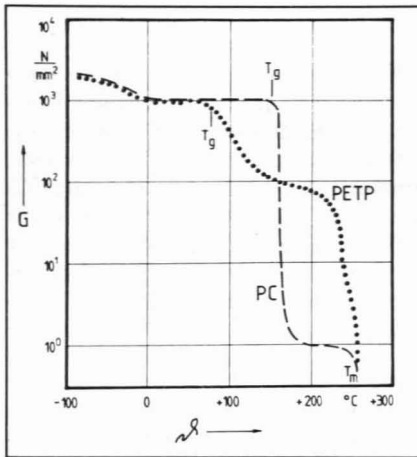


Abb. 2: Temperaturabhängigkeit des E-Moduls von Polycarbonat (PC) und Polyethylenterephthalat (PETP). T_g = Glasübergangstemperatur, T_m = Kristallitschmelzpunkt

die Glasübergangstemperatur T_g zu höheren Werten (Größenordnung ca. $5^\circ\text{C}/\text{Zeitdekade}$). Die Einsatztemperatur amorpher Thermoplaste liegt in der Regel oberhalb von T_g und dem Kristallitschmelzbereich T_m . T_g wird weitgehend von der Beweglichkeit der die Thermoplasten aufbauenden langen Molekülketten (lineare oder verzweigte Makromoleküle) bestimmt, für T_m ist der Quotient von Schmelzwärme zu Schmelzentropie $\Delta_m H / \Delta_m S$ der Polymerkristallite entscheidend.

Richtwerte für die thermischen Kenngrößen T_g und T_m der wichtigsten Hochleistungs-Thermoplaste sind aus Tabelle 2 ersichtlich; die chemische Struktur der entsprechenden Grundbausteine, aus denen die betreffenden Makromoleküle vorwiegend durch lineares Aneinanderreihen aufgebaut sind ($n = 30 - 100$), ist in Tabelle 3 dargestellt, die auch Hinweise auf die wichtigsten Handelsnamen und Hersteller enthält.

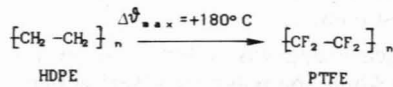
Die Dauereinsatztemperatur T_{max} von Hochleistungskunststoffen wird jedoch nicht von T_g bzw. T_m bestimmt, sondern ist vorwiegend durch Veränderungen der chemischen Struktur durch oxidativen oder thermischen Abbau limitiert. Die hierfür international dominierende Prüfmethode ist die Vorschrift UL 746 B (Underwriters Laboratories, Inc. Northbrook, Illinois), wonach im wesentlichen die Temperatur ermittelt wird, bei der die Zugfestigkeit bzw. die Zugschlagzähigkeit, die elektrische Durchschlagfestigkeit oder die Lichtbogenfestigkeit nach 60.000 oder 100.000 Stunden thermooxidativer Belastung auf 50% des ursprünglichen Wertes abgesunken ist. Nach dieser Klassifizierung können z.B. Polycarbonat ($T_{max} = 125 - 130^\circ\text{C}$) oder Polyethylenterephthalat ($T_{max} = 145^\circ\text{C}$, glasfaserverstärkt) nicht als Hochtempe-

ratur-Kunststoffe bezeichnet werden, obwohl deren T_g und T_m dies erwarten ließen (vgl. Abb. 2).

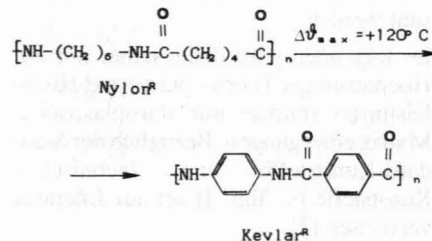
Eine Erhöhung der Thermostabilität von polymeren Werkstoffen ist im wesentlichen durch die folgenden Maßnahmen möglich:

- Zusatz geeigneter Kunststoffadditive (Antioxidantien und Verstärkungsmittel, z.B. Kurz-Glasfaser in Thermoplasten),
- Vernetzung (im Fall von Duroplasten und Elastomeren) und
- Eliminierung labiler Gruppen.

Letztere Maßnahme bringt eine besonders deutliche Verbesserung, z.B. führt der Ersatz von thermooxidativ leicht abbaubaren $-\text{CH}_2-$ Gruppen durch sehr stabile $-\text{CF}_2-$ Gruppen, also der Übergang von linearem Polyethylen (HDPE) zu Polytetrafluorethylen (PTFE) zu einer Erhöhung der



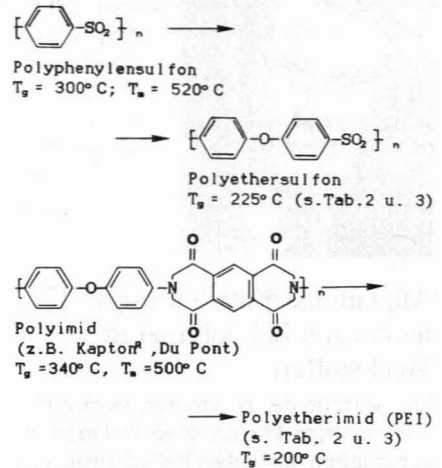
Dauereinsatztemperatur um 180°C . Vergleichbare Erfolge erzielt man durch Substitution aliphatischer Kettensegmente durch aromatische, z.B. beim Übergang von Polyamid 6,6 (z.B. Nylon^R, Du Pont) zu Poly(p-phenylen-terephthalamid) (Aramid^R-Faser Kevlar^R, Du Pont):



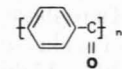
Derartige, die Dauereinsatztemperatur erhöhende Strukturänderungen gehen allerdings mit wesentlichen Verschlechterungen der Verarbeitbarkeit einher. Z.B. kann PTFE wegen der gegenüber HDPE extrem hohen Schmelzviskosität nur durch Sinterverfahren oder spezielle Extrusionsprozesse unter hohen Drücken verarbeitet werden. Allerdings werden wesentliche Verbesserungen der Verarbeitbarkeit bei Fluorpolymeren durch den Einbau relativ sperriger Seitengruppen erreicht, z.B. können PFA und FEP (s. Tab. 3) im Spritzguß oder in der Extrusion verarbeitet werden.

Der Einbau von aromatischen Bausteinen führt zu sehr hohen Werten von T_g und T_m , wodurch die Verarbeitbarkeit auf Sinterprozesse nahe der Zersetzungstemperatur eingeschränkt wird. Hier hat

sich der Einbau beweglicher Verbindungselemente, z.B. Diphenylether-Segmente bewährt, um T_g und T_m im erwünschten Maße herabzusetzen:



Rein aromatische Polyketone sind überhaupt nicht ohne



aromatisches Polyketon

Zersetzung verarbeitbar. Auch hier benutzt man den Einbau von Etherbrücken, um zu den verarbeitbaren PEK- bzw. PEEK-Typen zu gelangen (vgl. Tab. 2 und 3).

T_g und T_m sinken mit steigendem Ether/Keton-Verhältnis

Flüssigkristall-Polymere (LCP)

Seit zwei bis drei Jahren sind in einem normalen Temperaturbereich über die Schmelze umformbare Flüssigkristall-Polymere (thermotrope LCP's; LCP = Liquid Crystal Polymer) auf dem Markt,

Kurzbezeichnung ¹	$T_g/^\circ\text{C}$	$T_m/^\circ\text{C}$	$T_{max}/^\circ\text{C}$
PTEE	-97	327	260
PFA	ähnlich wie bei PTEE	305	260
PEK und PEEK	140—190	310—400	240—250
LCP	180—400	100—340	200—230
PPS	88	290	200—240
PAI	ca. 250	ca. 350	220
FEP	s. PFA	290	200
PESU	225	amorph	180—190
PEI	215	amorph	ca. 175
ETFE	s. PFA	270	160
ECTFE	s. PFA	190	150
PSU	190	amorph	ca. 150

1 s. Tab. 3

Tab. 2: Richtwerte für die Glasübergangstemperatur T_g , den Kristallschmelzpunkt T_m und die Dauereinsatztemperatur T_{max} (UL 746 B) von Hochtemperatur-Thermoplasten; Reihenfolge nach sinkendem Wert von T_{max}

(Kurz-) Bezeichnung	Struktur des Grundbausteins	Handelsname	Hersteller
PEK Polyetherketon (x=1)	$\left[\text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}(=\text{O}) - \text{C}_6\text{H}_4 \right]_n$	ULTRAPEK	BASF
PEEK Polyetheretherketon (x=2)	$\left[\text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}(=\text{O}) - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{C}(=\text{O}) \right]_n$	VICTREX PEEK	ICI
LCP Liquid Crystal Polyester	$\left[\text{Ar} - \text{O} - \text{C}(=\text{O}) \right]_n$	VECTRA XYDAR ULTRAX	Hoechst-Celanese Dartco BASF
PAI Polyamidimid	$\left[\text{Ar} - \text{NH} - \text{C}(=\text{O}) - \text{N} \right]_n$	TORLON	Amoco
PTFE Polytetrafluorethylen	$\left[\text{CF}_2 - \text{CF}_2 \right]_n$	TEFLON HOSTAFLOX TF	Du Pont Hoechst
FFA Perfluorethylenalkoxyvinylcopolymer	$\left[(\text{CF}_2 - \text{CF}_2)_x - (\text{CF}_2 - \text{CF}(\text{OR}))_y \right]_n$ $x/y \approx 20$	TEFLON FFA HOSTAFLOX FFA	Du Pont Hoechst
FEP Ethylen-Tetrafluorethylen-copolymer	$\left[(\text{CF}_2 - \text{CF}_2)_x - (\text{CF}_2 - \text{CF})_y \right]_n$ $x/y \approx 6$	TEFLON FEP HOSTAFLOX	Du Pont Hoechst
ETFE Ethylen-Tetrafluorethylen-ethylencopolymer	$\left[(\text{CH}_2 - \text{CH}_2)_x - (\text{CF}_2 - \text{CF}_2)_y \right]_n$ $x/y \neq 1, \text{alternierend}$	HOSTAFLOX ET TEFZEL	Hoechst Du Pont
ECTFE Ethylen-Chlortrifluor-ethylencopolymer	$\left[(\text{CH}_2 - \text{CH}_2)_x - (\text{CClF} - \text{CF}_2)_y \right]_n$ $x/y \neq 1, \text{alternierend}$	HALAR	Allied Chem.
PEI Polyetherimid	$\left[\text{N} - \text{C}(=\text{O}) - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}(=\text{O}) - \text{N} \right]_n$	ULTEM	General Electric
PESU Polyethersulfon	$\left[\text{C}_6\text{H}_4 - \text{SO}_2 - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} \right]_n$	VICTREX PES ULTRASON E	ICI BASF
PSU Polysulfon	$\left[\text{C}_6\text{H}_4 - \text{SO}_2 - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}(=\text{O}) - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} \right]_n$	UDEL ULTRASON S	Union Carbide BASF
PPS Polyphenylsulfid	$\left[\text{C}_6\text{H}_4 - \text{S} \right]_n$	RYTON TEDUR FORTRON	Phillips Petr. Bayer Hoechst

Ar = aromatische Gruppierung

Abb. 3: Molekulares Bauprinzip von LC-Polymeren

nachdem schon seit Anfang der 70er Jahre lyotrope LCP's verfügbar waren, die aus Lösung zu hochfesten Fasern, z.B. Kevlar^R (Du Pont), versponnen werden können.

Die besonderen und herausragenden Eigenschaften der thermotropen LCP's beruhen auf der Orientierung der Schmelze in Fließrichtung (vgl. Abb. 3); LCP's werden daher als selbstverstärkende Kunststoffe (self reinforcing plastics) bezeichnet. Auch hier ist es zur Verbesserung der Verarbeitbarkeit erforderlich, eine gewisse Entkoppelung starrer, aromatischer Kettensegmente durch flexible Elemente aber auch durch andere Störstellen einzubauen.

Bei der Herstellung von Folien und von dreidimensionalen Werkstücken aus LCP durch Extrusion oder Spritzgießen steht der Verfahrenstechniker und Werkzeugbauer vor der schwierigen Aufgabe, die Orientierung durch Scher- und Dehnströmung gezielt zu beeinflussen, um die gewünschte Anisotropie (erhöhtes Eigenschaftsniveau in Hauptbelastungsrichtung) gepaart mit ausreichender Isotropie zu erhalten, um anders gerichteten Beanspruchungen zu widerstehen. Eine

zu starke Anisotropie kann durch Einsatz von Füll- und Verstärkungsstoffen, wie Fasern, Mineralien und Kombinationen aus Fasern und Mineralien sowie von Graphitflocken gemindert werden.

Für Spritzgüßanwendungen werden daher bevorzugt gefüllte LCP's eingesetzt. Ein noch ungelöstes Problem beim

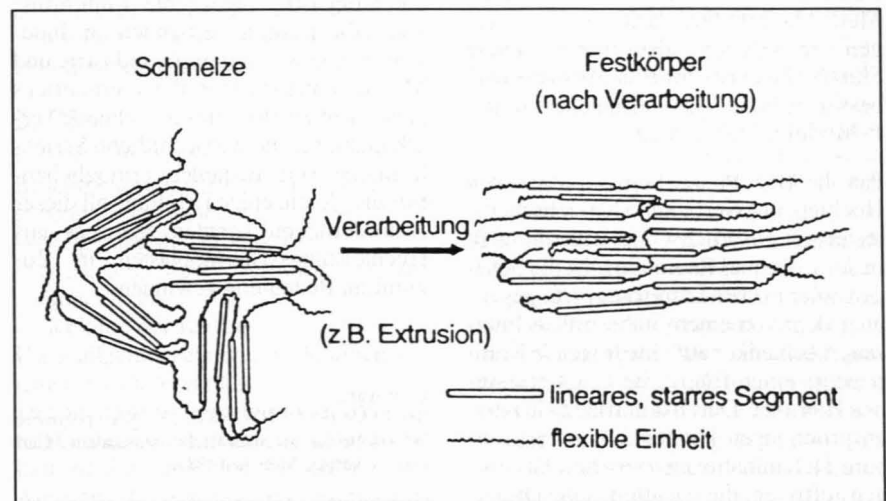
Spritzgießen von LCP's ist der hier besonders starke Festigkeitsabfall an Bindenähten.

Hochleistungsverbunde mit polymerer Matrix

Der Hauptgrund für das Vordringen von Verbunden aus hochfesten Fasern und polymeren Matrices als Konstruktionsmaterialien für höchste Beanspruchungen und strengste Sicherheitsanforderungen, z.B. Seitenleitwerk des Airbus, ist zweifellos ihr außergewöhnliches Eigenschaftsprofil, das sich durch hohe Festigkeit und Steifigkeit bei niedriger Dichte auszeichnet. Dazu tritt eine Reihe weiterer Vorzüge, wie sehr gute Korrosionsbeständigkeit, gutes Dämpfungsverhalten, hohe Formstabilität und die Möglichkeit, komplexe Teile in einem Stück oder zumindest aus wenigen Einzelteilen zu fertigen (Beispiel: Hubschrauberrotor).

Bei faserverstärkten Verbunden kann man Werkstoff- und Bauteileigenschaften nicht getrennt betrachten, da sich die Verbundeigenschaften erst bei der Bauteilfertigung aufgrund der gewählten Anordnung der Verstärkungsfaser, der Aushärtung der duroplastischen Matrix und der Wirkung der eingesetzten Haftvermittler ausprägen. Dies erschwert natürlich die systematische Werkstoffentwicklung für Hochleistungsverbunde.

Zur systematischen Werkstoffentwicklung für faserverstärkte Hochleistungsverbunde mit duroplastischer Matrix^{4,5} geht man meist von Untersuchungen des Zusammenspiels von Faser und Matrix in unidirektionalen (UD-)Verbunden aus, in welchen alle Verstärkungsfasern in derselben Richtung und möglichst gleichmäßiger Verteilung vorliegen. An diesen prüft man dann die vier Hauptkriterien der Bauteilauslegung, nämlich Steifigkeit, Festigkeit, Verhalten bei



Tab. 3: Hochtemperatur-Thermoplaste; Struktur der Grundbausteine und Hinweise auf Handelsnamen und Hersteller



Schlagbeanspruchung und Schadenstoleranz sowie Langzeit- und Ermüdungsverhalten.

Die **Steifigkeit und die Zugfestigkeit von UD-Faserverbunden in Faserrichtung** hängen weitgehend von den entsprechenden Eigenschaften der Verstärkungsfasern und deren Volumenanteil ab, sofern die Bruchdehnung der Faser kleiner ist als jene der Matrix. Bezüglich dieser Eigenschaften können also die großen Fortschritte bei der Entwicklung von Kohlenstoff- bzw. Aramid^R-Fasern [6] genutzt werden. Allerdings sind zur vollen Ausnutzung der Faserfestigkeit Matrixsysteme erforderlich, deren Bruchdehnung wesentlich größer ist als die der Faser. Auffallend sind auch die beträchtlichen Festigkeitsschwankungen bei gegebener Faser und unterschiedlichen Matrixsystemen mit etwa gleicher Bruchdehnung. Die Ursache für diese Schwankungen liegt in der Fähigkeit der Matrix bzw. der Faser/Matrix-Grenzschicht, die aufgrund der statistischen Fehlstellenverteilung bereits bei geringen Dehnungen durch Einzelfaserbrüche entstehenden Spannungsspitzen bestmöglich abzubauen, bevor weitere Faserbrüche, und damit das Gesamtversagen des Verbundes, induziert werden.

Bei der **Druckbelastung von UD-Laminaten in Faserrichtung** können verschiedene versagensauslösende Mechanismen auftreten, wie Ribbildung parallel zur Faser durch Querkontraktionseffekte (eigentlich Querexpansion), Mikroausknicken der Faser sowie Kinkbildung und Schubversagen [7]. Zusätzlich hängt die Druckfestigkeit in besonderem Maße von Faktoren, wie lokale Matrixanreicherungen, Porenbildung, schlechte Faserausrichtung und Faserwelligkeit, also von Verarbeitungseinflüssen, ab. Die wesentliche Aufgabe der Matrix besteht hier darin, die Faser gegen Ausknicken abzustützen. Diese Stützwirkung ist erwartungsgemäß umso besser, je höher die Steifigkeit, d.h. der E-Modul der Matrix ist.

Ein heikler Punkt beim Einsatz von Hochleistungsverbunden für sicherheitstechnisch anspruchsvolle Bauteile, z.B. in der Luft- und Raumfahrt, ist die Schadenstoleranz von Laminaten, z.B. gegenüber dem von einem unbesorgten Flugzeugmechaniker auf eine tragende Komponente einer Tragfläche fallen gelassenen Hammer. Durch derartige Schlagbeanspruchungen können schwer erkennbare Delaminationen zwischen Faserlagen auftreten, die vor allem hohe Druckfestigkeitsverluste zur Folge haben. Zur Bewertung der Schadenstoleranz von La-

minaten haben Druckversuche nach Schlagbeanspruchung (»compression after impact tests«) weitverbreitete Anwendung gefunden. In neueren Arbeiten zur Erfassung des Einflusses der Einzelkomponenten des Verbundes auf das Delaminationsverhalten konnten die Befunde aus compression after impact tests recht gut mit Ergebnissen aus bruchmechanischen Untersuchungen, d.h. von Messungen der kritischen Energiefreisetzungsrates, G_{IC} , korreliert werden [5]. G_{IC} entspricht dabei dem Energiebeitrag, der beim Delaminationswachstum je neugeschaffener Bruchflächeneinheit aufgewendet werden muß, und wird bei Laminaten auch oft mit »interlaminaire Ribzähigkeit« (bei Reinharzen mit »Ribzähigkeit«) bezeichnet. Auch bei dieser Art des Versagens haben sowohl die Faser als auch die Matrix (und vermutlich auch die Faser/Matrix-Grenzschicht) einen entscheidenden Einfluß. Die für ein gegebenes Matrixsystem gefundene Verbesserung der Laminatzähigkeit von Standardkohlenstofffasern über hochfeste Kohlenstofffasern zu Glasfaserlaminaten ist auf die in dieser Reihenfolge steigende Flexibilität der Verstärkungsfaser zurückzuführen.

Als Matrixsystem für faserverstärkte Hochleistungsverbunde sind z.Z. Epoxidharzsysteme vorherrschend, die neben einer hohen Matrixbruchdehnung (→ Zugfestigkeit) und hoher Ribzähigkeit (→ Schadenstoleranz) ausreichend hohe Glasübergangstemperatur aufweisen, um bei erhöhten Einsatztemperaturen entsprechend hohe E-Moduln (→ Druckfestigkeit) zu erhalten. Weitere Fortschritte sind bei Matrixsystemen vor allem in Richtung höherer Zähigkeit bei gleichzeitig hoher Wärmebeständigkeit und geringerer Wasseraufnahme (hot/wet-Problematik) zu erwarten. Für die langfristig angestrebte Einführung von Hochleistungsverbunden in Industriezweige wie Automobilindustrie und Maschinenbau müssen Polymermatrices entwickelt werden, die eine schnelle Verarbeitung für die wirtschaftliche Serienfertigung von Bauteilen ermöglichen. Für die gleichzeitige Erfüllung all dieser Anforderungen könnten Matrices aus Hochleistungs-Thermoplasten in Zukunft an Bedeutung gewinnen.

Literatur:

- [1] ELIAS, H.; VOHWINKEL, F.: Neue polymere Werkstoffe für die industrielle Anwendung, Carl Hanser Verlag, München 1983.
- [2] FORSTER, E.; LEDERER, K.: Kunststoffe, Studiensonderausgabe (Taschenbuch), Georg Thieme Verlag, Stuttgart 1987.
- [3] FLEISCHER, D.: Aktuelle Entwicklungen und Anwendungen bei Hochleistungsthermoplasten, Tagungsband der VLK-Jahrestagung, Montanuniversität Leoben, Mai 1988.
- [4] LANG, R.W.: Versagensmechanismen und Matrixrelevante Eigenschaftsprüfung an polymeren Hochleistungsverbunden, Tagungsband der VLK-Jahrestagung 1986 an der Montanuniversität Leoben, Juni 1986.
- [5] LANG, R.W.: Systematische Entwicklung polymerer Matrixsysteme für Hochleistungsverbunde, Tagungsband des 8. Leobener Kunststoffkolloquiums, Montanuniversität Leoben, November 1987.
- [6] BLUMBERG, H.: Kohlenstoff- und Aramidfasern, Kunststoffe 77 (1987) 10, S. 1100 — 1104.
- [7] HULL, D.: An Introduction to Composite Materials, Cambridge University Press, Cambridge 1981.

Folgende Gegensätze sollte man vereinen können: Tugend mit Gleichgültigkeit gegen die öffentliche Meinung, Arbeitsfreude mit Gleichgültigkeit gegen den Ruhm und die Sorge um die Gesundheit mit Gleichgültigkeit gegen das Leben.

Chamfort

*

Im Deutschen reimt sich Geld auf Welt; es ist kaum möglich, daß es einen vernünftigeren Reim gebe; ich biete allen Sprachen Trotz!

Lichtenberg

*

Würde von Washington aus dekretiert, wann wir zu säen und zu ernten hätten, so würden wir bald nach Brot schreien.

Thomas Jefferson

*

Über Geschichte kann niemand urteilen, als wer an sich selbst Geschichte erlebt hat. So geht es ganzen Nationen.

Goethe

*

Die Zeiten leben in der Geschichte durch ihre Anachronismen.

Oscar Wilde