

ISSN 0172-7613

Forschungsbericht 83

BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)

BERLIN

Tribologisches Verhalten von thermo- plastischen, gefüllten und glasfaserverstärkten Kunststoffen

**— Kontaktdeformation, Reibung und
Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen —**

von Prof. Dr. Horst Czichos
Dipl.-Ing. Paul Feinle *

Juli 1982

* Dr.-Ing. Paul Feinle seit Juni 1982

105 Seiten, 102 Abbildungen, 2 Tabellen

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon 030/8104-1 Telex 1-083 261 bamb d

Copyright © 1982 by Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Verlag und Vertrieb:
Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH
Postfach 10 11 10, 2850 Bremerhaven 1
Telefon 0471/46093-95

1982.750G
Bundesanstalt
für
Materialprüfung (BAM)
Bibliothek

Zusammenfassung

Inhalt des vorliegenden Forschungsberichts ist die grundlagenorientierte Untersuchung der Kontakt-, Reibungs- und Verschleißmechanismen von Kunststoffen unter der Bedingung der Festkörpergleitreibung. Die tribologischen Untersuchungen wurden vorgenommen an (anwendungstechnisch interessanten) thermoplastischen Kunststoffen (HDPE, PP, PTFE, PA6, PA66, POM, PETP, PBTP, PI) sowie an einigen gefüllten und glasfaserverstärkten Kunststoffen und Kunststoffverbundwerkstoffen.

Zur Durchführung der experimentellen Untersuchungen wurde ein Stift-Scheibe-Tribometer mit abgeschlossener und temperierbarer Versuchskammer aufgebaut. Die Messung der wichtigen Kenngrößen von Normalkraft, Reibungskraft und Reibungszahl erfolgte simultan mit einem neu entwickelten Zwei-Komponenten-Kraftaufnehmer in Dehnungsmeßstreifentechnik. Außerdem wurde ein weiteres Tribometer entwickelt, bei dem es durch Verwendung eines optisch transparenten Gegenkörpers möglich wurde, den Kontaktbereich unter Belastung („in situ“) mikroskopisch zu beobachten und die im Kontakt-Grenzflächenbereich ablaufenden Verschleißprozesse mit Hilfe einer Fernsehkamera aufzuzeichnen.

Die im Rahmen der Forschungsarbeiten erzielten Ergebnisse lassen sich in die folgenden hauptsächlichen Gruppen einteilen:

- I. Kontaktdeformation thermoplastischer Kunststoffe
- II. Haftreibung thermoplastischer Kunststoffe
- III. Reibungs- und Verschleißverhalten von
 - (a) Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen
 - (b) Kunststoff-Kunststoff-Gleitpaarungen
 - (c) Gefüllten Kunststoffen
 - (d) Glasfaserverstärkten Kunststoffen
 - (e) Kunststoffverbundwerkstoffen.

Die Untersuchung der Kontaktdeformation gekrümmter thermoplastischer Kunststoffe (PA66, POM, PP, PTFE) in situ zeigte, daß die Größe der Kontaktfläche und die deformationsbedingte Abplattung der Kunststoffproben wesentlich durch die viskoelastischen Eigenschaften der Kunststoffe bestimmt werden. Durch Messung der Relaxationsmoduln sowie der Relaxationszeiten der verwendeten Kunststoffe und eine Erweiterung des Hertzschen Ansatzes konnten die gefundenen experimentellen Ergebnisse theoretisch gedeutet und eine Formel für die Kontaktdeformation viskoelastischer Polymerwerkstoffe angegeben werden.

Die Untersuchung des Reibungs- und Verschleißverhaltens von verschiedenen Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen erfolgte in Abhängigkeit von den beiden wesentlichen Einflußgrößen tribologischer Vorgänge, nämlich dem Beanspruchungskollektiv und der Struktur des tribologischen Prüfsystems. Hierbei wurden folgende Einflüsse auf das tribologische Verhalten untersucht:

- (A) Beanspruchungsparameter: Belastung F_N , Gleitgeschwindigkeit v , Umgebungstemperatur T , Beanspruchungsdauer t
- (B) Strukturparameter: Gegenkörperwerkstoff, Rauheit des Gegenkörpers, Kunststoff-Molekulargewicht, Luftfeuchtigkeit des Umgebungsmediums.

Die hauptsächlich an den thermoplastischen Kunststoffen PTFE und HDPE durchgeführten umfangreichen Untersuchungen über den Einfluß des Beanspruchungskollektivs (F_N , v , T , t) zeigten als ein wesentliches Ergebnis, daß die für die technische Anwendung besonders interessanten niedrigen Reibungswerte ($f < 0,05$) nur bei sehr niedrigen Gleitgeschwindigkeiten ($v < 1$ cm/min) auftreten. Dieses Verhalten kann durch ein von D. Tabor vorgeschlagenes Modell gedeutet werden, das die niedrige Reibung von PTFE und HDPE mit ihrem molekularen Aufbau verknüpft. Eine weitere wesentliche Einflußgröße für Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen ist die Oberflächenrauheit

Summary

This research report describes investigations of the fundamental contact, friction and wear mechanisms of polymers under conditions of dry sliding friction. The tribological studies were carried out with thermoplastics (those which are suitable for practical application, e. g. HDPE, PP, PTFE, PA6, PA66, POM, PETP, PBTP, PI) as well as with some filled and reinforced polymers and compound materials.

The experimental investigations were performed with a pin on disc tribometer in a closed and temperature-controlled test chamber. The relevant data of normal force, frictional force and friction coefficient were measured simultaneously by means of a newly developed two-component force transducer using strain gauges. In addition, another tribometer was developed by means of which the contact area under load („in situ“) could be microscopically examined through a transparent counterbody, and the wear processes in the interfacial area could thus be monitored on a TV screen.

The results obtained in the course of this research work may be classified as follows:

- I. Contact deformations of thermoplastics
- II. Static friction of thermoplastics
- III. Friction and wear behaviour of
 - (a) polymer-metal sliding pairs
 - (b) polymer-polymer sliding pairs
 - (c) filled polymers
 - (d) glass fibre reinforced polymers
 - (e) polymer compound materials.

The examination of the contact deformation of thermoplastics (PA66, POM, PP, PTFE) in situ revealed that the size of the contact area and the compression of the polymer samples due to deformation are fundamentally influenced by the viscoelastic properties of the polymers. By measuring the modulus and the time of relaxation of the polymers and by extending the Hertzian theory of contact deformation, the experimental results could be theoretically interpreted and a formula for the contact deformation of viscoelastic polymer materials could be given.

The friction and wear behaviour of different polymer-metal sliding pairs was examined by studying the two essential groups of parameters of tribological processes, i. e. the operating variables and the structure of the tribological system. The following influences were investigated:

- (A) Operating variables: load F_N , velocity v , temperature T , duration t
- (B) Structural parameters: material of the counterbody, roughness of the counterbody, molecular weight of the polymers, relative humidity of the surrounding medium.

In order to determine the influence of the operating variables (F_N , v , T , t), extensive studies were carried out mainly with the polymers PTFE and HDPE. The results showed that the particularly low friction values which are interesting in practical engineering situations ($f < 0.05$) can only be observed at very low sliding velocities ($v < 1$ cm/min). This behaviour may be interpreted by a model developed by D. Tabor who attributes the low friction values of PTFE and HDPE to their molecular structure. Another essential parameter of polymer-metal sliding pairs is the surface roughness of the counterbody; with a low surface roughness the tribological behaviour is mainly determined by adhesion processes and with a greater surface roughness by abrasion processes. The relative humidity (r. h.) of the surrounding medium may have different effects; with increasing r. h. the wear rate of PA66 against steel increases for instances but decreases with UHMWPE.

The friction behaviour of polymer-polymer sliding pairs in the contact area is obviously decisively influenced by adhesion. By

des Gegenkörpers, wobei bei niedriger Oberflächenrauheit Adhäsionsvorgänge und bei höherer Oberflächenrauheit Abrasionvorgänge das tribologische Verhalten bestimmen. Der Einfluß der Feuchtigkeit des Umgebungsmediums kann sich unterschiedlich auswirken; z. B. nimmt die Verschleißrate von PA66 gegen Stahl mit steigender Luftfeuchtigkeit zu und bei UHMWPE ab.

Für das Reibungsverhalten von Kunststoff-Kunststoff-Gleitpaarungen spielt offenbar die Adhäsion in der Kontakt-Grenzfläche eine entscheidende Rolle. Unter Benutzung von Meßdaten über die Oberflächenenergie der untersuchten Kunststoffe, die kürzlich von Erhard veröffentlicht wurden, konnten die experimentell bestimmten Reibungswerte in einen Zusammenhang mit den Adhäsionsenergien der verschiedenen Kunststoff-Kunststoff-Gleitpaarungen gebracht werden.

Das tribologische Verhalten von Kunststoffen wird neben den bisher geschilderten Einflußgrößen auch erheblich durch Füllstoffe, wie z. B. Graphit, PTFE oder auch durch Glasfasern beeinflusst. Die Untersuchungen zeigten, daß unter bestimmten Beanspruchungsbedingungen Füllstoffe eine reibungs- und verschleißmindernde Wirkung haben können. Bei glasfaserverstärkten Kunststoffen, wie z. B. PA und PPS wird das tribologische Verhalten weniger durch den prozentualen Glasfasergehalt als durch die Orientierung der Glasfasern relativ zur Gleitfläche bestimmt. Unter Verwendung verschiedener Untersuchungsverfahren, wie z. B. Rasterelektronenmikroskopie und EDAX-Analyse, konnte gezeigt werden, daß zahlreiche Einzelprozesse, wie z. B. Adhäsionsvorgänge, Materialübertrag, Rückübertrag, Abrasion, Deformations- und Bruchvorgänge sowie Oberflächenzerrüttung, zum Verschleißverhalten von glasfaserverstärkten Kunststoffen in einer komplexen Überlagerung beitragen.

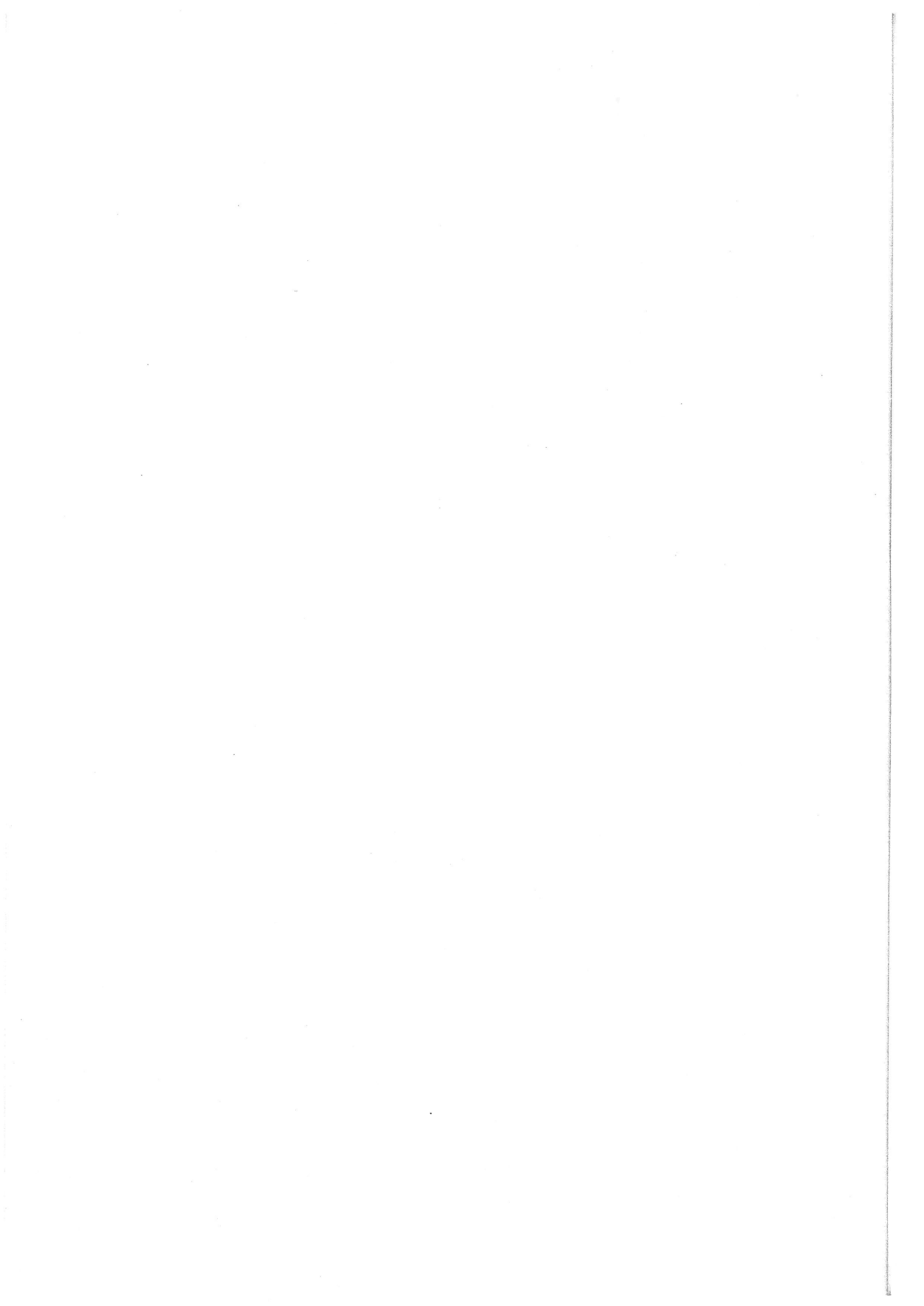
Da für die technische Anwendung häufig Kunststoffpaarungen mit niedrigen Werten von Reibung und Verschleiß von Interesse sind, wurden abschließend in einer zusammenfassenden Darstellung diejenigen Beanspruchungsgrößen zusammengestellt, unter denen die verschiedenen hier untersuchten thermoplastischen Werkstoffe eine Reibungszahl $f < 0,2$ haben. Es zeigte sich, daß durch geeignete Wahl von Flächenpressung p , Gleitgeschwindigkeit v sowie des Gegenkörperwerkstoffes und der Gegenkörperrauheit eine Optimierung des Reibungsverhaltens (jedoch bei sehr unterschiedlichen Verschleißwerten) möglich ist. Auch für das Verschleißverhalten der hier untersuchten thermoplastischen Kunststoffe konnte eine umfassende Darstellung gefunden werden, wobei für die Bedingung eines vorherrschenden abrasiven Verschleißmechanismus als ein wesentlicher verschleißbestimmender Parameter das Verhältnis der Vergleichsspannung in der Kontakt-Grenzfläche zur Reißfestigkeit des betreffenden Kunststoffes anzusehen ist.

using data on the surface energy of the examined polymers that have recently been published by Erhard, the experimentally determined friction values could be related to the adhesion energies of the different polymer-polymer sliding pairs.

Apart from the mentioned parameters, the tribological behaviour of polymers is essentially influenced by filler materials, such as graphite, PTFE or glass fibres. The studies revealed that under certain wear conditions fillers may have friction-and-wear-reducing effects. The tribological behaviour of glass fibre reinforced polymers, such as PA and PPS, is, for instance, rather determined by the orientation of the glass fibres to the sliding area than by the percentage of glass fibres added. Different investigation methods, e. g. scanning electron microscopy and EDAX analysis, revealed that numerous individual processes, such as adhesion processes, material transfers, retransfers, abrasion, deformation and rupture processes as well as the surface fatigue overlap in the complex wear behaviour of glass fibre reinforced plastics.

With respect to practical applications, polymer pairs with low friction and wear values are often of interest. Therefore, those operating variables were finally summarised under the action of which the examined polymers have a friction value of $f < 0.2$. It is shown that it is possible to optimise the friction behaviour (though at very different wear rates) by adjusting the contact pressure p , the sliding velocity v and the material of the counterbody and its roughness. It was also possible to sum up the wear behaviour of the examined thermoplastics; presupposing that wear was primarily caused by an abrasive mechanisms. A relationship was established between the combined stresses in the interfacial area and the tensile or rupture strength of the polymers studied.

Inhalt	Seite
1. Einleitung und Aufgabenstellung	1
2. Tribologisches Verhalten von Werkstoffen	2
3. Allgemeines über Kunststoffe	4
3.1 Struktur und mechanisches Verhalten	5
3.2 Kontaktdeformation und Adhäsion	9
3.3 Reibungsverhalten	12
3.4 Verschleißverhalten	14
3.5 Untersuchte Werkstoffe	17
4. Meßtechnik und Versuchsdurchführung	21
4.1 Entwicklung eines Zwei-Komponenten-Kraftaufnehmers	22
4.2 Entwicklung eines Tribometers mit abgeschlossener Versuchskammer	23
4.3 Entwicklung eines Tribometers zur Direktbeobachtung tribologischer Grenzflächenvorgänge	24
4.4 Versuchsvorbereitung, Probenpräparation und Versuchsdurchführung	26
5. Kontaktdeformation thermoplastischer Kunststoffe	27
6. Haftreibung thermoplastischer Kunststoffe	35
7. Reibungs- und Verschleißverhalten von Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen	38
7.1 Untersuchungen in Abhängigkeit vom Beanspruchungskollektiv	39
7.2 Untersuchungen in Abhängigkeit von der Struktur des tribologischen Systems	45
7.2.1 Einfluß des Gegenkörper-Werkstoffs	45
7.2.2 Einfluß der Rauheit des Gegenkörpers	48
7.2.3 Einfluß des Molekulargewichts eines thermoplastischen Kunststoffs	51
7.2.4 Einfluß der Luftfeuchtigkeit	56
7.3 Direktbeobachtung tribologischer Grenzflächenvorgänge	58
8. Reibungsverhalten von Kunststoff-Kunststoff-Gleitpaarungen	61
9. Reibungs- und Verschleißverhalten eines thermoplastischen Kunststoffs mit Füllstoffen	65
10. Reibungs- und Verschleißverhalten glasfaserverstärkter (GF) Kunststoffe	68
10.1 Untersuchungen an GF-Polyamid	68
10.2 Untersuchungen an GF-Polyphenylensulfid	74
10.3 Vergleich zwischen dem tribologischen Verhalten eines unverstärkten und eines GF-Kunststoffs	80
11. Reibungs- und Verschleißverhalten von Kunststoff-Verbundwerkstoffen	82
12. Vergleichende Betrachtung des tribologischen Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe im Hinblick auf technische Anwendungen	87
Literatur	95



1. Einleitung und Aufgabenstellung

Der Verminderung reibbedingter Energieverluste und verschleißbedingter Materialverluste in technischen Bewegungssystemen, wie z.B. Lagerungen, Führungen, Getrieben uws., kommt in Anbetracht der gegenwärtigen und zukünftigen Energie- und Rohstoffsituation große technisch-wirtschaftliche Bedeutung zu. /1.1/

Die Minderung von Reibung und Verschleiß erfolgt in vielen Fällen durch Schmierung, d.h. durch das Einbringen eines flüssigen oder gasförmigen Schmierstoffes zwischen die bewegten Bauteile. Bei völliger Trennung der beiden Bewegungspartner tritt hydrodynamische Schmierung mit sehr geringen inneren Reibungsverlusten auf. Der Betrieb ist dann weitgehend verschleißfrei.

Es existiert nun eine große Reihe technischer Anwendungsfälle, bei denen hydrodynamische Schmierung nicht möglich ist. Derartige Situationen können z.B. bei komplizierterer Geometrie und Bewegungsform der Reibpartner, wie z.B. bei Getrieben, vorliegen oder dadurch gegeben sein, daß es aus konstruktiven Gründen nicht gelingt, einen hydrodynamischen Schmierstoffumlauf zu realisieren. Daneben gibt es spezielle technische Gebiete, wie z.B. die Feinwerktechnik /1.2/ bis /1.4/, in denen infolge der geringen Abmessungen der bewegten Teile - bei häufig recht hohen spezifischen Flächenpressungen - es nicht möglich ist, die Reibstellen hinreichend mit Schmierstoff zu versorgen. Eine weitere sehr wesentliche Forderung ist der Anspruch auf Wartungsfreiheit technischer Bewegungssysteme. Dies gilt besonders für den Langzeitbetrieb, wo beim Einsatz von Schmierstoffen diese altern oder verharzen können und es dadurch zu verschlechterten Betriebsbedingungen kommen kann. Es besteht somit ein großer Bedarf an reibungs- und verschleißgünstigen Gleitpaarungen, die ohne Schmierstoff auskommen.

Für die Verwendung in tribologischen Materialpaarungen unter Betriebsbedingungen des (wartungsfreien) Trockenlaufes, d.h. bei unmittelbarer Festkörperberührung und Festkörperreibung sind Kunststoffe oder Polymerwerkstoffe geeignet, da bei rein metallischen Partnern stets mit der Möglichkeit des gefürchteten "Fressens" (Kaltverschweißens) der Bewegungspartner gerechnet

werden muß. In den letzten Jahren werden daher in steigendem Maße Kunststoffe sowohl in homogener Form als auch als Verbundwerkstoffe für tribotechnische Bauteile, beispielsweise für Lagerpaarungen in Betracht gezogen. Neben thermoplastischen Polymerwerkstoffen sind besonders auch Kunststoff-Verbundwerkstoffe, wie z.B. Teflon mit Bronze und Blei, Nylon mit Molybdändisulfid, Polyester mit Glasfiber, für zahlreiche "Verschleißanwendungen" geeignet /1.5/. Infolge des komplexen Aufbaus der Polymerwerkstoffe sind jedoch die bei tribologischer Beanspruchung im Kontakt-Grenzflächenbereich ablaufenden physikalisch-chemischen Reibungs- und Verschleißmechanismen und ihr Zusammenhang mit anderen Werkstoffeigenschaften noch weitgehend ungeklärt. Ziel des vorliegenden Forschungsvorhabens ist die grundlagenorientierte Untersuchung der Kontakt-, Reibungs- und Verschleißmechanismen von (anwendungstechnisch interessanten) Kunststoffen im ungeschmierten Zustand, d.h. unter Bedingungen der Festkörperreibung. Es wird versucht, die gefundenen tribologischen Ergebnisse mit anderen Eigenschaften der Polymerwerkstoffe zu verknüpfen und damit eine Basis für die technische Anwendbarkeit der erzielten Forschungsergebnisse zu schaffen.

2. Tribologisches Verhalten von Werkstoffen

Reibung und Verschleiß von Werkstoffen sind bekanntlich komplexe Vorgänge, die nicht in einfacher Form beschreibbar sind und an denen eine Vielzahl von Einflußgrößen, Prozessen und Parameter beteiligt sind.

In zahlreichen neueren Arbeiten ist betont worden, daß das tribologische Verhalten von Werkstoffen nicht durch materialbezogene Kenngrößen - etwa in Analogie zu den bekannten Festigkeitskenngrößen, wie z.B. die Zugfestigkeit oder die Druckfestigkeit - charakterisiert werden kann, sondern durch "systemspezifische Kenngrößen" zu kennzeichnen ist./2.1/ bis /2.6/. So ist in Anlehnung an DIN 50 320 das tribologische Verhalten von Werkstoffpaarungen durch Kennzeichnung der folgenden vier wesentlichen Parametergruppen zu beschreiben, siehe Abb. 1:

- I. Angabe der technischen Funktion, für die die Werkstoffpaarung einzusetzen ist. (Es ist unmittelbar klar, daß

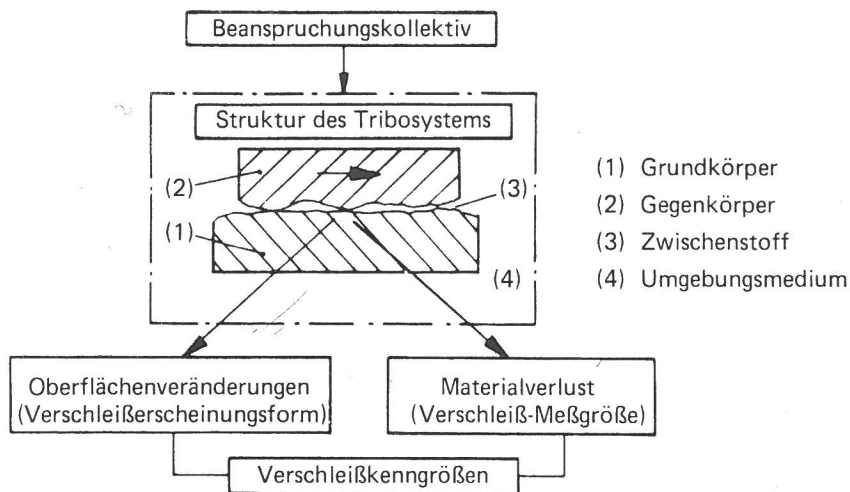


Abb. 1:
Parametergruppe eines
tribologischen Systems
(nach DIN 50 320)

z.B. Polymerwerkstoffe, die in Gleitlagerungen oder in Bremsen oder Kupplungen angewendet werden, unterschiedliche Eigenschaften aufweisen müssen).

II. Angabe des Beanspruchungskollektivs.

Dieses besteht neben der Bewegungsart aus den Größen

- Normalkraft F_N bzw. Flächenpressung p
- Gleitgeschwindigkeit v
- Temperatur T
- Beanspruchungsdauer t oder Beanspruchungsweg s .

Daneben sind u.U. auch noch Störgrößen, wie z.B. mechanische Schwingungen oder Strahlungsbeanspruchungen zu berücksichtigen.

III. Charakterisierung der sogenannten Struktur des tribologischen Systems, d.h.

a) den Elementen oder Komponenten des Systems, bestehend im allgemeinen aus vier Bauteilen oder Stoffen, nämlich

- (1) Grundkörper
- (2) Gegenkörper
- (3) Zwischenstoff (so vorhanden)
- (4) Umgebungsmedium.

b) Kennzeichnung der wichtigen Eigenschaften der Systemkomponenten (1), (2), (3), (4)

- c) Beschreibung der tribologischen Wechselwirkungen zwischen den Systemelementen, d.h. im wesentlichen das
- Kontaktverhalten
 - Reibungsverhalten
 - Verschleißverhalten.

IV. Angabe tribologischer Kenngrößen, nämlich

- Reibungskenngrößen
- Verschleißkenngrößen.

Aus den hier nur sehr knapp umrissenen Systembetrachtungen wird deutlich, daß das tribologische Verhalten von Werkstoffen nur bei Kenntnis des von außen wirkenden Beanspruchungskollektivs und der inneren Systemstruktur des Systems, in dem die Reibungs- und Verschleißprozesse auftreten, zu kennzeichnen ist. In symbolischer Form läßt sich also schreiben:

Tribologisches Verhalten = f (Systemstruktur;
Beanspruchungskollektiv)

Bei einer tribologischen Untersuchung werden im allgemeinen das Beanspruchungskollektiv und auch die Systemkomponenten vorgegeben, und es werden die tribologischen Wechselwirkungen (IIIc) und die tribologischen Kenngrößen (IV) in Abhängigkeit von dem Beanspruchungskollektiv (II), den Systemkomponenten (IIIa) und deren Eigenschaften (IIIb) untersucht.

3. Allgemeines über Kunststoffe

Für die Durchführung von Forschungsarbeiten über das tribologische Verhalten von Kunststoffen sind zunächst einige allgemeine Angaben über Aufbau und Eigenschaften der zu untersuchenden Kunststoffe oder Polymerwerkstoffe zu machen. (Die Begriffe "Kunststoffe" und "Polymerwerkstoffe" werden in dieser Arbeit synonym verwendet.) Im folgenden sind der heutige Stand der Kenntnisse über Struktur und mechanische Eigenschaften von Kunststoffen sowie ihr aus der Literatur bisher bekanntes tribologisches Verhalten in knapper Form zusammengestellt. Ergänzende Informationen können neueren Monographien über Kunststoffe /3.1/ bis /3.4/ sowie einigen Übersichtsarbeiten über ihr tribologisches Verhalten /3.5/ bis /3.13/ entnommen werden.

3.1 Struktur und mechanisches Verhalten

Polymerwerkstoffe sind bekanntlich makromolekulare, ganz oder teilweise synthetisch hergestellte Substanzen, deren physikalische, chemische und technologische Eigenschaften wesentlich von der Konstitution der sich aufbauenden Makromoleküle und den zwischen ihnen wirkenden Bindungskräften abhängen.

Die Makromoleküle werden durch chemische und/oder physikalische Bindekräfte untereinander zusammengehalten. Chemisch quervernetzte Makromoleküle ergeben Duroplaste und Elastomere, nur physikalisch gebundene dagegen Thermoplaste.

Der im Vergleich zu Metallen unterschiedliche innere Aufbau drückt sich beispielsweise in vergleichsweise niedrigeren Werten von Elastizitätsmodul und Wärmeleitfähigkeit aus und führt zu charakteristischen Unterschieden im mechanischen Verhalten. Neben materialspezifischen Parametern, wie Molekulargewicht, Verzweigungs- und Vernetzungsgrad, Kettenbeweglichkeit, und Umgebungsparametern, wie Feuchtigkeit, Chemikalien, Temperaturbelastungsgeschwindigkeit, Art und Höhe der aufgetragenen Spannungen, hat auch die thermisch-mechanische Vorgeschichte einen oft entscheidenden Einfluß. Eigenspannungen, Orientierungen, Kristallisationsgrad usw. können sich bei einer späteren Beanspruchung, besonders bei einer Temperaturerhöhung, bemerkbar machen. Außerdem können sich diese Erscheinungen während der Beanspruchungs- oder Einsatzdauer ändern. In der Praxis sind dabei Zeit und Temperatureinfluß als wichtige Parameter besonders zu beachten. Die Vielzahl der Parameter und auch die Variationsbreite des inneren Aufbaus führt dazu, daß - auch dies im Unterschied zu Metallen - die charakteristischen "Stoffparameter", wie z.B. Elastizitätsmodul, Streckgrenze, Festigkeitsdaten, eine weit größere Variationsbreite und eine entsprechende Unsicherheit für unterschiedliche Kunststoffchargen aufweisen, als dies bei metallischen Werkstoffen üblich ist.

Von besonderer Bedeutung für das Verhalten von Polymerwerkstoffen ist ihre Abhängigkeit von der Temperatur. Dies kann z.B. gekennzeichnet werden durch den Temperaturverlauf des im Torsionsschwingversuch nach DIN 53 445 gemessenen Schubmoduls und des mechanischen Verlustfaktors (mechanische Dämpfung), s. Abb. 2.

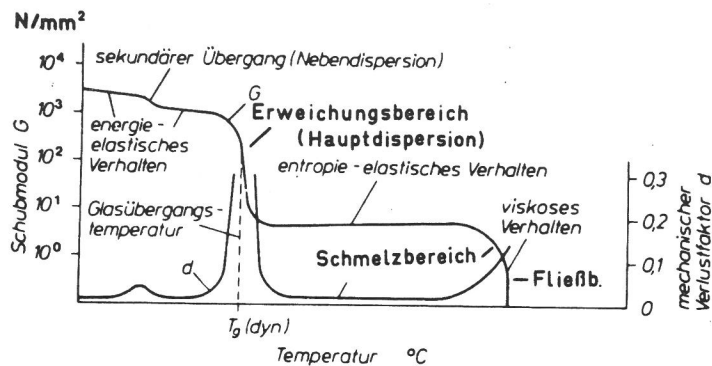


Abb. 2:
Schematische Darstellung der Zustands- und Übergangsbereiche amorpher Polymer-Werkstoffe (nach /3.2/)

Es werden unterschieden:

a) Drei Zustandsbereiche

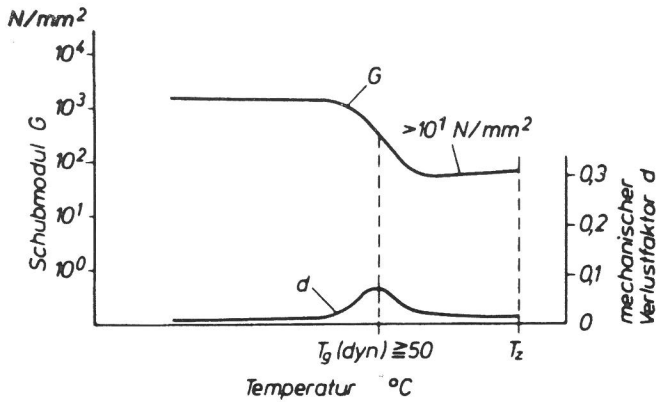
- Energieelastischer Bereich
- Entropieelastischer Bereich
- Fließbereich.

b) Zwei Übergangsbereiche

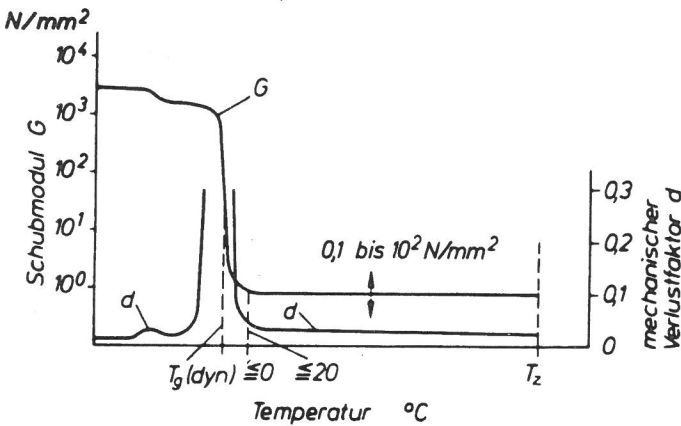
- Übergangsbereich vom Erweichungs- oder Einfrierbereich (Glasübergang) zwischen Energie- und Entropieelastischem Zustand
- Übergang vom Entropieelastischen Zustand in den Fließbereich, der bei Teilkristallinen auch Schmelzbereich genannt wird (nur bei Termoplasten).

In Abbildung 3 ist der Temperaturverlauf des Schubmoduls G und des mechanischen Verlustfaktors d für die drei wesentlichen Polymerklassen, nämlich Thermoplaste, Duroplaste und Elastomere in schematisch vereinfachter Form zusammengestellt.

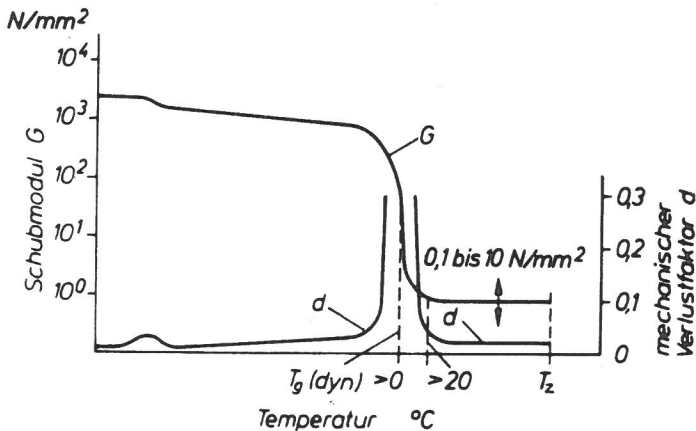
Betrachtet man nun speziell das mechanische Verformungsverhalten, so zeigen Polymer-Werkstoffe, z.B. im Gegensatz zu Stahl, nur bei sehr geringer Belastung ein elastisches Verformungsverhalten. Bei höherer Beanspruchung können zusätzlich Kriech- und Fließvorgänge auftreten, die ein Abweichen vom elastischen Kraft-Verformungs-Verhalten bedingen können. Das Verformungsverhalten läßt sich modellmäßig durch verschiedene rheologische Modelle darstellen, bei denen das Element "Feder" zur Kennzeichnung des Idealfalls der elastischen Verformung und eines "Dämpfungselements" zur Kennzeichnung des viskosen Verhaltens verwendet



a) Duroplaste



b) Elastomere



c) Thermoplaste

Abb. 3: Schematische Darstellung des Temperaturverlaufs von Schubmodul G und mechanischem Verlustfaktor d (nach /3.2/)

werden. Durch Hintereinander- bzw. Parallelschaltung dieser Elemente kommt man zu verschiedenen rheologischen Modellen von Polymerwerkstoffen, nämlich z.B. zu den sogenannten Maxwell-Modellen, den Kelvin-Modellen oder auch den gekoppelten Voigt-Kelvin-Modellen. In relativ einfacher Weise läßt sich dann das Verformungsverhalten von Polymer-Werkstoffen durch das sogenannte Burger- oder 4-Parameter-Modell beschreiben, das durch Hintereinanderschalten eines Voigt-Kelvin- und eines Maxwell-Modells entsteht, s. Abbildung 4 /3.2/.

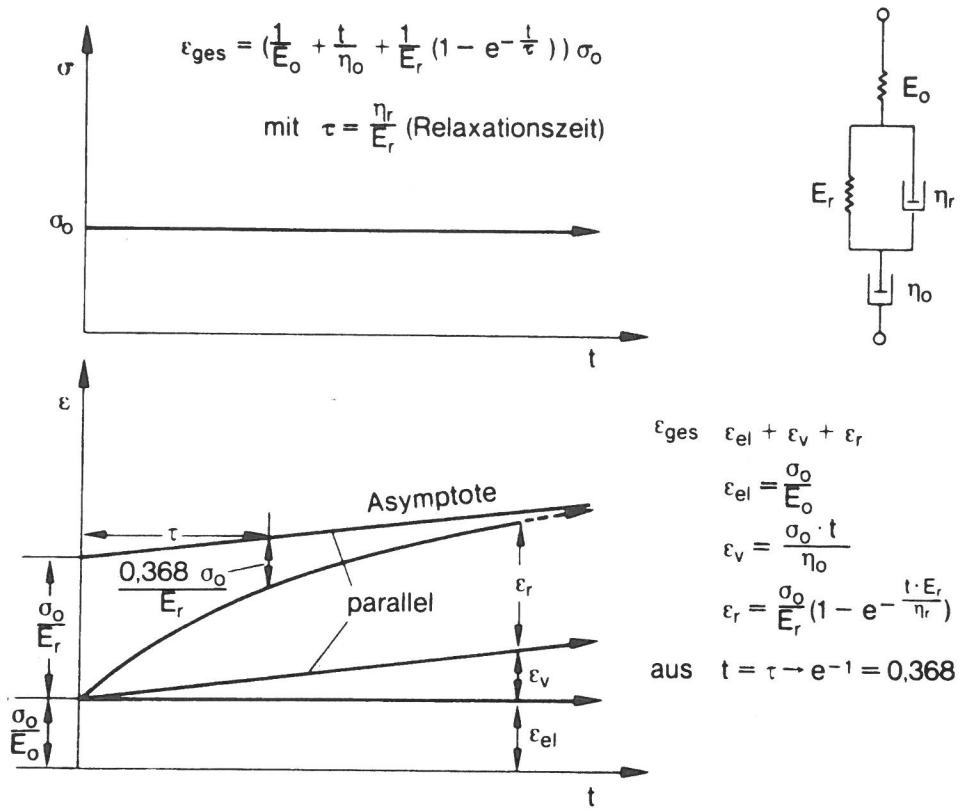


Abb. 4: Verformungsverhalten von Polymerwerkstoffen im einachsigen Zugversuch (Burger- oder 4-Parameter-Modell) nach /3.2/

Wie in Abb. 4 für einen Modellversuch dargestellt, bei dem eine einachsige konstante Zugspannung σ_0 auf einen Polymerstab wirkt, sind bei der Verformung von Polymer-Werkstoffen die folgenden Verformungsanteile zu unterscheiden:

- Elastisches Verhalten, d.h. linearer Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung, (ϵ_{el} : elastische Verformung; E_0 : Elastizitätsmodul)
- Viskoses oder plastisches Verhalten, das auch mit "Fließen" bezeichnet wird, (ϵ_v : viskose Verformung; η_0 : Viskosität)
- Viskoelastisches Verhalten, bei dem zwar ein Kriechen aber kein Fließen auftritt, (ϵ_r : relaxierende oder viskoelastische Verformung; E_r : Relaxationsmodul)
- Elastisch-viskoses oder elastisch-plastisches Verhalten, d.h. Überlagerung aus elastischem und viskosem Verhalten.

Hierbei ist nur das viskose, plastische Fließen irreversibel, während das viskoelastische Verhalten ein reversibles Kriechen beinhaltet. Bei einer (schnellen) Entlastung formt sich die

Probe sofort um den elastischen Verformungsanteil ϵ_{el} und zeitlich verzögert um den relaxierenden Anteil zurück.

3.2 Kontaktdeformation und Adhäsion

Jedem Reibungs- und Verschleißvorgang geht stets ein Kontaktvorgang voraus, bei dem durch das Zusammenwirken von Kontaktdeformation und der in der Kontakt-Grenzfläche wirkenden Adhäsion sich die wahre Kontaktfläche ausbildet.

Für die Größe der wahren Kontaktfläche wurden ohne Berücksichtigung einer Adhäsion mehrere Modellvorstellungen entwickelt und entsprechende Formeln angegeben. Hierbei ist es sinnvoll, drei Fälle zu unterscheiden:

- (α) Statischer Kontakt mit reiner Normalkraft,
- (β) Statischer Kontakt mit Normalkraft- und Tangentialkraft (Haftreibung, Ruhereibung),
- (γ) Dynamischer Kontakt, d.h. Gleiten.

Eine erste Berechnung der Größe der Berührungsfläche Kugel-Ebene wurde bekanntlich von Hertz unter den idealisierten Verhältnissen ideal glatter Flächen und rein elastischer Kontaktdeformation vorgenommen. Bei Berücksichtigung der Oberflächenrauheit wurden von Archard dann mehrere Formeln mit unterschiedlichen Exponenten abgeleitet /3.14/. Für den Fall rein plastischer Deformation gaben Bowden und Tabor /3.15/ sowie Holm /3.16/ dagegen eine Formel an, nach der die wahre Kontaktfläche der Normalkraft direkt proportional und dem sog. Fließdruck umgekehrt proportional ist. Ein weiteres, realistischeres Bild der Kontaktdeformation wurde neuerdings von Greenwood und Williamson entworfen /3.17/. Danach wird die Art der Kontaktdeformation durch den sog. "Plastizitätsindex ψ " gekennzeichnet. Dieser ist dem E-Modul und der Quadratwurzel der Standardabweichung der Rauheitshügel-Verteilung direkt proportional und Härte und Quadratwurzel des mittleren Hügelradius umgekehrt proportional. Wenn $\psi < 0,6$ soll der Kontakt bei praktisch allen Belastungen rein elastisch und bei $\psi > 1$ rein plastisch sein. Im Bereich $0,6 < \psi < 1$ kann dagegen eine Belastungszunahme einen Wechsel von elastischem zu plastischem Kontaktverhalten bewirken. Insgesamt ergeben sich für den statischen Kontakt

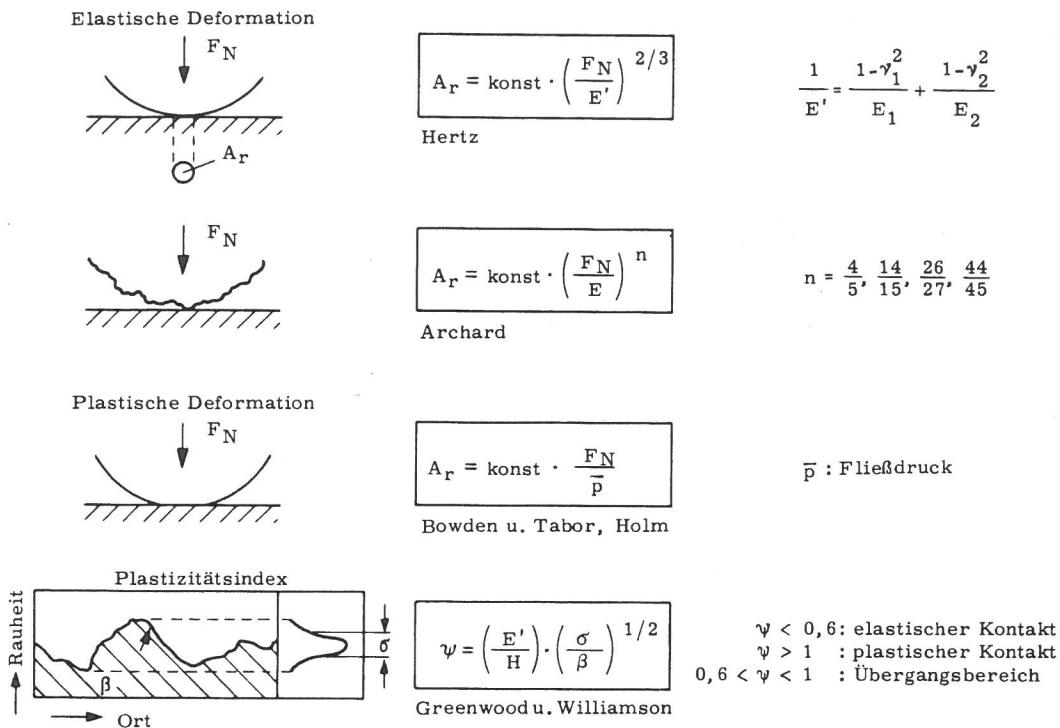


Abb. 5: Formeln der statischen Kontaktdeformation

realer Festkörperoberflächen aus den in Abb. 5 dargestellten Modellen etwa folgende Konsequenzen:

- (1) Die wahre Kontaktfläche, die Flächensumme der Mikrokontakte, ist wesentlich kleiner als die geometrische (scheinbare) Kontaktfläche und zwar je nach Situation um eine bis vier Größenordnungen.
- (2) Die wahre Kontaktfläche ist näherungsweise, d.h. mit Exponenten von $n = 0,8$ bis 1 , der Normalkraft direkt proportional und umgekehrt proportional dem E-Modul bzw. dem Fließdruck oder der Härte des weicheren Kontaktpartners.

Während bei metallischen Werkstoffen das Kontaktdeformationsverhalten durch die elastische Theorie nach Hertz oder Theorien der plastischen Deformation bei Berücksichtigung der Oberflächenrauheit nach den neueren Ergebnissen der Forschung hinreichend zu beschreiben sind, ergeben sich bei Polymerwerkstoffen infolge der komplizierten Deformationseigenschaften (vgl. Abb. 4) einige Schwierigkeiten.

Darüber hinaus ist noch zu berücksichtigen, daß auch die in der Kontaktfläche wirkenden Adhäsionskräfte das Kontaktverhalten

mitbestimmen. Für Polymerwerkstoffe können zu dieser Adhäsion van der Waals Kräfte, elektrostatische Kräfte und möglicherweise auch Wasserstoffbrückenbildung beitragen /3.9/. Es ist zu erwarten, daß die Adhäsionskräfte um so größer sind, je größer die freie Oberflächenenergie der betreffenden Polymerwerkstoffe ist.

In einer neueren Arbeit hat K.L. Johnson versucht, die genannten Einflüsse, nämlich das Hertz'sche Deformationsverhalten, die Adhäsion zwischen den Kontaktpartnern und das viskoelastische Verhalten, das zu charakteristischen Unterschieden beim Be- und Entlasten der Kontaktpaarung führt, in einer geschlossenen Theorie zu vereinigen /3.18/. Wie in Abb. 6 vereinfacht dargestellt, ist bei einem Be- und Entlastungszyklus von Polymerwerkstoffen das folgende Verhalten zu erwarten:

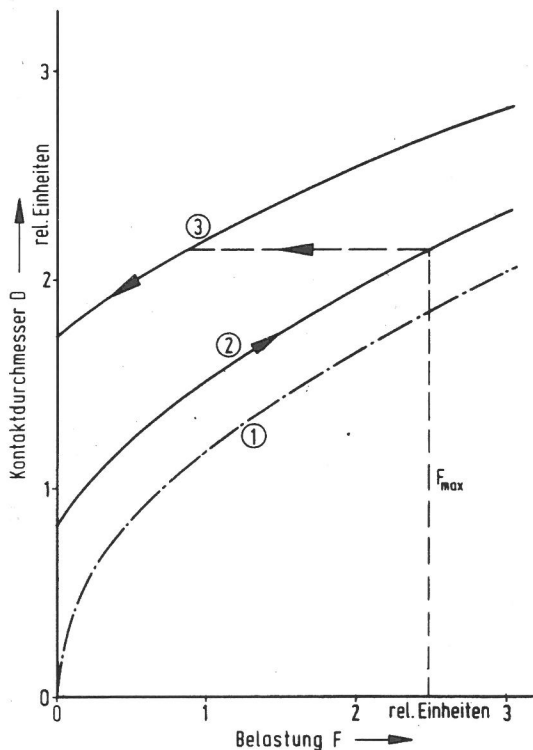


Abb. 6:
Modell des Kontaktdeformationsverhaltens von Polymer-Werkstoffen (nach /3.18/)

Kurve ① stellt die Zunahme des Durchmessers der Kontaktfläche mit steigender Normalkraft nach der klassischen Hertz'schen Theorie dar. Berücksichtigt man die in der Grenzfläche wirkenden Adhäsionskräfte, so sollten nach der von Johnson modifizierten Hertz'schen Theorie auch bei der Normalkraft $F_N = 0$ ein bestimmter Kontaktflächendurchmesser sich einstellen. Dies ist in Kurve ② durch die Tatsache angedeutet, daß die Kurve 2 bei der Belastung $F_N = 0$ bereits einen endlichen Wert für den Kontaktdurchmesser

ausweist. Mit steigender Belastung nimmt dann der Durchmesser analog zur Kurve ① zu. Wenn es sich nun bei dem untersuchten Kontaktfall um die Berührung von viskoelastischen Körpern handelt, so wird beim Entlasten des betreffenden Systems nicht genau die Kurve ② rückwärts durchlaufen. Wenn in Kurve ② der Punkt F_{\max} die maximale Belastung bedeutet, so wird nach Rückgang der Normalkraft zunächst der Kontaktflächendurchmesser in etwa erhalten bleiben. Erst wenn die Normalkraft unter ein bestimmtes Niveau abgesunken ist, nimmt auch der Kontaktflächendurchmesser bei der Entlastung ab. Dies ist in Kurve ③ wiedergegeben.

Dieses Modell kann als wesentlicher Ausgangspunkt für weitere Untersuchungen des Kontaktdeformationsverhaltens von Polymerwerkstoffen angesehen werden.

3.3 Reibungsverhalten

Es wird heute allgemein angenommen, daß das Reibungsverhalten durch die überlagerten Prozesse von Deformationsverlusten, Trennen adhäsiver Bindungen und elastischen Hystereseverlusten zustande kommt. Die von Bowden und Tabor /3.15/ entwickelte Adhäsionshypothese der Gleitreibung, manchmal auch molekular-mechanische Theorie der Gleitreibung genannt, geht in vereinfachter Darstellung davon aus, daß die Normalkraft des Kontaktes durch elastisch-plastische Deformation der Kontaktflächen aufgenommen wird. Bei einer Relativbewegung verändern sich durch die auftretenden Tangentialspannungen in der Kontaktfläche die Mikrokontakte. Die Reibungskraft muß dann zum Überwinden von adhäsiven Kontaktbrücken, die sich in den Mikrokontakten ergeben, aufgewendet werden, wobei beim Trennen dieser Mikro-Kaltschweißverbindungen und ihrer Neubildung in einem komplizierten dynamischen Vorgang elastisch-plastische Deformationen in Mikrobereichen beteiligt sind. Die Reibungskraft kann formal als Summe eines "Adhäsions-Terms" und eines "Deformations-Terms" angegeben werden:

$$F_R = F_R \text{ (Adhäsion)} + F_R \text{ (Deformation)}$$

Auf der Basis dieser Überlegungen sind speziell für Metalle die folgenden einfachen Formeln für den Reibungskoeffizient = Reibungskraft/Normalkraft, $f = F_R/F_N$ abgeleitet worden /3.15/:

- Adhäsionsterm:

$$f_{Ad} = \frac{\tau_s}{p_N}$$

wobei τ_s : Scherfestigkeit in der Kontaktgrenzfläche
 p_N : Mittlere Flächenpressung an den
 Rauheitshügeln

- Deformationsterm:

$$f_{Def} = \left(\frac{2}{\pi}\right) \cot \theta$$

θ : Mittlerer Steigungswinkel der
 Rauheitshügel

Da die genannten Formeln bereits für Metalle nur als allereinfachste Näherungsformeln anzusehen sind, ist unmittelbar klar, daß für Polymerwerkstoffe nur wenige Ergebnisse der Reibungsversuche mit Metallen direkt verglichen werden können. Durch die wesentlich kleineren E-Moduln und Härten, die ausgeprägten Dämpfungs- und viskoelastischen Eigenschaften der Kunststoffe und die starke Temperaturabhängigkeit der Material-"Konstanten" ergeben sich kennzeichnende Unterschiede im tribologischen Verhalten. Außerdem können je nach Art der Beanspruchung verschiedene Merkmale hervortreten bzw. sich zeitlich ändern. Es gibt deshalb z.Zt. noch keine hinreichend umfassende Vorstellung über das Reibungsverhalten der Kunststoffe und den Einfluß der wesentlichen Parameter, jedoch Modelle für das Reibungsverhalten einiger Kunststoffe in begrenzten Beanspruchungsbereichen.

Von Bartenev /3.10/ wurde für gummielastische Stoffe ein Modell entwickelt, das das Gleiten durch eine schnelle Folge von adhäsivem Haften, elastischer Verspannung und Abtrennen und Zurück-schnellen eines Mikrobereichs erklärt. Die Entstehung von sogenannten Schallamach-Wellen, die in einem bestimmten Geschwindigkeitsbereich bei gummielastischen Stoffen entstehen, ist möglicherweise eng mit diesem Gleitmechanismus verbunden /3.20/.

Für das Reibungsverhalten von Thermoplasten und Duroplasten scheint dagegen das relative Verhältnis der Adhäsionskräfte in der Grenzfläche und der Kohäsionskräfte, die einer Scherung im Inneren des Werkstoffes entgegenstehen, von besonderer Bedeutung zu sein /3.13/. Bei Werkstoffen mit sehr "glatter" Molekülstruktur, wie z.B. PTFE, wird angenommen, daß das PTFE infolge der Adhäsion

fest an dem Reibgegenpartner haftet und entweder die Lamellen oder einzelne Molekülgruppen des PTFE unter Aufwendung sehr geringer Scherkräfte im Kunststoff voneinander abgleiten. Scherung findet also im Kunststoff statt. Dagegen findet bei Duroplasten mit vernetzter Struktur im allgemeinen das Gleiten in der eigentlichen Kontaktgrenzfläche statt, weil hier die Scherfestigkeit erheblich höher ist als beim PTFE.

3.4 Verschleißverhalten

Die Verschleißmechanismen von Metallen können bekanntlich in die folgenden hauptsächlichsten Klassen eingeteilt werden /3.19/:

- Adhäsion: Ausbildung und Trennung von Grenzflächenverbindungen.
- Abrasion: Materialabtrag durch ritzende Beanspruchung.
- Oberflächenzerrüttung: Ermüdung und Ribbildung in Oberflächenbereichen durch tribologische Wechselbeanspruchungen, die zu Materialtrennungen führen.
- Tribochemische Reaktionen: Entstehung von Reaktionsprodukten durch die Wirkung von tribologischer Beanspruchung bei chemischer Reaktion von Grundkörper, Gegenkörper und angrenzendem Medium.

Es kann davon ausgegangen werden, daß auch das Verschleißverhalten von Polymer-Werkstoffen in diese Hauptgruppen einzuteilen ist. Hierbei ergeben sich jedoch durch die besonderen Eigenschaften der Polymerwerkstoffe charakteristische Unterschiede. So spielen sicherlich tribochemische Reaktionen hier nur eine untergeordnete Rolle.

Wesentlich erscheint dagegen das unterschiedliche Deformationsverhalten der Kunststoffe, die Abhängigkeit des molekularen Zustands (z.B. Glaszustand) sowie die relativen Verhältnisse von Adhäsion in der Kontaktgrenzfläche und dem kohäsiven Zusammenhalten der Kunststoffe unter den beim Verschleiß wirkenden Normal- und Tangentialkräften und -spannungen. Bei amorphen Polymeren (z.B. PMMA, PVC) und bei semikristallinen Polymeren (z.B. PP), die einer Verschleißbeanspruchung bei niedrigen Geschwindigkeiten mit reinen harten Oberflächen, wie z.B. Stahl oder Glas, unterworfen werden, ist die Grenzflächenadhäsion stark, aber sie scheint jedoch nicht so stark zu sein wie die Kohäsions-

kräfte im Polymer selber /3.9/. Demzufolge kann die Reibung zwar relativ hoch sein, es findet jedoch kein großer Übertrag des Polymers auf die Gegenfläche statt. Wenn kleinere Übertragungspartikel gefunden werden, resultieren sie höchstwahrscheinlich aus dem Effekt einer lokalen Oberflächenzerrüttung. Wenn jedoch die Temperatur (oder die Gleitgeschwindigkeit) steigt, nimmt die Volumenfestigkeit des Polymer ab und kann einen Punkt erreichen, wo sie kleiner als die Scherfestigkeit der adhäsiven Kontaktflächenbindung ist. In diesem Zustand können größere Polymerpartikel auf den Gegenpartner übertragen werden und der Kunststoffverschleiß wird sehr groß. Im allgemeinen findet dies in der Umgebung der Glasübergangstemperatur statt. Demzufolge können auch höhere Gleitgeschwindigkeiten, die mit einer reibbedingten Erwärmung des Kunststoffes verbunden sind, das Einsetzen von beträchtlichem Verschleiß auslösen.

Eine besondere Stellung im Reibungs- und Verschleißverhalten nimmt bekanntlich PTFE ein. Aufgrund der sogenannten "glatten" Molekularstruktur des PTFE kann dieser Kunststoff sehr leicht geschert werden. Bei einer Gleitbeanspruchung ist dann die Adhäsion in der Grenzfläche höher als die Kraft, die zum Scheren eines dünnen Polymerfilmes notwendig ist, der dann fest am Gegenpartner haftet. Mit diesem Modell, das von Tabor und Mitarbeitern entwickelt wurde /3.21/, kann leicht die niedrige Reibung des PTFE, die im allgemeinen mit einem relativ hohen Verschleiß gekoppelt ist, erklärt werden.

In einer kürzlichen Übersichtsarbeit über den Verschleiß von Polymerwerkstoffen teilt Briscoe die Verschleißvorgänge in zwei große Klassen ein /3.13/:

- I. Verschleißvorgänge, die durch die "kohäsiven" Eigenschaften der Polymerwerkstoffe bestimmt werden, nämlich Abrasions- und Ermüdungsprozesse.
- II. Verschleißvorgänge, die durch Grenzflächenprozesse, d.h. im wesentlichen durch Adhäsionsvorgänge geprägt sind.

Im Fall (I) sind Werkstoff-Festigkeitsgrößen, wie z.B. Zerreiß- oder Ermüdungsfestigkeit wichtige Einflußgrößen. So wurde z. B. unter Benutzung des Archardschen Ansatzes für das Verschleißvolumen W_V

$$W_V = K' \cdot A_R \cdot s$$

A_R : wahre Kontaktfläche

s : Gleitweg

von Ratner der folgende Ausdruck für die Verschleißrate W_V/s gefunden /3.22/, /3.13/:

$$W_V/s = \frac{K' \cdot f \cdot F_N}{H \cdot \sigma_B \cdot \epsilon_B}$$

f : Reibungskoeffizient

F_N : Normalkraft

H : Härte (Funktion der Druckspannung)

σ_B : Zugfestigkeit oder Reißspannung

ϵ_B : Bruch- oder Reißdehnung

K' : Wahrscheinlichkeitsparameter zur Bildung eines Verschleißpartikel

Im Falle (II) wird nach Briscoe das Verschleißverhalten durch die folgenden Teilprozesse bestimmt /3.13/:

- (a) Die Art und Größe der Anfangs-Adhäsion zwischen dem Polymerwerkstoff und dem Gegenkörper
- (b) Den Ort des Trennens von Kontaktbrücken
- (c) Die Dicke und molekulare Anordnung der übertragenen Schicht oder Partikel und die nachfolgenden Veränderungen während mehrfacher Deformationen
- (d) Die endgültige Adhäsionsbindung dieser Schicht oder Partikel an der Gegenfläche nach mehrfachen Deformationen
- (e) Den Mechanismus des Abtrags des übertragenen Materials
- (f) Die Verschiebung der übertragenen Verschleißpartikel aus der Kontaktfläche.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß das Kontakt-, Reibungs- und Verschleißverhalten von Kunststoffen infolge ihrer komplexen mechanisch-molekular-technologischen Eigenschaften sehr vielfältige und komplizierte Züge aufweist. Es ist notwendig, die Reibungs- und Verschleißdaten sorgfältig zu messen, wenn möglich die Kontaktdeformations- und Adhäsionsprozesse in der Grenzfläche direkt zu beobachten und die erzielten Ergebnisse mit den anderen Eigenschaften der Polymerwerkstoffe in einen

Zusammenhang zu bringen. In vorliegender Forschungsarbeit sind diese Fragestellungen bei Berücksichtigung der verschiedenen Systemdaten, die bei systematischen tribologischen Untersuchungen zu berücksichtigen sind, untersucht worden.

3.5 Untersuchte Werkstoffe

Die Auswahl der zu untersuchenden Kunststoffe erfolgte im wesentlichen unter dem Gesichtspunkt, grundlagenorientierte Forschungsarbeiten durchzuführen, deren Ergebnisse auch für die technische Praxis von Bedeutung sind. Da für die Verwendung in tribotechnischen Maschinenelementen im wesentlichen thermoplastische Kunststoffe geeignet sind /3.23/, lag der Schwerpunkt der Forschungsarbeiten bei dieser Kunststoffgruppe. Daneben wurden auch Kunststoffverbundwerkstoffe in die Untersuchungen einbezogen. Als Gegenkörper wurde überwiegend Stahl verwendet, jedoch kamen auch andere Werkstoffe zum Einsatz, so daß sowohl Kunststoff/Metall- als auch Kunststoff/Mineral- und Kunststoff/Kunststoff-Gleitpaarungen untersucht wurden. Im folgenden sind die untersuchten Werkstoffe aufgeführt:

● Kunststoff-Gleitwerkstoffe

- Thermoplaste

Polyäthylen hoher Dichte (HDPE)

Polypropylen (PP)

Polytetrafluoräthylen (PTFE)

Polyamid (PA6, PA66)

Polyoxymethylen (POM)

Polyäthylenterephthalat (PETP)

Polybutylenterephthalat (PBTP)

Polyimid (PI)

- Kunststoffe mit Zusätzen

Polyimid (PI) mit Graphit, PTFE

- Glasfaserverstärkte (GF) Kunststoffe

Polyamid (PA) mit Glasfasern (25, 30, 35 %)

Polyphenylsulfid (PPS) mit Glasfasern (40 %)

- Gegenkörper

- Metalle

- Stahl 100 Cr 6, gehärtet (≈ 800 HV)

- Aluminium, Kupfer, Magnesium, Silber

- Nichtmetalle

- Glas BK 7

- Kunststoffe

- Polystyrol (PS)

- Styrol-Acrylnitril (SAN)

- Polymethylmethacrylat (PMMA)

Infolge der Vielzahl der zu untersuchenden Werkstoffe und der möglichen Gleitpaarungen mußte jeweils eine gewisse Beschränkung und Auswahl bei der Untersuchung der verschiedenen tribologischen Vorgänge getroffen werden. Die in den folgenden Abschnitten 5 bis 12 dargestellten Untersuchungsergebnisse beziehen sich daher meist auf eine geeignete Auswahl der oben genannten Werkstoffe.

Zur Diskussion der bei den einzelnen tribologischen Untersuchungen erzielten Ergebnisse mußte auf verschiedene Eigenschaftsdaten der untersuchten Kunststoffe Bezug genommen werden. Hierzu wurden Datenblätter der von verschiedenen Firmen gelieferten Kunststoffe sowie Daten aus Kunststoff-Taschenbüchern oder DIN-Normen oder VDI-Regeln verwendet /3.24/ bis /3.27/. Tabelle 1 gibt eine Zusammenstellung von Kenndaten der einzelnen Kunststoffe. Ergänzend wurden im Verlaufe der Untersuchungen einige wichtige Kenngrößen der untersuchten Kunststoffe, wie z.B. Relaxationsmoduln (s. Abschnitt 4) und Scherfestigkeit (s. Abschnitt 5) direkt gemessen.

Zur Darstellung der Mikrostrukturen der einzelnen thermoplastischen Werkstoffe wurden Dünnschnitte mittels eines Mikrotoms hergestellt und lichtmikroskopische Aufnahmen angefertigt. Diese Untersuchungsmethode ist in /3.28/ ausführlich mit einigen Untersuchungsbeispielen erläutert.

Eigenschaften	Einheit	PTFE	HDPE	PETP	PBTP	POM	PA 6	PA 66	PI
Dichte ¹ (DIN 53 479)	g/cm ³	2,2	0,95	1,36	1,29	1,42	1,14	1,14	1,43
Streckspannung bzw. Zugfestigkeit ¹ (DIN 53 455)	N/mm ²	30	30	70	60	65	80	85	100
Dehnung ¹ (DIN 53 455) (bzw. Reißdehnung)	%	(>200)	18	7	6	7	3,5	3	(8)
Druckfestigkeit ¹ (DIN 53 454)	N/mm ²	-	32	83	67	100	90	100	180
Elastizitätsmodul ¹ (DIN 53 547)	N/mm ²	400-700	950	3000	2800	3000	2700	3000	3400
Schubmodul ² (DIN 53 457)	N/mm ²	110-350	500-1050	750-1100	900	900-1050	1000	1040	-
Kugeldruckhärte ³ 30s (ISO 2039)		30	45	155	130	125	55	65	-
Kerbschlagfestigkeit ³	kJ/m ²	16	kein Bruch	6	3-6	6-9	3-6	3-5	-
Dauergebrauchstemperatur ¹	°C	260	90	-	110	100	100	100	260
Schmelztemperatur ¹	°C	327 (Zers.)	135	255	255	165-175	215-220	250-255	-
Längenausdehnungskoeffizient ¹	10 ⁻⁶ /K	160	190	80	60	120	85	85	51
Wärmeleitfähigkeit ¹	W/m·K	0,23	0,36	0,23	0,21	0,29	0,29	0,29	0,30
Elektr. Durchschlagfestigkeit ³	kV/mm	20-60	80	89	109	70	50	50	-
Max. Feuchteaufnahme ¹ bei 23° C und 50% rel. Feuchte	Gew.-%	keine	keine	0,3	0,2	vernachlässigb.	2,75	2,2	1-1,3
Max. Feuchteaufnahme ¹ in Wasser bei 20° C	Gew.-%	keine	keine	0,6	0,5	0,8	9	7,5	-

¹) VDI 2541

²) Hellerich, Harsch, Haenle; Werkstoff-Führer Kunststoffe, Carl Hanser Verlag München Wien 1979

³) Entwurf DIN ISO 6691

Tabelle 1: Kenndaten thermoplastischer Kunststoffe

In den Abb. 7 bis 16 sind Bilder der Mikrostrukturen der folgenden Kunststoffe wiedergegeben:

- HDPE (Abb. 7)
- PTFE (Abb. 8)
- PA6 (Abb. 9)
- PA66 (Abb. 10)
- POM (Abb. 11)
- PETP amorph (Abb. 12)
- PETP kristallin (Abb. 13)
- PBTP mit unterschiedlichem Molekulargewicht (Abb. 14 - 16)

Aus den Abbildungen geht der unterschiedliche teilkristalline Aufbau der untersuchten Kunststoffe mit verschiedenen Bereichen amorpher Strukturen (z.B. PETP, Abb. 12) sowie feinsphärolithischen Bereichen (z.B. PA66, Abb. 10) und grobsphärolithischen Bereichen (z.B. POM, Abb. 11) hervor. Die Unterschiede der Sphärolitausbildung und -größe werden besonders gut in den Abb. 14 - 16 deutlich, die die Mikrostrukturen von Polybutylen-terephthalat mit unterschiedlichem Molekulargewicht zeigen.

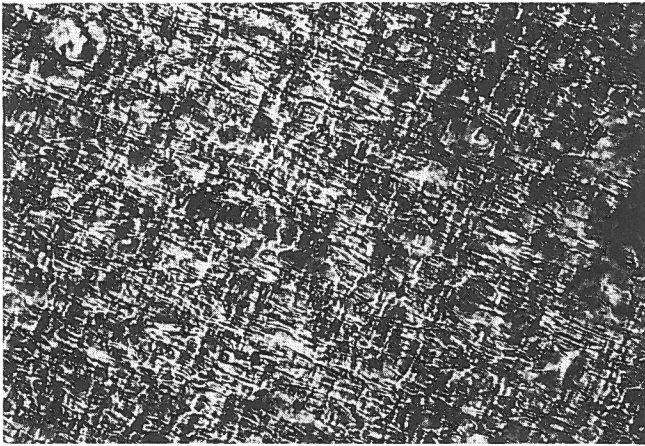


Abb. 7: Mikrostruktur von HDPE 20 μ m

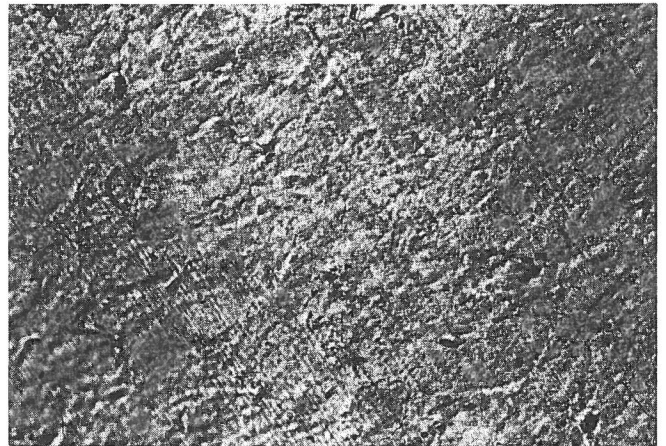


Abb. 8: Mikrostruktur von PTFE 20 μ m

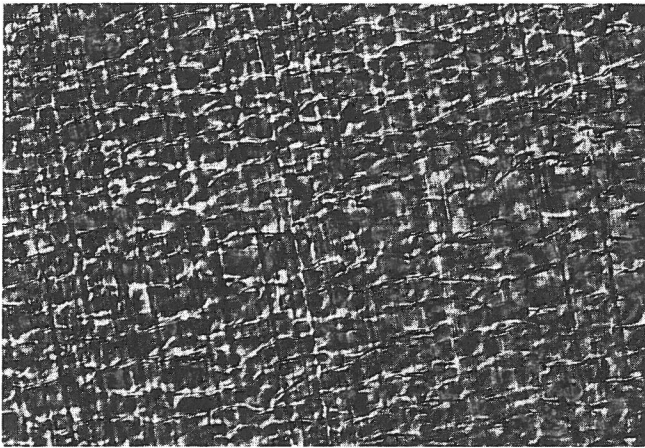


Abb. 9: Mikrostruktur von PA 6 20 μ m

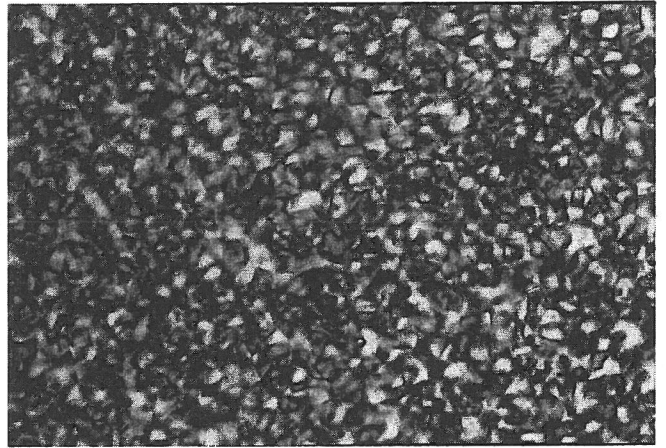


Abb. 10: Mikrostruktur von PA 66 20 μ m

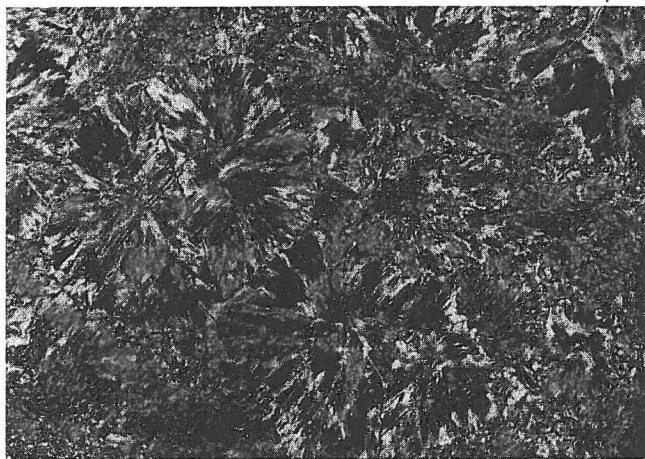


Abb. 11: Mikrostruktur von POM 50 μ m

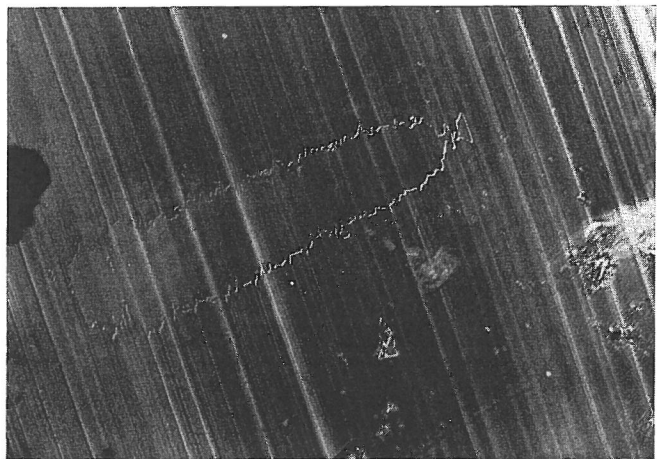


Abb. 12: Mikrostruktur von PETP_a 50 μ m

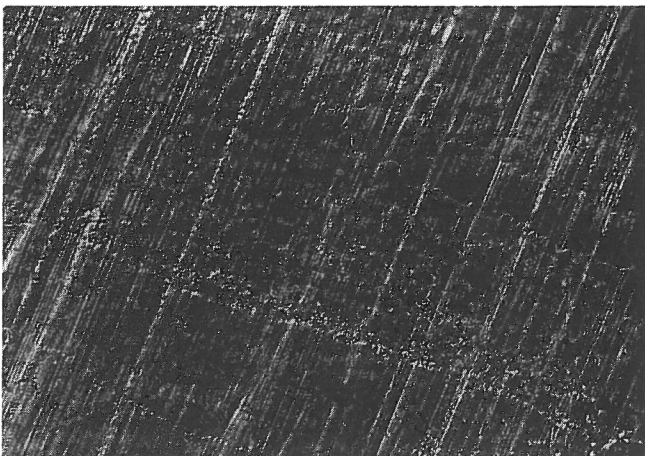


Abb. 13: Mikrostruktur von PETP_k 50 μ m

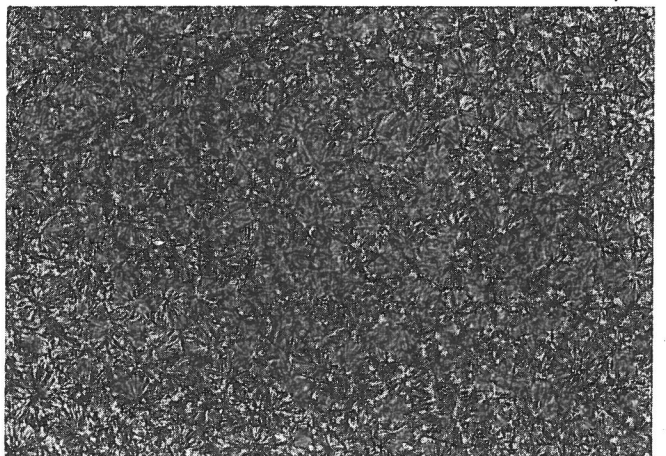


Abb. 14: Mikrostruktur von PBTP I (B 2550) 20 μ m

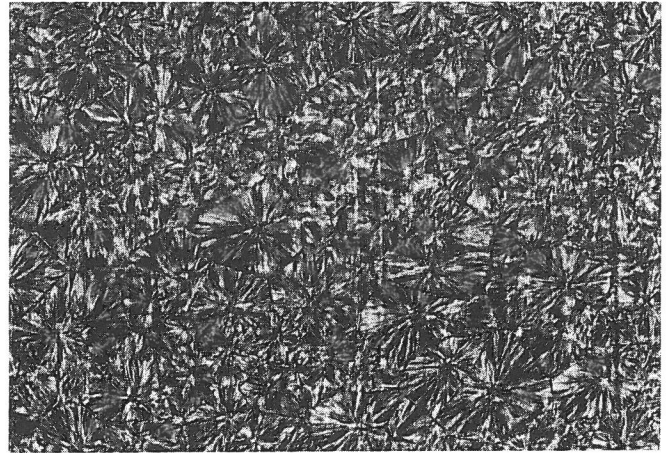
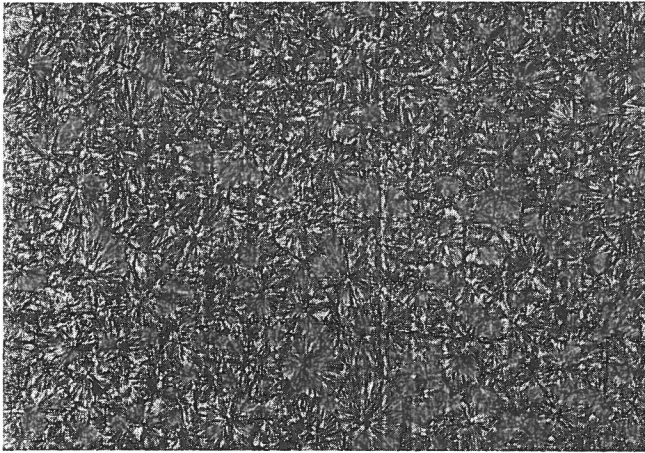


Abb. 15: Mikrostruktur von PBTP II (B 3500) Abb. 16: Mikrostruktur von PBTP III (B 4500)

20 μm

20 μm

4. Meßtechnik und Versuchsdurchführung

Die Untersuchung der komplexen tribologischen Vorgänge an Kunststoffen erfordert den Einsatz aussagekräftiger Meß- und Prüftechniken, wobei die folgenden Randbedingungen zu beachten sind:

- Definierte Struktur des Prüfsystems, d.h. Unterbringung der Gleitpartner, also Grundkörper und Gegenkörper, in einer abgeschlossenen Versuchskammer mit definiertem Umgebungsmedium
- Vorgabe der wichtigen Beanspruchungsgrößen, wie Normalbelastung, Gleitgeschwindigkeit, Temperatur, Beanspruchungsdauer bzw. Beanspruchungsweg in Variationsbereichen, die den Aufgabenstellungen angemessen sind
- Messung der wichtigen tribologischen Kenngrößen, wie Reibungskraft, Reibungskoeffizient, verschleißbedingte Änderungen der Prüfkörper, reißbedingte Temperaturerhöhungen mit möglichst kontinuierlicher Aufzeichnung der verschiedenen Meßgrößen.

Ausgehend von diesen Randbedingungen wurden im Rahmen des Vorhabens Meßtechniken, speziell zwei Reibungs- und Verschleißprüfapparaturen (Tribometer) entwickelt. Im folgenden sind die Meß- und Prüftechniken mit ihren wesentlichen Eigenschaften in knapper Form dargestellt.

4.1 Entwicklung eines Zwei-Komponenten-Kraftaufnehmers

Da alle Reibungsvorgänge wesentlich durch die wirkenden Normal- und Tangentialkräfte geprägt werden, wurde ein neuer empfindlicher Zwei-Komponenten-Kraftaufnehmer in Dehnungsmeßstreifentechnik entwickelt. Mit diesem Kraftaufnehmer können Normalkraft und Tangentialkraft gleichzeitig gemessen und registriert werden.

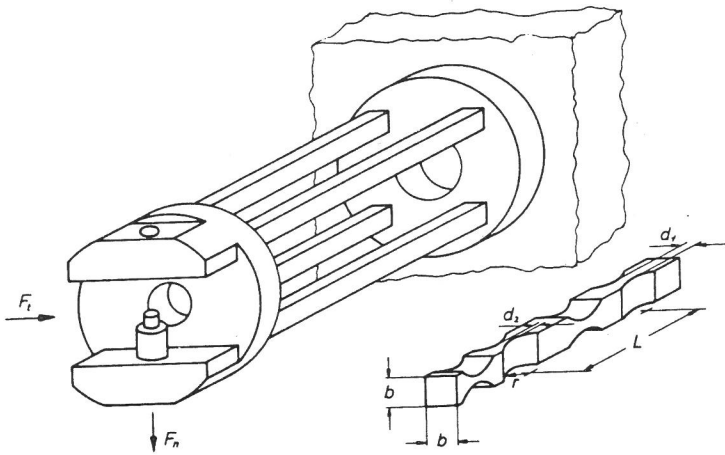


Abb. 17:
Zwei-Komponenten-Kraftaufnehmer zur
simultanen Messung von Normalkraft
und Reibungskraft (schematische
Darstellung)

Wie aus Abb. 17 ersichtlich, wird der Kraftaufnehmer durch ein System von vier Biegebalken realisiert, die an den Ecken eines Rechtecks angebracht sind. Die Kraftangriffspunkte von Normalkraft und Reibungskraft liegen genau in der Mitte des Rechtecks. In diesem Symmetriezentrum wird auch der als Kunststoff-Reibpartner dienende Stift angebracht. Durch die geschilderte Anordnung wird erreicht, daß bei Belastung bzw. Reibung der Stift stets parallel zur angreifenden Kraft geführt wird, so daß eine Dehnung oder Verkantung der Probe ausgeschlossen wird. Jeder Balken hat zwei Paare von Einkerbungen, die senkrecht zueinander, aber versetzt angeordnet und mit Dehnungsmeßstreifen belegt sind. Die Materialdehnung ist in den gekerbten Stellen besonders groß, so daß die durch die Kräfte (also durch die Normal- und Tangentialkräfte) hervorgerufenen Dehnungen an diesen Stellen sehr empfindlich gemessen werden. Die Dehnungsmeßstreifen bilden für jeden Zweig eine Vollbrücke. Der verbleibende Temperaturgang wurde so weit wie möglich kompensiert. Die mit Hilfe des Zwei-Komponenten-Kraftaufnehmers gleichzeitig gemessenen Werte von Reibungskraft F_R und Normalkraft F_N werden einem elektrischen Dividierer zugeführt. Am Ausgang des Dividierers kann dann unmittelbar der Reibungskoeffizient $f = F_R/F_N$ abgegriffen und registriert werden.

Der Aufbau und die Eigenschaften des neu entwickelten Zwei-Komponenten-Kraftaufnehmers, wie z.B. Empfindlichkeit, Übersprechen, Dämpfung, Eigenfrequenz usw., sind in einer separaten Veröffentlichung beschrieben worden /4.1/.

4.2 Entwicklung eines Tribometers mit abgeschlossener Versuchskammer

In dem neuentwickelten Tribometer wurden als variable Eingangsgrößen die Normalkraft, die Gleitgeschwindigkeit, die Umgebungstemperatur und das Umgebungsmedium gewählt. Meßtechnisch vorgebar bzw. kontrollierbar sind die Normal- und Reibungskraft, die Umgebungstemperatur, die Temperatur dicht unterhalb der Reibstelle und die Verschiebung der Reibpartner infolge von Verschleiß. Als zweckmäßigste geometrische Anordnung wurde ein Stift-Scheibe-System gewählt, wobei ein zylindrischer Stift mit seiner Stirnseite gegen eine rotierende Scheibe gedrückt wird.

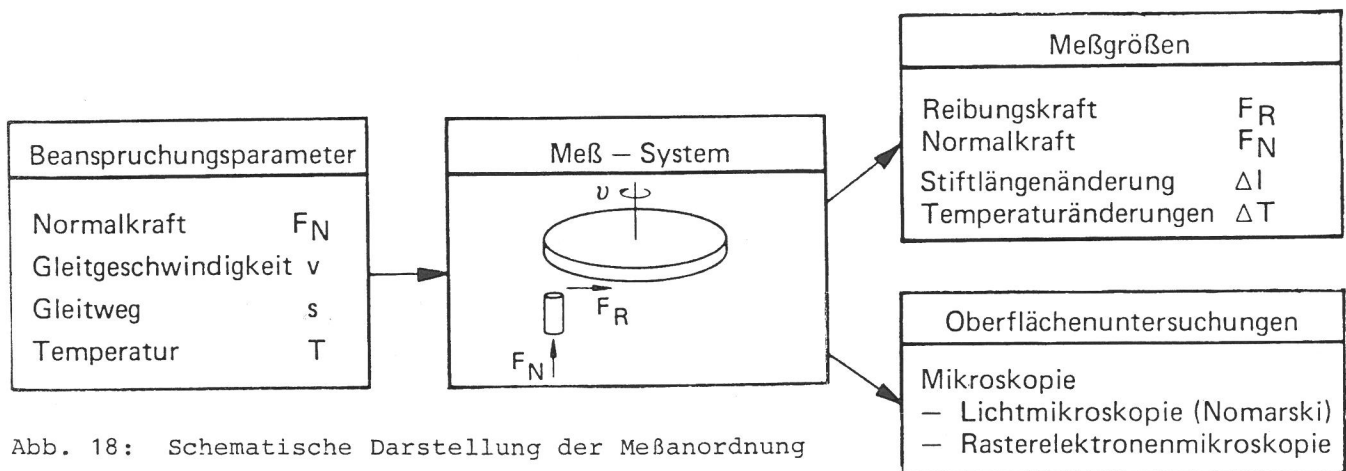


Abb. 18: Schematische Darstellung der Meßanordnung

Der Aufbau der Meßapparatur ist aus Abb. 18 in schematischer Form ersichtlich. Die tribometrischen Messungen erfolgen in einer gegen die umgebende Atmosphäre abgedichteten Versuchskammer. Durch einen umhüllenden Mantel kann sie im Bereich von 0°C bis 70°C über einen Kühlmittelkreislauf mit Thermostaten temperiert werden. Die Versuchskammer kann mit einem beliebigen Gas, z.B. auch mit synthetischer Luft, gefüllt werden. Die Temperatur der Umgebung und der Reibstelle dicht unterhalb der Kontaktfläche werden durch Ni-CrNi-Thermoelemente gemessen. Die Thermospannungen werden verstärkt und registriert.

In der Versuchskammer sind der Versuchsstift und die Versuchsscheibe angeordnet. Die Scheibe wird durch einen tachogesteuerten

Motor angetrieben. Die Umdrehungsgeschwindigkeit ist von 0,1 Umdrehung/min. bis 724 Umdrehungen/min. digital einstellbar. Bei einem mittleren Reibspurradius von 16 mm ergeben sich somit in Verbindung mit wählbaren Getriebeuntersetzungen von 1:10, 1:100 und 1:1000 Gleitgeschwindigkeiten von 10 $\mu\text{m}/\text{min}$. bis zu etwa 70 m/min. Die Federkonstante des Antriebs liegt bei 4 N/mm. Die Scheibe kann durch eine Justier Vorrichtung so zur Antriebswelle eingestellt und ausgerichtet werden, daß der Horizontalschlag am Rand der Scheibe $< \pm 1 \mu\text{m}$ ist. Beim Justieren wird der Spalt zwischen den beiden Oberflächen, also Stift und Scheibe, durch ein Mikroskop unter 2 zueinander senkrechten Richtungen betrachtet.

4.3 Entwicklung eines Tribometers zur Direktbeobachtung tribologischer Grenzflächenvorgänge

Nach den ersten mit dem in Abschnitt 4.2 beschriebenen Tribometer durchgeführten Untersuchungen /4.2/ zeigte es sich, daß zur Erzielung weitergehender Aussagen über die komplexen Grenzflächenvorgänge an tribologisch beanspruchten Kunststoffen eine Direktbeobachtung der Kontaktfläche während der Beanspruchung wünschenswert ist. Zur genaueren Untersuchung der für die Reibungs- und Verschleißmechanismen wichtigen Adhäsions- und Deformationsprozesse wurde daher ein weiteres Tribometer entwickelt, mit dem es durch Verwendung eines optisch transparenten Gleitpartners (Glasscheibe) möglich wird, diese Prozesse im Kontaktgebiet mikroskopisch zu untersuchen und mit Hilfe einer Fernsichtkamera auf Videoband zu speichern. Durch Wiederabspielen des Videobandes können wichtige Einzelheiten der Veränderung tribologisch beanspruchter Kunststoffoberflächen genauer studiert werden. In Abbildung 19 ist der wesentliche konstruktive Aufbau des Tribometers wiedergegeben. Abbildung 20 zeigt in einer photographischen Aufnahme den Zentralteil des neuen Tribometers.

Die den einen Gleitpartner darstellende Glasscheibe (1) wird von einem regelbaren Scheibenläufermotor angetrieben und ist zur Erzielung einer hohen Laufgenauigkeit in einem Luftlager (3) gelagert. Der Kunststoff-Gleitpartner (2) wird in dem in Abschnitt 2.1 beschriebenen Zwei-Komponenten-Kraftaufnehmer (4) gehalten, mit dem gleichzeitig die Normalkraft F_N und die

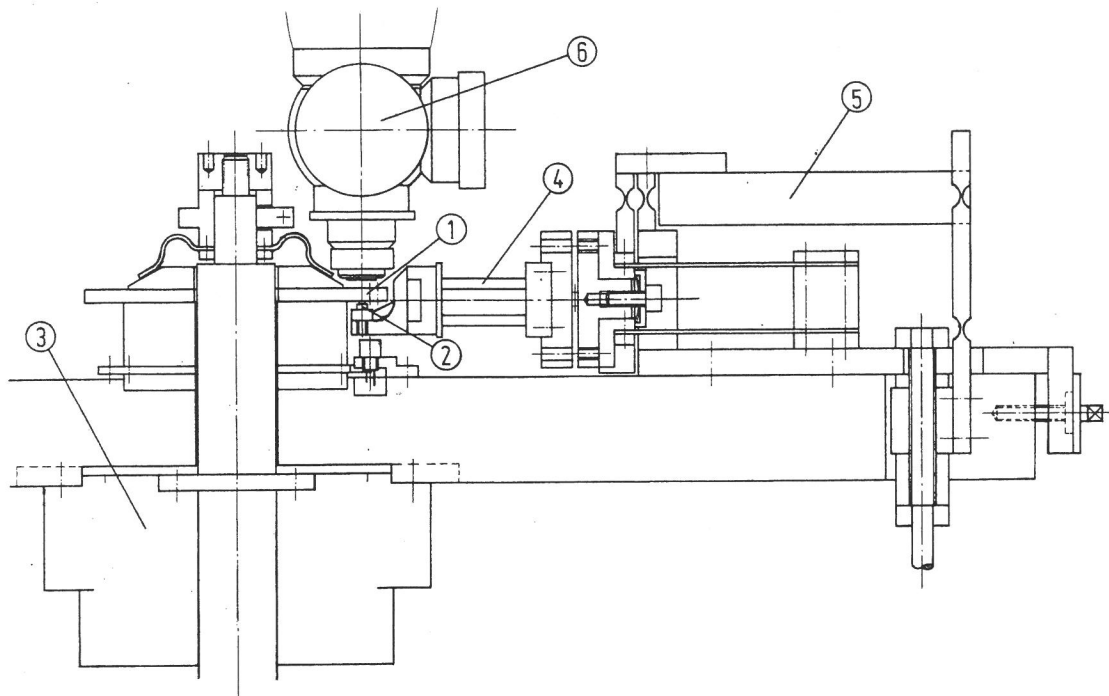


Abb. 19: Konstruktiver Aufbau des Tribometers zur Direktbeobachtung tribologischer Grenzflächenvorgänge

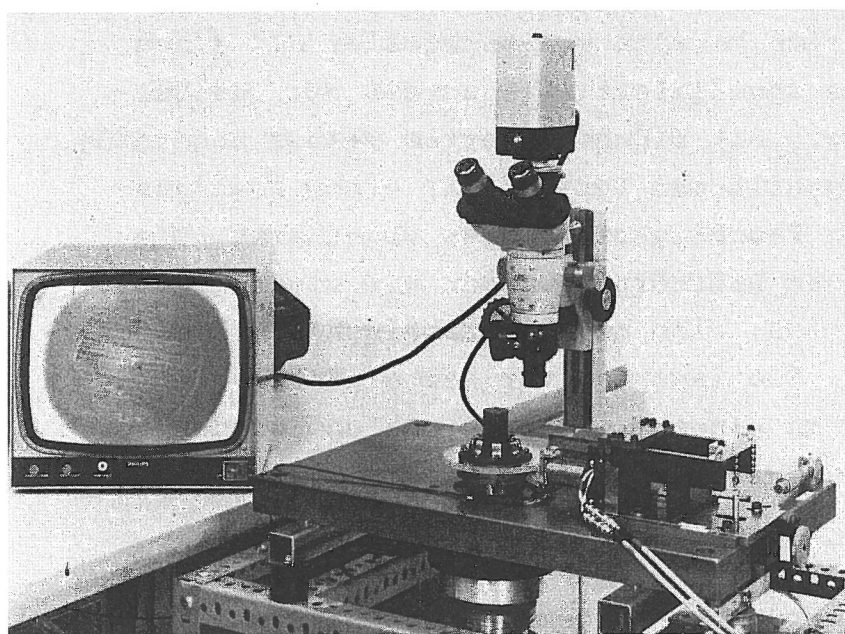


Abb. 20: Tribometer zur Direktbeobachtung tribologischer Grenzflächenvorgänge

Reibungskraft F_R gemessen werden. Mit einer speziellen Belastungsvorrichtung (5) kann die Normalkraft genau eingestellt werden und es können automatisch ablaufende Be- und Entlastungszyklen bei gleichzeitiger Messung und Registrierung von $F_N(t)$ und $F_R(t)$ durchgeführt werden. Wie bereits erwähnt, erfolgt die mikroskopische Untersuchung des Kontaktgebietes durch ein Auflichtmikroskop (6) durch die Glasscheibe hindurch. Auf dieses Mikroskop kann eine ergänzende Fernsehkamera mit Video-Registrieremöglichkeit aufgesetzt werden. Ergänzend kann auch ein Meßokular

in das Meßmikroskop eingesetzt werden, wodurch die Ausmessung der sich einstellenden Kontaktfläche möglich ist. Damit wird es möglich, die dynamische Kontaktfläche gekrümmter Kunststoffkörper unter Last direkt zu bestimmen.

4.4 Versuchsvorbereitung, Probenpräparation u. Versuchsdurchführung

Vor jedem Versuch wurde eine sorgfältige Präparation der Probestkörper vorgenommen. Für die Kunststoffpartner wurden im allgemeinen zylindrische Stifte (ca. 2 mm Ø) aus Kunststoffplattenmaterial herausgeschnitten und auf die benötigte Form gedreht. Vor jedem Versuch wurde die Gleitfläche der Kunststoffprobe mit einem Mikrotom geschnitten, um eine möglichst ebene und texturfreie Oberfläche herzustellen.

Als Gleitgegenpartner für die Kunststoffe dienten Scheiben aus metallischen Werkstoffen (meist Stahl 100 Cr6) sowie Scheiben aus Glas. Die Glasscheiben wurden bereits vom Hersteller mit einer optisch glatten Oberfläche angeliefert. Sie wurden vor den Versuchen sorgfältig gereinigt, mit bidestilliertem Wasser abgespült, getrocknet und vor dem eigentlichen Versuch mit einem Knallgasgebläse zur Entfernung von Feuchtigkeitsspuren abgeflammt. Die Oberflächen der metallischen Prüfkörper wurden mit einer metallographischen Probenpräparation, also metallographisches Schleifen und Polieren, hergestellt. Sie lagerten vor dem eigentlichen Versuch eine gewisse Zeit in einem Trockenschrank und wurden vor dem eigentlichen Versuch ebenfalls sorgfältig gereinigt.

Für die im folgenden geschilderten Kontakt-, Reibungs- und Verschleißuntersuchungen wurden im allgemeinen jeweils drei Wiederholversuche durchgeführt und daraus die Mittelwerte bestimmt und in den Diagrammen eingetragen. Die Reproduzierbarkeit der Kontaktuntersuchungen lag bei $\pm 5\%$ und hing bei den Reibungs- und Verschleißuntersuchungen von den speziellen Versuchsbedingungen ab. Hierzu sind in den einzelnen Abschnitten entsprechende Hinweise gegeben.

Nach den eigentlichen tribologischen Versuchen wurde die Oberfläche von Stift und Scheibe untersucht. Dabei wurden lichtmikroskopische Aufnahmen mit Nomarski-Objektiven, die eine sehr gute Höhenauflösung haben (5 bis 10 nm), sowie Rasterelektronenmikroskop-

aufnahmen angefertigt. Wie im Abschnitt 3.5 beschrieben, wurden ergänzend in einigen Fällen Mikrotomschnitte von Kunststoffen zur Erzielung dünner Kunststoffschichten angefertigt, die dann in Transmission mit einem Lichtmikroskop untersucht wurden.

5. Kontaktdeformation thermoplastischer Kunststoffe

Die Kontaktdeformation von Kunststoffen ist nicht nur für ihr tribologisches Verhalten sondern auch ganz allgemein für das Zeitstandverhalten von Kunststoffen von Bedeutung. Da Reibungs- und Verschleißvorgänge primär in der Kontaktfläche zweier Bauteile oder Festkörper ablaufen, ist aus tribologischer Sicht speziell für gekrümmte Körper zunächst die Frage von besonderem Interesse, wie groß die Kontaktfläche A ist, die sich unter der Wirkung verschiedener Normalkräfte F_N ergibt.

Mit Hilfe des im Rahmen dieses Vorhabens entwickelten Tribometers (vgl. Abschnitt 4.3) ist es möglich, die sich unter der Wirkung unterschiedlicher Belastungen ergebenden Kontaktflächen direkt experimentell zu bestimmen. Untersucht wurde das Kontaktdeformationsverhalten von Polyamid (PA66), Polyoxymethylen (POM), Polypropylen (PP) und Polytetrafluoräthylen (PTFE). Verwendet wurden Kugeln (\varnothing 4 mm) aus diesen Polymerwerkstoffen, die in dem in Abb. 19 u. 20 dargestellten Tribometer mit ansteigenden Normalkräften F_N gegen eine Glasscheibe gedrückt wurden, s. Abb. 21.

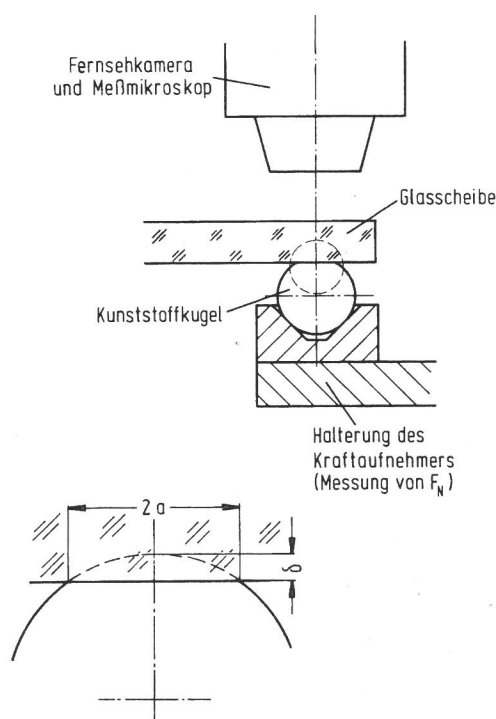


Abb. 21:
Meßanordnung zur Bestimmung der Kontaktdeformation von Polymerwerkstoffen "in situ"

Die deformationsbedingte Abplattung $\delta = \delta (F_N)$ wurde mit einem induktiven Wegaufnehmer gemessen und die Kontaktzone mit einem Fernsehmonitor aufgezeichnet und daraus der Kontaktflächendurchmesser $2a (F_N)$ bestimmt.

Nach der bekannten Hertzschen Theorie bestehen für die in Abb. 21 dargestellte Kontaktdeformation bei Verwendung elastischer Körper die folgenden Zusammenhänge zwischen dem Kontaktflächenradius a , der Abplattung δ und der Normalkraft F_N (vgl. z.B. /2.6/ S. 49 f):

$$a = \left[\frac{3}{4} \frac{1}{E'} r F_N \right]^{1/3} \quad \delta = \left[\frac{9}{16 E'^2 \cdot r} \right]^{1/3} F_N^{2/3}$$

mit
$$\frac{1}{E'} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}$$

$\nu_{1,2}$: Poissonsche Zahl

$E_{1,2}$: Elastizitätsmodul

r : Kugelradius

In den Abbildungen 22 bis 25 ist der mit einer Laststeigerungsrate von ca. 0,5 N/sec experimentell bestimmte Kontaktflächendurchmesser $2a$ über der wirkenden Normalkraft F_N zusammen mit dem nach der obigen Hertzschen Formel berechneten Verlauf aufgetragen. Für diese Berechnungen wurden die folgenden Materialdaten verwendet:

Werkstoff	E [N/mm ²]	ν
Glas BK7	83 100	0,208
POM	3 200	0,4
PA	3 000	0,4
PP	1 600	0,4
PTFE	600	0,4

Man erkennt aus den Abb. 22 bis 25, daß die experimentell gemessenen Werte erheblich über den theoretisch nach Hertz berechneten Werten liegen und daß sich die Be- und Entlastungskurven deutlich unterscheiden. Aus dem Verlauf der Kurven ist zu vermuten, daß mit zunehmender Belastung F_N der viskoelastische Deformationsanteil sich zunehmend auswirkt, der sich bei einer Entlastung auch nur zeitlich verzögert abbaut. Die durch

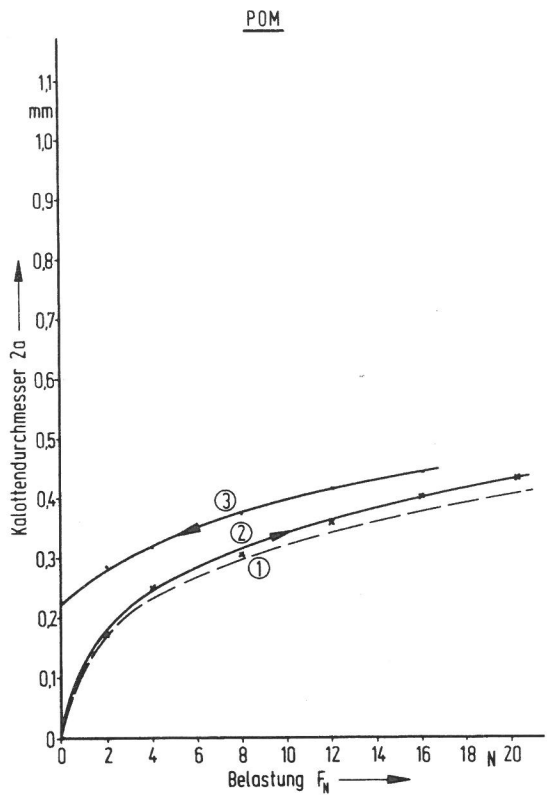


Abb. 22: POM

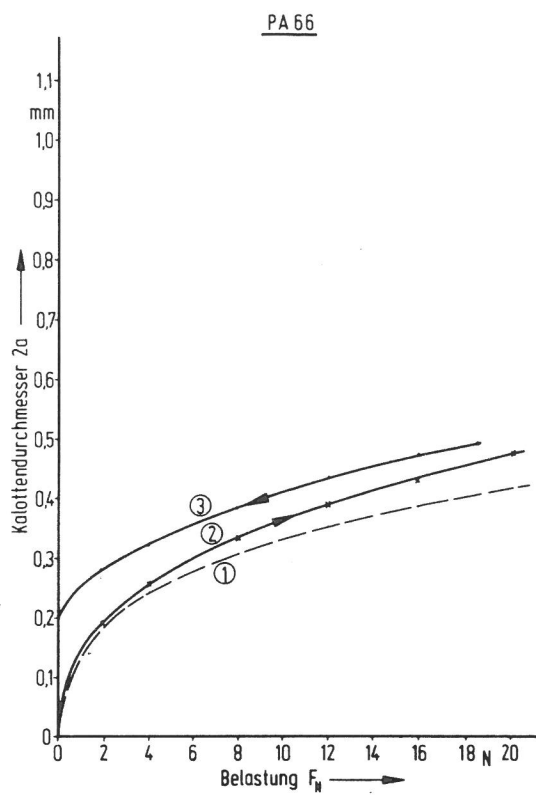


Abb. 23: PA 66

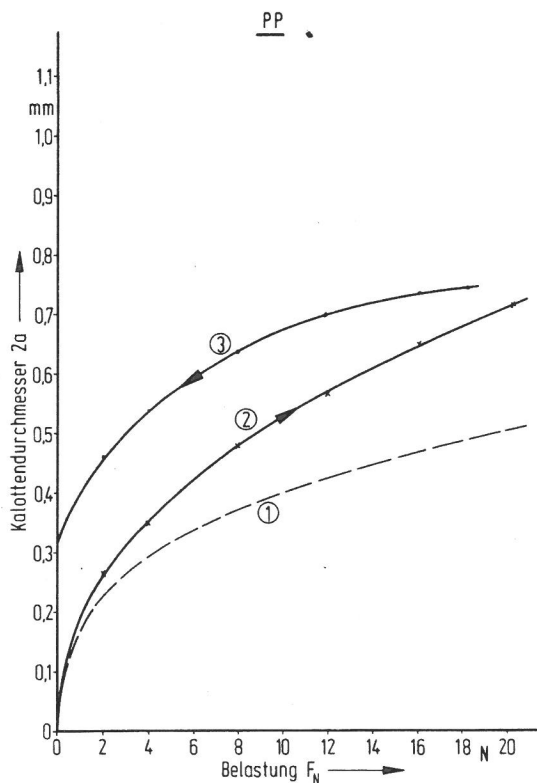


Abb. 24: PP

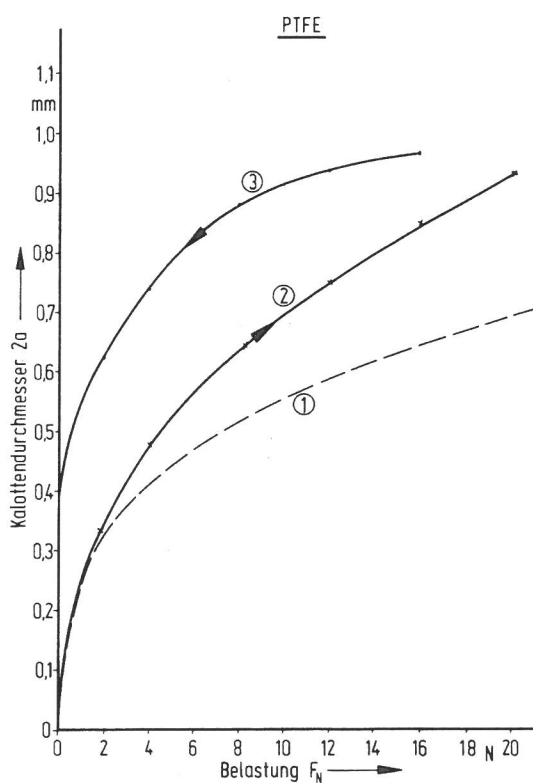


Abb. 25: PTFE

Abb. 22 bis 25: Kontaktflächendurchmesser verschiedener Kunststoffe als Funktion der Normalkraft F_N ; Kurve (2): F_N zunehmend; Kurve (3): F_N abnehmend; Kurve (1): berechneter Verlauf nach Hertz

die Be- und Entlastungskurven umschlossene Fläche ist offenbar ein Maß für die elastische Hysterese des betreffenden Kunststoffes.

Aus den experimentell bestimmten Kontaktdeformationsverläufen, die sich bei gleicher Laststeigerungsrate in Wiederholversuchen mit Abweichungen von weniger als $\pm 5 \%$ reproduzieren lassen, folgt, daß die Hertzsche Theorie für den Fall des Kontaktdeformationsverhaltens von Kunststoffen modifiziert bzw. erweitert werden muß.

Um einerseits die experimentell gewonnenen Ergebnisse theoretisch deuten zu können und andererseits für die Anwendungstechnik eine Berechnungsunterlage zur Bestimmung der Kontaktdeformation von gekrümmten Bauteilen aus Kunststoff zu erstellen, wurden einige ergänzende theoretische Überlegungen vorgenommen.

Aus der allgemeinen Theorie der Verformung von Polymerwerkstoffen (vgl. Abschnitt 3.1, Abb. 4 und Abschnitt 3.2, Abb. 6) folgt, daß an der Kontaktverformung δ (vgl. Abb. 21) die folgenden Anteile beteiligt sein können /3.2/:

- elastische Verformung δ_{el}
- viskose Verformung δ_v
- viskoelastische Verformung δ_r

Darüberhinaus können nach der Theorie von Johnson /5.1/ die im Kontaktbereich wirkenden Adhäsionskräfte die Verformung beeinflussen.

Da die Adhäsion durch Schmierstoffe entscheidend beeinflußt werden kann, wurden Verformungs-Belastungskurven im ungeschmierten Zustand und im geschmierten Zustand aufgenommen, Abb. 26 und 27. Der Vergleich der Ergebnisse zeigt, daß unter den hier vorliegenden Versuchsbedingungen der Einfluß einer Adhäsion auf das Verformungsverhalten zu vernachlässigen ist. Da außerdem experimentell beobachtet wurde, daß die Kunststoff-

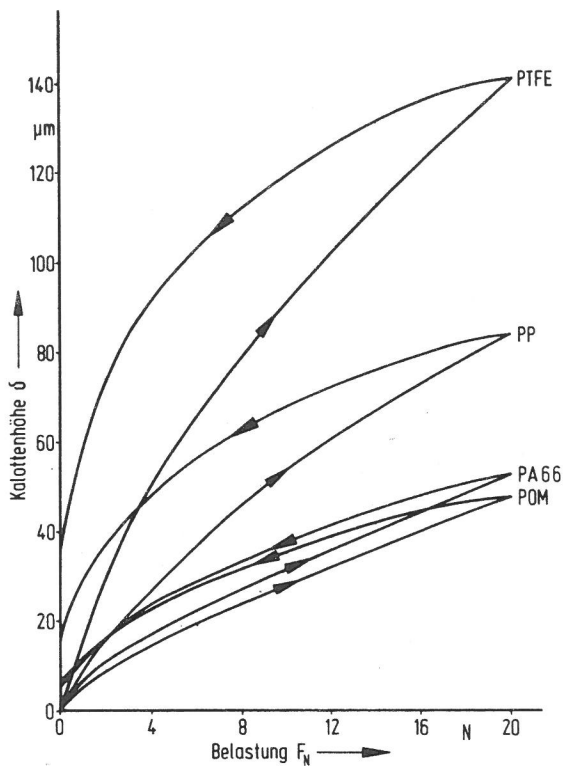


Abb. 26: Be- und Entlastungsverläufe für verschiedene thermoplastische Kunststoffe

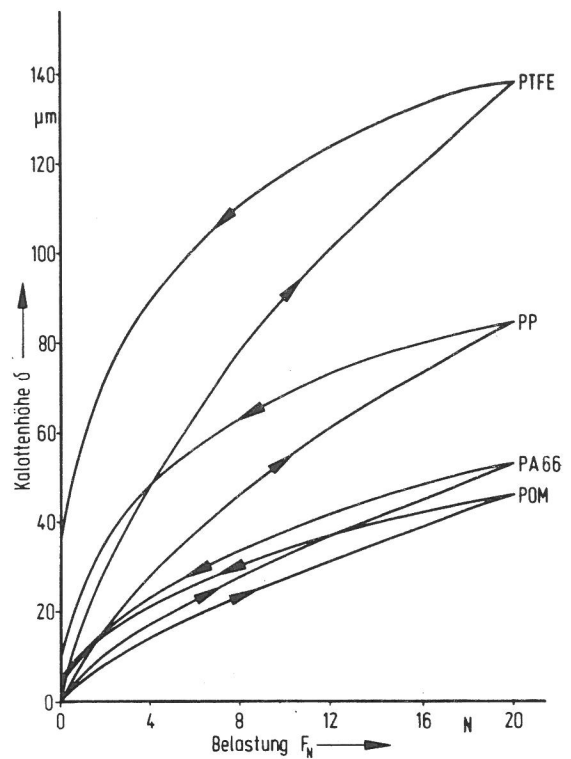


Abb. 27: Be- und Entlastungsverläufe bei Schmierung (Schmierstoff: Mineralöl ohne Zusätze, SAE 10)

Kugeln nach der Entlastung sich völlig zu ihrer Ausgangskugelgestalt zurückformen, kann hier auch der viskose Verformungsanteil vernachlässigt werden. Damit kann von folgendem Ansatz für die Gesamtverformung ausgegangen werden:

$$\delta_{\text{ges}} = \delta_{\text{el}} + \delta_{\text{r}}$$

Wenn man nun für den rein elastischen Verformungsanteil δ_{el} die Gültigkeit der Hertzschen Formeln voraussetzt und annimmt, daß für den relaxierenden Verformungsanteil der Elastizitätsmodul E_{O} folgendermaßen zu modifizieren ist (vgl. Abb. 4):

$$\frac{1}{E'_{\text{O}}} \rightarrow \frac{(1 - e^{-t/\tau})}{E'_{\text{r}}}$$

mit τ : Relaxationszeit

E'_{r} : Relaxationsmodul

so ergibt sich folgender Ansatz für das Kontaktdeformationsverhalten von Kunststoffen

$$\delta_{\text{ges}} = \left[\frac{9}{16 E'_{\text{O}}{}^2 r} \right]^{1/3} F_{\text{N}}^{2/3} + \left[\frac{9(1 - e^{-t/\tau})^2}{16 E'_{\text{r}}{}^2 r} \right]^{1/3} F_{\text{N}}^{2/3}$$

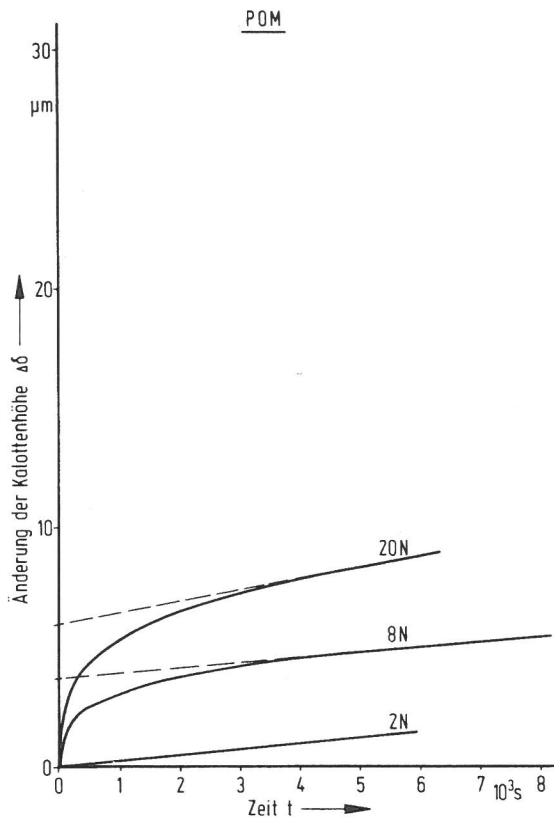


Abb. 28: POM

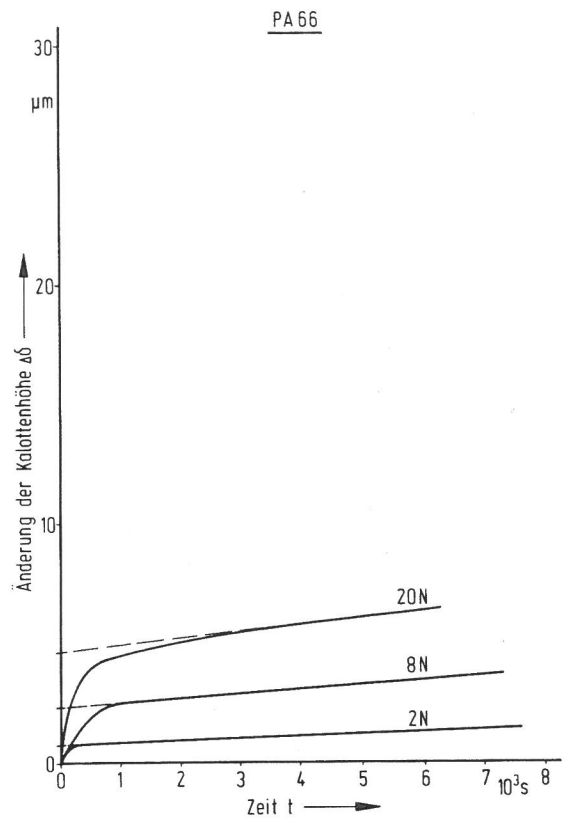


Abb. 29: PA 66

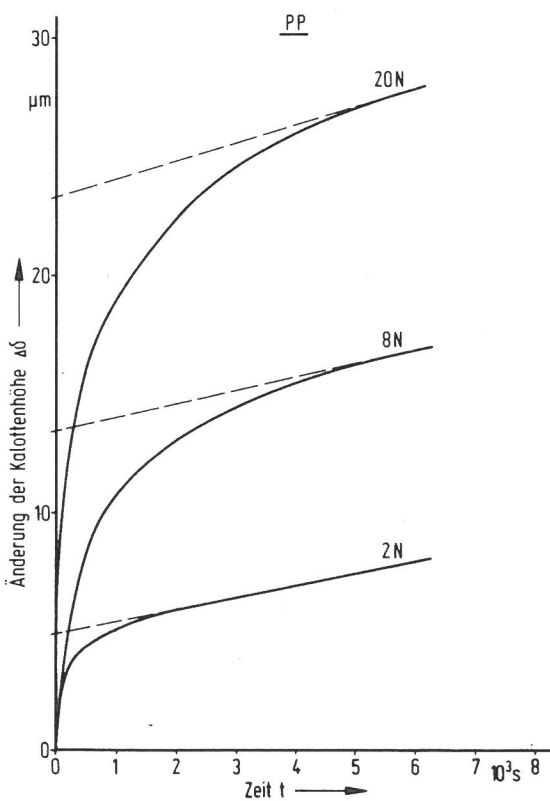


Abb. 30: PP

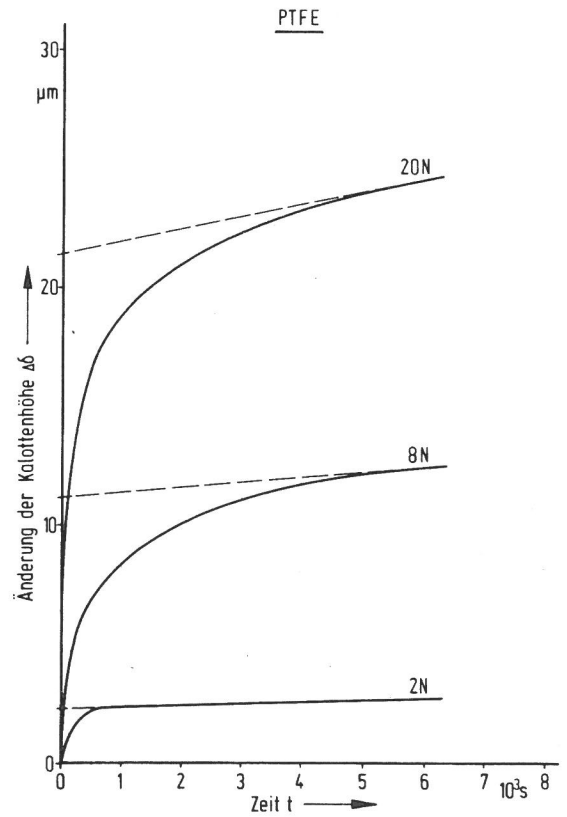


Abb. 31: PTFE

Abb. 28 bis 31: Kontaktdeformationsverhalten verschiedener Kunststoffe bei unterschiedlicher Normalkraft als Funktion der Zeit

Danach sollte sich die Kontaktdeformation bei Kenntnis des Elastizitätsmoduls E_o , des Relaxationsmoduls E_r und der Relaxationszeit τ berechnen lassen. Die Größen E_r und τ wurden experimentell in Analogie zu dem in Abb. 4 dargestellten Vorgehen ermittelt. Hierzu wurde für drei Belastungen ($F_N = 2, 8, 20$) die Zeitabhängigkeit der Verformung $\delta = \delta(t)$ bestimmt, s. Abb. 28 bis 31. Aus dem Schnittpunkt der geschätzten Asymptoten mit der Ordinate läßt sich das jeweilige Verhältnis

$$\frac{E_r}{E_o} = \left(\frac{\delta_{el_o}}{\delta_{r_o}} \right)^{3/2}$$

bestimmen. Außerdem kann aus den Kurven der Abb. 28 bis 31 (bzw. entsprechenden Auftragungen im ln-Maßstab) für $t \rightarrow \tau$ die Relaxationszeit τ berechnet werden. Die so bestimmten Daten sind im folgenden zusammengestellt:

Werkstoff	F_N [N]	E_r/E_o	τ [s]
PTFE	2	0,21	—
	8	0,41	50
	20	0,57	55
PP	2	0,13	—
	8	0,22	24
	20	0,49	28
PA	2	0,54	—
	8	0,60	16
	20	0,65	20
POM	2	0,56	—
	8	0,58	12
	20	0,61	20

Aus den Ergebnissen zeigt sich, daß sowohl der Relaxationsmodul als auch die Relaxationszeit belastungsabhängig sind.

Mit den Daten von E_r und τ ist es nun möglich, den Verlauf der Kontaktdeformation bei Laststeigerung theoretisch vorausberechnen zu können. Für diese Berechnungen wurde aus den in obiger Tabelle angegebenen E_r -Werten die benötigten $E_r(F_N)$ -Daten interpoliert. Für die Relaxationszeiten wurden die folgenden gemittelten Werte verwendet:

- Polytetrafluoräthylen (PTFE) : $\tau = 52$ s
- Polypropylen (PP) : $\tau = 27$ s
- Polyamid (PA66) : $\tau = 18$ s
- Polyoxymethylen (POM) : $\tau = 16$ s

In den Abb. 32 bis 35 sind die gemessenen Daten und die theoretisch bestimmten Kontaktdeformationskurven zusammen dargestellt. Man erkennt, daß sich eine gute Übereinstimmung zwischen Theorie und Experiment für die Deformationskurven bei ansteigender Belastung ergibt. Für die Entlastungskurven wurde auf eine theoretische Abschätzung verzichtet, da hier der gesamte komplexe Belastungs-Entlastungszyklus berücksichtigt werden müßte. Qualitativ ergibt sich, daß beim Entlasten zunächst sofort der elastische Deformationsanteil zurückgeht und - je nach Relaxationszeit zeitlich verzögert - der viskoelastische Deformationsanteil sich

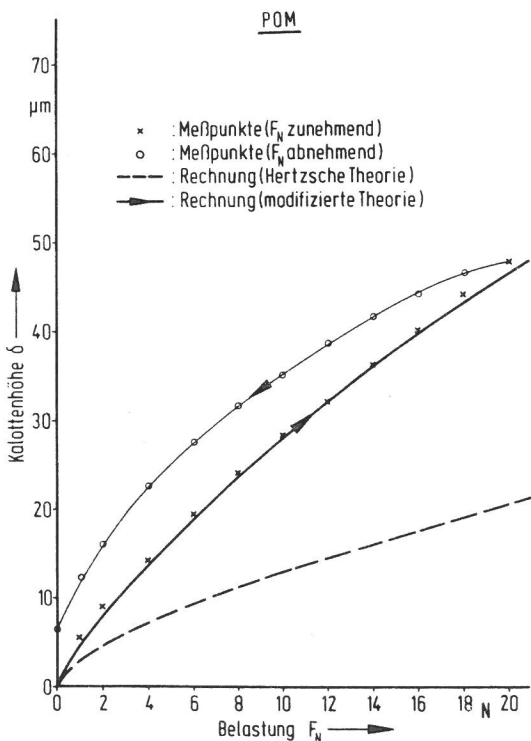


Abb. 32:
Experimentell und theoretisch bestimmte Daten der Kontaktdeformation

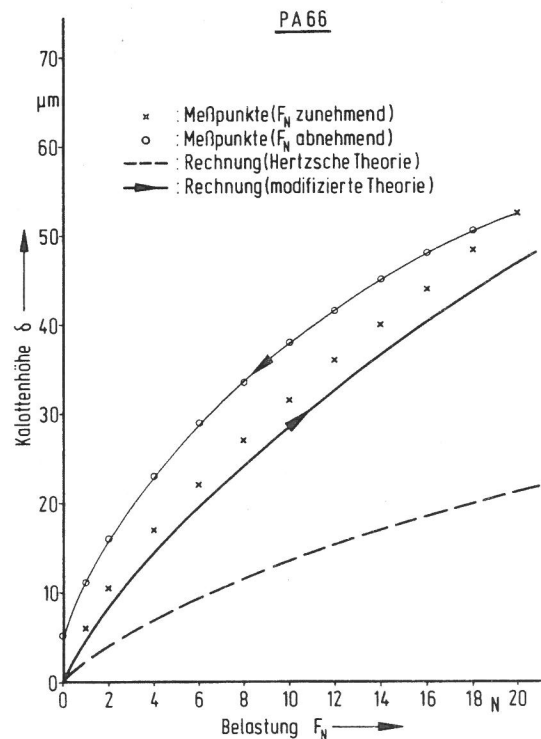


Abb. 33:
Experimentell und theoretisch bestimmte Daten der Kontaktdeformation

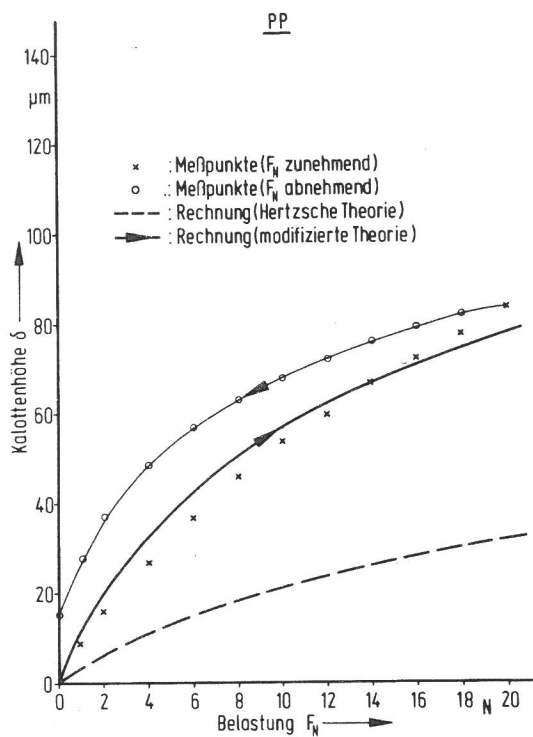


Abb. 34:
Experimentell und theoretisch bestimmte
Daten der Kontaktdeformation

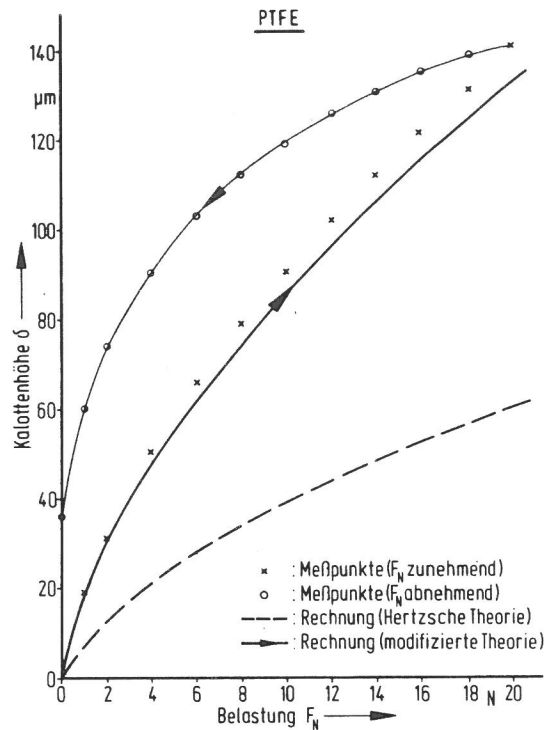


Abb. 35:
Experimentell und theoretisch bestimmte
Daten der Kontaktdeformation

zurückformt. Dieses Verhalten ist gut aus Abb. 35 für den Kunststoff mit der hier höchsten Relaxationszeit ersichtlich.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß sich mit dem im Rahmen dieses Vorhabens entwickelten Tribometer die Kontaktdeformation von Kunststoffen unter Last (d.h. "in situ") bestimmen läßt und daß sich mit der oben entwickelten Formel das Kontaktdeformationsverhalten von thermoplastischen Kunststoffen bei Kenntnis von E_0 , $E_T(t)$ und $\tau(t)$ berechnen läßt.

6. Haftreibung thermoplastischer Kunststoffe

Zur Einleitung einer Gleitbewegung zwischen zwei kontaktierenden Festkörpern muß zunächst die sog. Haftreibung überwunden werden. Für die Untersuchung der Haftreibung wurden diejenigen thermoplastischen Kunststoffe verwendet, deren Kontaktdeformationsverhalten in Abschnitt 5 untersucht wurde. Hier wurden Probekörper mit gleicher nomineller Kontaktfläche A_0 eingesetzt, damit bei allen Kunststoffen dieselbe nominelle Flächenpressung $p_0 = \frac{F_N}{A_0}$ vorliegt.

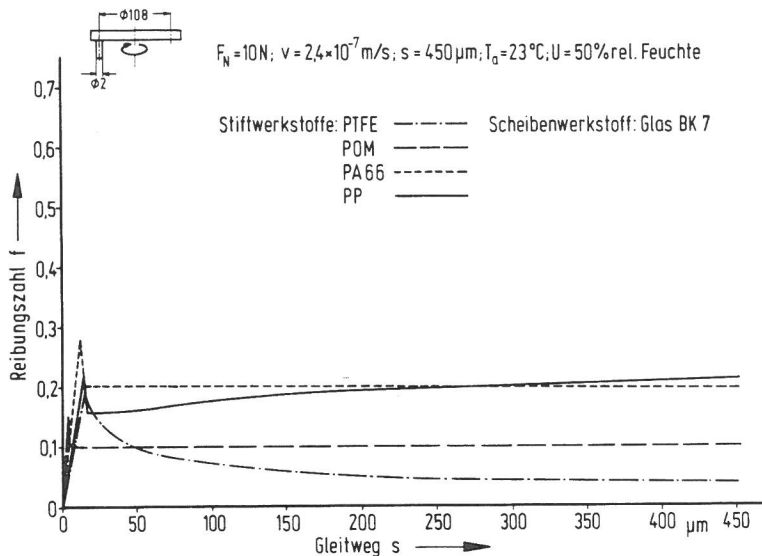


Abb. 36:
Haftreibung thermoplastischer
Kunststoffe

In Abb. 36 ist für eine extrem niedrige Gleitgeschwindigkeit zur Vermeidung thermischer Effekte die Reibungszahl f als Funktion des Gleitweges aufgetragen. Man erkennt, daß sich in jedem Fall ein "Anlaufpeak" ergibt, d.h. die Haftreibungszahl f_o ist in jedem Falle größer als die eigentliche Gleitreibungszahl f_{dyn} , d.h.

$$f_{dyn} < f_o$$

Hierbei fällt besonders der extrem niedrige dynamische Reibungswert für PTFE auf. Nach der Adhäsionstheorie der Gleitreibung (vgl. Abschnitt 3.3) sollte bei vergleichbarer mittlerer Flächenpressung an den kontaktierenden Rauheitshügeln der Reibungskoeffizient durch die Scherfestigkeit in der Kontaktgrenzfläche bestimmt werden. Eine ganz wesentliche Frage - die auch für die Mechanismen der Entstehung von Verschleißpartikeln eine große Bedeutung hat - ist nun, ob bei einer Gleitbewegung die Scherung in der eigentlichen Kontaktfläche (d.h. Scherung adhäsiver Bindungen) oder im Kunststoff (d.h. Überwinden der Scherfestigkeit des Kunststoffes) erfolgt.

Für den Versuch einer Beantwortung dieser Frage wurden an Probestäben von 4 mm \varnothing Scherspannungs-Weg-Kurven für die Kunststoffe PTFE, PP, POM und PA66 gemessen. Die Ergebnisse sind in den Abb. 37 und 38 wiedergegeben. Aus diesen Kurven wurden für die genannten Kunststoffe die folgenden Materialkenndaten bestimmt:

	PTFE	PP	PA66	POM
Scherfestigkeit [N/mm ²]	14,3	23,8	42,2	43,8
Schubmodul [N/mm ²]	118	215	325	691
Fließgrenze [N/mm ²]	5,2	12,7	14,3	23,5
elastische Scherung [%]	4,4	5,9	4,4	3,4
Gleichmaßdehnung [%]	44	44	37	27
Scherdehnung [%]	89	94	86	83

Aus dieser Zusammenstellung geht hervor, daß die niedrigsten Werte von Fließgrenze und Scherfestigkeit für PTFE vorliegen und daß die entsprechenden Daten für PP um etwa den Faktor 2 und für PA66 und POM um etwa den Faktor 3-4 höher liegen.

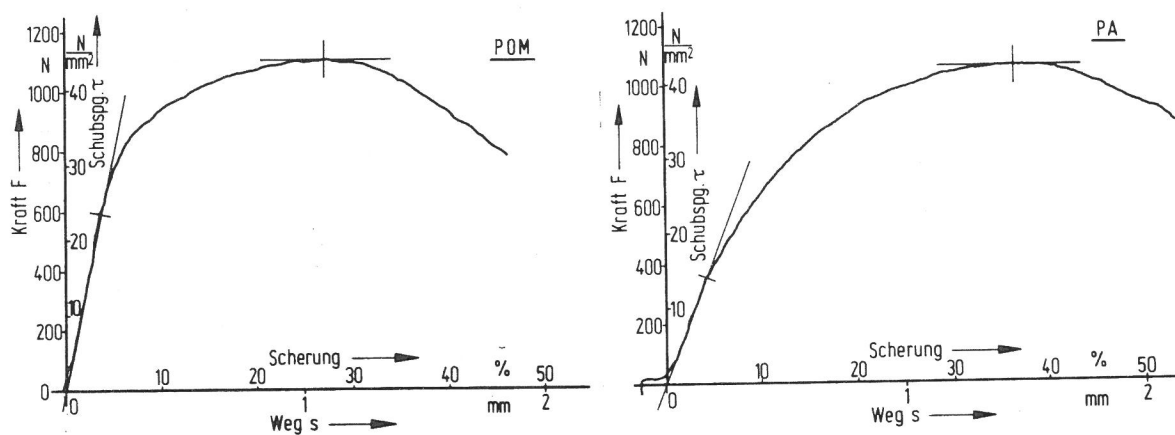


Abb. 37:
Spannungs-Scherungs-Diagramme
(POM, PA)

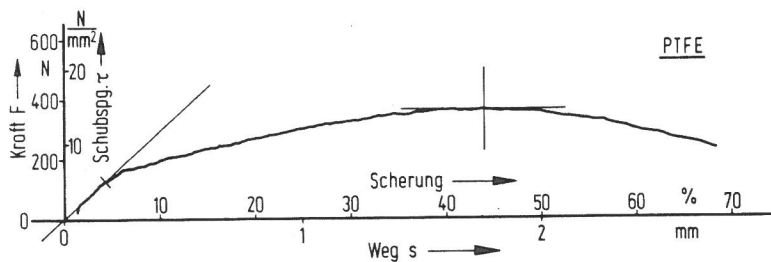
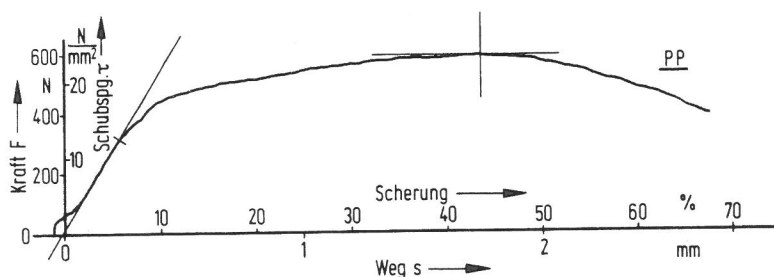


Abb. 38:
Spannungs-Scherungs-Diagramme
(PP, PTFE)

Für die eigentlichen Gleitreibungsexperimente kann nun aus der Kenntnis der gemessenen Normal- und Tangentialkräfte, F_N und F_R , (vgl. Abb. 36) bzw. der zugehörigen nominellen Normal- und Tangentialspannungen $p_N = F_N/A_0$ und $\tau_R = F_R/A_0$ die Vergleichsspannung σ_V als Maß für die bei der tribologischen Gleitbeanspruchung auftretende Werkstoffanstrengung gemäß folgender Formel berechnet

$$\sigma_V = \sqrt{p_N^2 + 4 \tau_R^2}$$

und in Relation zur jeweiligen gemessenen Fließspannung τ_{F1} gesetzt werden. Für diesen Vergleich wurden die folgenden Daten zusammengestellt:

	PTFE	PP	PA66	POM
Normalspannung p_N [N/mm ²]	3,18	3,18	3,18	3,18
Reibungskraft F_R [N] (gegen Glas)	2,0	2,2	2,8	1,5
Tangentialspannung τ_R [N/mm ²]	0,64	0,70	0,89	0,48
Vergleichsspannung σ_V [N/mm ²]	3,42	3,47	3,64	3,32
Fließspannung τ_{F1} [N/mm ²]	5,2	12,7	14,3	23,5
<u>Fließspannung</u> <u>Vergleichsspannung</u>	1,5	3,7	3,9	7,1

Der in der letzten Zeile durchgeführte Vergleich zeigt, daß unter den hier gewählten Versuchsbedingungen nur für PTFE zu erwarten ist, daß bei der Gleitbeanspruchung ein Scheren im Kunststoff stattfinden könnte. Da PTFE infolge seiner bekannt niedrigen Gleitreibungswerte, die sich unter bestimmten Beanspruchungsbedingungen einstellen (vgl. Abb. 36), ein technisch interessanter Werkstoff ist /6.1/ bis /6.3/, wurden detaillierte Untersuchungen des Gleitreibungsmechanismus von reinem PTFE bei unterschiedlichen Beanspruchungsbedingungen (s. Abschnitt 7.1) sowie von PTFE-Verbundwerkstoffen (s. Abschnitt 9 und 11) vorgenommen.

7. Reibungs- und Verschleißverhalten von Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen

Wie in Abschnitt 2 dargestellt, wird das tribologische Verhalten von Werkstoffpaarungen im wesentlichen durch zwei große Parametergruppen bestimmt, nämlich

- (I) das von außen wirkende Beanspruchungskollektiv
- (II) die Struktur des tribologischen Systems, in dem Reibung und Verschleiß auftreten.

In diesem Abschnitt wird zunächst der Einfluß des Beanspruchungskollektivs (I) auf das tribologische Verhalten von PTFE und

HDPE detailliert untersucht. Anschließend wird für ausgewählte Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen über Ergebnisse zu Themenkreis (II) berichtet, wobei u.a. die Einflüsse von Gegenkörperwerkstoff und -rauheit, Kunststoff-Molekulargewicht sowie Luftfeuchtigkeit untersucht wurden.

7.1 Untersuchungen in Abhängigkeit vom Beanspruchungskollektiv

Das Beanspruchungskollektiv bei jedem Reibungs- und Verschleißvorgang wird bekanntlich nach DIN 50 320 durch die folgenden Größen gebildet

- Normalkraft F_N (bzw. Flächenpressung p)
- Gleitgeschwindigkeit v
- Temperatur T
- Beanspruchungsdauer t (bzw. Beanspruchungsweg s).

Der Einfluß unterschiedlicher Beanspruchungen von Normalkraft, Gleitgeschwindigkeit, Temperatur soll hier an einer oder zwei ausgewählten Gleitpaarungen ausführlicher diskutiert werden. Dabei muß bemerkt werden, daß je nach Art des Polymer-Gleitpartners sich auch sehr verschiedene Einflüsse der genannten Beanspruchungsgrößen zeigen können. Für die hier durchgeführte Diskussion wurde das Verhalten von PTFE und HDPE gegen Stahl untersucht.

Wie bereits erwähnt, sind beide Paarungen technisch insofern bedeutsam, als sie sich unter bestimmten Beanspruchungsbedingungen durch sehr niedrige Reibungswerte in ungeschmiertem Zustand auszeichnen /7.1/, /7.2/. Ebenfalls für technische Anwendungen ist dabei von besonderem Interesse, bei welchen Werten der Beanspruchungsdaten das Regime der geringen Reibwerte verlassen wird. Neben dem genannten Beanspruchungstripel (F_N , v , T) ist natürlich die Beanspruchungsdauer t auch ein wesentlicher Einflußparameter. Für die im folgenden zu diskutierenden Ergebnisse wurden die Reibungsdaten ausgewählt, die unmittelbar nach Beginn des dynamischen Reibungswertes gemessen wurden, damit die Zeiteinflüsse hier zunächst unberücksichtigt bleiben können.

Ein typisches Reibungsdiagramm, d.h. eine Darstellung der Reibungszahl als Funktion von Normalkraft und Gleitgeschwindigkeit für zwei unterschiedliche Temperaturen, ist für die Paarung PTFE-

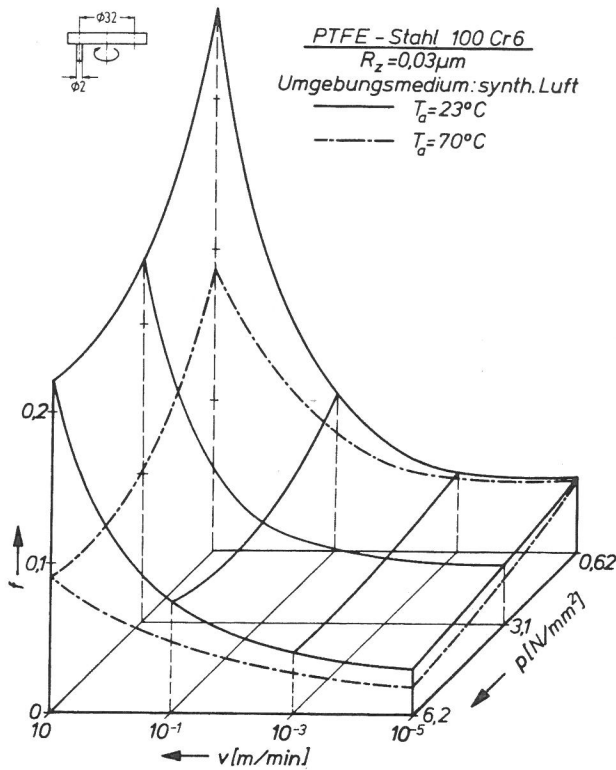


Abb. 39:
Reibungszahl als Funktion von Flächen-
pressionung p und Gleitgeschwindigkeit v

Stahl in Abb. 39 dargestellt. Zu bemerken ist hier, daß die Gleitgeschwindigkeit über einen Variationsbereich von 6 Größenordnungen variiert wurde. In Abb. 39 liegt in der vorderen rechten Ecke, also bei hohen Flächenpressungen und niedrigen Geschwindigkeiten, der Bereich der häufig zitierten niedrigen Reibwerte von PTFE-Gleitpaarungen ($f \approx 0,03$). Der Reibwert steigt jedoch für Gleitgeschwindigkeiten $v > 1$ cm/min merklich an, und zwar für geringe Flächenpressungen stärker als für große, und erreicht bei 10 m/min Werte von $f \approx 0,4$. Die bekannt niedrigen Reibwerte einer PTFE-Gleitpaarung werden also nur bei geeigneter Wahl der Beanspruchungsparameter, nämlich hohe Flächenpressungen und sehr niedrige Gleitgeschwindigkeiten erreicht. Bei den in Abb. 39 dargestellten Reibungsdiagrammen liegen die Reibungswerte für eine Temperatur von 70°C immer unter den entsprechenden Werten für eine Temperatur von 23°C und weichen bei höheren Gleitgeschwindigkeiten stärker von ihnen ab als bei niedrigen.

Das Reibungsverhalten des PTFE im Bereich der extrem niedrigen Reibwerte kann durch ein von Tabor und Mitarbeitern vorgeschlagenes Modell erklärt werden /3.21/. Dieses verknüpft die niedrigen Reibwerte mit dem molekularen Aufbau des PTFE. Die hervorstechenden Eigenschaften der PTFE-Ketten sind ihr "glattes Profil" längs der Molekülachse und die sehr kleine van-der-Waals-

Wechselwirkung der CF_2 -Segmente zu anderen Segmenten, die nicht in der Kette gebunden sind. Außerdem sind die Ketten nicht verzweigt und relativ kurz ($n \approx 10000$). Sie sind in Lamellen zusammengepackt, die ihrerseits zu Sphäroliten zusammenwachsen können. Wirkt nun eine Scherkraft längs der Molekülachsen eines Mikrobereichs, so können die Ketten aufgrund der genannten Eigenschaften leicht voneinander abgleiten. Nimmt man nun an, daß eine Adhäsionskraft in der Kontaktgrenzfläche vorhanden ist und $\tau_R > \tau_{F1}$ gilt (vgl. Abschnitt 6), so kann durch die Vorstellung, daß die PTFE-Ketten in geeignet orientierten Bereichen leicht voneinander abgleiten, die Ausbildung von hochorientierten dünnen Filmen und Fibrillen und der niedrige Reibwert zwanglos erklärt werden. Der sich ergebende adhäsiv am Gegenkörper gebundene PTFE-Übertrag kann lichtmikroskopisch mit Nomarski-Objektiven hoher Tiefenauflösung nachgewiesen werden, s. Abb. 40.

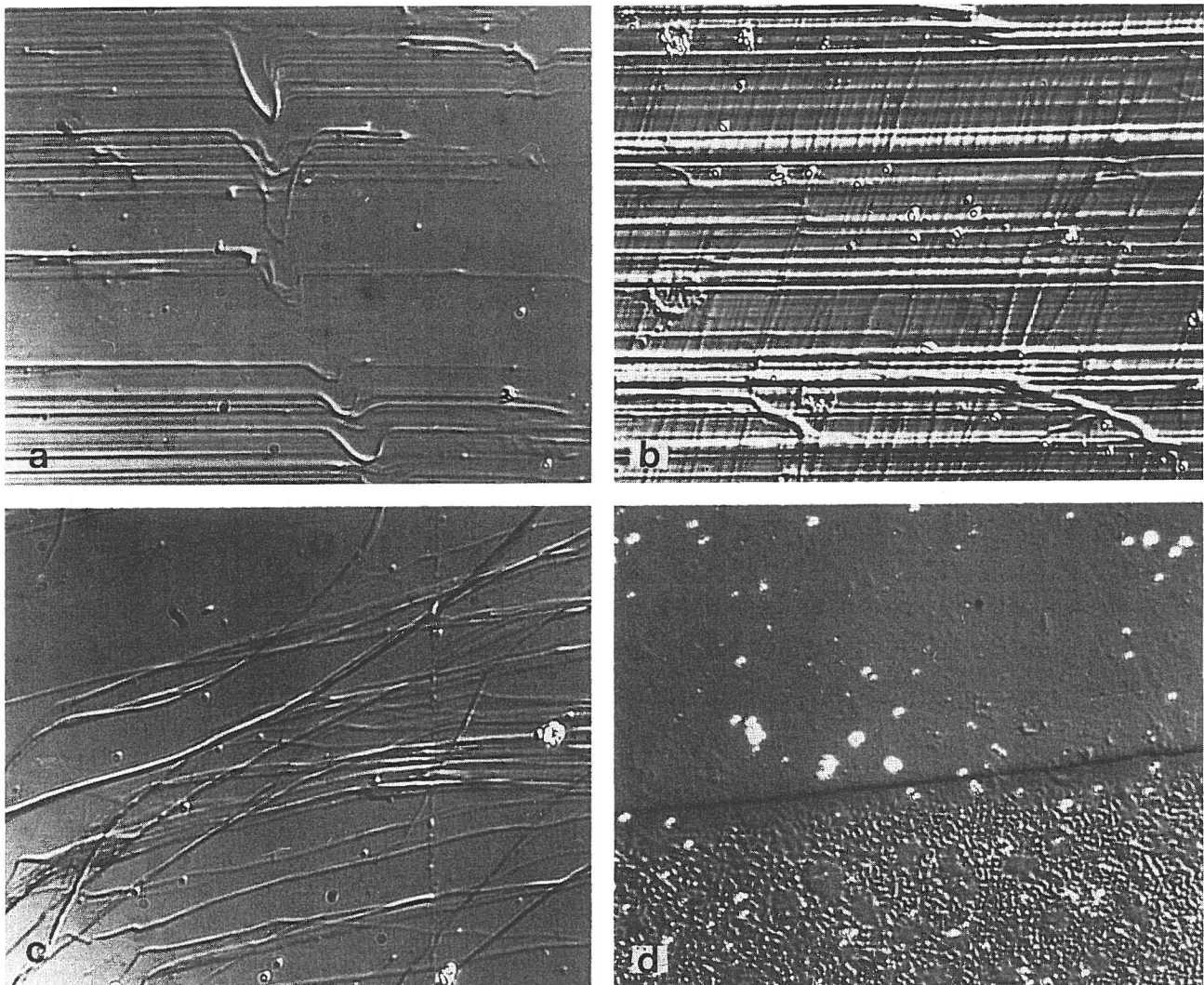


Abb. 40: a) - c): PTFE-Übertrag auf Glas
 $p = 6,3 \text{ N/mm}^2$; $v = 1,7 \cdot 10^{-7} \text{ m/s}$; $T_a = 70^\circ \text{ C}$;
d) Kante einer Goldbeschichtung, $h = 23 \text{ nm}$

50 μm

Mit dem genannten Modell kann auch das Ansteigen des Reibwertes im linken Teil des Reibungsdiagrammes von Abb. 39 qualitativ verstanden werden, wenn man berücksichtigt, daß das Umorientieren und Umschichten der Ketten und Mikrobereiche ein Vorgang ist, der je nach Lage der Ketten zur Gleitrichtung unterschiedlich viel Zeit erfordert. Ist die Zeit des Übergleitens einer Kontaktstelle kleiner als die zur Umorientierung benötigte, so können die Ketten in dem Bereich nicht mehr voneinander abgleiten. Die Scherkräfte wachsen dann so lange an, bis im Stift an einer mehr oder weniger entfernten Stelle durch Trennvorgänge im Material ein Gleitvorgang möglich wird. Die so herausgebrochenen Stücke enthalten wesentlich mehr Material als die bei niedrigen Geschwindigkeiten herausgezogenen Filme und Fäden. Dies ergibt sich aus einer Abschätzung der linearen Dimensionen der Abriebteilchen im Rasterelektronenmikroskop und aus der gemessenen Verschleißrate, die bei niedrigen Geschwindigkeiten nahezu flächenpressungsunabhängig und um Größenordnungen kleiner ist als bei hohen Geschwindigkeiten. Das Modell kann also qualitativ neben dem Ansteigen der Reibwerte zu hohen Geschwindigkeiten hin auch die hohe Verschleißrate und das Auftreten großer Verschleißpartikel erklären. Das unterschiedliche Erscheinungsbild der Verschleißoberflächen bei höheren Geschwindigkeiten ist in Abb. 41 dargestellt.

Ein ähnliches Verhalten wie für PTFE ergibt sich auch für HDPE-Gleitpaarungen, wie aus Abb. 42 ersichtlich ist. Die Analogien im Reibverhalten können durch den ähnlichen molekularen Aufbau der beiden Polymerwerkstoffe gedeutet werden.

Bei einem fest vorgegebenen Beanspruchungstrippel von Normalkraft F_N , Gleitgeschwindigkeit v und Temperatur T , d.h. $(F_N, v, T) = \text{konst.}$ ist die Beanspruchungsdauer t ein weiterer wichtiger Versuchsparameter. Für die mit den Ergebnissen in Abb. 39 dargestellte PTFE-Stahlpaarung ist der Einfluß der Versuchsdauer auf die gemessenen Reibwerte in Abb. 43 aufgetragen. Wie in dem vorherigen Reibungsdiagramm sind auch hier niedrige Reibungswerte bei sehr niedrigen Gleitgeschwindigkeiten und hohe Reibungswerte bei hohen Gleitgeschwindigkeiten zu unterscheiden. Bemerkenswert ist der in jedem Fall festgestellte "Anlaufpeak" bei Beginn der Versuche, der den Übergang vom statischen zum dynamischen Reibungsverhalten charakterisiert. Auch dieses Verhalten läßt

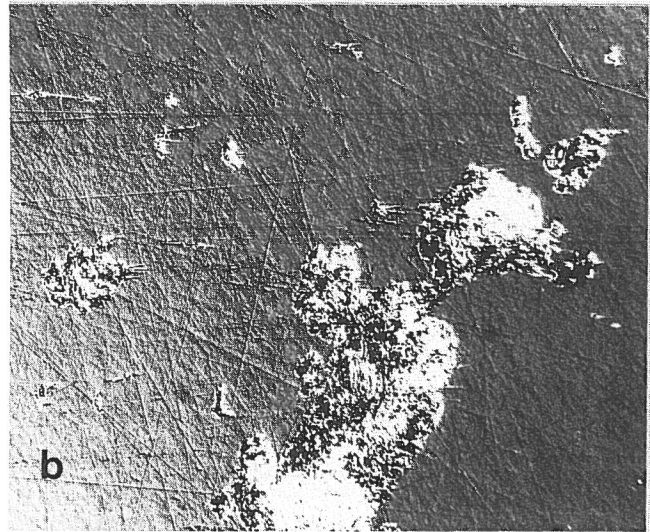
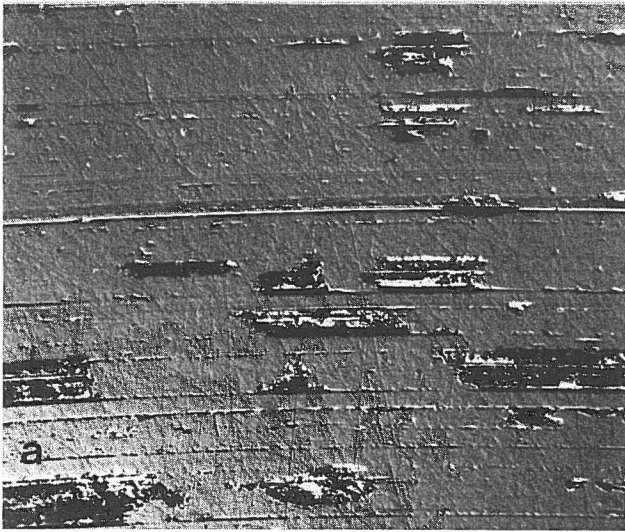


Abb. 41: PTFE-Übertrag auf Stahl 100 Cr 6, $R_z = 0,03 \mu\text{m}$

0,5 mm

a) $p = 0,63 \text{ N/mm}^2$; b) $p = 6,3 \text{ N/mm}^2$
 $v = 1,7 \cdot 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{C}$

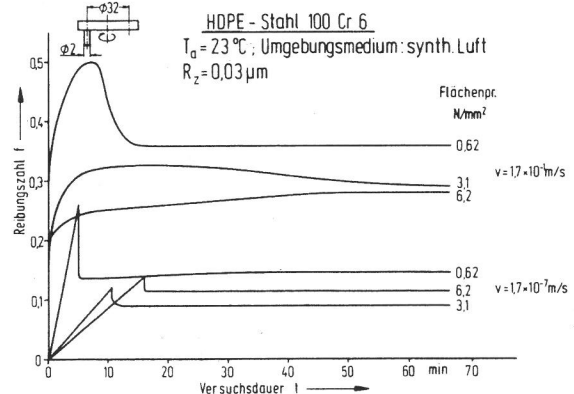
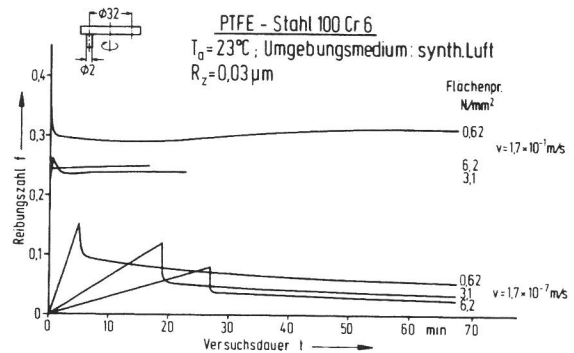
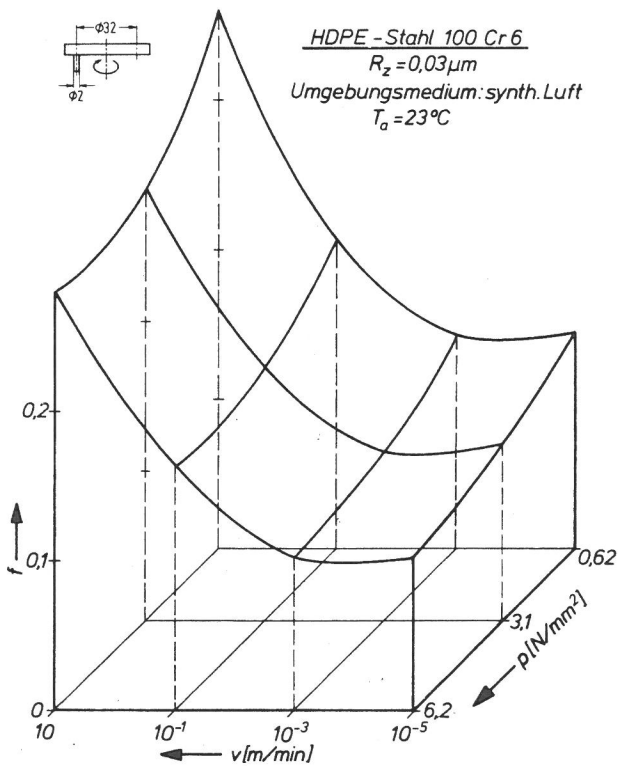


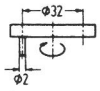
Abb. 42:

Reibungszahl als Funktion von Flächen-
 druckung p und Gleitgeschwindigkeit v

Abb. 43 und 44:

Reibungszahl bei unterschiedlichen
 Flächenpressungen p und Gleitgeschwin-
 digkeiten v als Funktion der Zeit

sich mit dem bereits geschilderten Tabor-Modell erklären. Zu Beginn einer Reibungsbeanspruchung sind die Molekülachsen des Kunststoff-Gleitpartners statistisch orientiert. Das Abgleiten der Ketten ist also nur an einigen "richtig" orientierten Stellen möglich. Die Reibungskraft wächst zu Beginn des Versuchs so lange an, bis die Molekülachsen derart orientiert werden



1: Schnitttrichtung der Stiftfläche in Gleitrichtung
 2: Nach Drehung des gelaufenen Stiftes um 90°
 $F_N = 10\text{ N}$; $v = 1,7 \times 10^{-2}\text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ\text{ C}$; synth. Luft; $R_{z(\text{Stahl})} = 0,03\text{ }\mu\text{m}$

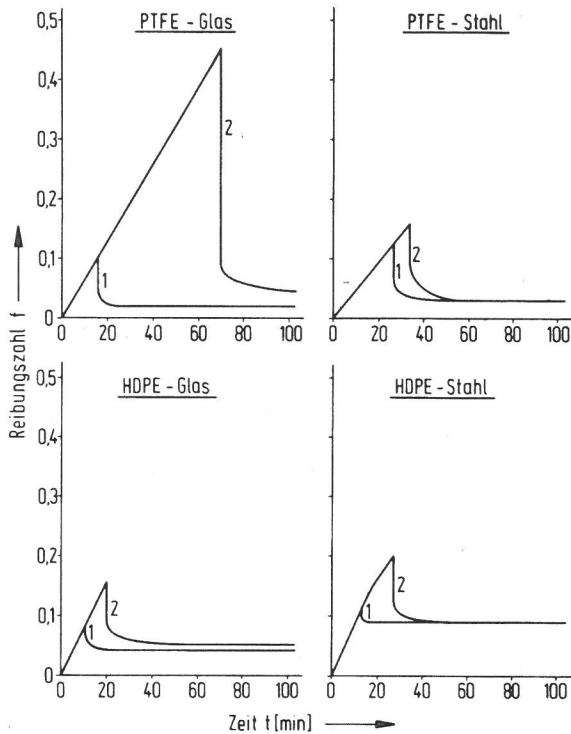


Abb. 45:

Anlaufverhalten und Einfluß der "Orientierung" der Kunststoff-Mikrostrukturen relativ zur Gleitrichtung

- sei es durch Deformation des amorphen Netzwerkes oder durch Zwillingsbildung - daß ein Abgleiten der Ketten möglich ist. Zur Aufrechterhaltung der Bewegung ist später eine geringere Kraft erforderlich, wenn die Kristallite erst einmal orientiert sind. Daher muß der Haftreibwert beim PTFE größer sein als der Gleitreibwert. Dieses Verhalten ist für drei unterschiedliche Flächenpressungen klar aus den unteren Kurven von Abb. 43 ersichtlich.

Auch für das Reibungsverhalten der Paarung HDPE-Stahl findet man ein vergleichbares Verhalten, wie in Abb. 44 dargestellt.

Die beobachtete Tatsache, daß das Absinken des Haftreibwertes auf den niedrigen dynamischen Reibwert mit einer Orientierung der Molekülketten verknüpft ist, wird auch durch das folgende Experiment gestützt. Wird nämlich der Polymerstift, nachdem er eingelaufen ist und sich somit die Molekülketten in Gleitrichtung orientiert haben, um 90° zur ursprünglichen Gleitrichtung gedreht, so müßten viele Molekülketten "falsch" orientiert sein. Somit müßte der Anlaufreibwert sogar noch größer sein als bei einem neuen Stift. Dieser Sachverhalt wurde auch experimentell gefunden und ist in Abb. 45 für die Paarungen PTFE-Stahl, PTFE-Glas sowie HDPE-Stahl und HDPE-Glas wiedergegeben.

Abschließend muß bemerkt werden, daß die in diesem Abschnitt diskutierten Ergebnisse natürlich systemspezifisch anzusehen sind. Somit ist stets neben einer Diskussion des Einflusses der äußeren Beanspruchungsbedingungen die durch die Parameterkombination (Normalkraft, Geschwindigkeit, Temperatur, Beanspruchungsdauer) bestimmt wird, auch ganz wesentlich, die Struktur des betrachteten tribologischen Systems zu berücksichtigen. In dem folgenden Abschnitt ist daher der Einfluß der Werkstoffpaarung und der damit zusammenhängenden Einflußgrößen als wesentliche zweite große Parametergruppe zu diskutieren. (Eine zusammenfassende vergleichende Diskussion des Verschleißverhaltens thermoplastischer Kunststoffe wird in Abschnitt 12 gegeben).

7.2 Untersuchungen in Abhängigkeit von der Struktur des tribologischen Systems

7.2.1 Einfluß des Gegenkörper-Werkstoffs

Der im letzten Abschnitt dargestellte Einfluß des Beanspruchungskollektivs für die Gleitpaarungen PTFE und HDPE gegen Stahl, Abb. 39 und 42, soll hier auf verschiedene Gegenkörper erweitert werden. Glas als Gegenkörper führt zu qualitativ gleichen Abhängigkeiten, wie aus den Abb. 46 und 47 deutlich wird.

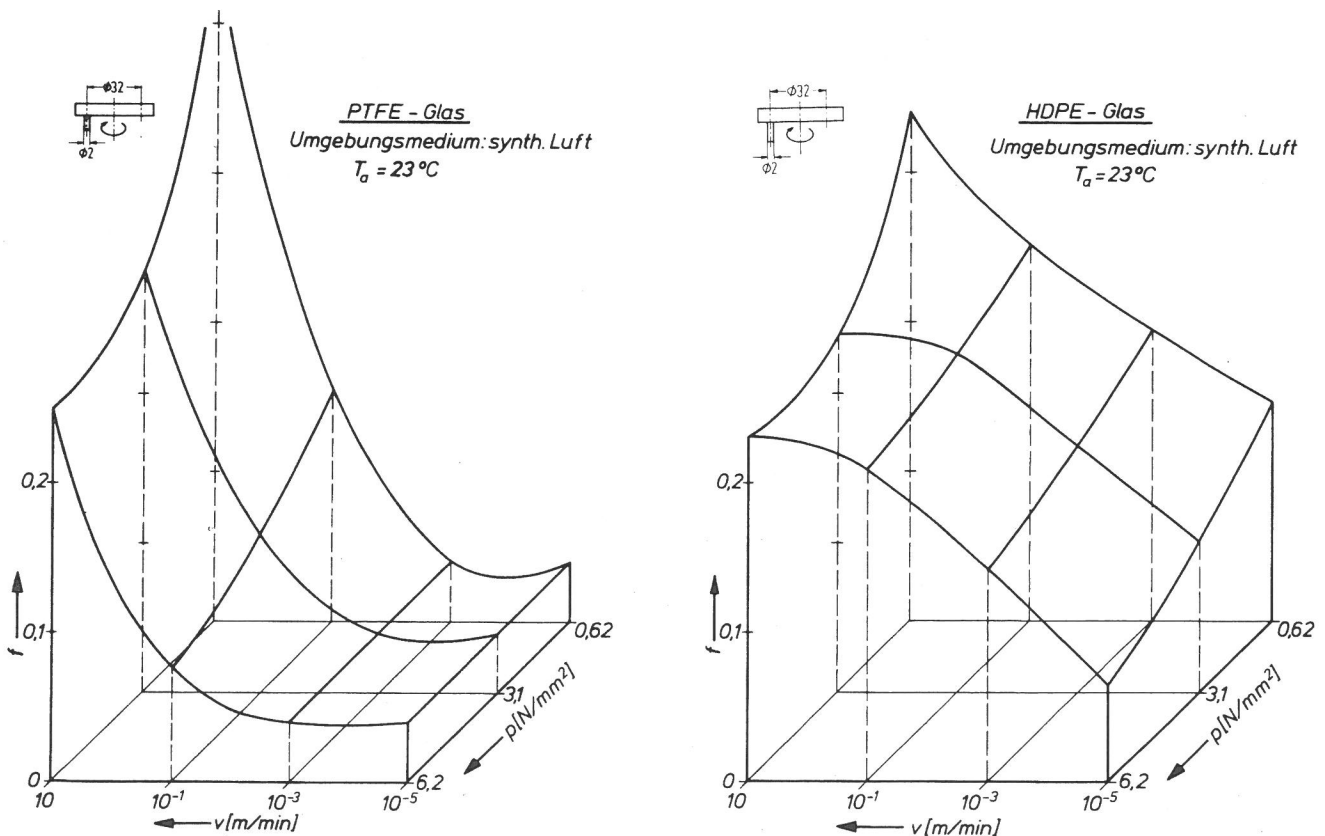


Abb. 46 und 47:

Reibungszahl als Funktion von Flächenpressung p und Gleitgeschwindigkeit v

Bei einem Vergleich ist zu beachten, daß die Rauheit des Glases geringer als die des polierten Stahles ist. Die Reibungszahl steigt mit steigender Gleitgeschwindigkeit erheblich an, während mit steigender Flächenpressung die Reibungszahl abnimmt. Im unteren Geschwindigkeitsbereich sind die Reibungszahlen etwa gleich, d.h. die stoffliche Natur des Gegenkörpers spielt keine Rolle, erst bei höheren Geschwindigkeiten werden Unterschiede deutlich, indem die Reibungszahlen noch etwas stärker ansteigen.

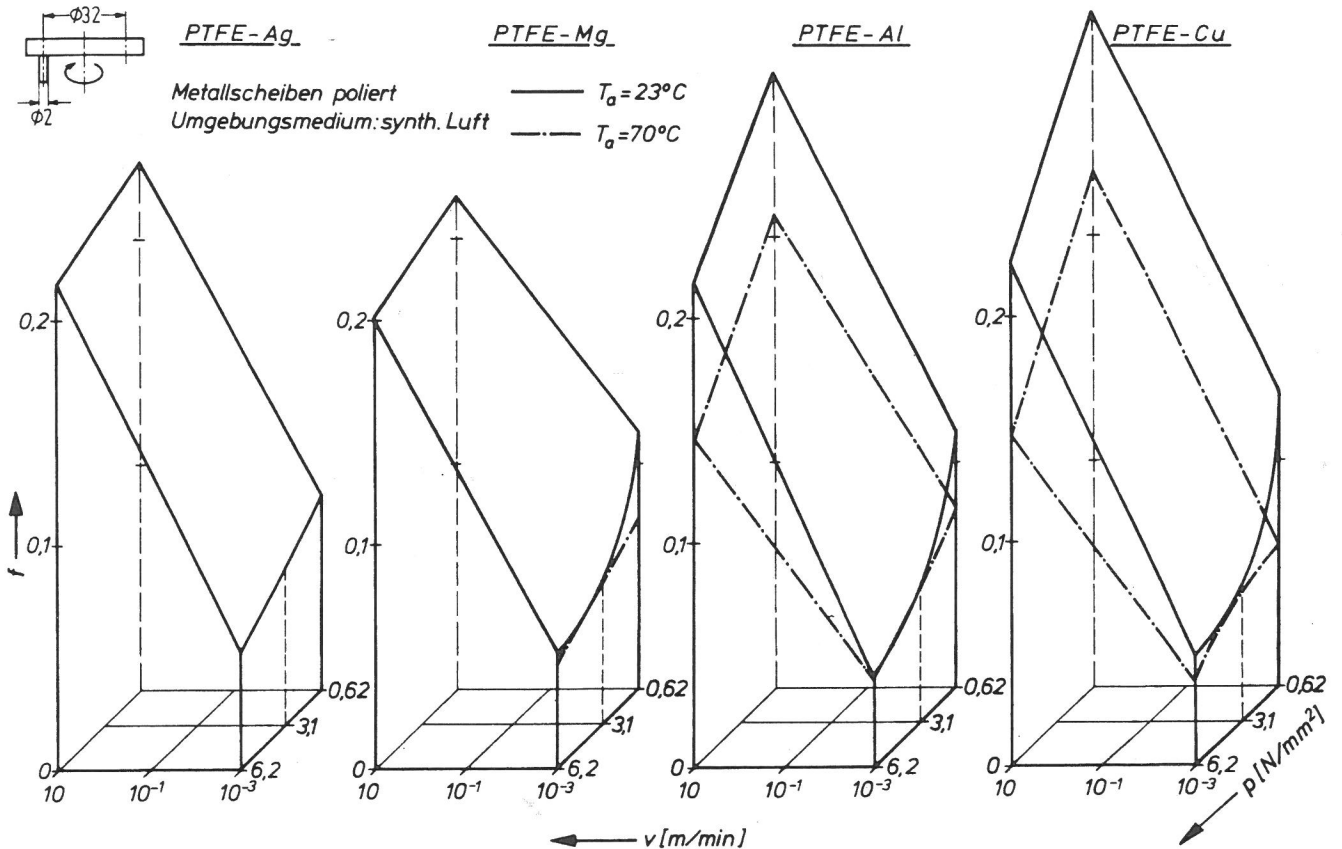


Abb. 48: Reibungszahl als Funktion von Flächenpressung p und Gleitgeschwindigkeit v für unterschiedliche Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen

Diese Aussage wird durch Abb. 48 bestätigt, in der die Eckpunkte der Reibungsdiagramme für PTFE gegen die metallischen Gegenkörper Aluminium, Kupfer, Magnesium und Silber dargestellt sind. Auch hier steigen die Reibungszahlen von relativ kleinen Werten mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit merklich an. Weiterhin konnte auch hier festgestellt werden, daß die Reibungszahlen für $T_a = 70^\circ\text{C}$ unter denen von $T_a = 23^\circ\text{C}$ liegen.

Diese Abhängigkeiten lassen sich ebenfalls mit dem schon erwähnten Modell von Tabor erklären. Bei kleinen Gleitgeschwin-

digkeiten können die Ketten leicht voneinander abgleiten, was zu einem PTFE-Übertrag auf die jeweiligen Gegenkörper führt.

Adhäsiv an Gegenkörper gebundene Überträge findet man bei den verschiedenen Geschwindigkeiten, Pressungen und Reibpartnern, Abb. 49. Man erkennt jeweils Fäden, Filme und bei hohen Geschwindigkeiten auch große Verschleißpartikel. Offensichtlich haftet also das im allgemeinen Sprachgebrauch als "antiadhäsiv" bezeichnete PTFE unter verschiedenen Bedingungen an unterschiedlichen Partnern recht gut (vgl. dazu auch /7.3/ bis /7.6/).

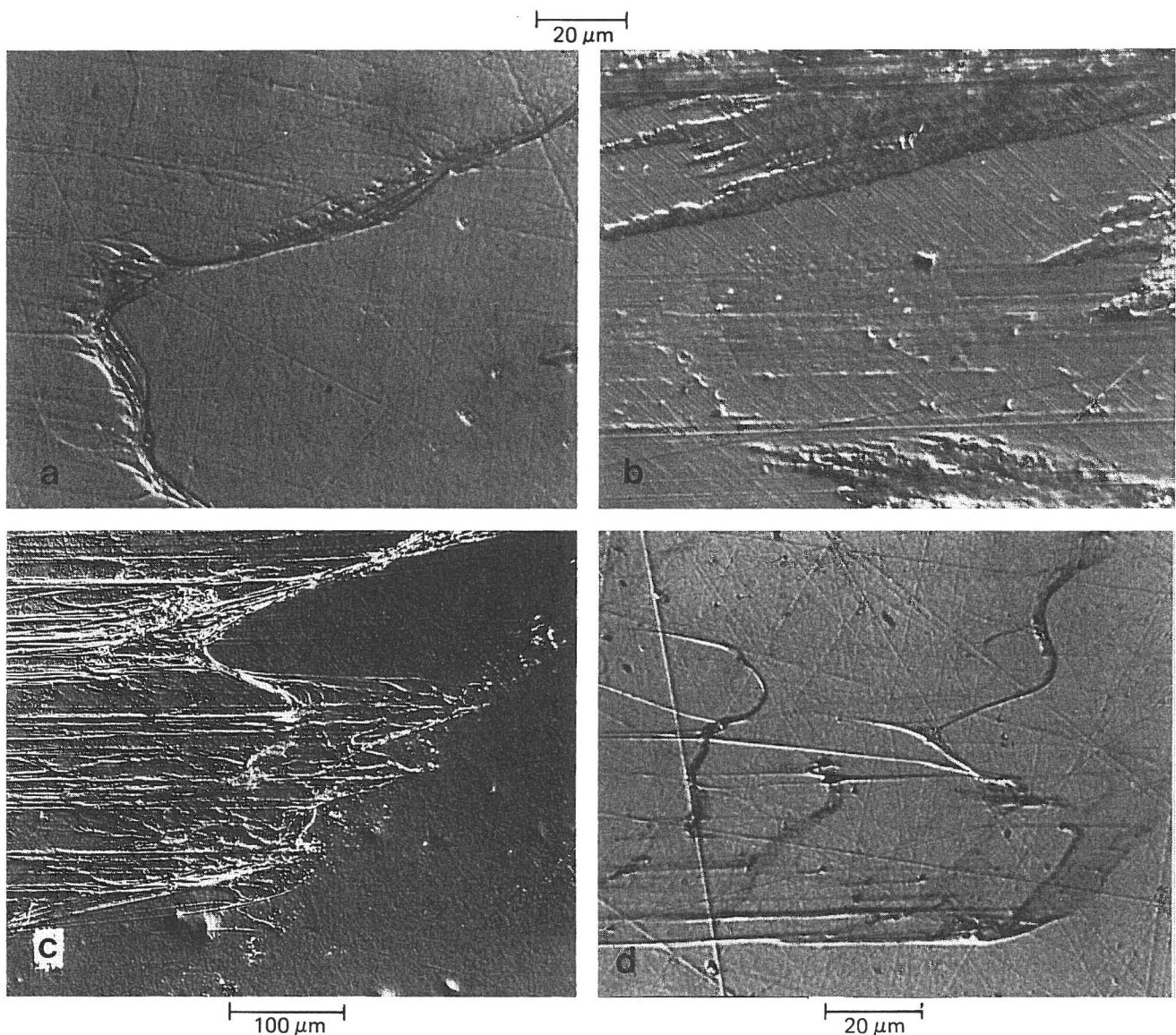


Abb. 49: PTFE-Übertrag auf unterschiedliche Gegenkörper

- a) Cu; $p = 6,3 \text{ N/mm}^2$; $v = 1,7 \cdot 10^{-5} \text{ m/s}$; $f = 0,040$
- b) Cu; $p = 0,63 \text{ N/mm}^2$; $v = 1,7 \cdot 10^{-1} \text{ m/s}$; $f = 0,220$
- c) Al; $p = 6,3 \text{ N/mm}^2$; $v = 1,7 \cdot 10^{-5} \text{ m/s}$; $f = 0,044$
- d) Stahl 100 Cr 6; $p = 6,3 \text{ N/mm}^2$; $v = 1,7 \cdot 10^{-4} \text{ m/s}$; $f = 0,040$

7.2.2 Einfluß der Rauheit des Gegenkörpers

Auf den wichtigen Einfluß der Oberflächenrauheit des Gegenkörpers bei Gleitvorgängen von Kunststoff-Metall-Paarungen ist in verschiedenen Arbeiten hingewiesen worden /3.5/, /7.7/, /7.8/. Da zur Kennzeichnung der Oberflächenrauheit verschiedene Kenndaten, wie z.B. R_z , R_a , Traganteilkurve etc., verwendet wurden, sind in der Literatur auch unterschiedliche Zusammenhänge zwischen den tribologischen Größen und den Oberflächenrauheitsdaten dargestellt worden.

Auch im vorliegenden Forschungsvorhaben konnte in Abhängigkeit von der Rauheit des Gegenkörpers bei den verschiedenen Kunststoff/Metall-Gleitpaarungen ein erheblicher Einfluß festgestellt werden. Als Beispiel ist in Abb. 50 das Verschleißverhalten einer PTFE-Stahl-Gleitpaarung für fünf verschiedene Oberflächenrauheiten R_z dargestellt. Das Diagramm zeigt, daß der Verschleißbetrag mit zunehmender Gleitdauer größer wird und nach einer gewissen Einlaufphase linear zunimmt. Dabei hängt die Verschleißrate, die durch die Steigung der Kurven gegeben ist, stark von der Oberflächenrauheit ab.

Durch anschließende mikroskopische Untersuchungen der Reibspuren auf den Stahlscheiben konnte ein Wirken unterschiedlicher Ver-

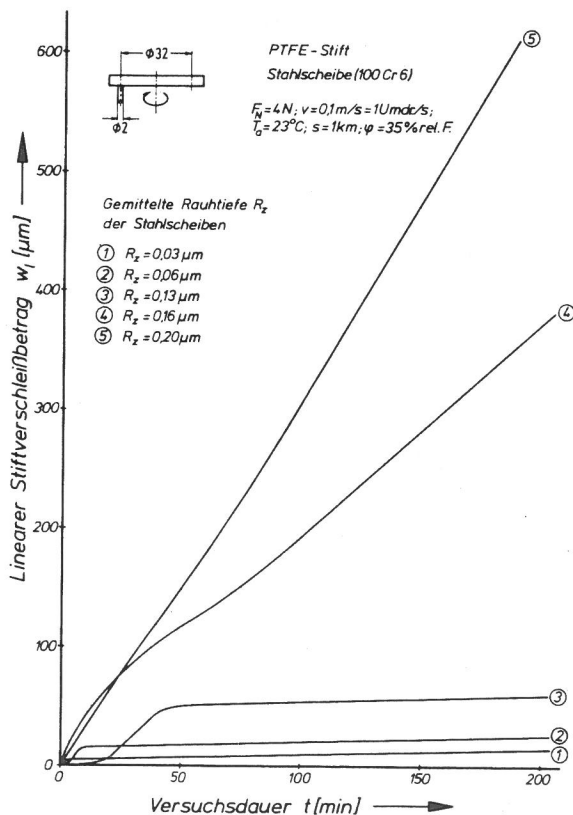


Abb. 50:
Einfluß der Rauheit des Gegenkörpers
auf das Verschleißverhalten

schleißmechanismen nachgewiesen werden. Auf polierten Scheiben der Rauheiten ① und ② in Abb. 50 findet man zahlreich übertragene PTFE-Partikel, die flächenhaft in Gleitrichtung gestreckt auf den Scheiben haften. Offensichtlich spielt die Adhäsion auf polierten Stahlscheiben eine wichtige Rolle. Hat sich einmal eine gewisse Übertragsschicht gebildet, gleitet im wesentlichen PTFE auf PTFE. Aufgrund der schwachen Wechselwirkung des PTFE untereinander wird nur wenig neues Material abgetragen bzw. übertragen, so daß die Verschleißrate nach dem Einlauf sehr klein und linear wird. Im Einlauf erfolgt dagegen starker Übertrag, was in der relativ hohen Verschleißrate zum Ausdruck kommt.

Ganz anders verläuft der Verschleißprozeß auf rauheren Scheiben. Dort sind die Rauheitshügel in der Lage, den Kunststoffstift abrasiv zu beanspruchen und in einem Schneid- und Mikrozerspanungsprozeß abzutragen. Zwar findet auch ein Übertrag statt, der aber nur an den Rauheitshügeln, die als Schneiden wirken, angelagert wird. Aufgrund der höheren Rauheit kann sich kein PTFE-Film ausbilden, der die Rauheitshügel einhüllt. Der Schneidprozeß findet deshalb fortlaufend statt, was zu einer hohen Verschleißrate führt. Während also bei polierten Scheiben die Adhäsion der vorherrschende Verschleißmechanismus ist, ist dies bei rauheren Scheiben die Abrasion.

Für die genauere Untersuchung des Einflusses der Oberflächenrauheit wurden Stahlscheiben verschieden bearbeitet und anschließend die Versuchsscheiben entsprechend ihrer gemittelten Rauhtiefe R_z in verschiedene Klassen eingeteilt. Mit diesen wurde dann mit den thermoplastischen Kunststoffen PETP, POM, PA6, PA66 eine Reihe von Reibungs- und Verschleißversuchen durchgeführt. Typische Ergebnisse sind in den Abb. 51 und 52 dargestellt. Man erkennt den ausgeprägten Einfluß der Oberflächenrauheit des metallischen Gleitpartners, wobei es offenbar für die verschiedenen Kunststoffe Bereiche einer "optimalen" Oberflächenrauheit gibt. Unterhalb steigen die Werte wieder an, da auf sehr glatten Oberflächen die adhäsive Wechselwirkung stärker zum Tragen kommt. Oberhalb steigen Reibung und Verschleiß ebenfalls an, da die Abrasion durch die Rauheitshügel voll zur Geltung kommt.

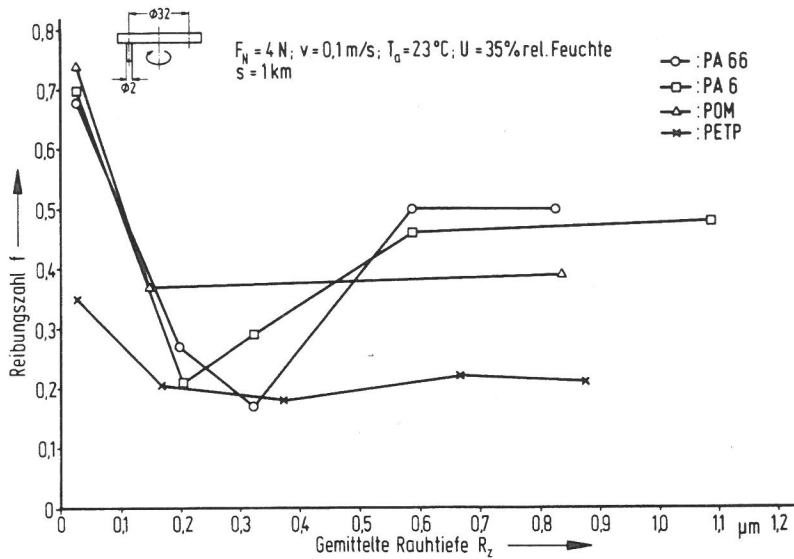


Abb. 51:
Einfluß der Rauheit des Gegenkörpers aus Stahl 100 Cr 6 auf das Reibungsverhalten von Kunststoff-Stahl-Gleitpaarungen

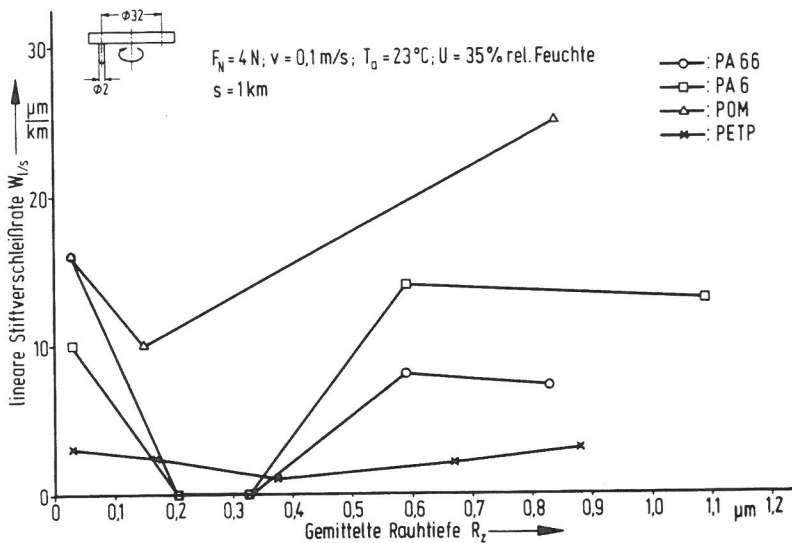


Abb. 52:
Einfluß der Rauheit des Gegenkörpers aus Stahl 100 Cr 6 auf das Verschleißverhalten von Kunststoff-Stahl-Gleitpaarungen

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß es für die Abhängigkeit der Reibung und Verschleißdaten zwei Regime mit unterschiedlichen Mechanismen gibt:

- (I) Im Bereich "kleiner Rauheiten" dominieren Adhäsionsprozesse, wobei zunächst mit zunehmender Rauheit Reibung und Verschleiß abnehmen.
- (II) Im Bereich "größerer Rauheiten" überwiegen Abrasionsprozesse. Hierbei nehmen Reibung und Verschleiß mit steigenden Rauheitswerten zu.

Für beide Regime sind in der Literatur Theorien entwickelt worden, mit denen qualitativ die Verläufe der gemessenen Daten in den Abb. 51 und 52 gedeutet werden können.

Nach einer Analyse von Fuller und Tabor /3.7/ ist die im Regime (I) wirkende Adhäsion eine Funktion des dimensionslosen Parameters α

$$\alpha = \frac{4\sigma}{3} \left(\frac{4E}{3\pi\beta^{1/2}\gamma_{ab}} \right)^{2/3}$$

$$\alpha = \frac{4}{3} \left(\frac{4E}{3\pi\gamma_{ab}} \right)^{2/3} \cdot \frac{\sigma}{\beta^{1/3}}$$

mit σ : Standardabweichung der
Rauheitshügelverteilung

β : Mittlerer Radius der
Rauheitshügel

E : Elastizitätsmodul

γ_{ab} : Grenzflächenenergie

Für ideal glatte Flächen (d.h. $\sigma/\beta^{1/3} \rightarrow 0$) sollte bei hoher Adhäsion α gegen Null gehen, während unterhalb eines Zahlenwertes von $\alpha = 3$ bis 4 die Adhäsion sehr klein sein sollte. Wie aus der obigen Formel ersichtlich, nimmt α mit dem Ausdruck $\sigma/\beta^{1/3}$ zu, wobei der Wert für σ näherungsweise gleich dem Mittenrauhwert R_a gesetzt werden kann. Hiermit ist unmittelbar plausibel, daß im Regime (I) mit zunehmenden Werten von R_a oder R_z (d.h. der Zunahme des Ausdrucks $\sigma/\beta^{1/3}$ in obiger Gleichung) die Reibungs- und Verschleißdaten abnehmen sollten, wie auch aus dem linken Teil der experimentell bestimmten Ergebnisse der Abb. 51 und 52 ersichtlich.

Für das Regime (II) wurde in Arbeiten von Hollander und Lancaster /7.9/, die später von Warren und Eiss /7.10/ ergänzt wurden, gezeigt, daß unter der Voraussetzung von abrasiven Verschleißmechanismen der Verschleiß mit dem Parameter $\sigma/\beta \approx \tan^2 \theta$ zunimmt /7.11/, wobei θ der Winkel der mittleren Neigung der Rauheitshügel ist. Da θ wiederum mit zunehmenden Rauheitswerten ansteigt, ist mit diesem Modell der rechte Teil der Kurve in Abb. 52 erklärbar.

7.2.3 Einfluß des Molekulargewichts eines thermoplastischen Kunststoffes

Der Einfluß des Molekulargewichts wurde mit drei Sorten Polybutylenterephthalat PBTP mit den Handelsnamen

I	Ultradur	B 2550
II	"	B 3500
III	"	B 4500

ermittelt, wobei von I nach III zunehmendes Molekulargewicht vorliegt.

Bei den durchgeführten Reibungs- und Verschleißuntersuchungen wurde als Metallgleitpartner ebenfalls der Stahl 100 Cr6 mit einer Rauheit von $R_z \approx 2,5 \mu\text{m}$ verwendet, bei dem die Schleifriefen quer zur Gleitrichtung verliefen.

Abb. 53 zeigt die Reibungszahlen und die Verschleißraten der drei PBTP-Sorten bei unterschiedlichen Beanspruchungen. Danach bestehen keine einheitlichen Zusammenhänge zum Molekulargewicht. Während bei der höheren Geschwindigkeit die Sorte I mit niedrigstem Molekulargewicht die höchste Reibungszahl besitzt, liegt sie bei kleinerer Geschwindigkeit bei Sorte II mit mittlerem Molekulargewicht etwas über denen der anderen Sorten. Eine Belastungserhöhung führt nur bei kleiner Gleitgeschwindigkeit zu einem merklichen Reibungszahlanstieg, der jedoch für alle Sorten etwa gleich ist.

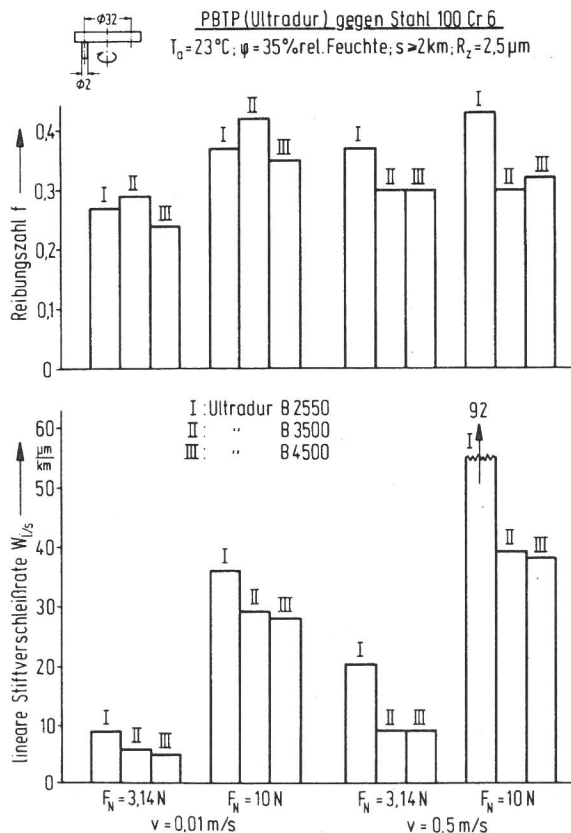


Abb. 53:
Einfluß des Molekulargewichts auf
das Reibungs- und Verschleißverhalten

Deutlicher sind die Unterschiede im Verschleißverhalten. Hier liegt die Verschleißrate von Sorte I mit kleinstem Molekulargewicht wesentlich über denen der anderen Sorten. Unterschiede zwischen Sorte II und III lassen sich bei den jeweiligen Beanspruchungen nicht erkennen.

Eine Erhöhung der Belastung hat bei allen Sorten eine überproportionale Steigerung der Verschleißrate zur Folge. Auch eine Geschwindigkeitserhöhung führt zu höheren Verschleißraten, insbesondere jedoch bei Sorte I, wo der Unterschied zu den anderen Sorten besonders groß wird.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß sich aus dem Molekulargewicht kein eindeutiger Zusammenhang zur Reibungszahl ableiten läßt. Zwar schneidet die Sorte I mit dem kleinsten Molekulargewicht bei hohen Geschwindigkeiten am schlechtesten ab, jedoch zwischen Sorte II und III ergeben sich nur geringe Unterschiede. Bei kleinen Gleitgeschwindigkeiten hat die Sorte III mit dem größten Molekulargewicht die kleinste Reibungszahl, aber die von Sorte II liegt über der von Sorte I.

Zwischen Verschleiß und Molekulargewicht besteht dagegen der Zusammenhang, daß mit steigendem Molekulargewicht die Verschleißrate abnimmt. Jedoch sind die Unterschiede relativ gering, insbesondere bei höheren Molekulargewichten.

Ein entsprechendes Versuchsprogramm wurde auch mit Scheiben feiner Rauheit durchgeführt, wobei sich ähnliche Abhängigkeiten ergaben. Auf eine Darstellung der Ergebnisse im Einzelnen wird verzichtet, stattdessen sollen lichtmikroskopische Bildserien der erhaltenen Verschleißspuren für alle Beanspruchungen im folgenden vorgestellt werden.

In den ersten Bildserien, Abb. 54 und 55, sind für die Sorte I (Ultradur 2550) die jeweils gegeneinander gelaufenen Stifte und Scheiben dargestellt, wie sie nach Versuchsende erhalten wurden. Die 4 Bilder der Abb. 54 zeigen die Scheiben mit der feinen Rauheit ($R_z \approx 0,18 \mu\text{m}$), die 4 Bilder der Abb. 55 diejenigen mit der hohen Rauheit ($R_z \approx 2,5 \mu\text{m}$), jeweils bei unterschiedlichen Beanspruchungskollektiv. Während alle Stifte stark abrasiv beansprucht wurden, findet man auf den Scheiben übertragenes Ultradur

(dunkle Stellen). Dabei wurde um so mehr Material übertragen, je höher die Flächenpressung war. Die Geschwindigkeit scheint dagegen keinen Einfluß auf das Übertragsverhalten zu haben.

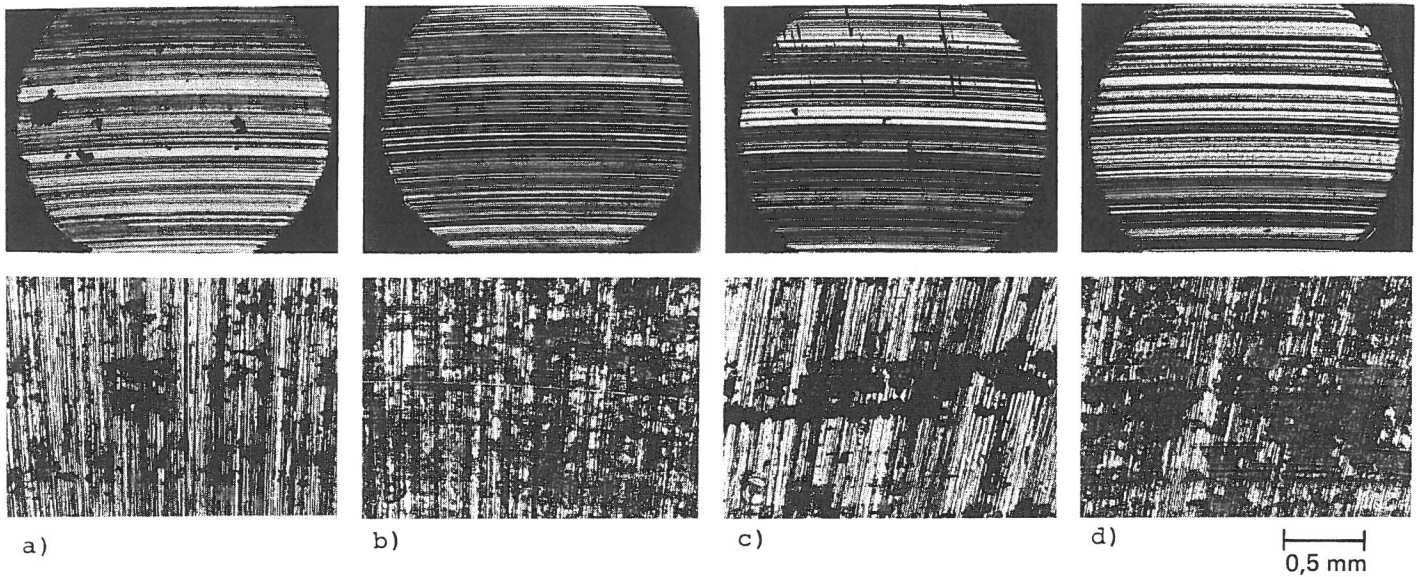


Abb. 54: Stiftoberflächen (PBTP I) und Scheibenoberflächen (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,18 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung

$T_a = 23^\circ \text{C}$; $U = 50\%$ rel. Feuchte

a) $p = 1 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,01 \text{ m/s}$

b) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,01 \text{ m/s}$

c) $p = 1 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,5 \text{ m/s}$

d) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,5 \text{ m/s}$

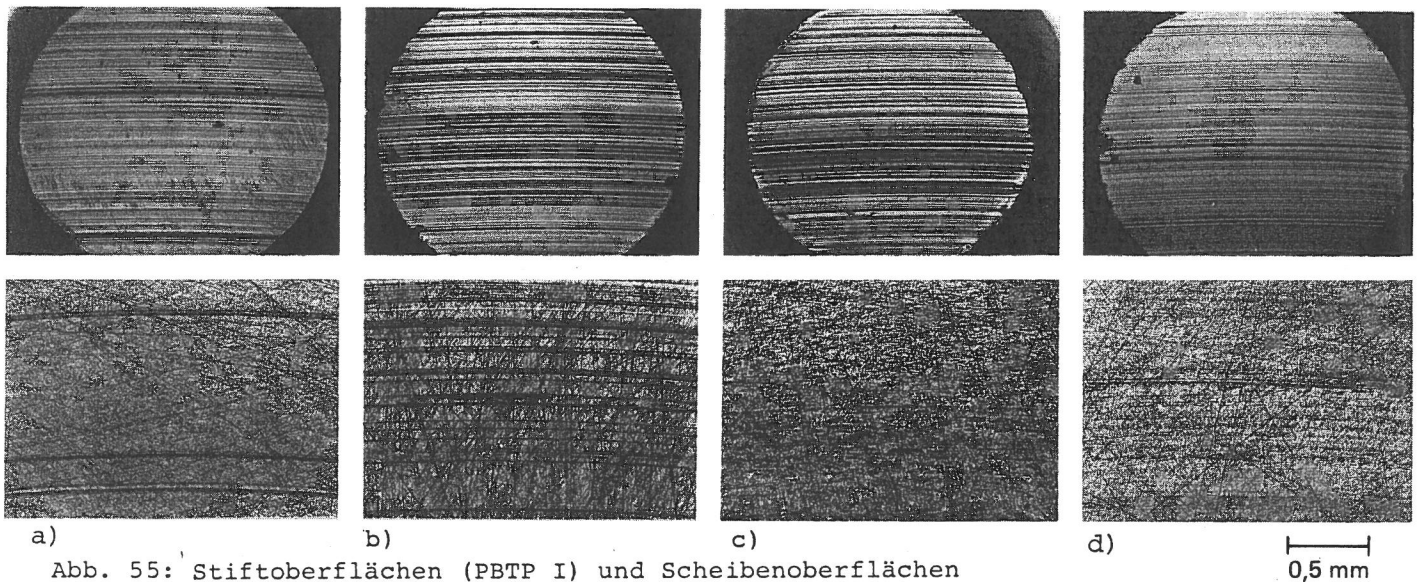


Abb. 55: Stiftoberflächen (PBTP I) und Scheibenoberflächen (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 2,5 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung

$T_a = 23^\circ \text{C}$; $U = 50\%$ rel. Feuchte

a) $p = 1 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,01 \text{ m/s}$;

b) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,01 \text{ m/s}$;

c) $p = 1 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,5 \text{ m/s}$;

d) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,5 \text{ m/s}$

Diese Erkenntnisse decken sich mit den vorher diskutierten Verschleißraten.

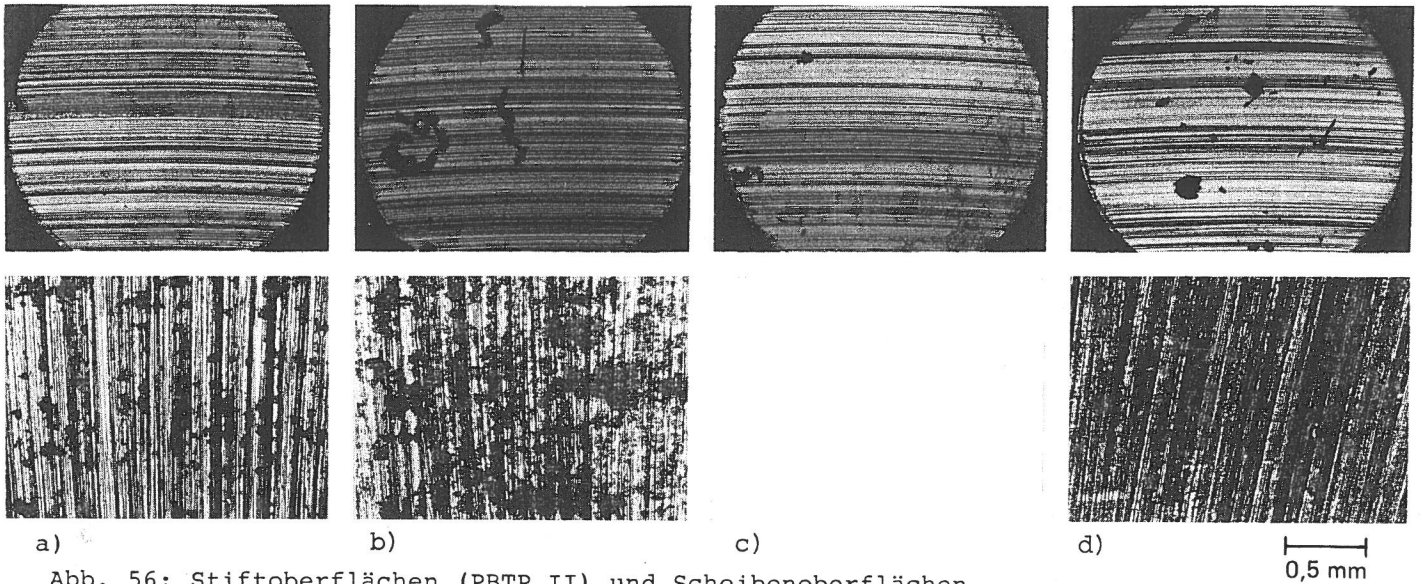


Abb. 56: Stiftoberflächen (PBTP II) und Scheibenoberflächen (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 2,5 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung

$T_a = 23^\circ \text{C}$; $U = 50\%$ rel. Feuchte

a) $p = 1 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,01 \text{ m/s}$

b) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,01 \text{ m/s}$

c) $p = 1 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,5 \text{ m/s}$

d) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,5 \text{ m/s}$

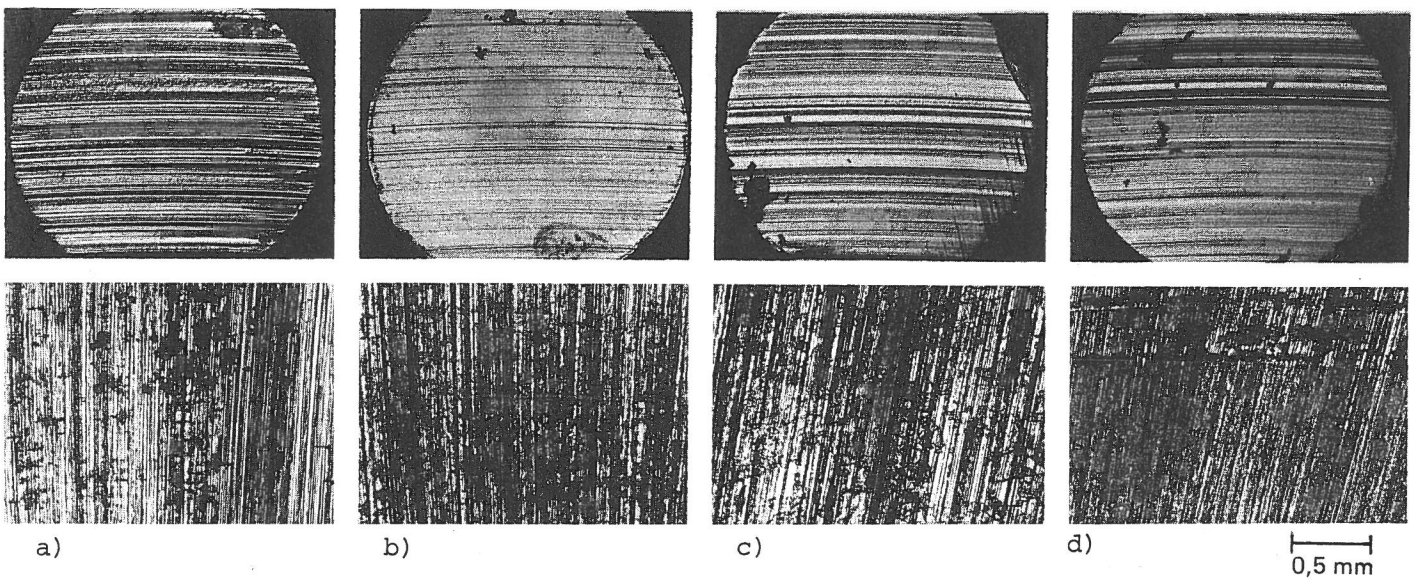


Abb. 57: Stiftoberflächen (PBTP III) und Scheibenoberflächen (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 2,5 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung

$T_a = 23^\circ \text{C}$; $U = 50\%$ rel. Feuchte

a) $p = 1 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,01 \text{ m/s}$

b) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,01 \text{ m/s}$

c) $p = 1 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,5 \text{ m/s}$

d) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,5 \text{ m/s}$

Deutlich sind auch die Unterschiede bezüglich der Rauheit der Scheiben erkennbar. Auf rauhen Scheiben findet man erheblich mehr übertragenes Material als auf feinen, das relativ gleichmäßig verteilt ist und bevorzugt an den Fertigungsriefen haftet, die quer zur Gleitrichtung verlaufen. Auf feinen Scheiben dagegen haftet das übertragene Material hauptsächlich längs der Gleitriefen bzw. außerhalb der eigentlichen Reibspur in Form einzelner Partikel. Zu beachten ist hierbei jedoch, daß die Fertigungsriefen auf feinen Scheiben regellos verteilt sind, während sie auf rauhen Scheiben etwa senkrecht zur Gleitrichtung verlaufen. Dieses ist auf unterschiedliche Fertigungsprozesse zurückzuführen.

In den Bildserien der Abb. 56 und 57 werden zusätzlich die beiden anderen Sorten vorgestellt, jedoch nur für rauhe Scheiben. Die zuvor geschilderten Unterschiede zwischen den beiden Rauheiten treffen auch für die anderen Sorten zu. Mit steigendem Molekulargewicht (Sorte I nach III) wird der Übertrag geringer und gleichmäßiger. Dies deckt sich auch mit den gemessenen Verschleißraten. Während man sich bei Sorte I noch vorstellen kann, daß einzelne Partikel übertragen werden, die dann "ausgewalzt" werden, scheint bei Sorte III mehr ein filmartiges Übertragsverhalten vorzuliegen. Das Aussehen der Stifte deutet auf abnehmende Abrasion hin, da die Stifte glatter sind.

Aus diesen Darstellungen läßt sich vorsichtig angedeutet eine Änderung des dominierenden Verschleißmechanismus ableiten. Mit zunehmendem Molekulargewicht scheint ein Übergang von vorherrschender Abrasion zu stärkerer Adhäsion zu erfolgen.

7.2.4 Einfluß der Luftfeuchtigkeit

Wie in Abschnitt 2 dargestellt wurde, sind bei Gleitvorgängen nicht nur die beiden Gleitpartner, bestehend aus Grund- und Gegenkörper, zu berücksichtigen, sondern auch das Umgebungsmedium und dessen Feuchtegehalt und ein eventueller Zwischenstoff. Der Einfluß eines Zwischenstoffs wurde in diesem Vorhaben nicht untersucht, da dazu eine erhebliche Ausweitung des Versuchsprogramms notwendig gewesen wäre.

Zur Untersuchung des Einflusses der Luftfeuchtigkeit wurden in synthetischer Luft die Kunststoffsorten Polyamid PA66 und ultra-

hochmolekulares Polyäthylen UHMWPE gegen einen geläphten Metallgleitpartner aus Stahl 100 Cr 6 mit einer Rauheit von $R_z \approx 1 \mu\text{m}$ tribologisch beansprucht. Die Versuche wurden bei relativen Luftfeuchten von 0 %, 30 % und 80 % durchgeführt. Da einige Kunststoffe Feuchte aus der Umgebung aufnehmen, wurden die Proben vorher 8 Tage in der entsprechenden Luftfeuchte gelagert. Für die Auslagerung von 0 % Feuchte war es notwendig, die Probenkammer vorher zu evakuieren, um danach trockene synthetische Luft einlassen zu können. Erst nach dieser Behandlung wurden die Proben für die Versuche verwendet.

Wie aus Abb. 58 zu erkennen ist, verhält sich die Verschleißrate in Abhängigkeit von der Luftfeuchte für die beiden Kunststoffe gegenläufig. Während bei PA 66 der Mittelwert um den Faktor 3 bei Erhöhung der relativen Luftfeuchte von 0 % auf 80 % ansteigt, verringert sich die Verschleißrate bei UHMWPE geringfügig. Die Verschleißwerte sind für UHMWPE unter den angegebenen Bedingungen kleiner und die Einzelwerte streuen erheblich weniger als bei PA 66.

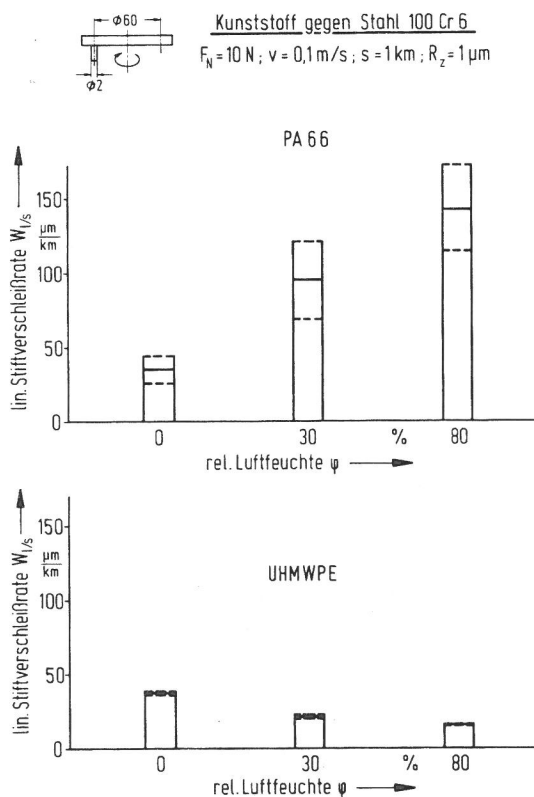


Abb. 58:
Einfluß der relativen Luftfeuchte auf das Verschleißverhalten

Im Gegensatz zur Verschleißrate sind die Reibungszahlen bei beiden Kunststoffen unabhängig von der relativen Luftfeuchte. Sie liegen für beide Gleitpaarungen bei $f \approx 0,3$.

Hachmann und Strickle /7.12/ stellten bei PA ebenfalls einen größeren Verschleiß bei höherem Feuchtigkeitsgehalt fest, während die Gleitreibungszahl kaum verändert wurde. Eine Erhöhung der Verschleißrate läßt auf eine Verringerung der Festigkeitseigenschaften mit zunehmender Feuchteaufnahme schließen. Steigender Feuchtigkeitsgehalt bedeutet sinkende Scherfestigkeit aber auch sinkender Fließdruck bzw. E-Modul und damit zunehmende Berührfläche.

Bei UHMWPE ist mit keiner Aufnahme von Feuchte zu rechnen. Die Verringerung der Verschleißrate mit steigender Luftfeuchte kann möglicherweise auf eine Anlagerung von Wassermolekülen an der Oberfläche zurückgeführt werden, die eine gewisse Schmierwirkung haben. Ein Vergleich der Reibspuren auf den Scheiben nach Versuchsende ergab eine abnehmende Beanspruchung mit steigender Feuchte, was in Einklang mit obiger Vermutung steht.

7.3 Direktbeobachtung tribologischer Grenzflächenvorgänge

Die bisherigen Untersuchungen zeigen, daß das tribologische Verhalten von Kunststoffen sowohl durch das äußere Beanspruchungskollektiv (F_N , v , T , t) als auch durch die Struktur des tribologischen Systems geprägt wird, wobei die Art der betreffenden Werkstoffpaarung und die Eigenschaften von Grundkörper und Gegenkörper, wie z.B. chemische Zusammensetzung, Molekulgewicht, Oberflächenrauheit, Scherfestigkeit u.a. wichtige Parameter sind. Der eigentliche Verschleiß der untersuchten Kunststoffe kommt dabei in jedem Falle durch die im Kontakt-Grenzflächenbereich wirkenden Verschleißmechanismen zustande. Aus den verschiedenen Photographien der Verschleiß-Oberflächen nach Beendigung der eigentlichen tribologischen Beanspruchung zeigt sich (vgl. z.B. Abb. 40, 41, 54 bis 57), daß bei den hier verwendeten Versuchsbedingungen im wesentlichen durch zwei Mechanismen Verschleiß zustandekommt, nämlich:

- Adhäsion
- Abrasion.

Diese Vorgänge bestehen wiederum aus einer Anzahl komplexer Detailprozesse, deren Zusammenwirken schließlich zum Entstehen loser Verschleißpartikel führt.

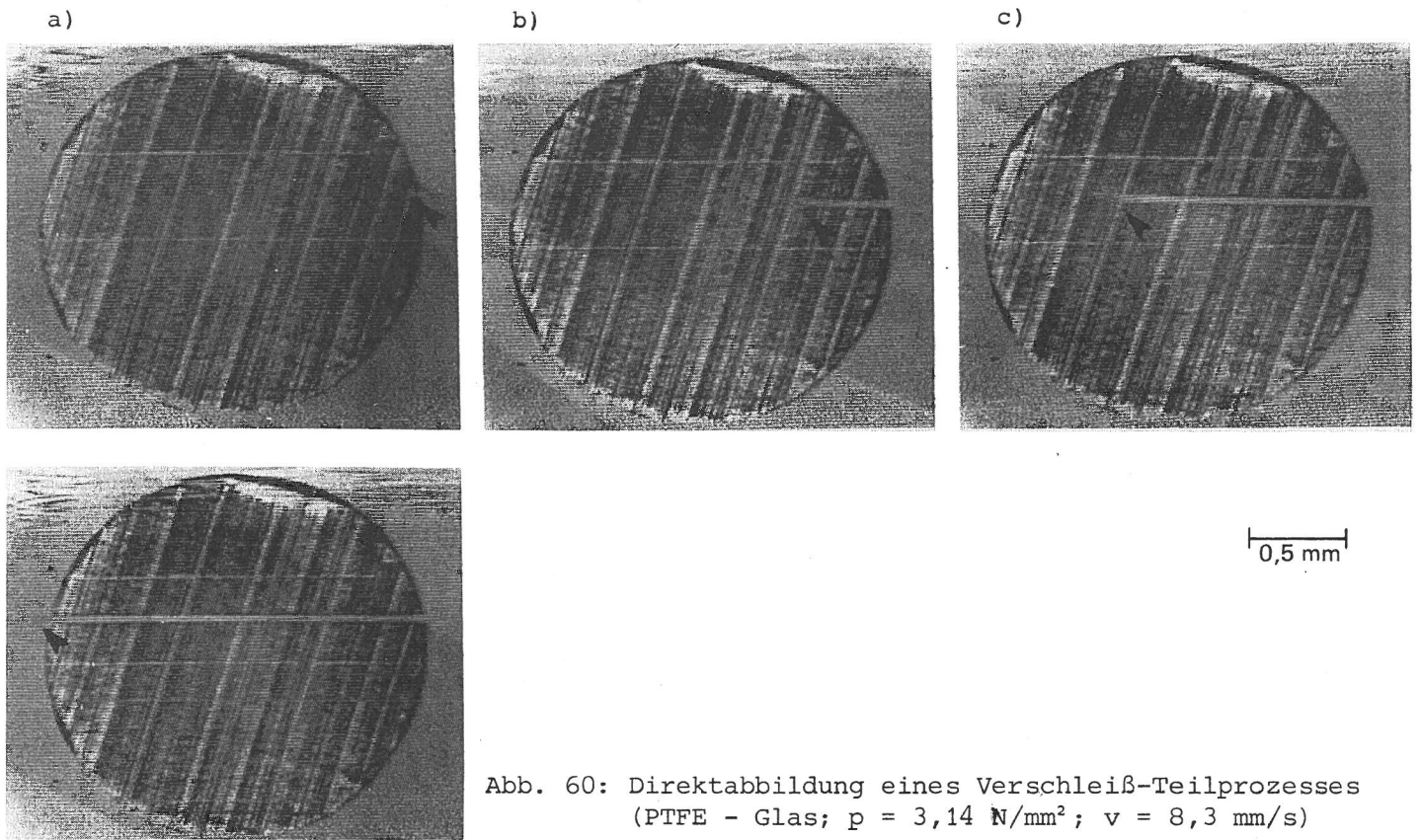


Abb. 60: Direktabbildung eines Verschleiß-Teilprozesses
(PTFE - Glas; $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 8,3 \text{ mm/s}$)

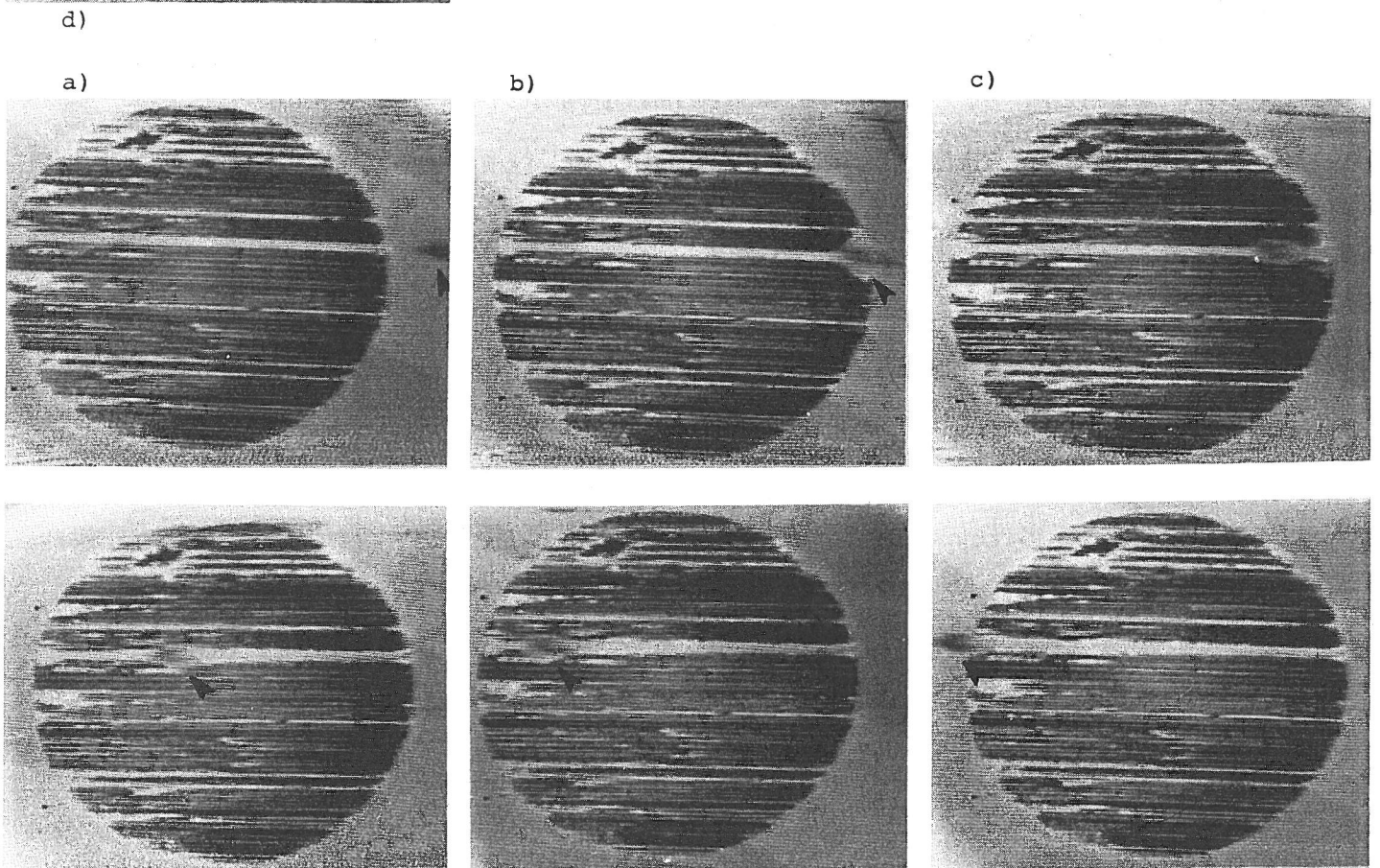


Abb. 61: Direktabbildung eines Verschleiß-Teilprozesses
(PTFE-Glas; $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 8,3 \text{ mm/s}$)

8. Reibungsverhalten von Kunststoff-Kunststoff-Gleitpaarungen

Ergänzend zu den tribologischen Untersuchungen an Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen wurde an einigen ausgewählten Paarungen auch das Reibungsverhalten Kunststoff/Kunststoff untersucht. Da diese Untersuchungen in einer Analogie zu den Kontakt- und Haftreibungsforschungen zu sehen sind, wie sie in den Abschnitten 5 und 6 geschildert sind und bei denen als Gleitpartner Glas verwendet wurde, sind hier optisch transparente Kunststoff-Gleitpartner verwendet worden.

Untersucht wurden die folgenden Kunststoffe:

Scheiben: Polymethylenmetacrylat (PMMA)
Polystyrol (PS)
Styrolacrylnitril (SAN)

Stifte: Polytetrafluoräthylen (PTFE)
Polyoxymethylen (POM)
Polyamid (PA66)
Polypropylen (PP)

Ebenso wie in Abschnitt 6 wurde auch hier primär die Haftreibung untersucht, um den sich bei Mehrfachübergleitungen ergebenden komplizierenden Einfluß von Materialübertragungen auszuschließen und den davon unbeeinflussten Kunststoff/Kunststoff-Kontakt untersuchen zu können.

In Abb. 62 sind die Reibungszahlen nach 450 μm Gleitweg bei

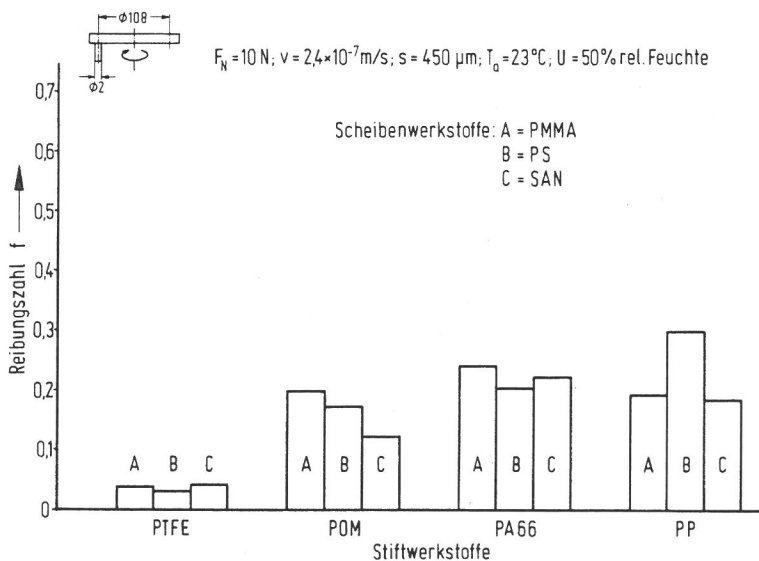


Abb. 62:
Reibungszahlen verschiedener
Kunststoff-Kunststoff-Gleit-
paarungen

einer Belastung von 10N und einer Gleitgeschwindigkeit von $2,4 \times 10^{-7}$ m/s unter Normalklima aufgetragen. Bei PTFE liegen die Reibungszahlen für alle Gegenpartner sehr niedrig (unter $f \approx 0,05$). Bei entsprechend kleinen Gleitgeschwindigkeiten konnten bei Stahl als Gegenpartner ebenfalls sehr kleine Reibungszahlen ermittelt werden. (s. Abschnitt 7.1). Zwischen $f = 0,1$ und $0,3$ liegen die Reibungszahlen für die Kunststoffe POM, PA66 und PP, die auch etwa in dieser Reihenfolge zunehmen. Dabei werden bei POM und PA66 gegen PMMA als Gegenpartner jeweils die höchsten Reibungszahlen gemessen. Bei PP liegen die höchsten Werte gegen PS und die niedrigsten gegen PMMA und SAN.

Sehr interessant ist in diesem Zusammenhang der Reibungszahl-Verlauf in Abhängigkeit vom Gleitweg, der aus den Abb. 63, 64, 65 entnommen werden kann. Die Reibungszahl steigt bei allen Kunststoff/Kunststoff-Paarungen sehr schnell zu einem Maximalwert an, fällt sprunghaft um einen bestimmten Betrag ab und geht allmählich in einen einigermaßen konstanten Bereich über. Dieses Verhalten kann so gedeutet werden, daß nach dem Aufsetzen des Stiftes dieser zunächst festhaftet, nach Überschreiten einer bestimmten Tangentialkraft losreißt und dann erst über die Scheibenoberfläche gleitet. Damit kann das erste Maximum auch mit der Haftreibungszahl gleichgesetzt werden, wobei vermutet werden kann, daß das Reibungsverhalten durch die Kunststoff/Kunststoff-Adhäsion im wesentlichen bestimmt wird (vgl. Abschnitt 3.2 und Abschnitt 5).

In der Theorie der Festkörperadhäsion /8.1/ bis /8.3/ wird im allgemeinen von der Dupré'schen Gleichung

$$\gamma_a + \gamma_b = \gamma_{ab} + W_{ab}$$

bei der Berührung zweier Körper mit den Oberflächenenergien γ_a und γ_b ausgegangen. Dabei ist W_{ab} die auf die Flächeneinheit bezogene geleistete Adhäsionsarbeit und γ_{ab} die Grenzflächenenergie der in Kontakt befindlichen Oberflächen. Da nach der Adhäsionstheorie zur Trennung der beiden Körper a und b der Betrag W_{ab} pro Flächeneinheit aufzubringen ist, erscheint die Hypothese naheliegend, daß die Haftreibung, wie sie in den Abb. 63 bis 65 dargestellt ist, im wesentlichen durch die Adhäsionsarbeit W_{ab} bestimmt wird.

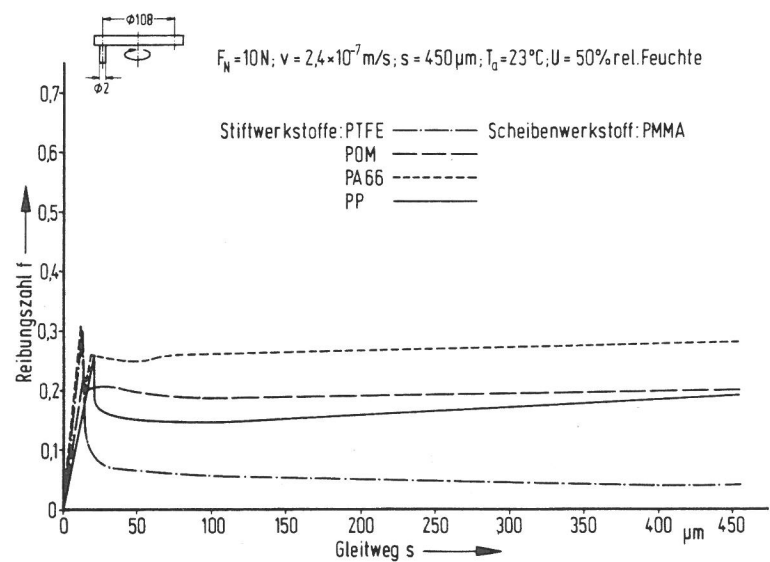
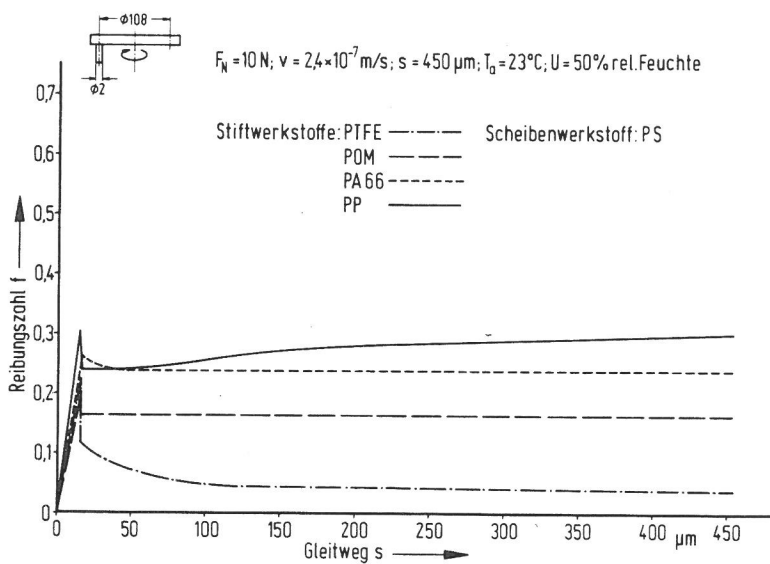
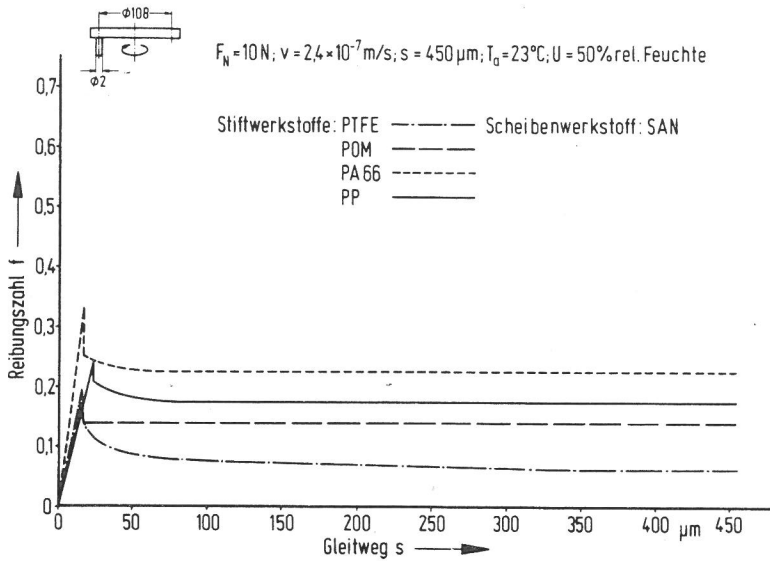


Abb. 63 bis 65: Reibungsverhalten von Kunststoff-Kunststoff-Gleitpaarungen

In einer umfassenden Arbeit ist kürzlich dieser Zusammenhang von Erhard untersucht worden, wobei mit einer speziellen Meßanordnung die Oberflächenenergien von Kunststoffen experimentell bestimmt und mit Literaturergebnissen verglichen wurden /8.4/.

Da in der Arbeit von Erhard die Oberflächenenergien γ der einzelnen Kunststoffe angegeben sind und z.T. auch bereits die Adhäsionsarbeiten W_{ab} berechnet werden, konnten diese Daten für die hier durchzuführende theoretische Überlegung direkt übernommen werden.

In der folgenden Tabelle sind die Adhäsionsarbeiten W_{ab} nach Erhard zusammen mit den aus den Abb. 63 bis 65 durch Ausplanimetrieren der Reibungs-Weg-Kurven bestimmten Reibarbeiten E_R zusammengestellt.

Stift	Scheibe	Adhäsionsenergie W_{ab} (nach /8.4/) 10^{-6} N mm/mm ²	Reibarbeit E_R (nach $s=450\mu\text{m}$ Weg) Nmm
PTFE	SAN	54,7	0,328
	PS	55,4	0,343
	PMMA	53,6	0,324
PP	SAN	73,0	0,795
	PS	75,3	1,215
	PMMA	73,0	0,730
POM	SAN	84,5	0,619
	PS	81,0	0,760
	PMMA	87,3	0,850
PA	SAN	88,0	0,987
	PS	83,1	0,864
	PMMA	92,1	1,128

In Abb. 66 ist die gemessene Reibarbeit E_R als Funktion der berechneten Adhäsionsenergie W_{ab} aufgetragen. Man erkennt, daß (mit Ausnahme der Paarung PP/PS) die Daten recht gut in einer Einfach-ln-Darstellung durch eine Gerade approximiert werden, so daß zwischen der Reibungsarbeit und der Adhäsionsenergie näherungsweise eine Relation der folgenden Form bestehen sollte:

$$E_R = c_1 \cdot \exp(c_2 W_{ab})$$

Ein ähnlicher Zusammenhang ebenfalls in Form einer Exponentialfunktion wurde auch von Erhard experimentell bestimmt /8.4/.

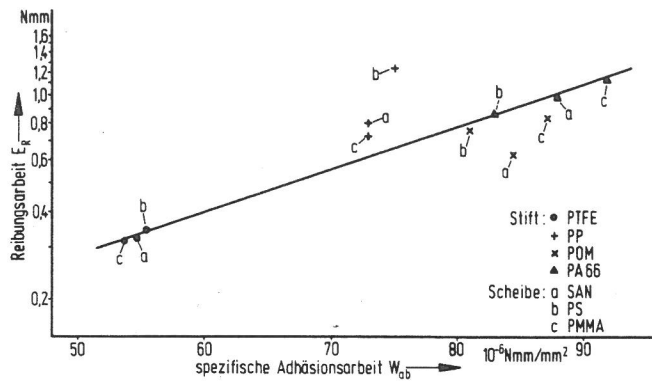


Abb. 66:
 Reibungsarbeit von Kunststoff-
 Kunststoff-Gleitpaarungen als
 Funktion der spezifischen
 Adhäsionsarbeit

9. Reibungs- und Verschleißverhalten eines thermoplastischen Kunststoffes mit Füllstoffen

Zur Erzielung bestimmter Eigenschaften werden den Kunststoffen häufig verschiedenartigste Stoffe zugesetzt, wie z.B. Glasfasern, Kohlefasern, Graphit, Molybdändisulfid (MoS_2), Kreide, Metallpulver oder PE und PTFE /9.1/, /9.2/. Es ist zu erwarten, daß nicht nur die stofflichen Eigenschaften, sondern auch die tribologischen Eigenschaften entscheidend verändert werden /9.3/ bis /9.6/.

Die Veränderung der tribologischen Eigenschaften durch Zusatzstoffe soll hier beispielhaft an Polyimid aufgezeigt werden, das in den drei Sorten

VespeI SP 1

VespeI SP 21 (15% Graphit)

VespeI SP 211 (15% Graphit + 10% PTFE)

vorlag. Als Gegenkörper wurde der Stahl 100 Cr 6 mit einer Oberflächenrauheit von $R_z = 0,25 \mu\text{m}$ und $R_z = 2,5 \mu\text{m}$ verwendet.

Abb. 67 zeigt die Reibungszahlen und Verschleißraten der drei Sorten nach mindestens 15 km Gleitweg. Dieser lange Gleitweg hatte sich als erforderlich erwiesen, um in den stationären Bereich zu gelangen, da zuvor starke Änderungen auftraten. Unter den genannten Versuchsbedingungen werden für alle Sorten relativ große Reibungszahlen erhalten, die nur wenig von den Rauhtiefen der Stahl-Gleitpartner beeinflußt werden. Der Zusatz von Graphit



Polyimid gegen Stahl 100 Cr 6
 $F_N = 10 \text{ N}$; $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_0 = 23 \text{ }^\circ\text{C}$; $\varphi = 50 \%$ rel. Feuchte;
 $s \geq 15 \text{ km}$

- I: Vespel SP 1 (PI)
- II: " SP 21 (PI+15% Graphit)
- III: " SP 211 (PI+15% Graphit+10% PTFE)

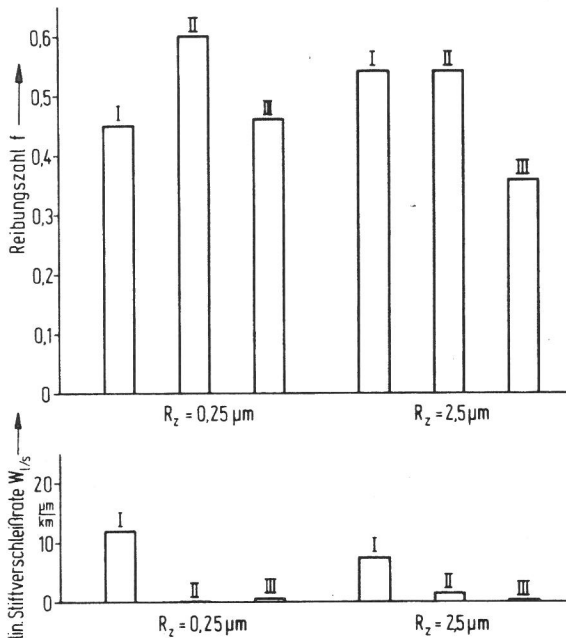
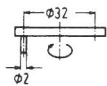


Abb. 67:
 Reibungs- und Verschleißkenngrößen eines thermoplastischen Kunststoffes mit Füllstoffen



Polyimid gegen Stahl 100 Cr 6
 $F_N = 10 \text{ N}$; $T_0 = 23 \text{ }^\circ\text{C}$; $\varphi = 50 \%$ rel. Feuchte;

- I: Vespel SP 1 (PI)
- II: SP 21 (PI+15% Graphit)
- III: SP 211 (PI+15% Graphit+10% PTFE)

- a: $v = 10^{-7} \text{ m/s}$
- b: $v = 10^{-6} \text{ "}$
- c: $v = 10^{-5} \text{ "}$
- d: $v = 10^{-4} \text{ "}$
- e: $v = 10^{-1} \text{ "}$

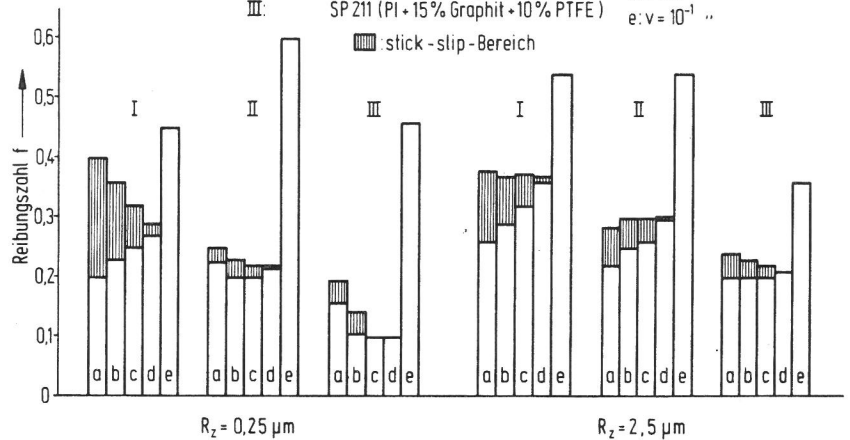


Abb. 68:
 Reibungszahlen eines thermoplastischen Kunststoffes mit Füllstoffen bei unterschiedlichen Gleitgeschwindigkeiten

führt bei Scheiben mit feiner Rauheit zu einer Reibungszahlerhöhung, bei Scheiben mit höherer Rauheit zu keiner Änderung. Die Reibungszahlerhöhung kann bei feinen Scheiben durch einen PTFE-Zusatz wieder aufgehoben werden. Auch auf rauhen Scheiben wirkt sich PTFE positiv auf die Reibungszahl aus. Entsprechende Tendenzen wurden auch in /3.23/ festgestellt, allerdings wurden dort kleinere Reibungszahlen ermittelt, jedoch unter anderen Bedingungen. Bei vergleichbaren Flächenpressungen ermittelten Erhard und Strickle ähnlich hohe Reibungszahlen. Die Verschleißraten werden dagegen sehr stark durch den Zusatz von Graphit vermindert, insbesondere bei Scheiben mit kleiner Rauheit. PTFE als weitere Zusatzkomponente neben Graphit wirkt auf rauheren Scheiben zusätzlich verschleißmindernd, so daß sehr kleine Verschleißraten bei den gefüllten Sorten erhalten werden.

Bei kleineren Gleitgeschwindigkeiten erhält man erheblich kleinere Reibungszahlen, was sich bei Polyimiden mit Graphitfüllung stärker bemerkbar macht als ohne Zusatzstoff, Abb. 68. Durch Zusätze von Graphit und PTFE läßt sich die Reibungszahl bis auf $f \approx 0,1$ vermindern. Mit abnehmender Gleitgeschwindig-

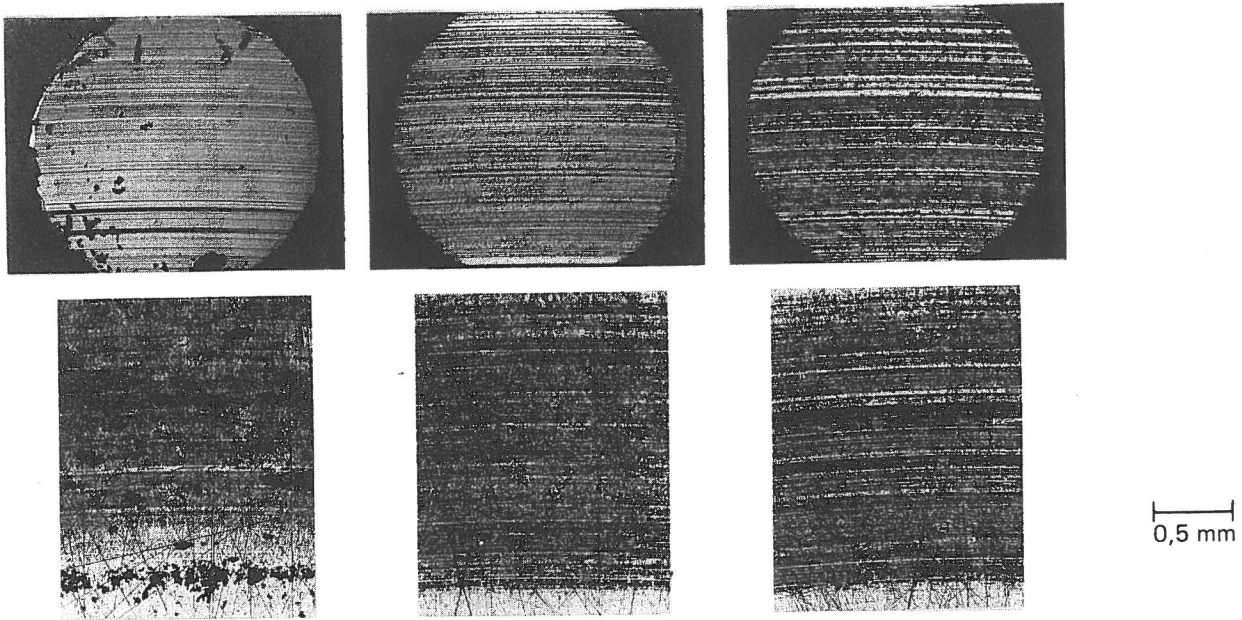


Abb. 69: Stiftoberflächen [a): PI; b): PI + 15% Graphit; c): PI + 15% Graphit + 10% PTFE] und Scheibenoberflächen (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,25 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung ($p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ\text{C}$; $U = 50\%$ rel. Feuchte)

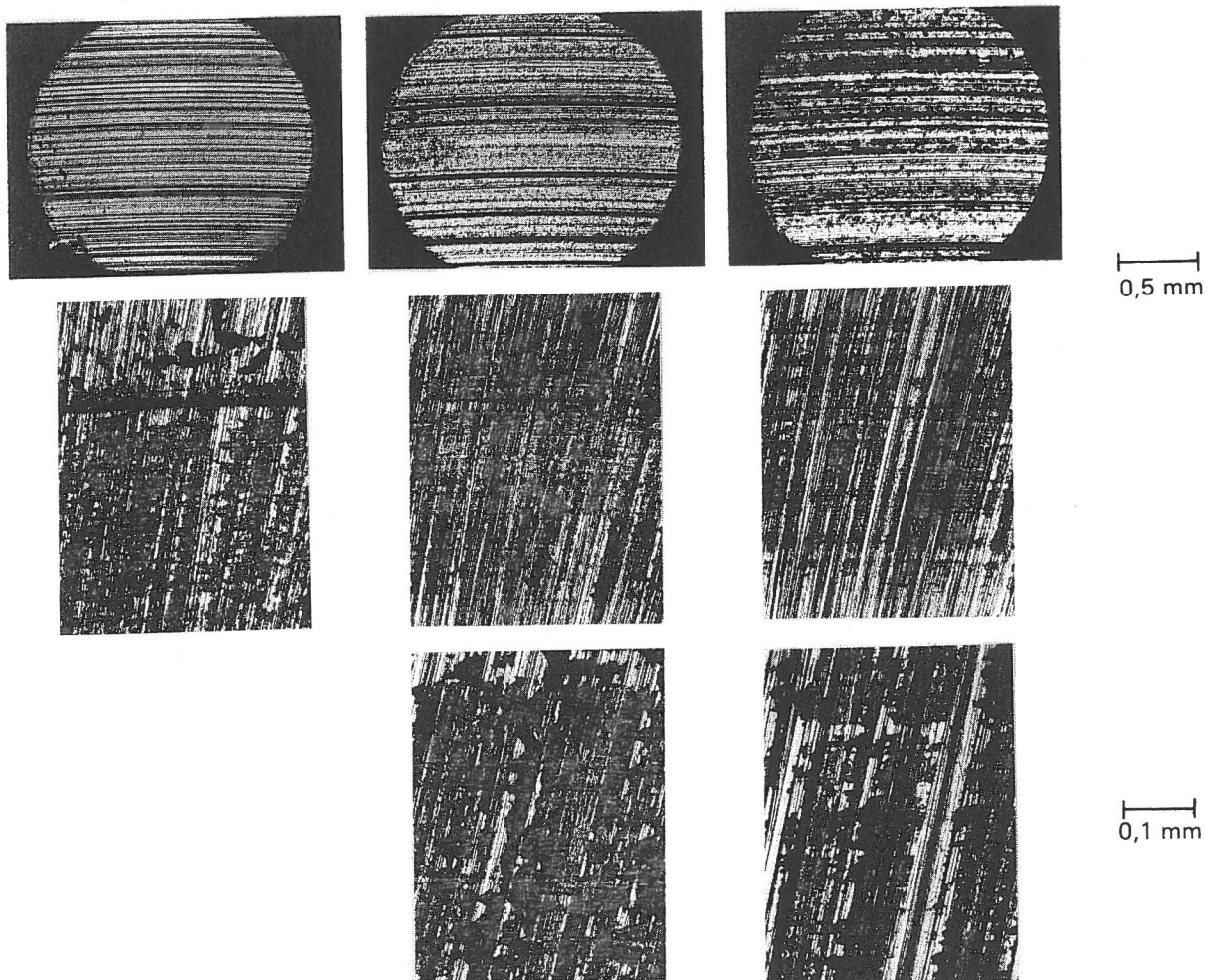


Abb. 70: Stiftoberflächen [a): PI; b): PI + 15% Graphit; c): PI + 15% Graphit + 10% PTFE] und Scheibenoberflächen (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 2,5 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung ($p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ\text{C}$; $U = 50\%$ rel. Feuchte)

keit treten jedoch zunehmend stick-slip-Effekte auf. Diese lassen sich ebenfalls durch Zusatzstoffe erheblich mindern.

In den folgenden zwei Bildserien werden die nach Versuchsende erhaltenen Stift- und Scheibenoberflächen für die 3 Vespel-Sorten vorgestellt. Abb. 69 zeigt die Scheiben mit der Rauheit $R_z = 0,25 \mu\text{m}$, Abb. 70 die Scheiben mit der Rauheit $R_z = 2,5 \mu\text{m}$. Auf den Scheiben erkennt man in allen Fällen einen starken Kunststoffübertrag, der auf rauhen Scheiben bevorzugt an Fertigungsriefen und auf feinen Scheiben in Umfangsrichtung gleichmäßig vorliegt. Die Stifte zeigen je nach Zusatzstoff unterschiedliches Aussehen und lassen eine unterschiedliche Wirkung der Füllstoffe auf die adhäsiv-abrasiven Verschleißmechanismen erkennen.

10. Reibungs- und Verschleißverhalten glasfaser- verstärkter (GF) Kunststoffe

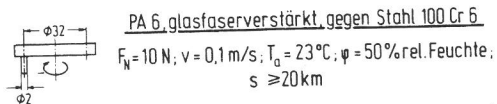
Durch Glasfasern können die mechanischen und technologischen Eigenschaften von Polymerwerkstoffen wesentlich verändert werden /10.1/ bis /10.3/. Inwieweit sich der Glasfasergehalt und die Orientierung der Fasern auf die tribologischen Eigenschaften auswirken, wurde an folgenden Kunststoffen untersucht:

Polyamid PA 6, Ultramid B3 WG5 (25% GF + Wärmestabilisator)
" B3 WG6 (30% GF + ")
" B3 WG7 (35% GF + ")
Polyphenylensulfid PPS, Ryton R-4 (40% GF)

Die Stiftproben wurden so aus den vorliegenden Stäben herausgearbeitet, daß die Glasfasern in der Mehrzahl senkrecht bzw. parallel zur vorgesehenen Gleitebene in den Proben vorlagen. Als Gegenkörper wurde der Stahl 100 Cr 6 verwendet, der mit unterschiedlichen Oberflächenrauheiten versehen war.

10.1 Untersuchungen an GF-Polyamid

Für glasfaserverstärktes Polyamid sind in Abb. 71 die Reibungszahlen und Verschleißraten bei unterschiedlichem Glasfasergehalt und bei verschiedener Faserorientierung bezüglich der Gleitebene in Abhängigkeit von zwei verschiedenen Rauheiten



- I: Ultramid B 3 WG 5 (25% Glasfasern)
- II: " B 3 WG 6 (30% ")
- III: " B 3 WG 7 (35% ")

- I: Glasfasern senkrecht zur Gleitebene
- II: Glasfasern parallel zur Gleitebene

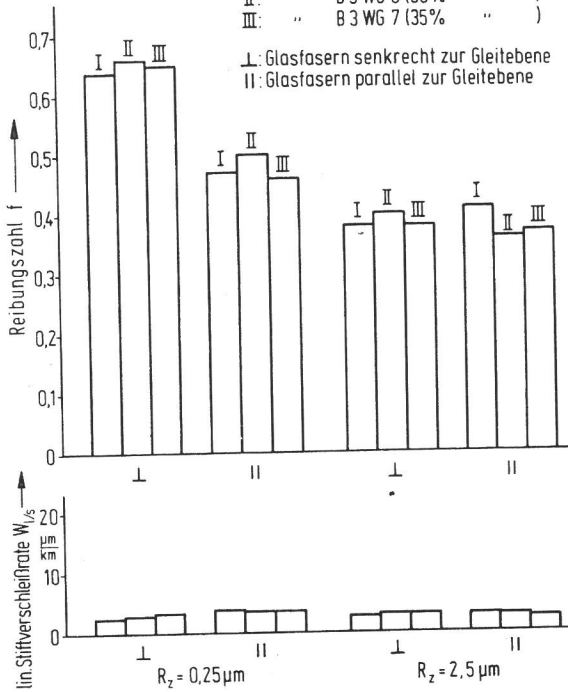


Abb. 71: Reibungs- und Verschleißkenngrößen eines glasfaserverstärkten Kunststoffes mit verschiedenem Glasfasergehalt und unterschiedlicher Orientierung der Glasfasern relativ zur Gleitfläche

dargestellt. Daraus geht hervor, daß nur geringe Einflüsse bezüglich des unterschiedlichen Glasfasergehaltes festgestellt werden konnten, aus denen sich keine Tendenzen ableiten lassen. Dagegen ergeben sich bezüglich der Faserorientierung Unterschiede im Reibverhalten. Während auf rauhen Scheiben die Reibungszahlen noch etwa gleich groß sind, sind sie auf feinen Scheiben allgemein größer und bei einer Faserrichtung senkrecht zur Gleitebene höher als bei paralleler Faserrichtung.

Sehr deutlich wird dieses unterschiedliche Verhalten, wenn die Reibungszahlen in Abhängigkeit vom Gleitweg für beide Faserorientierungen und gegen feine und rauhe Scheiben aufgetragen werden, Abb. 72 und 73. Daraus geht hervor, daß die Kurvencharakteristik auf rauhen Scheiben für beide Orientierungen gleich, aber anders als auf feinen Scheiben ist. Auf rauhen Scheiben, s. Abb. 72, fallen die Reibungszahlen zunächst etwas ab, steigen dann aber an und durchlaufen ein Maximum. Bei senkrechter Faserorientierung gehen die Reibungszahlen allmählich in einen stationären Bereich über, während sie bei paralleler Richtung innerhalb eines Bereiches pendeln und den stationären Bereich nach 25 km Gleitweg noch nicht erreicht haben. Die Steigung der Kurven ist deutlich vom Glasfasergehalt abhängig.

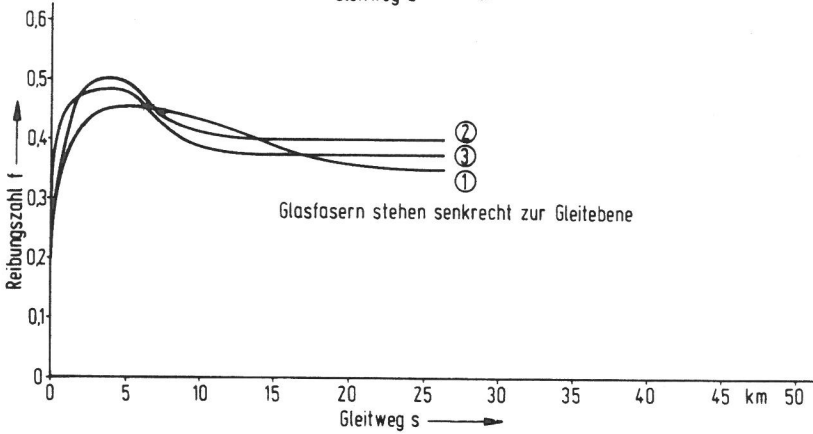
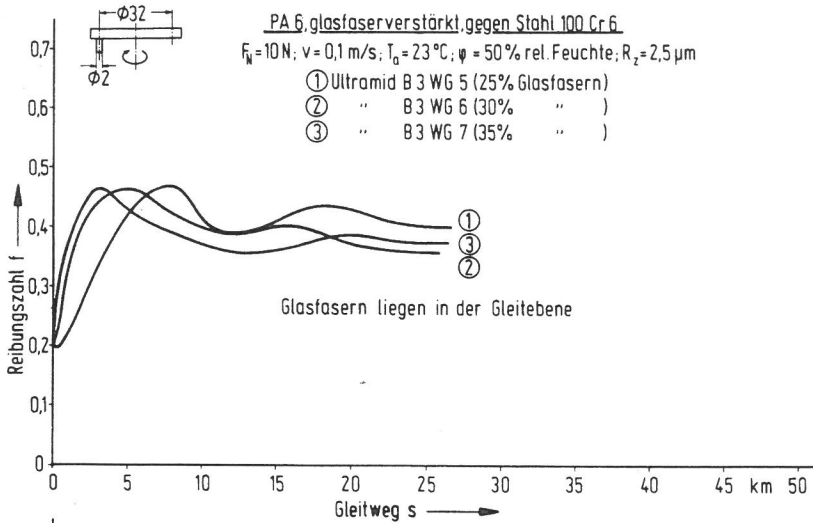


Abb. 72:
Reibungsverhalten eines GF-Kunststoffs mit unterschiedlichem Glasfasergehalt; Einfluß der Orientierung der Glasfasern relativ zur Gleitebene

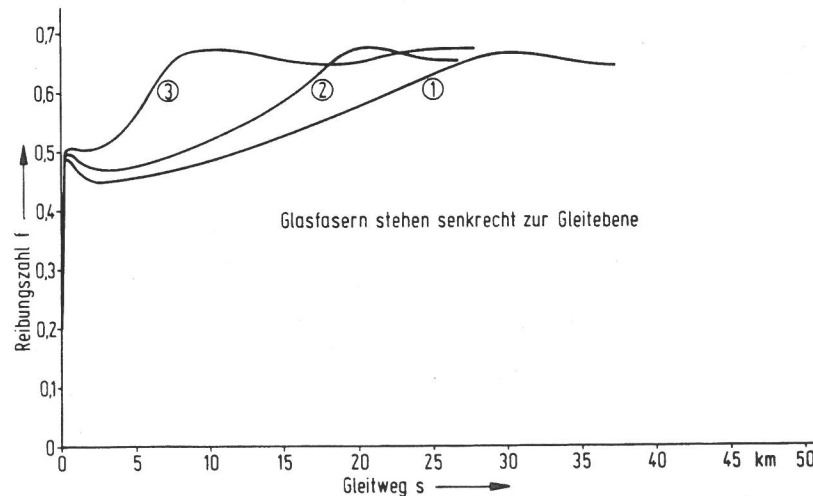
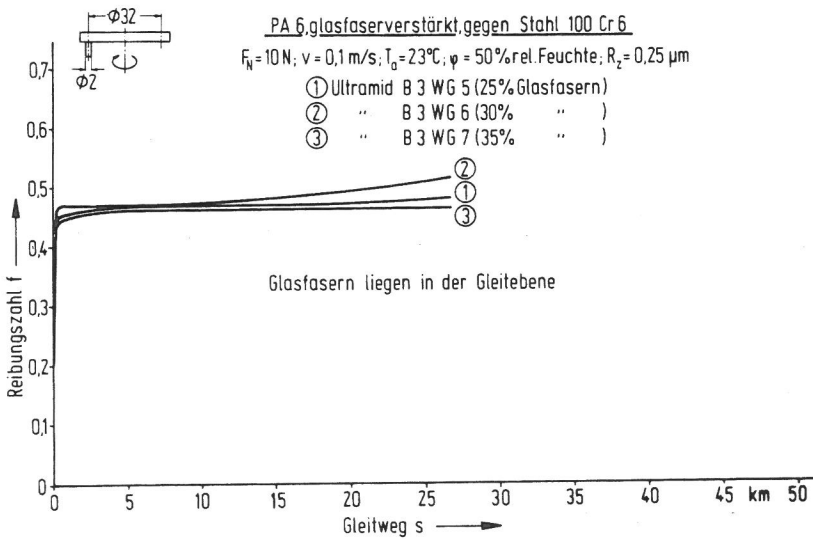
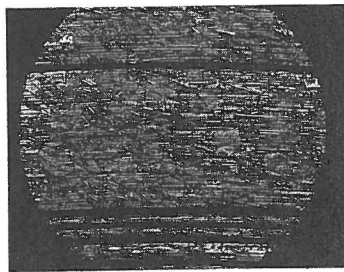
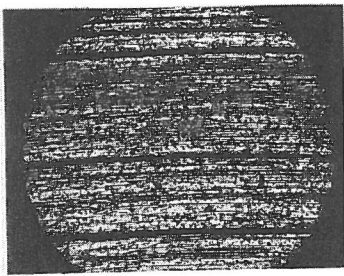


Abb. 73:
Reibungsverhalten eines GF-Kunststoffs mit unterschiedlichem Glasfasergehalt; Einfluß der Orientierung der Glasfasern relativ zur Gleitebene

Je höher der Glasfasergehalt, desto schneller wird das Maximum und der stationäre Zustand erreicht. Die Endreibwerte liegen um $f = 0,4$ und sind dann weder vom Glasfasergehalt noch von der Orientierung abhängig. Im Gegensatz dazu steigen die Reibungszahlen bei Scheiben mit kleiner Rauheit, s. Abb. 73, innerhalb weniger Umdrehungen auf ein Niveau zwischen $f = 0,45$ bis $0,5$ an. Liegen die Fasern in der Gleitebene, ist dieses Niveau fast schon der Endzustand. Stehen die Fasern senkrecht zur Gleitebene, steigen die Reibungszahlen nach kurzen Abfall nochmals langsam an und erreichen erst bei Reibwerten von $f \approx 0,65$ ihren Endbereich. Auch hier erfolgt der Anstieg umso steiler, je höher der Glasfasergehalt ist.

Dieses unterschiedliche Reibverhalten läßt sich anhand der Kurvenverläufe der Abb. 72 und 73 und der erhaltenen Oberflächenerscheinungen auf Stiften und Scheiben deuten. Bei glasfaserverstärkten Kunststoffen gibt bei Belastung die Kunststoffmatrix zunächst stärker nach als die Glasfasern, so daß bei einer Gleitung gegen rauhe Stahlscheiben zunächst Fasern abgeschert und aus dem Verband herausbrechen. Teilweise werden diese Bruchstücke zwischen den Flächen verweilen und evtl. einem Rollprozeß unterworfen sein, was zu einer Reibungszahlerniedrigung führt. Dieser Prozeß des Herausbrechens ist offenbar bei Fasern parallel zur Gleitfläche leichter möglich, ebenso wie ein Abrollen von Fasern zwischen den Kontaktpartnern. Deshalb ist die anfängliche Reibzahlverminderung bei paralleler Faserichtung ausgeprägter. Sind die ersten Verschleißvorgänge abgeschlossen, kommt wieder die Kunststoffmatrix verstärkt zum Tragen, wodurch die Adhäsion zwischen den Gleitflächen zunimmt, was zu einer Reibungserhöhung führt. Dabei wird auch Kunststoff auf die Stahlscheiben übertragen, was aus den Bildern der Scheiben hervorgeht, die gegen Stifte mit senkrecht und in der Gleitebene liegenden Glasfasern gelaufen sind, Abb. 74 und 75. Weiterhin ist anzunehmen, daß die Rauheitsspitzen der Stahlscheiben die Kunststoffe auch abrasiv beanspruchen, was insgesamt zu hohen Verschleißbeträgen und Reibungskräften führt. Die Glasfasern rufen jedoch auch einen Verschleiß der Stahlscheiben hervor, so daß es zu einer gewissen Glättung der Oberflächenrauheit kommt. Diese wechselseitigen Prozesse kommen auch im Kurvenverlauf zum Ausdruck, so daß selbst nach 25 km Gleitweg kein stationärer Zustand erreicht wird.



0,5 mm

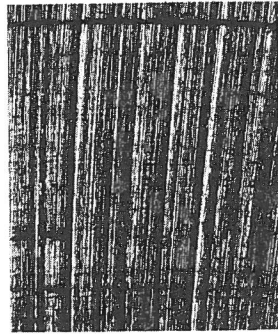
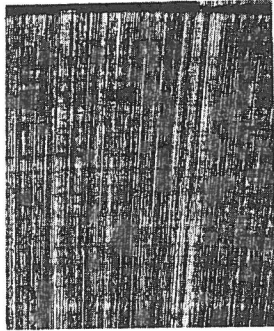
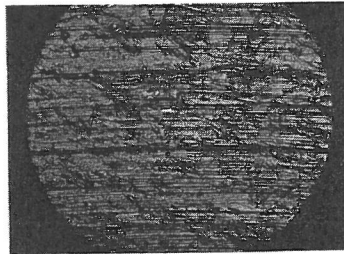
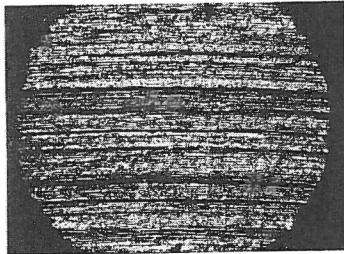


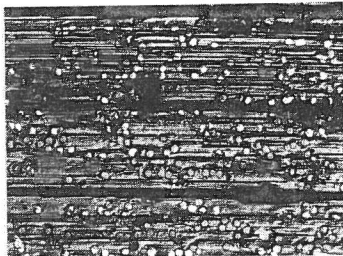
Abb. 74: GF \perp

Abb. 75: GF \parallel

Abb. 74 und 75:
Stiftoberfläche (PA 6 + 30% GF) und
Scheibenoberfläche (Stahl 100 Cr 6;
 $R_z = 2,5 \mu\text{m}$) nach tribologischer
Beanspruchung ($p = 3,14 \text{ N/mm}^2$;
 $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ\text{C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte



0,5 mm



0,1 mm



0,5 mm

Abb. 76: GF \perp

Abb. 77: GF \parallel

Abb. 76 und 77:
Stiftoberfläche (PA 6 + 30% GF) und
Scheibenoberfläche (Stahl 100 Cr 6;
 $R_z = 0,25 \mu\text{m}$) nach tribologischer
Beanspruchung ($p = 3,14 \text{ N/mm}^2$;
 $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ\text{C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte

Auf feinen Scheiben ist der Abrasionsanteil geringer, dagegen erfolgt ein Kunststoffübertrag, der auf Adhäsionsvorgänge schließen läßt, Abb. 76 und 77. Aus diesem Grund dürfte die Reibungszahl in Abb. 73 ansteigen. Die entsprechenden Stifte mit

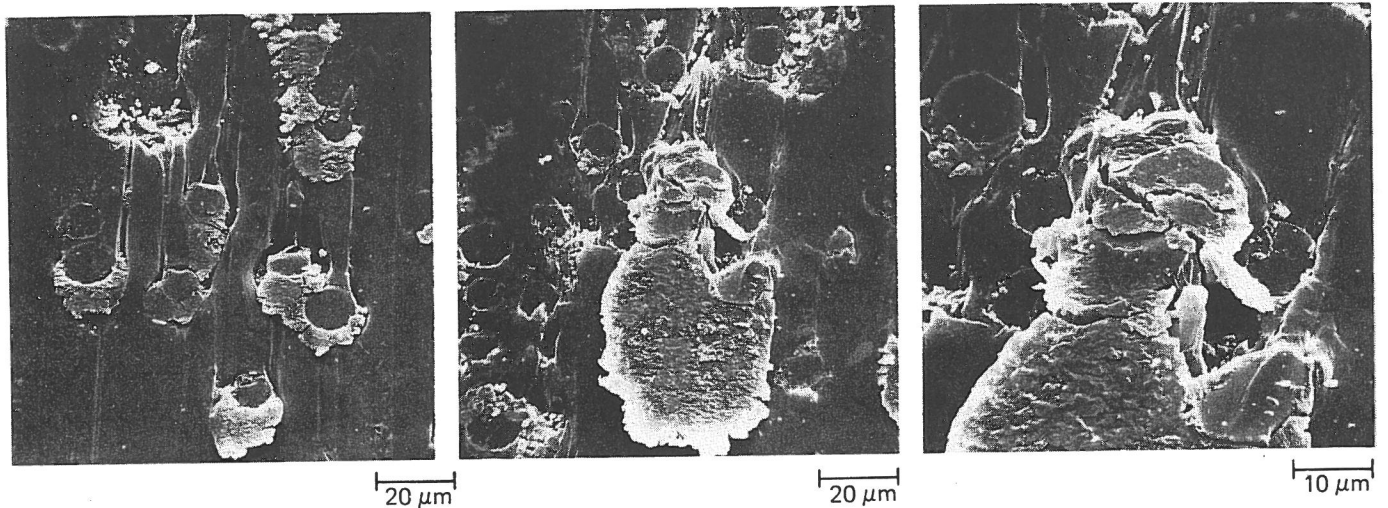


Abb. 78: Materialablagerungen auf einem GF-PA Stift nach tribologischer Beanspruchung
 (Gegenkörper Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,8 \mu\text{m}$)
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte

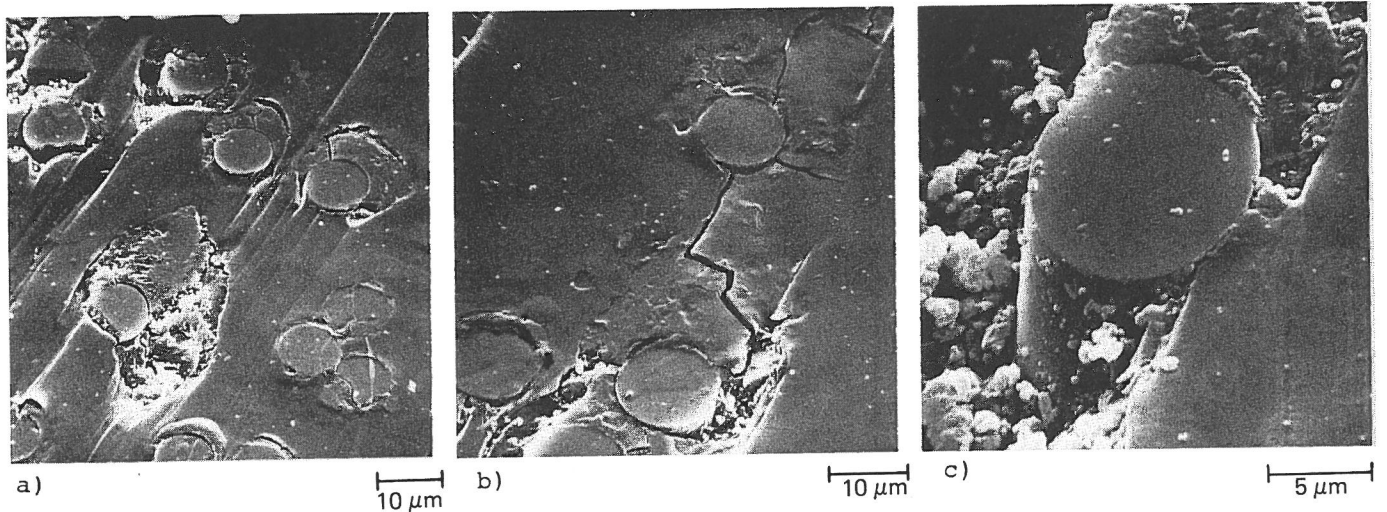


Abb. 79: Ribbildung und Oberflächenschädigung an GF-PA-Stiften nach tribologischer Beanspruchung
 (Gegenkörper Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,8 \mu\text{m}$)
 a) und b): $p = 6,3 \text{ N/mm}^2$; c): $p = 0,63 \text{ N/mm}^2$
 $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{C}$; $U = 50\%$ rel. Feuchte

senkrecht und in der Gleitebene liegenden Fasern sind in den Abb. 76 und 77 dargestellt. Stehen die Fasern senkrecht zur Gleitebene, sind sie eher in der Lage, abrasiv zu wirken und den Übertrag abzutragen. In Abb. 78 sind in REM-Aufnahmen solche Fasern zu sehen, die als Schneiden gewirkt haben müssen, da entgegen der Gleitrichtung zungenförmig Material angelagert ist. Verschärfend kommt hinzu, daß sich in der die Fasern umgebenden Matrix bei Beanspruchung leicht Risse bilden können, Abb. 79. Laufen diese Risse zusammen, kann es zum Herausbrechen der Kunststoffmatrix kommen, so daß die Fasern aus der Oberfläche

hervorstehen. Dieser Vorgang dürfte den Reibungszahlanstieg in Abb. 73 hervorrufen, der mit steigendem Glasfasergehalt beschleunigt abläuft.

10.2 Untersuchungen an GF-Polyphenylensulfid

In Analogie zu den geschilderten Untersuchungen an GF-PA wurde auch das tribologische Verhalten von GF-PPS studiert. Die Reibungszahlen von glasfaserverstärktem Polyphenylensulfid PPS, Abb. 80, sind vergleichbar mit denen von verstärktem PA 6, Abb. 71. Sie steigen mit abnehmender Rauheit etwas an, was in Übereinstimmung mit dem Verhalten von verstärktem PA 6 steht. Während dort gegen feine Scheiben größere Unterschiede in der Faserorientierung auftraten, sind sie hier nur gering. Sie gehen allerdings immer in die gleiche Richtung, und zwar sind die Reibungszahlen etwas größer bei senkrechter Faserorientierung.

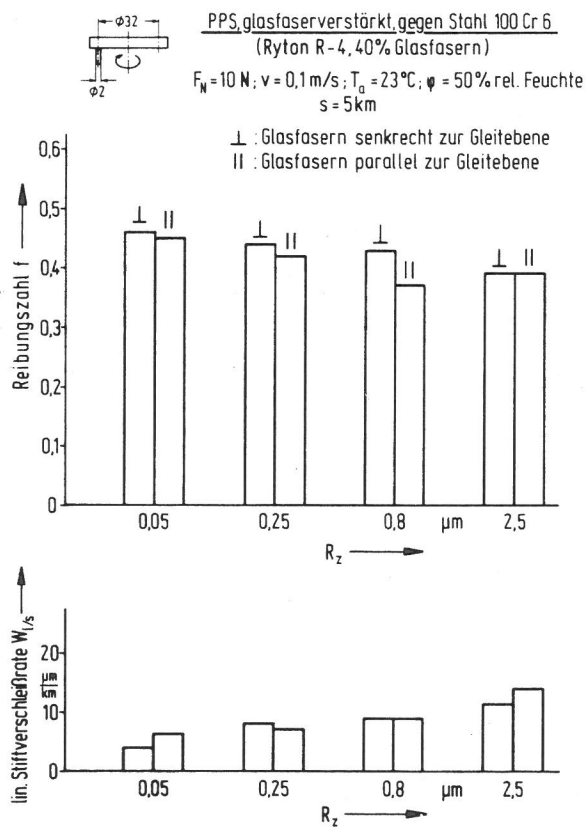


Abb. 80:

Reibungs- und Verschleißkenngrößen eines glasfaserverstärkten Kunststoffes bei unterschiedlicher Rauheit des Gegenkörpers und verschiedener Orientierung der Glasfasern relativ zur Gleitfläche

Die Verschleißraten hängen bei verstärktem PPS deutlich von der Oberflächenrauheit des Gegenkörpers ab, was bei verstärktem PA 6 nicht festgestellt werden konnte. Sie nehmen mit steigender Rauheit zu. In Bezug auf die Faserorientierung konnten nur geringe Unterschiede ermittelt werden, wobei bei der kleinsten und größten Rauheit die Verschleißrate bei paralleler Faserrichtung etwas über

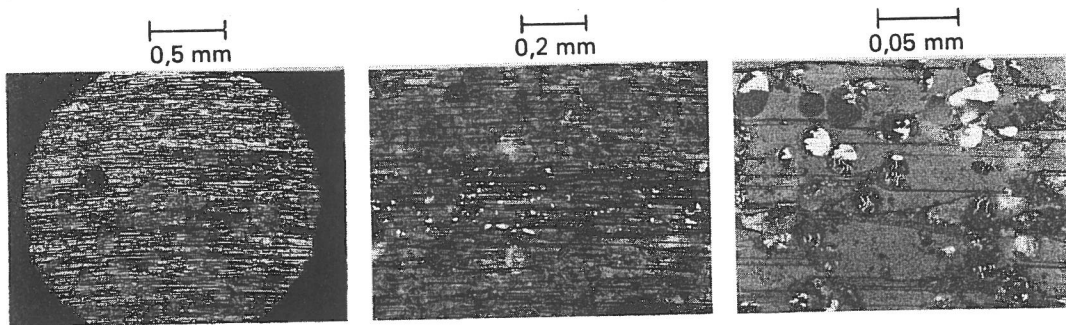


Abb 81: Stiftoberfläche (PPS + 40% GF1) und Scheibenoberfläche (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,25 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte

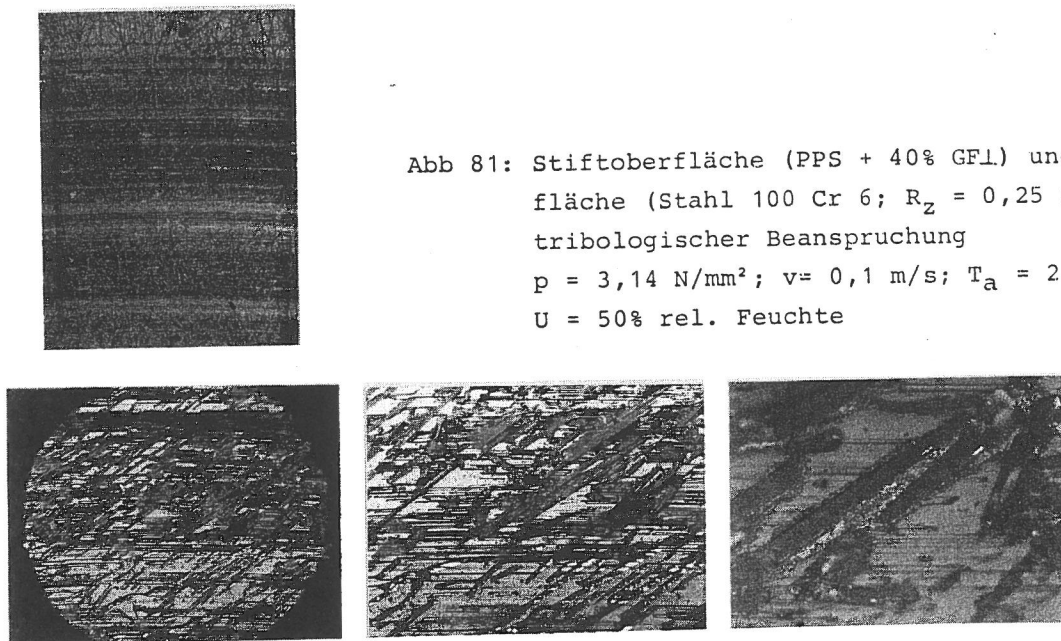


Abb. 82: Stiftoberfläche (PPS + 40% GFII) und Scheibenoberfläche (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,25 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 0,1 \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte

und bei mittleren Rauheiten etwas unter der von senkrecht stehenden Fasern liegt.

Für GF-PPS sind damit Reibung und Verschleiß gegenläufig. Eine optimale Rauheit, wie sie für unverstärkte Kunststoffe ermittelt werden konnte (vgl. Abschnitt 7.2.2, Abb. 52), war im untersuchten Bereich nicht festzustellen.

In den Abb. 81 und 82 sind glasfaserverstärkte PPS-Stifte mit senkrechter und paralleler Faserorientierung in verschiedenen Vergrößerungen dargestellt, die gegen die ebenfalls gezeigten Scheiben mit einer Rauheit von $0,25 \mu\text{m}$ gelaufen sind. Deutlich erkennt man, daß die Glasfasern glatt abgeschert wurden und die umgebende Matrix teilweise ausgebrochen ist. Riefen gehen haupt-

sächlich von Faserkanten aus. Entgegen der Gleitrichtung ist an Fasern, die wahrscheinlich überstehen, Abrieb angelagert, der sich zungenförmig vorgeschoben hat. Auf beiden Scheiben, d.h. unabhängig von der Faserorientierung, wurde Kunststoff übertragen, der in Umfangsrichtung gleichmäßig verteilt vorliegt. Quer zur Spur ist mal mehr mal weniger Übertrag vorhanden. An den Spurrändern findet man zur Seite geschobenen losen Abrieb bzw. auch einzelne Partikel.

In den Bildserien der Abb. 83 und 84 sind für senkrechte und parallele Faserrichtung Stifte mit den zugehörigen Scheiben gezeigt, die jeweils verschiedene Rauheiten aufweisen. Während die Stifte kaum merkliche Unterschiede zeigen, findet man sehr unterschiedliche Erscheinungsformen auf den Scheiben. Die polierten Scheiben wurden stark aufgeraut, wie aus den Abb. 83a und 84a hervorgeht. Bei senkrechter Faserrichtung werden die Scheiben hauptsächlich gerieft, bei paralleler zeigen die Scheiben zusätzlich starke Ausbrüche. Auf Scheiben mit mittleren Rauheiten findet man dagegen fast nur noch einen dünnen Kunststoffübertrag, der zuvor schon beschrieben wurde. Auf sehr rauhen Scheiben kann man in der Reibspur kaum eine Veränderung zu den Bearbeitungsriefen feststellen. Die Spurränder sind lediglich durch eine Anhäufung von Abrieb zu erkennen.

Bei den nächsten Bildern handelt es sich um rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von glasfaserverstärkten PPS-Stiften mit senkrechter und paralleler Faserorientierung. In Abb. 85 links ist eine senkrecht liegende Faser glatt abgeschert. Sie liegt etwas unterhalb der Matrixoberfläche, was darauf zurückzuführen ist, daß bei Entlastung die Matrix nachgegeben hat, während die Faser fest im Verbund verblieb. Die zugehörige Scheibenoberfläche ist im rechten Bild von Abb. 85 gezeigt. In Abb. 86 erkennt man mehrere senkrecht liegende Fasern und eine stark rissige Matrix. Die Risse laufen teilweise um die Fasern herum und verbinden die einzelnen Fasern miteinander. Den Verschleißprozeß kann man sich so vorstellen, daß die Matrix zwischen den Fasern herausbricht, wobei die Fasern dann teilweise freigelegt werden, die ihrerseits dann wieder durch die Scheibe verschlissen werden. Das rechte Bild von Abb. 86 zeigt die Fe-Verteilung in einer EDAX-Aufnahme. Danach wird auch Fe auf den Kunststoffstift übertragen, das hauptsächlich an den Faserkanten entgegen der Gleit-

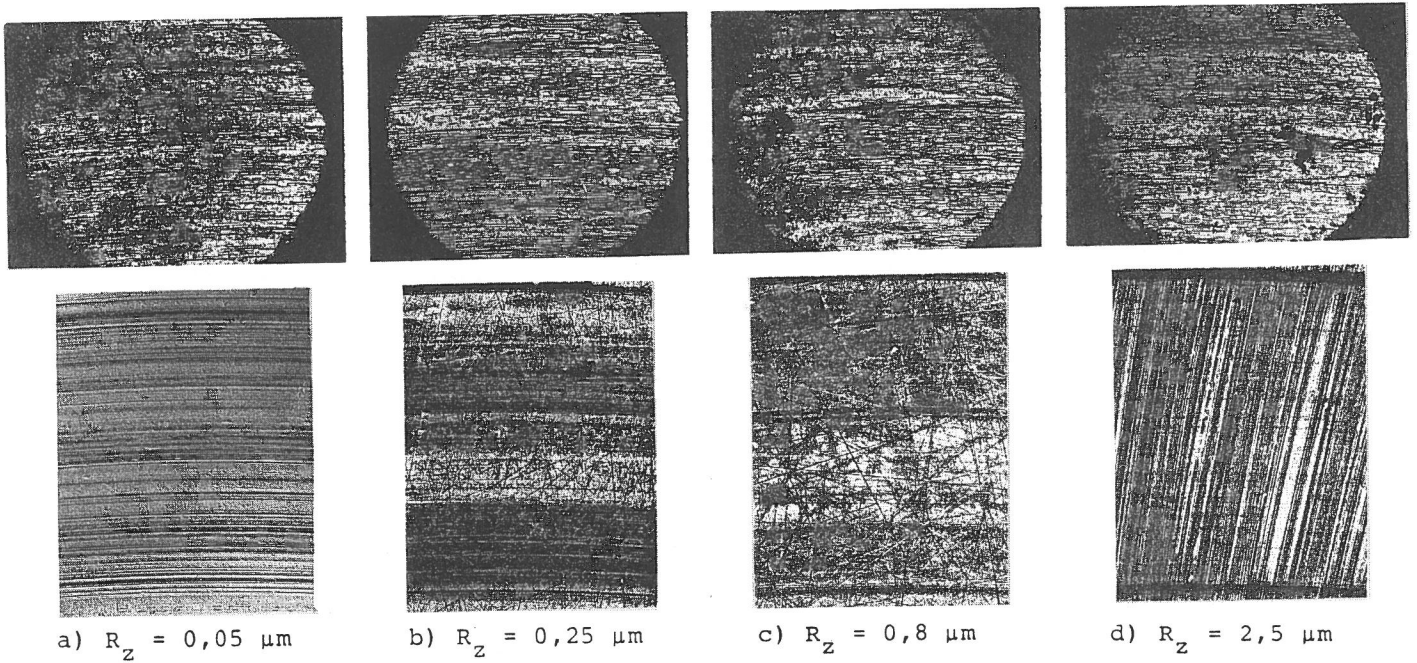


Abb. 83: Stiftoberflächen (PPS + 40% GF \perp) und Scheibenoberflächen (Stahl 100 Cr 6) nach tribologischer Beanspruchung
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$;
 $U = 50\% \text{ rel. Feuchte}$

0,5 mm

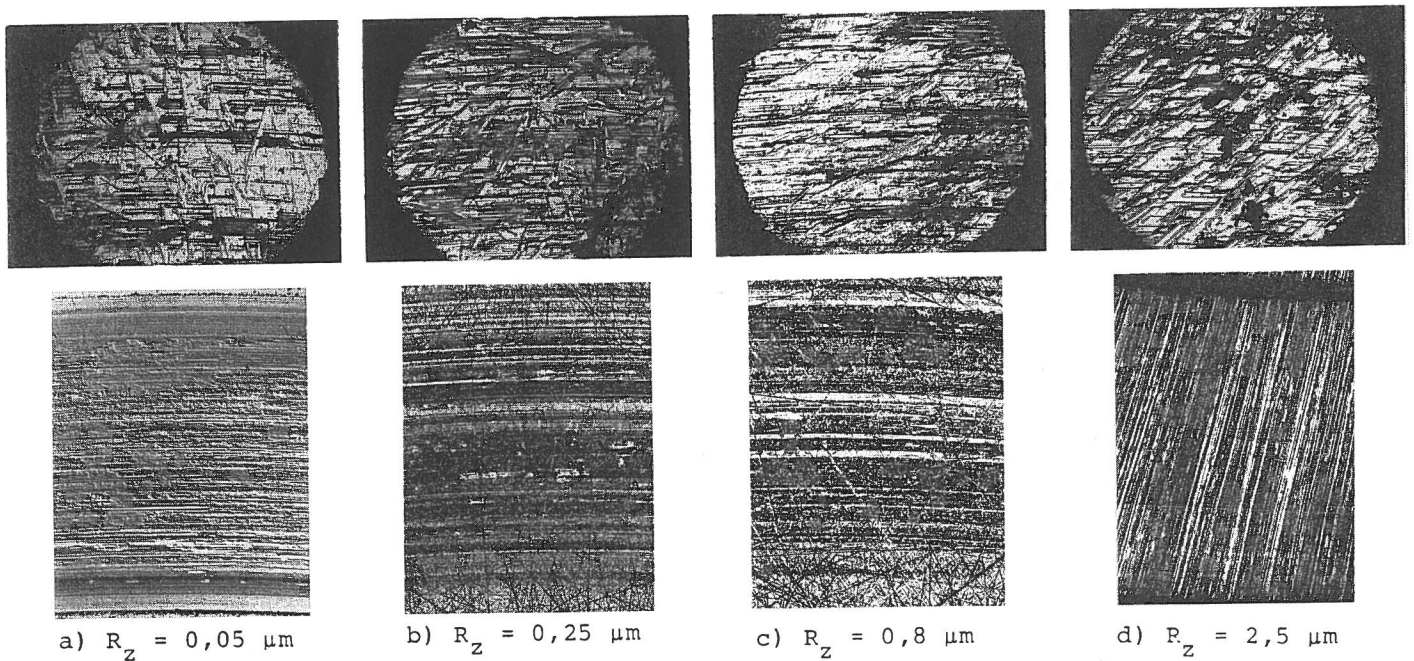


Abb. 84: Stiftoberflächen (PPS + 40% GF \parallel) und Scheibenoberflächen (Stahl 100 Cr 6) nach tribologischer Beanspruchung
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$;
 $U = 50\% \text{ rel. Feuchte}$

0,5 mm

richtung angelagert wird, d.h. die Fasern beanspruchen auch die harten Stahlscheiben abrasiv.

Die nächsten beiden Bilder, Abb. 87 und 88, zeigen in der Ebene liegende Glasfasern, die ebenfalls glatt abgeschert wurden. Um die Glasfasern erkennt man ebenfalls Risse in der Matrix, so daß

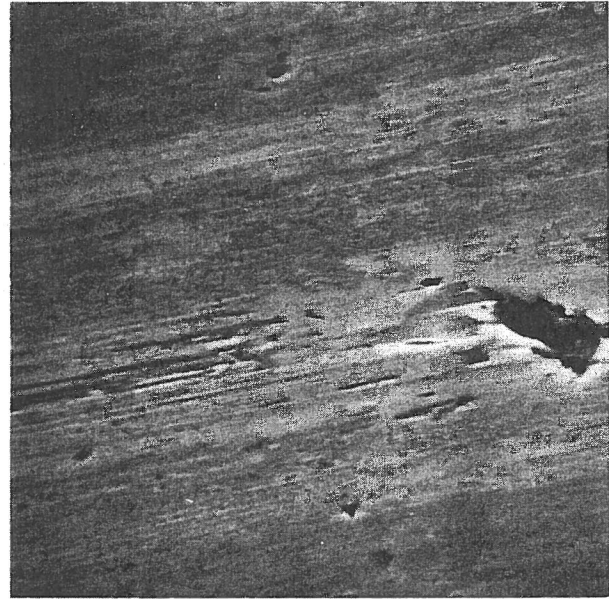
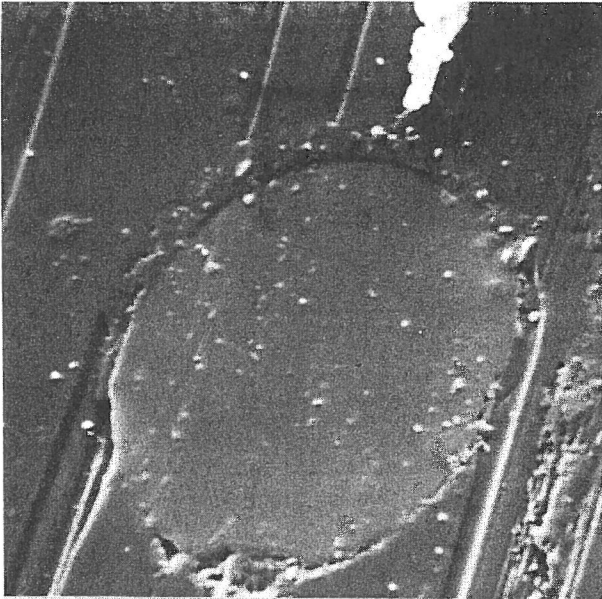


Abb. 85: Abgeschnittene Glasfaser in der Oberfläche eines PPS-GF1-Stiftes und Gegenkörpergleitfläche (Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,05 \mu\text{m}$) nach tribologischer Beanspruchung $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$; $U = 50\% \text{ rel. Feuchte}$

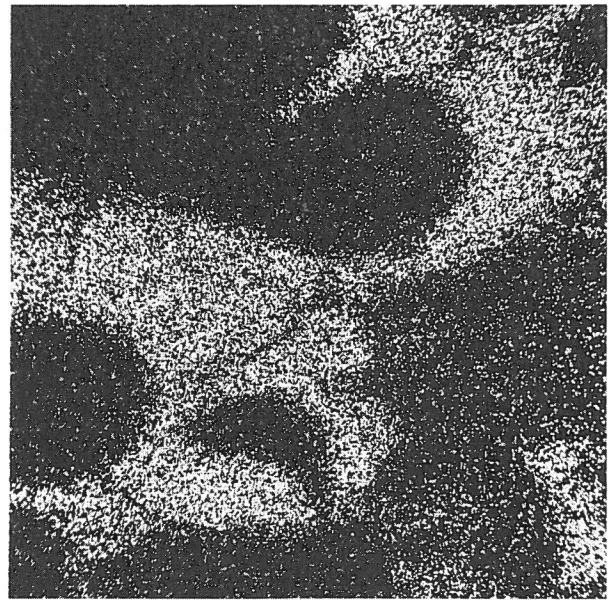
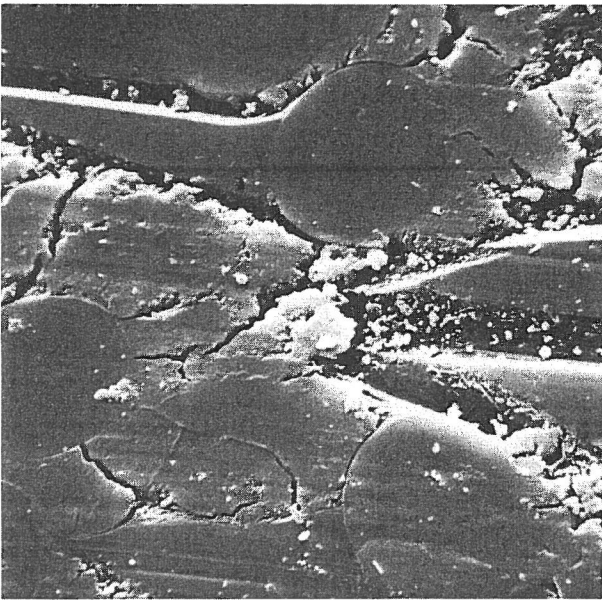


Abb. 86: Oberfläche eines PPS-GF1-Stiftes und Fe-Verteilungsbild nach tribologischer Beanspruchung (Gegenkörper Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,25 \mu\text{m}$) $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$; $U = 50\% \text{ rel. Feuchte}$

das zuvor beschriebene auch hier angeführt werden kann. In Abb. 87 rechts ist die Fe-Verteilung dargestellt, aus der ebenfalls ein Stahlübertrag deutlich wird, der sich bevorzugt an Kanten und ausgebrochenen Stellen befindet. In Abb. 88 ist eine abgebrochene Glasfaser zu erkennen, die spröde gebrochen ist. Im fehlenden Teil

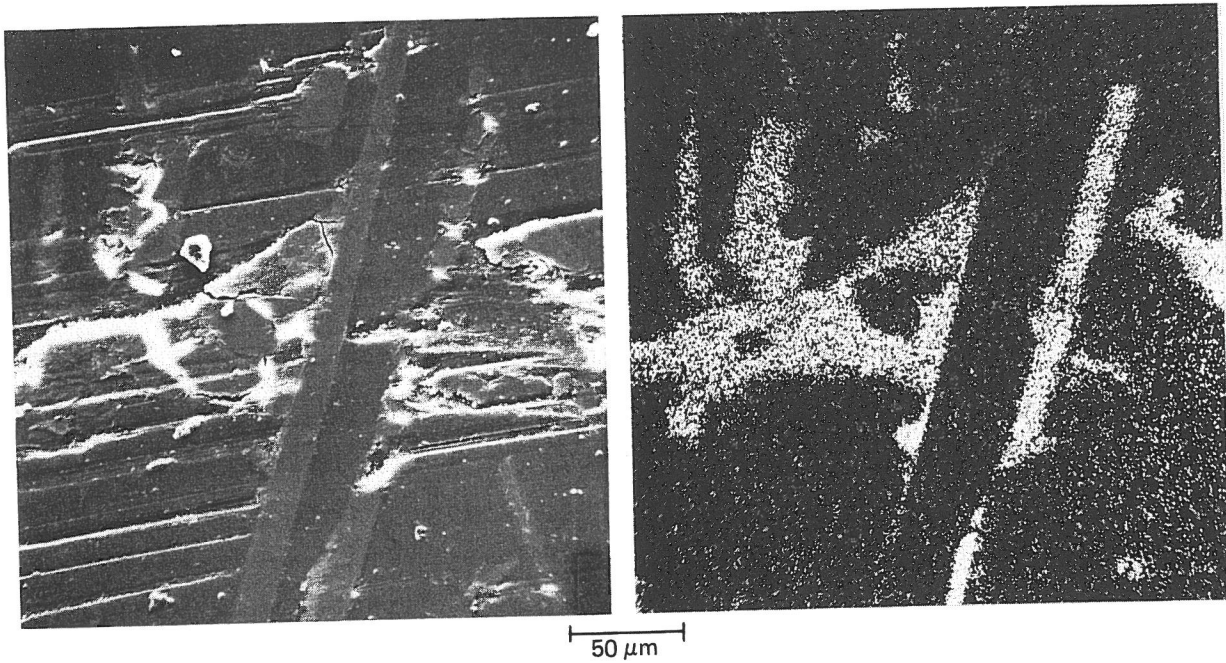


Abb. 87: Oberfläche eines PPS-GFII-Stiftes und Fe-Verteilungs-
 bild nach tribologischer Beanspruchung (Gegenkörper
 Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,05 \mu\text{m}$)
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte

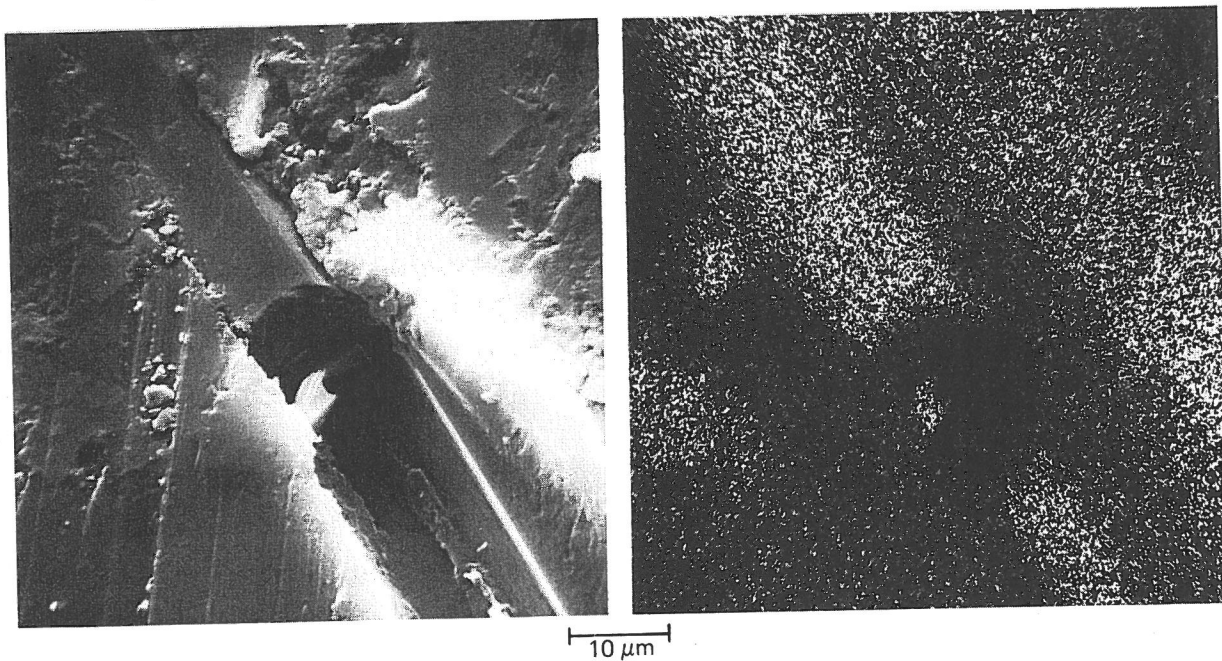


Abb. 88: Oberfläche eines PPS-GFII-Stiftes und Si-Verteilungs-
 bild nach tribologischer Beanspruchung (Gegenkörper
 Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,25 \mu\text{m}$)
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte

blieb ein tiefer Graben zurück. Im rechten Teilbild ist die zugehörige Si-Verteilung zu sehen.

Die in den letzten beiden Abschnitten dargestellten Detailuntersuchungen der Verschleißflächen zeigen, daß zahlreiche Einzelprozesse,

wie Adhäsionsvorgänge, Materialübertrag, Rückübertrag, Abrasion, Deformations- und Bruchvorgänge sowie Oberflächenzerrüttung, zum Verschleißverhalten von GF-Kunststoffen in einer komplexen Überlagerung beitragen.

10.3 Vergleich zwischen dem tribologischen Verhalten eines unverstärkten und eines GF-Kunststoffes

Während für Mikrobauerteile und bei kleinen Belastungen im allgemeinen unverstärkte Kunststoffe ausreichen, müssen bei höheren Belastungen und für größere Bauteile häufig verstärkte bzw. gefüllte Kunststoffe eingesetzt werden. Der Zusatz von Glasfasern in thermoplastischen Kunststoffen steigert die Festigkeit und den E-Modul und wird bevorzugt dort angewandt, wo eine hohe Steifigkeit und hohe Wärmestandfestigkeit angestrebt wird. Auf stoßartige Beanspruchungen reagieren glasfaserverstärkte Kunststoffe starr und spröde, so daß es eher zu Brüchen kommen kann, als bei unverstärkten Kunststoffen, die aufgrund ihrer Zähigkeit solche Beanspruchungen besser vertragen.

Die vergleichenden tribologischen Untersuchungen wurden am Polyamid PA 6 durchgeführt. Die verstärkte Sorte enthielt einen Glasfaseranteil von 30 %, wobei noch zwischen paralleler und senkrechter Glasfaserorientierung in Bezug auf die Gleitebene unterschieden wurde. Als Gegenkörper wurde der gehärtete Stahl 100 Cr 6 mit einer Rauheit von $R_z \approx 0,8 \mu\text{m}$ verwendet.

In Abb. 89 sind für 3 unterschiedliche Normalkräfte F_N sowie für Gleitgeschwindigkeiten, die einen Bereich von $v = 10^{-7}$ m/s bis 10^{-1} m/s abdecken, charakteristische Reibungszahlen für unverstärktes PA 6 sowie für GF-PA 6 mit unterschiedlicher Faserrichtung relativ zur Gleitebene zusammengestellt. An dem Diagramm fällt zunächst auf, daß bei unverstärktem Polyamid neben einer größeren Variationsbreite der Reibungswerte, bei Gleitgeschwindigkeiten im Bereich von $v = 10^{-5} - 10^{-7}$ m/s ein ausgeprägtes Stick-slip-Verhalten festzustellen ist, das für GF-PA nur bei der niedrigen Geschwindigkeit von $v = 10^{-7}$ m/s beobachtbar ist. Da die Einzelheiten der Reibungsmechanismen für unverstärktes PA bereits in Abschnitt 6 und 7.2.2 und für GF-PA in Abschnitt 10.1 ausführlich diskutiert wurden, soll hier nur noch die Variationsbreite der Reibungszahlen, die bei der Gleitreibung gegen Stahl 100 Cr 6



PA 6, unverstärkt und verstärkt (Ultramid B 3 WG 6),
gegen Stahl 100 Cr 6
 $T_0 = 23^\circ\text{C}$; $\varphi = 50\%$ rel. Feuchte; $R_z = 0,8 \mu\text{m}$; : stick-slip

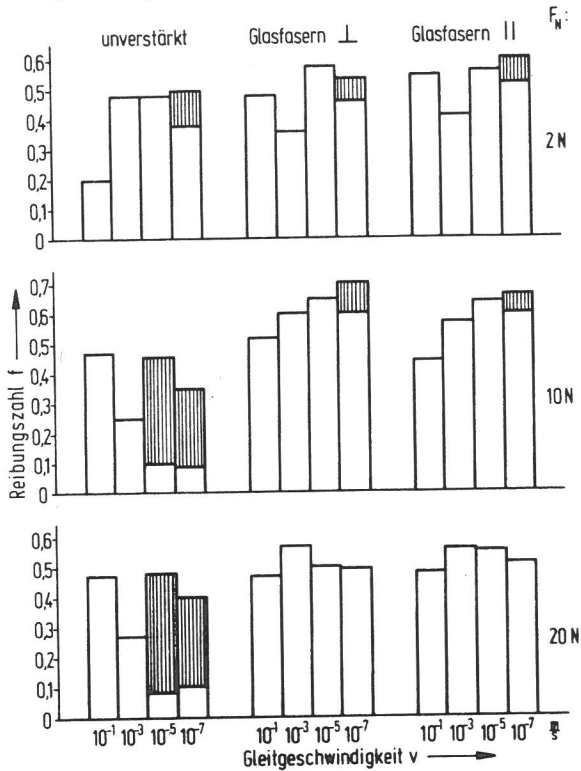


Abb. 89:

Reibungszahlen eines unverstärkten und eines GF-Kunststoffs bei unterschiedlicher Orientierung der Glasfasern relativ zur Gleitfläche

der Rauheit $R_z \approx 1 \mu\text{m}$ im Belastungsbereich $p = 0,6 - 6 \text{ N/mm}^2$ und einen Geschwindigkeitsbereich von $v = 10^{-3} - 10^{-1} \text{ m/s}$ bestimmt wurden, angegeben werden:

- PA 6 : Reibungsbereich $f = 0,2 - 0,5$
- GF-PA 6: Reibungsbereich $f = 0,5 - 0,6$

Während die Reibungszahl von unverstärktem PA niedriger liegt als von GF-PA, ist bei letzterem der Variationsbereich der Reibungswerte kleiner.

Das Verschleißverhalten der hier zu vergleichenden Kunststoffe ist ebenfalls bereits in den Abschnitten 7.2.2 sowie 10.1 und 10.2 detailliert behandelt worden. Aus diesen Ergebnissen kann ebenfalls eine Zusammenstellung der Verschleißraten $K = W_v / F_N \cdot s$ für eine Gleitgeschwindigkeit von $v = 0,1 \text{ m/s}$ vorgenommen werden.

Werkstoff (gegen St 100 Cr 6) $R_z \approx 1 \mu\text{m}$	Verschleißrate K [$10^{-7} \text{ mm}^3 / \text{N m}$]
Polyamid 6	≈ 85
Polyamid 66	≈ 75
GF-Polyamid 6	≈ 8
GF-Polyphenylensulfid	≈ 25

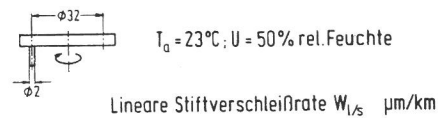
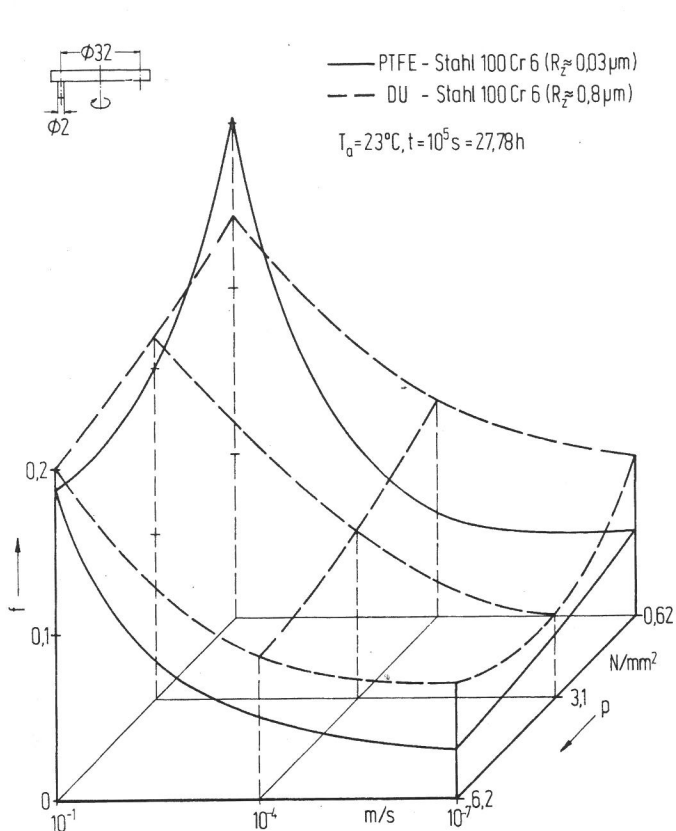
Als wesentliches Ergebnis kann festgestellt werden, daß die Verschleißrate von GF - PA bei vergleichbaren Versuchsbedingungen um etwa eine Größenordnung niedriger liegt als von unverstärktem PA.

11. Reibungs- und Verschleißverhalten von Kunststoff-Verbundwerkstoffen

Neben dem Zusatz von Füllstoffen und Glasfasern werden in verschiedenen technischen Anwendungen, wie z.B. für wartungsfreie Trockengleitlager, Kunststoff-Verbundwerkstoffe verwendet /11.1/ bis /11.3/. Hierbei wird versucht, durch einen geeigneten Werkstoffverbund die positiven Eigenschaften von Kunststoffen (wie z.B. niedrige Reibungszahlen) mit denen von Metallen (wie z.B. hohe Festigkeit und gute Wärmeleitfähigkeit) zu vereinen. Ergänzend zu den bisherigen Untersuchungen wurden auch Vergleichsuntersuchungen an Kunststoff-Verbundwerkstoffen in das Forschungsprogramm einbezogen.

Für die tribologischen Untersuchungen wurde ein sog. "DU-Lagerwerkstoff" herangezogen. Beim DU-Lagerwerkstoff handelt es sich um einen Verbundwerkstoff, bestehend aus drei verschiedenen Schichten. Auf einem verkupferten Stahlrücken ist eine poröse Schicht (0,25 - 0,35 mm) aus Zinnbronzepulver aufgesintert. Die Poren der Bronze werden in einem Walzprozeß vollständig mit einer Mischung aus PTFE (80 Vol %) und Bleipulver (20 Vol %) ausgefüllt. Hierauf befindet sich zusätzlich noch eine 10 - 30 µm dicke Deckschicht aus einem PTFE-Bleigemisch. Diese Mischung wird anschließend ausgesintert. Stahlrücken und Sinterbronzeskelett verleihen dem DU-Lager eine hohe Druckfestigkeit (ca. 320 N/mm²) und eine gute Wärmeleitfähigkeit.

Als erstes wurde ein Vergleich zwischen dem Reibungsverhalten des Kunststoff-Verbundwerkstoffes mit dem thermoplastischen Kunststoff PTFE durchgeführt, der bekanntlich sehr geringe Reibung in bestimmten Beanspruchungsbereichen aufweist. Bei einem Vergleich der Reibungszahlen zwischen DU-Material und PTFE gegen Stahl, s. Abb. 90, konnten die gleichen Abhängigkeiten von Gleitgeschwindigkeit und Flächenpressung nachgewiesen werden. Die Reibungszahlen von DU-Material liegen nur gering über denen von PTFE. Dies legt den Schluß nahe, daß das in DU eingebrachte



Stiftmaterial und gemittelte Rauhtiefe R_z der Stahlscheibe μm	Gleitgeschwindigkeit v m/s	Normalkraft F_N N		
		2	10	20
DU / 0,6	10^{-4}	83	139	167
	10^{-1}	0,083	0,33	0,89
PTFE / 0,03	$1,7 \times 10^{-3}$	0,33	100	500
	$1,7 \times 10^{-1}$	1	1083	2100

Abb. 91: Verschleißraten eines thermoplastischen Kunststoffs und eines Kunststoff-Verbundwerkstoffes gegen Stahl

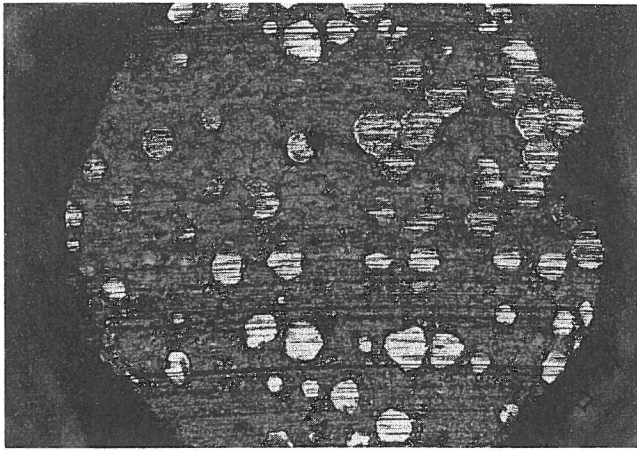
Abb. 90: Reibungsverhalten (f - p - v -Diagramm) von PTFE-Stahl im Vergleich zum Reibungsverhalten einer Kunststoff-Verbundwerkstoff-Stahl-Gleitpaarung

PTFE seine Aufgabe erfüllt, damit ähnlich niedrige Reibungszahlen erhalten werden, wie bei einer Paarung PTFE/Stahl. Die dort ausführlich beschriebenen Vorgänge, vgl. Abschnitt 7.1, konnten auch hier bestätigt werden.

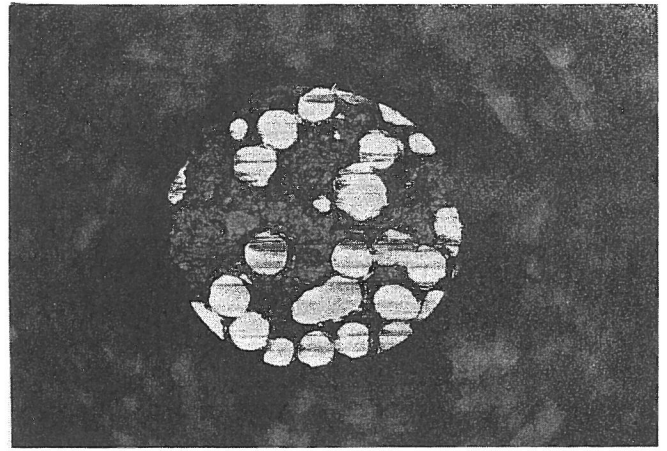
Für einen Vergleich des Verschleißverhaltens sind in Abb. 91 auch die Verschleißraten vergleichend zusammengestellt. Es ist klar, daß hierbei der Kunststoff-Verbundwerkstoff verglichen mit PTFE um Größenordnungen niedrigere Verschleißraten besitzt, allerdings erst bei höheren Gleitgeschwindigkeiten. (Zu beachten sind dabei die unterschiedlichen Rauheitswerte des Stahlgegenkörpers)

Zur genaueren Untersuchung der Verschleißprozesse an dem DU-Kunststoff-Verbundwerkstoff sind noch einige Oberflächenuntersuchungen durchgeführt worden.

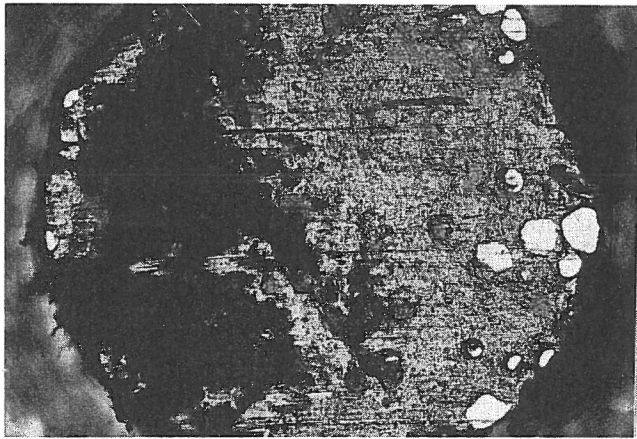
In den Bildserien der Abb. 92, 93 und 94 sind die Stifte nach einer Gleitzeit von etwa 27 Stunden gezeigt, jeweils bei drei verschiedenen Geschwindigkeiten und drei Belastungen. Bei $F_N = 10 \text{ N}$ Belastung und hohen Geschwindigkeiten, s. Abb. 92, ist die Einlaufschicht bereits abgetragen, so daß das Sinterbronzegerüst zum Vorschein kommt. Trotzdem sind die guten Gleit-



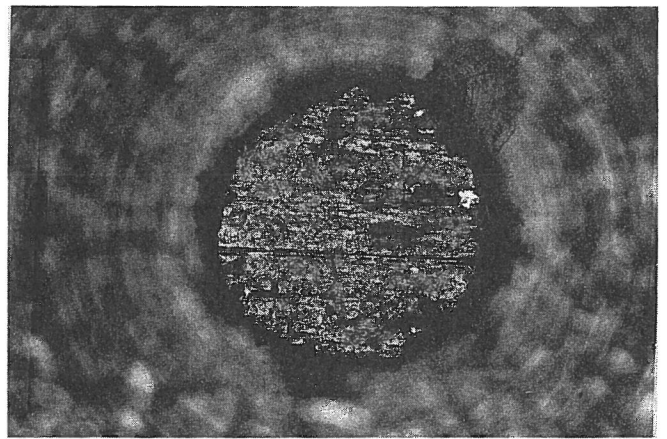
a) $v=10^{-1}$ m/s



a) $v=10^{-1}$ m/s



b) $v=10^{-4}$ m/s

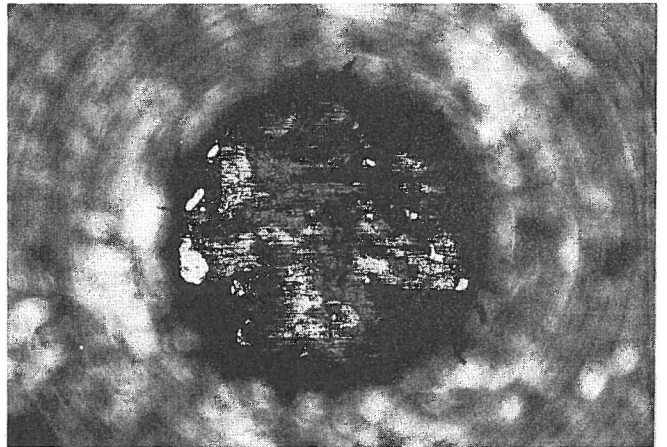


b) $v=10^{-4}$ m/s



c) $v=10^{-7}$ m/s

0,1 mm



c) $v=10^{-7}$ m/s

0,1 mm

Abb. 92:

Oberfläche eines PTFE-Verbundwerkstoffes
nach tribologischer Beanspruchung

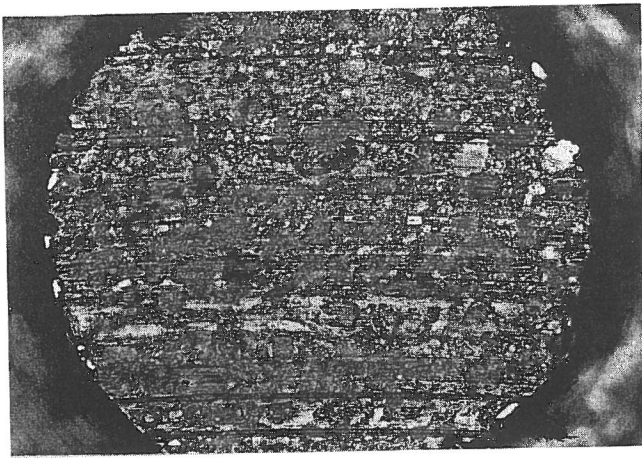
(Gegenkörper: Stahl 100 Cr 6, $R_z = 0,6 \mu\text{m}$)
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $T_a = 23^\circ \text{C}$; $U = 50\%$ rel.
Feuchte

Abb. 93:

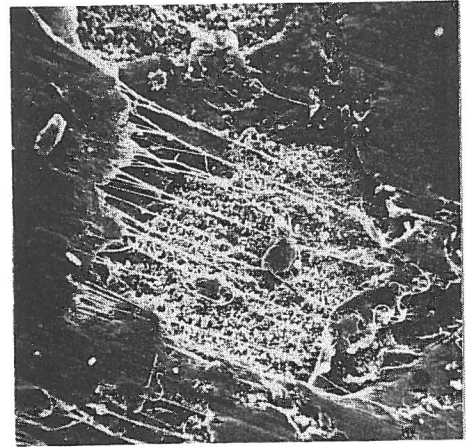
Oberfläche eines PTFE-Verbundwerkstoffes
nach tribologischer Beanspruchung

(Gegenkörper: Stahl 100 Cr 6, $R_z = 0,6 \mu\text{m}$)
 $p = 6,3 \text{ N/mm}^2$, $T_a = 23^\circ \text{C}$; $U = 50\%$ rel.
Feuchte

eigenschaften noch erhalten, da sich wahrscheinlich eine dünne PTFE-Schicht gebildet hat. Mit abnehmender Belastung trifft das Gleiche zu, so daß bei $F_N = 2 \text{ N}$ Belastung, s. Abb. 94, selbst bei hohen Geschwindigkeiten die Sinterbronze noch nicht zu sehen ist.



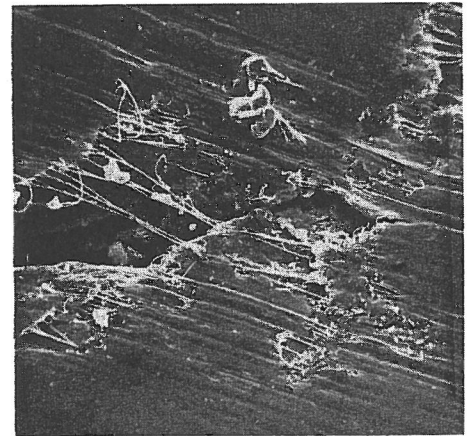
a) $v=10^{-1}$ m/s



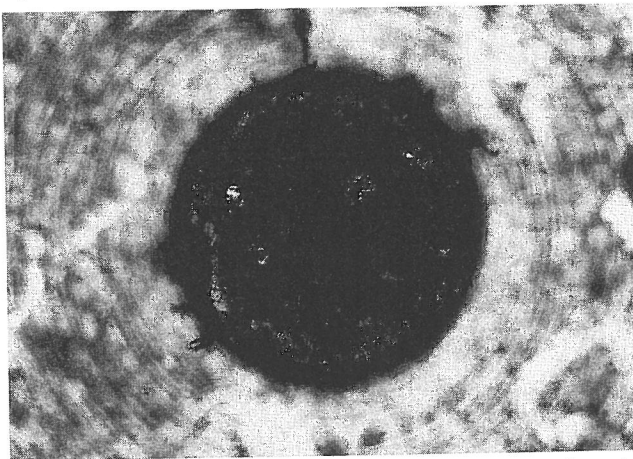
50 μ m



b) $v=10^{-4}$ m/s

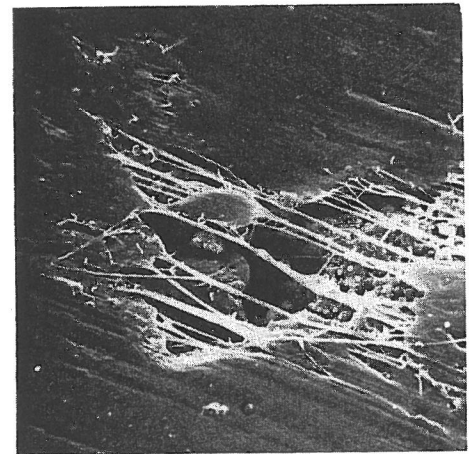


25 μ m



c) $v=10^{-7}$ m/s

0,1 mm

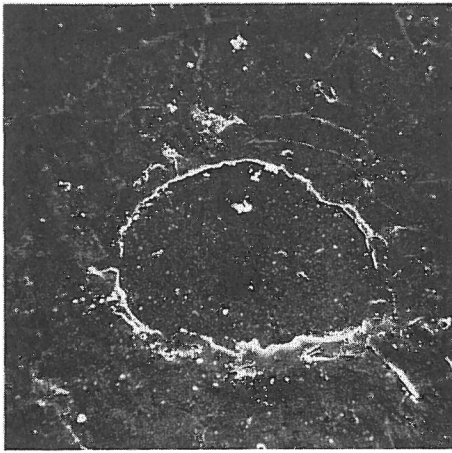


10 μ m

Abb. 94:
 Oberfläche eines PTFE-Verbundwerkstoffes
 nach tribologischer Beanspruchung
 (Gegenkörper: Stahl 100 Cr 6, $R_z = 0,6 \mu\text{m}$)
 $p = 0,63 \text{ N/mm}^2$; $T_a = 23^\circ \text{C}$; $U = 50\%$ rel.
 Feuchte

Abb. 95:
 Oberfläche eines PTFE-Verbundwerkstoffes
 nach tribologischer Beanspruchung
 (Gegenkörper: Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,6 \mu\text{m}$)
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-7} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte

Abb. 95 zeigt rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der DU-Stiftoberfläche, in der PTFE-Fäden über ausgebrochene Stellen gezogen sind. Dieses Oberflächenaussehen wurde bei 10 N und 10^{-7} m/s erhalten. Bei höherer Geschwindigkeit (10^{-1} m/s) kommt,



50 μm

Abb. 96:

Oberfläche eines PTFE-Verbundwerkstoffes nach tribologischer Beanspruchung (Gegenkörper Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,6 \mu\text{m}$)
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte



25 μm

Abb. 97:

Oberfläche eines PTFE-Verbundwerkstoffes nach tribologischer Beanspruchung (Gegenkörper Stahl 100 Cr 6; $R_z = 0,6 \mu\text{m}$)
 $p = 3,14 \text{ N/mm}^2$; $v = 10^{-1} \text{ m/s}$; $T_a = 23^\circ \text{ C}$;
 $U = 50\%$ rel. Feuchte

wie schon erwähnt, das Sinterbronzegerüst zum Vorschein, was in Abb. 96 zu sehen ist. Daneben erkennt man, daß die umgebende Matrix von feinen Rissen durchzogen ist, was allmählich zu Ausbrüchen führt, Abb. 97.

Aus diesen Untersuchungen werden Ähnlichkeiten - aber auch charakteristische Unterschiede - zwischen dem tribologischen Verhalten reiner Polymerwerkstoffe und Kunststoff-Verbundwerkstoffen deutlich. Als ein wesentliches, für die technische Anwendung bedeutsames Resultat ergibt sich z.B., daß auch für Kunststoff-Verbundwerkstoffe, die unter Verwendung von PTFE aufgebaut sind, der Bereich extrem niedriger Reibungswerte ($f < 0,1$) nur bei Gleitgeschwindigkeiten $v < 10^{-3} - 10^{-4} \text{ m/s}$ realisierbar ist.

12. Vergleichende Betrachtung des tribologischen Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe im Hinblick auf technische Anwendungen

Im Maschinenbau, insbesondere in technischen Bewegungssystemen, finden thermoplastische Kunststoffe mit teilkristallinem Gefüge aufgrund ihrer günstigen technologischen Eigenschaften verstärkt Verwendung /3.23/. Besonders interessant sind sie für Bauteile, bei denen nur Trockenlauf möglich ist /12.1/. In einer zusammenfassenden Darstellung sind die im Rahmen dieses Forschungsvorhabens bestimmten Reibungszahlen und Verschleißraten für thermoplastische Kunststoffe, die als Werkstoffe für Maschinenelemente Bedeutung gewonnen haben, in Abb. 98, aufgetragen. Als Gegenkörper wurden gehärtete Stahlscheiben aus 100 Cr 6 verwendet, die im polierten Zustand mit einer Rauigkeit von $R_z < 0,03 \mu\text{m}$ vorlagen. Aus Abb. 98 ist zu entnehmen, daß die Reibungszahlen für die verschiedenen Paarungen sehr unterschiedlich und teilweise sehr groß sind. Ebenso groß sind die Unterschiede bei den Verschleißraten. Dieser Sachverhalt ist nicht weiter verwunderlich, da sich die Kunststoffe erheblich voneinander in ihren Eigenschaften und in ihrem strukturellen Aufbau unterscheiden. Weiterhin ist zu berücksichtigen, daß Kunststoff-Gleitpaarungen nur unter ganz bestimmten Beanspruchungsbedingungen ein günstiges

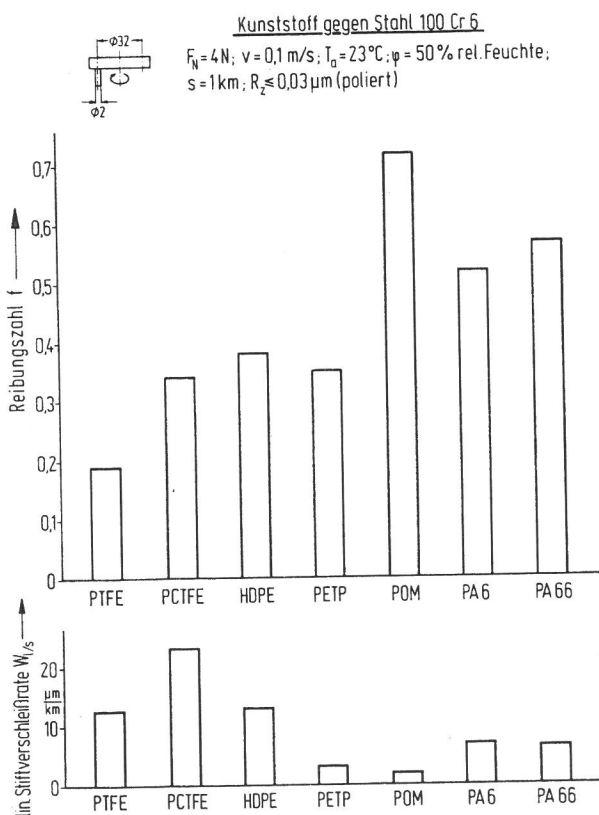


Abb. 98:

Reibungs- und Verschleißkenngrößen von Kunststoff-Stahl-Gleitpaarungen

Reibungs- und Verschleißverhalten zeigen, wie in den vorigen Abschnitten gezeigt werden konnte. Daraus wird aber auch zugleich die Problematik einer vergleichenden Darstellungsweise deutlich, die nur bestimmten Paarungen gerecht wird, während andere Paarungen unter diesen Bedingungen sich ungünstig verhalten. Verändert man das Beanspruchungskollektiv oder die Struktur des betreffenden tribologischen Systems, können sich die Verhältnisse völlig verändern. Zieht man beispielsweise eine Gleitgeschwindigkeit von 0,1 m/s zum Vergleich heran, wie in Abb. 98 geschehen, so liegt diese Geschwindigkeit für die Reibung von PTFE und HDPE deutlich außerhalb deren optimalem Bereich (vgl. dazu Abb. 39 und 42). Entsprechend verhält es sich mit der Oberflächenrauheit des Gegenkörpers. Polierte Scheiben sind zwar für die Kunststoffe PTFE und PETP ganz günstig, jedoch nicht für POM und PA (vgl. dazu Abb. 50 bis 52).

Bei den in Abb. 98 dargestellten Ergebnissen ist nach den Ergebnissen von Abschnitt 7.2.2 davon auszugehen, daß das tribologische Verhalten vorwiegend durch Adhäsionsprozesse im Kontaktbereich bestimmt wird. Verwendet man dagegen als Gleit-

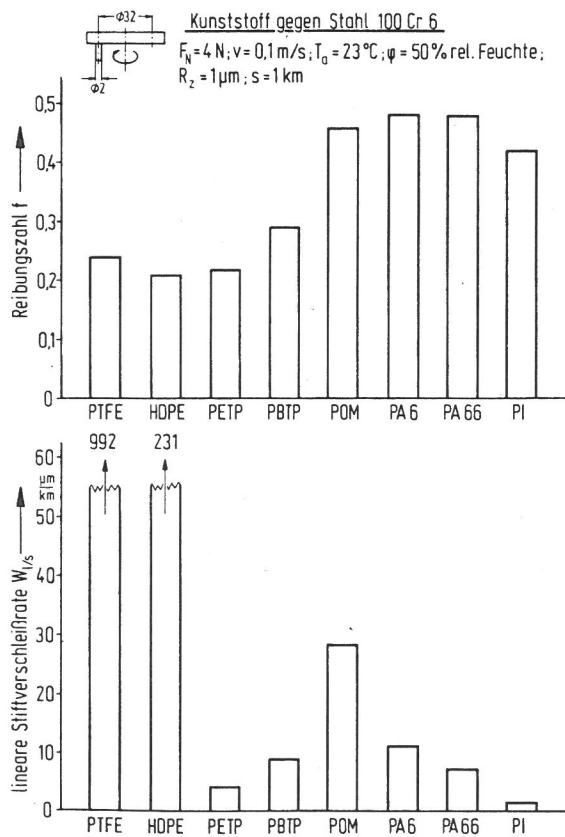


Abb. 99:
Reibungs- und Verschleißkenngrößen
von Kunststoff-Stahl-Gleitpaarungen

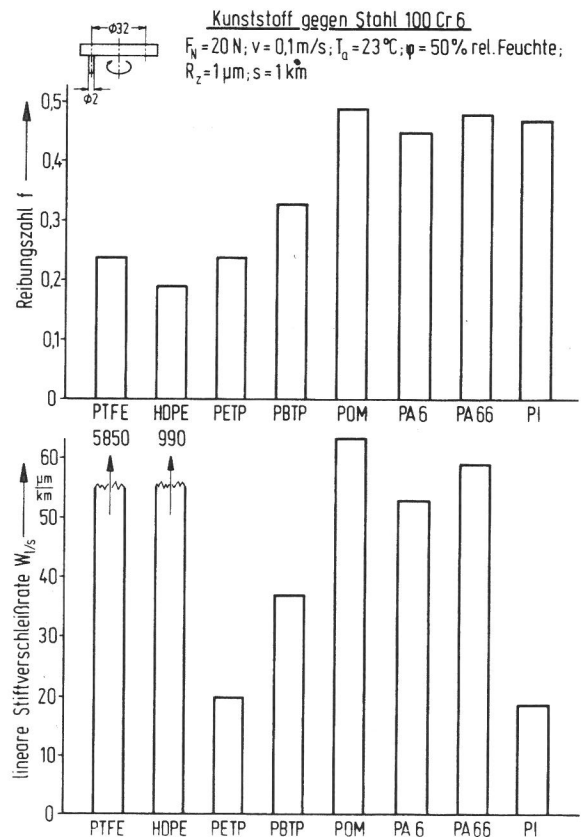


Abb. 100:
Reibungs- und Verschleißkenngrößen
von Kunststoff-Stahl-Gleitpaarungen

Gegenkörper Stahlpartner mit einer Rauheit von $R_z \approx 1 \mu\text{m}$, so ist zu erwarten, daß Abrasionsprozesse dominieren. Wie in den Abb. 99 und 100 dargestellt, ergeben sich dadurch charakteristische Veränderungen im tribologischen Verhalten, wobei besonders die Zunahme der Verschleißraten für PTFE und HDPE auffällt (vgl. dazu auch Abb. 50). Die angegebenen Werte stellen den Anstieg der Verschleiß-Wegdiagramme bei Versuchsende dar.

Für den praktischen Einsatz von Kunststoffen in tribotechnischen Anwendungen sind nun zwei Fragen von großer Bedeutung:

- (I) Welche Kunststoffe zeigen unter welchen Beanspruchungsbedingungen ein möglichst günstiges Reibungsverhalten mit niedrigen Reibungswerten?
- (II) Durch welche Beanspruchungsparameter und welche Eigenschaften der Kunststoffe wird ihr Verschleißverhalten im wesentlichen geprägt?

Im folgenden wird versucht, die Fragen in anwendungstechnisch relevanter Weise zu beantworten, wobei natürlich keine verallgemeinbaren Aussagen möglich sind, da Reibung und Verschleiß ja systemspezifische Kenngrößen sind (vgl. Abschnitt 2).

Zur Beantwortung der Frage (I) sind in Abb. 101 diejenigen Bedingungen zusammengestellt, unter denen die hier untersuchten Kunststoffe Reibungszahlen $f < 0,2$ besitzen. Man erkennt an Abb. 101, daß es durch eine geeignete Auswahl von Beanspruchungskollektiv (d.h. speziell durch Wahl von F_N bzw. p und v) sowie durch Vorgabe einer geeigneten Rauheit des Gegenkörpers möglich ist, das Reibungsverhalten zu optimieren. (Hierbei ist jedoch mit sehr unterschiedlichem Verschleißverhalten zu rechnen).

Die Frage nach der Optimierung des Verschleißverhaltens (II) ist infolge der Komplexheit der Verschleißprozesse erheblich schwieriger zu beantworten. Aus der Literatur ist bekannt, daß z.B. Zusammenhänge mit den Festigkeitseigenschaften von Werkstoffen nur dann zu erwarten sind, wenn ein abrasiver Verschleißmechanismus dominiert (vgl. Abschnitt 3.4). Daher wurden für die folgenden Betrachtungen nur die experimentellen Ergebnisse von Abb. 99 und 100 verwendet, da erwartet werden kann, daß bei der



Kunststoff gegen Stahl 100 Cr 6
 $T_a = 23^\circ\text{C}$; $\varphi = 50\%$ rel. Feuchte

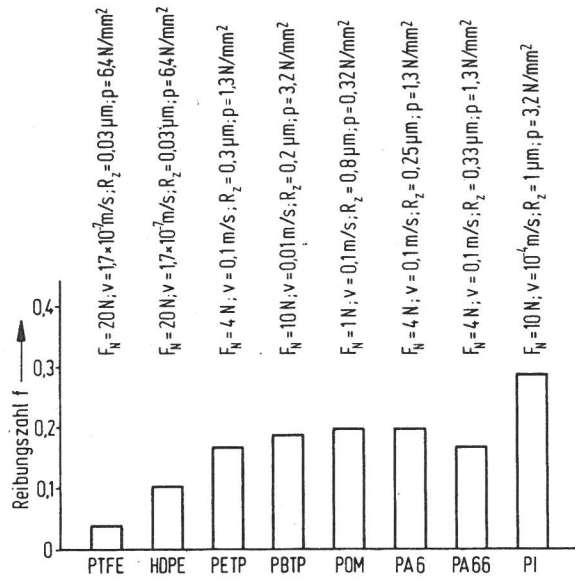


Abb. 101:
 Versuchsbedingungen für niedrige Reibungszahlen von Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen

verwendeten Rauheit des Gleit-Gegenkörpers von $R_z \approx 1 \mu\text{m}$ abrasive Verschleißprozesse vorherrschen.

Für eine theoretische Deutung der Verschleißdaten der Abb. 99 und 100 wird von dem bekannten Archardschen Ansatz ausgegangen:

$$W_v = k \cdot A_r \cdot s$$

A_r : wahre Kontaktfläche
 s : Gleitweg

Nach Abschnitt 3.2 kann für A_r angesetzt werden:

$$A_r \sim \frac{F_N}{p_{F1}} \sim \frac{F_N}{p_N}$$

Außerdem kann angenommen werden, daß die Wahrscheinlichkeit des abrasiven Abtrennens eines Verschleißpartikels vom Verhältnis

$$\frac{\text{Vergleichsspannung } \sigma_v}{\text{Reißfestigkeit } \sigma_B}$$

abhängt, so daß der folgende Ansatz plausibel erscheint:

$$k = f \left(\frac{\sigma_v}{\sigma_B} \right)$$

Hierbei ist für den hier vorliegenden Beanspruchungsfall:

$$\sigma_v = \sqrt{p_N^2 + 4\tau_R^2}$$

τ_R : reibbedingte Tangentialspannung

$$\sigma_v = p_N \sqrt{1 + 4f^2}$$

Damit kann für die Verschleißrate der folgende Zusammenhang in Ansatz gebracht werden:

$$\frac{W_V}{F_N \cdot s} = f \left(\frac{\sigma_V}{P_N \cdot \sigma_B} \right)$$

oder

$$\frac{W_V}{F_N \cdot s} = f \left(\frac{\sqrt{1+4f^2}}{\sigma_B} \right)$$

(Ein ähnlicher Zusammenhang ist von Ratner /3.22/, /3.13/ zur Kennzeichnung des Verschleißes unter abrasiven Bedingungen angegeben worden, vgl. Abschnitt 3.4).

F_N N	Kenngröße	● PTFE	○ HDPE	■ PETP	□ PBTP	▲ POM	△ PA 6	▼ PA 66	▽ PI
4	Reibungszahl f	0,24	0,21	0,22	0,29	0,46	0,48	0,48	0,42
	Reißspannung σ_B N/mm ²	30	30	70	60	65	80	85	100
	$\frac{\sqrt{1+4f^2}}{\sigma_B} = \frac{\sigma_V}{P_N \cdot \sigma_B} \frac{\text{mm}^2}{\text{N}}$	0,0370	0,0361	0,0156	0,0193	0,0209	0,0173	0,0163	0,0131
	$\frac{W_V}{F_N \cdot s} = k' \cdot 10^{-7} \frac{\text{mm}^3}{\text{N m}}$	7800	1800	31	71	224	86	55	12
20	Reibungszahl f	0,24	0,19	0,24	0,33	0,50	0,45	0,48	0,47
	Reißspannung σ_B N/mm ²	30	30	70	60	65	80	85	100
	$\frac{\sqrt{1+4f^2}}{\sigma_B} = \frac{\sigma_V}{P_N \cdot \sigma_B} \frac{\text{mm}^2}{\text{N}}$	0,0370	0,0356	0,0158	0,0199	0,0218	0,0168	0,0163	0,0137
	$\frac{W_V}{F_N \cdot s} = k' \cdot 10^{-7} \frac{\text{mm}^3}{\text{N m}}$	9190	1555	31	59	101	84	93	30

Tabelle 2: Reibungs- und Verschleißkennwerten der untersuchten thermoplastischen Kunststoffe bei Gleiten gegen Stahl (Daten der Abb. 99, 100, 102)

Ausgehend von dieser Relation sind in Tabelle 2 die benötigten Daten aufgrund der experimentellen Ergebnisse von Abb. 99 und 100 zusammengestellt und die Verschleißdaten für alle untersuchten thermoplastischen Kunststoffe in Abb. 102 aufgetragen worden.

Es zeigt sich, daß sich in Abb. 102 alle gemessenen Verschleißdaten mit überraschend geringer Streuung in einfach-logarithmischer Darstellung durch eine Gerade näherungsweise approximieren lassen.

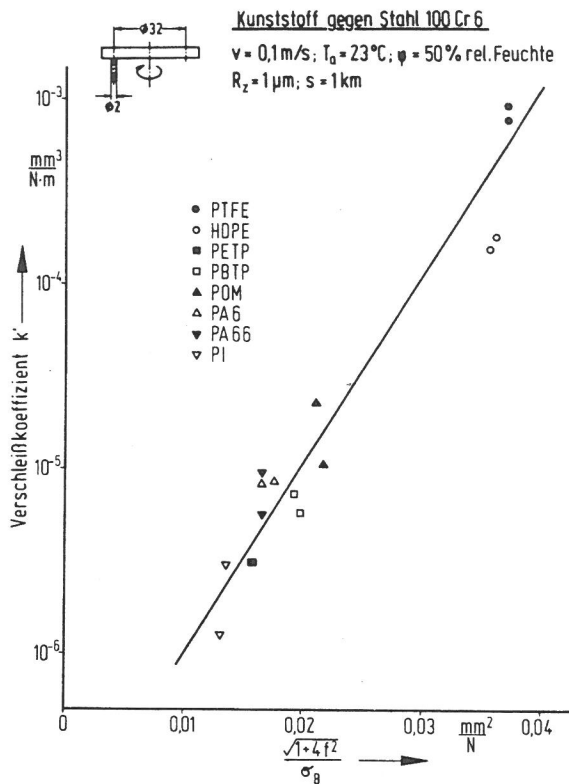


Abb. 102:
Zusammenfassende Darstellung des Verschleißverhaltens von Kunststoff-Stahl-Gleitpaarungen (Einzeldaten aus Abb. 99 und 100)

Daraus folgt, daß das Verschleißvolumen (bei Überwiegen einer Abrasion) offenbar gut durch folgende Relation beschreibbar ist:

$$W_v = c_1 \exp \left(c_2 \frac{\sigma_v}{p_N \sigma_B} \right) \cdot F_N \cdot s$$

(Hierbei sind die Parameter c_1 und c_2 empirisch zu bestimmen).

Mit den Darstellungen der Abb. 101 und 102 konnten wesentliche Ergebnisse des vorliegenden Forschungsvorhabens über das tribologische Verhalten thermoplastischer Kunststoffe zusammengefaßt und Ansätze für eine technische Anwendung der erzielten Forschungsergebnisse gegeben werden.

Wie diese Resultate gezeigt haben, sind vergleichende Darstellungen der Reibungs- und Verschleißkennwerte von völlig verschiedenen Kunststoffen nur aussagekräftig, wenn gleichzeitig die Kenngrößen des Beanspruchungskollektivs und der tribologischen Systemstruktur mit angegeben werden. Bei der Auswahl eines geeigneten Kunststoffes für ein Bauteil sind die Beanspruchungs- und Strukturgrößen vorher festzustellen und erst danach kann die Wahl geeigneter Gleitwerkstoffe getroffen werden. Hierbei spielen neben den tribologischen, mechanischen, chemischen und thermischen Eigenschaften natürlich

noch fertigungstechnische und vor allem wirtschaftliche Gesichtspunkte eine Rolle.

Zusammenfassend sollen in Ergänzung zu den tribologischen Kenn-
daten der Abb. 98 bis 102 noch einmal die wichtigsten technologischen
Eigenschaften der untersuchten thermoplastischen Kunststoffe
zusammengestellt werden:

- Polyamide (PA) gehören zu den wichtigsten Gleitlagerwerkstoffen
aufgrund guter mechanischer und tribologischer Eigenschaften.
Hervorzuheben sind hohe Zähigkeit und Steifigkeit, PA66 ist
härter, steifer und wärmeformbeständiger als PA6, dafür etwas
weniger zäh. Polyamide nehmen aus ihrer Umgebung Feuchte
auf, was sowohl die physikalischen Eigenschaften als auch
die Maßhaltigkeit beeinflusst und u.U. bei Konstruktionen
berücksichtigt werden muß. Die Feuchteaufnahme ist bei PA66
geringer als bei PA6. Polyamide sind gegen Schmierstoffe,
Treibstoffe, Alkohol, Laugen und viele andere Chemikalien
beständig, jedoch nicht gegen konzentrierte Säuren und einige
organische Lösungsmittel.
- Polyoxymethylen (POM) ist noch härter und steifer als PA66,
dagegen weniger zäh und hinsichtlich der Verschleißresistenz
etwas rauheitsempfindlicher als PA. Die Reibungszahl ist
weniger stark von der Oberflächenrauheit abhängig und liegt
meist etwas tiefer als bei PA. Die Feuchteaufnahme von POM
ist unbedeutend und beeinflusst das hohe mechanische Festig-
keitsniveau und die Dimensionsstabilität praktisch nicht.
POM ist besonders gegen organische Lösungsmittel und schwache
Laugen beständig. Bei Anwendungen im Freien ist die Empfind-
lichkeit von POM gegen UV-Strahlung zu beachten, was zu Ver-
sprödung und Glanzverminderung führt.
- Polyäthylenterephthalat (PETP) und Polybutylenterephthalat
(PBTP) ähneln in ihrem Eigenschaftsbild den Polyamiden, ohne
jedoch deren ausgeprägte Zähigkeit zu haben. PBTP läßt sich
leichter verarbeiten als PETP, jedoch liegt das mechanische
Niveau geringfügig tiefer. Die tribologischen Eigenschaften
sind etwas besser als bei Polyamiden, insbesondere bei kleinen
Oberflächenrauheiten des Metallgegenkörpers. Die Feuchte-
aufnahme ist gering und bewirkt keine Eigenschafts- und Meß-

änderungen. Sie sind beständig gegen aliphatische und aromatische Kohlenwasserstoffe, Öle, Fette und anorganische Salzlösungen.

- Hochmolekulares Polyäthylen (HDPE) hat keine sonderlich hohe Festigkeit, behält jedoch seine Zähigkeit auch bei tiefen Temperaturen. Es besitzt ein hohes Dämpfungsvermögen und eine außerordentlich gute Chemikalienbeständigkeit. Das tribologische Verhalten ist nur bei kleinen Belastungen und gegen relativ glatte Oberflächen gut. Ist dies nicht gegeben, erhält man eine sehr hohe Verschleißrate. HDPE nimmt praktisch keine Feuchte auf, jedoch etwas Schmierstoff, insbesondere bei Temperaturen über 50° C. Bei direkter Sonnenbestrahlung wird HDPE durch UV-Strahlung beschädigt, deshalb sind UV-stabilisierte Marken zu bevorzugen.

- Polytetrafluoräthylen (PTFE) besitzt eine hohe thermische und ausgezeichnete chemische Beständigkeit gegen fast alle anorganischen und organischen Chemikalien. Die Festigkeit ist allerdings gering und deshalb ist PTFE nur bei geringen Belastungen einsatzfähig. PTFE besitzt bei kleinen Gleitgeschwindigkeiten eine sehr niedrige Reibungszahl, die jedoch stark bei Geschwindigkeitserhöhung ansteigt. Außerdem muß die Oberflächenrauheit des Gegenkörpers sehr klein sein. Die Verschleißrate ist relativ hoch, kann jedoch durch Zusätze wesentlich verbessert werden. PTFE hat eine sehr gute Licht- und Witterungsbeständigkeit und nimmt kein Wasser auf.

- Polyimid (PI) ist ein teilkristalliner Kunststoff, dessen bemerkenswerteste Eigenschaft eine Dauergebrauchstemperatur von 260° C ist, wobei PI kurzzeitig sogar bis 400° C belastbar ist. Die mechanische Festigkeit ist hoch, auch bei hohen Temperaturen. Polyimid besitzt eine hervorragende Strahlungsbeständigkeit und geringe Gasabgabe im Hochvakuum und wird deshalb für spezielle Anwendungen, z.B. in Flugzeugturbinen und in der Raumfahrt verwendet. Während die Reibungszahl relativ groß ist, ist die Verschleißrate auch bei höheren Belastungen gering. Aufgrund der hohen Härte im Vergleich zu PA und POM ist das Einbettungsverhalten bei Gleitlagern ungünstig.

Literatur

zu Kapitel 1

- /1.1/ Uetz, H. und J. Föhl:
Tribologie - Stand der Erkenntnisse und Nutzen.
VDI-Berichte Nr. 333, 1979, 1-9
- /1.2/ Detter, H. und K. Holecek:
Der Reibungs-Widerstand und die Beanspruchung von
feinmechanischen Lagern im Trockenlauf bei kleinen
Gleitgeschwindigkeiten.
Feinwerktechnik, 74 (1970) 461-465
- /1.3/ Detter, H.:
Kunststoffgleitlager in der Feinwerktechnik.
Kunststoffe, 63 (1973) 613-615
- /1.4/ Dürr, F.:
Kunststoffe im Feingerätebau.
Kunststoffe, 64 (1974) 575-580
- /1.5/ Erhard, G. und E. Strickle:
Maschinenelemente aus thermoplastischen Kunststoffen,
Band 2: Lager und Antriebselemente.
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1977

zu Kapitel 2

- /2.1/ Fleischer, G.:
Systembetrachtungen der Tribologie.
Wiss. Z. TH Magdeburg, 14 (1970) 415
- /2.2/ Salomon, G.:
Application of systems thinking to tribology.
ASLE Trans., 17 (1974) 295

- /2.3/ Heinke, G.:
Verschleiß - eine Systemeigenschaft;
Auswirkungen auf die Verschleißprüfung.
Z. Werkstofftechnik, 6 (1975) 164
- /2.4/ Krause, H. und J. Scholten:
Verschleiß - Grundlagen und systematische Behandlung,
Teil 1 und 2.
VDI-Z. 121 (1979) 799 und 1221
- /2.5/ Stähli, G.:
Verschleiß - eine Systemeigenschaft.
Material und Technik (1980) 183
- /2.6/ Czichos, H.:
Tribology - a systems approach to the science and
technology of friction lubrication and wear.
Elsevier Publ. Co., Amsterdam, 1978

zu Kapitel 3

- /3.1/ Menges, G.:
Werkstoffkunde der Kunststoffe.
Hanser Verlag, München, 1979
- /3.2/ Ehrenstein, G.W.:
Polymerwerkstoffe - Struktur und mechanisches Verhalten.
Hanser Verlag, München, 1978
- /3.3/ Jenkins, A.D. (Editor):
Polymer Science.
North Holland Publ. Co., Amsterdam, 1972
- /3.4/ Richardson, M.O.W. (Editor):
Polymer Engineering Composites.
Appl. Science Publ. Ltd., London, 1977
- /3.5/ Lancaster, J.K.:
Friction and wear, in: "Polymer Science,
a materials science handbook". (Ed. A.D. Jenkins)
North Holland Publ. Co., 1972

- /3.6/ Evans, D.G. und J.K. Lancaster:
The wear of polymers, in "Wear" (Ed. D. Scott),
Treatise on Material Science and Technology , 13
Academic Press, 1979, 36-140
- /3.7/ Briscoe, B.J. und D. Tabor:
Friction and wear of polymers.
Ch. I. Polymer Surfaces (Ed. D.T. Clark und W.J. Feast)
Wiley, 1978
- /3.8/ Briscoe, B.J. und D. Tabor:
Friction and wear of polymers: the role
of mechanical properties.
British Polymer Journal 10 (1978) 74-78
- /3.9/ Briscoe, B.J. und D. Tabor:
The sliding wear of polymers: a brief review.
Fundamentals of tribology (Ed. N.P. Suh und N. Saka)
MIT Press, Cambridge/Mass. USA, 1980, 733
- /3.10/ Bartenev, G.M. und V.V. Lavrentev:
Polymer friction and wear.
Trans.: D.B. Payne, (Ed. L.H. Lee)
Chemistry Publisher, Leningrad, 1972
- /3.11/ Lee, L.H. (Ed.):
Advances in polymer friction and wear.
Polymer Science and Technology, 5A and 5B,
Plenum Press, 1974
- /3.12/ Dowson, D., M. Godet und C.M. Taylor (Ed.)
The wear of non-metallic materials.
Mechanical Engineering Public. Ltd., London, 1978
- /3.13/ Briscoe, B.J.:
Wear of polymers: an essay on fundamental aspects.
Tribology international 14 (1981) 231-243
- /3.14/ Archard, J.F.:
Contact and rubbing of flat surfaces.
J. Appl. Phys. 24 (1953) 981-988

- /3.15/ Bowden, F.P. und D. Tabor:
The friction and lubrication of solids.
Oxford, University Press, 1964
- /3.16/ Holm, R.:
Electric contacts.
Springer Verlag Berlin, 1967
- /3.17/ Greenwood, J.A. und J.B.P. Williamson:
The contact of nominally flat surfaces.
Proc. Roy. Soc. 295 (1966) 300-308
- /3.18/ Johnson, K.L.:
Adhesion at the contact of solids, in:
"Theoretical and Applied Mechanics"
(Ed. W.T. Koiter)
North Holland Publ. Co., 1976, 133-143
- /3.19/ Czichos, H. und K.-H. Habig:
Grundvorgänge des Verschleißes metallischer
Werkstoffe - Neuere Ergebnisse der Forschung.
VDI-Berichte Nr. 194, 1973, 23-31
- /3.20/ Schallamach, A.:
Friction and abrasion of rubber.
Wear 1 (1958) 384-396.
Abrasion and tyre wear, in: "The chemistry
and physics of rubberlike substances".
(Ed. L. Bateman)
Maclaren, 1963
- /3.21/ Pooley, C.M. und D. Tabor:
Friction and molecular structure:
the behaviour of some thermoplastics.
Proc. Roy. Soc. A, 329 (1972) 251-274
- /3.22/ Ratner, S.N., I.I. Farberova, O.V. Radyukeuich
und E.G. Lure:
Correlation between wear resistance of
plastics and other mechanical properties.
Soviet Plastics 7 (1964) 37-45

/3.23/ Erhard, G. und E. Strickle:
Maschinenelemente aus thermoplastischen Kunststoffen - Grundlagen und Verbindungselemente.
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1974

/3.24/ Biederbick, K.:
Kunststoffe kurz und bündig.
Vogel Verlag, Würzburg, 1964

/3.25/ Hellerich, W., G. Harsch und S. Haenle:
Werkstoff-Führer Kunststoffe.
Hanser Verlag, München, 1979

/3.26/ DIN ISO 6691 Thermoplaste, Entwurf.
September 1980

/3.27/ VDI-Richtlinie 2541

/3.28/ Jestädt, M., R. Henkhaus,
J. Hessel und H.-E. Bühler:
Vergleichende Bewertung verschiedener Präparations-
verfahren zur Sichtbarmachung der Morphologie teil-
kristalliner Polymerwerkstoffe.
Prakt. Metallographie 16 (1979) 269-283

zu Kapitel 4

/4.1/ Mittmann, H.U., N. Czaika und H. Czichos:
A new device for simultaneous measurement of
friction force, normal force and friction coefficient.
Wear 31 (1975) 179

/4.2/ Mittmann, H.U. und H. Czichos:
Reibungsmessungen und Oberflächenuntersuchungen
an Kunststoff-Metall-Gleitpaarungen.
Materialprüfung 17 (1975) 366

zu Kapitel 5

/5.1/ Johnson, K.L., K. Kendall und A.D. Roberts:
Surface energy and the contact of elastic solids.
Proc. Roy. Soc. London A 324 (1971) 301-313

zu Kapitel 6

/6.1/ Uetz, H. und H. Breckel:

Reibungs- und Verschleißversuche mit PTFE.

Wear 10 (1967) 185-198

/6.2/ Uetz, H. und V. Hakenjos:

Gleitreibungsversuche mit PTFE.

Wear 10 (1967) 261-273

/6.3/ Halach, G.:

Gleitreibungsverhalten von PTFE geschmiert und ungeschmiert, insbesondere bei tiefen Temperaturen.

Mineralöltechnik 17 (1972) 1-18

zu Kapitel 7

/7.1/ Steijn, R.P.:

The sliding surface of polytetrafluoroethylene:
an investigation with the electron microscope.

Wear 12 (1968) 193-212

/7.2/ Tanaka, K., Y. Uchiyama und S. Toyooka:

The mechanism of wear of polytetrafluoroethylene.

Wear 23 (1973) 153-172

/7.3/ Bonfield, W., B.C. Edwards und A.J. Markham:

Preferred orientation in PTFE-carbon wear transferred films.

Wear 37 (1976) 383-386

/7.4/ Brainard, W.A. und D.H. Buckley:

Adhesion and friction of PTFE in contact with metals as studied by Auger Spectroscopy, Field Ion and Scanning Electron Microscopy.

Wear 26 (1973) 75-93

- /7.5/ Pocock, G. und P. Cadman:
Application of DSC and Electron Spectroscopy
to PTFE-metal reactions of interest in dry-bearing
Wear 37 (1976) 129-141
- /7.6/ Wheeler, D.R.:
Polytetrafluoroethylene transfer film studied
with x-Ray Photoelectron Spectroscopy.
NASA Technical Paper 1728, 1980
- /7.7/ Erhard, G. und E. Strickle:
Gleitelemente aus thermoplastischen Kunststoffen.
Kunststoffe 62 (1972) 2-9 und 232-234
- /7.8/ Lancaster, J.K. und J.P. Giltrow:
The role of the counterface in the friction and
wear of carbon fibre reinforced thermosetting resins.
Wear 16 (1970) 357-374
- /7.9/ Hollander, D.E. und J. Lancaster:
An application of topographical analysis
to the wear of polymers.
Wear 25 (1973) 155-170
- /7.10/ Warren, J.H. und N.S. Eiss:
Depth of penetration as a predictor of the wear
of polymers on hard rough surfaces.
Trans. ASME, JOLT, 100 (1978) 92-97
- /7.11/ Tabor, D.:
A simplified account of surface topography
and the contact between solids.
Wear 32 (1975) 269-271
- /7.12/ Hachmann, H. und E. Strickle:
Reibung und Verschleiß an der Gleitpaarung
Kunststoff/Stahl bei Trockenlauf.
Kunststoffe 59 (1969) 45-50

zu Kapitel 8

/8.1/ Zisman, W.A.:

Influence of constitution on adhesion.
Ind. and Eng. Chemistry 55 (1963) 19-38

/8.2/ Voorst Vader, F.van:

Der Einfluß der Wechselwirkungskräfte zwischen
Festkörpern auf deren Haftfestigkeit.
Colloid Polymer Sci. 257 (1979) 893-901

/8.3/ Hennemann, O.D. und Hg. Kollek:

Zustand von Metall- u. Kunststoffoberflächen
und seine Bedeutung für die Adhäsion.
Oberfläche 21 (1980) 2-7

/8.4/ Erhard, G.:

Zum Gleitreibungsverhalten von Polymerwerk-
stoff/Polymerwerkstoff-Paarungen.
Jahrbuch der VDI-Gesellschaft Werkstoff-
technik, Düsseldorf, 1981, 7-15

zu Kapitel 9

/9.1/ Arkles, B., J. Theberge und M. Schireson:

Wear of thermoplastic filler PTFE composites.
J. American Soc. Lubrication Eng. 33 (1977) 33-38

/9.2/ Tanaka, K., Y. Uchiyama, S. Ueda und T. Shimizu:

Friction and wear of PTFE-based composites.
Proceedings of JSLE-ASLE International Lubri-
cation Conference, Tokyo, Japan, 1975 (Ed. T. Sakurai)
Elsevier, London (1976) 110-118

/9.3/ Lancaster, J.K.:

Relationship between the wear of polymers
and their mechanical properties.
Tribology Conv. 1969,
Institute of Mechanical Engineers, London, 1969, 100-108

/9.4/ Eliezer, Z., V.D. Khanna und M.F. Amateau:
Wear mechanisms in composites: a quantitative
model.
Wear 51 (1978) 169-179

/9.5/ Clerico, M. und V. Tatierno:
Sliding wear of polymeric composites.
Wear 53 (1979) 279-301

/9.6/ Gajewska, Z. und Z. Lawrowski:
Tribologische Eigenschaften von mit festen
Schmierstoffen gefüllten Polyamiden.
Schmierungstechnik 11 (1980) 51-53

zu Kapitel 10

/10.1/ Dürr, F.:
Glasfaserverstärkte Kunststoffe als Gleitmaterial
in der Feinwerktechnik.
Proc. EUROTRIB '77, Düsseldorf, 1977

/10.2/ Tanaka, K.:
Friction and wear of glass and carbon-filled
thermoplastic polymers.
Trans ASME F, JOLT, 99 (1977) 408-414

/10.3/ Eliezer, Z., V.D. Khanna und M.F. Amateau:
On the effect of fiber orientation on the
wear of composite materials.
Wear 53 (1979) 387-389

zu Kapitel 11

/11.1/ Pratt, G.C.:
Recent developments in polytetrafluoro-
ethylene-based drug bearing materials and treatments.
Trans. J. Plastics Inst. 32 (1964) 32, 255-271

/11.2/ Pratt, G.C.:

The wear properties of polymer composites,
in /3.4/ p. 237-261

/11.3/ Wilson, W.H.:

Applications of polymer composites in tribology,
in /3.4/, p. 441-477

zu Kapitel 12

/12.1/ Dry bearings. Special issue tribology international
6 (1973) 213-292

Dank

Die experimentellen Untersuchungen zu vorliegendem Forschungsbericht wurden im Laboratorium "Verschleißschutz, Tribometrie und Tribophysik" der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) bei Beteiligung zahlreicher anderer Fachgruppen und Laboratorien der BAM durchgeführt.

An der Entwicklung der Meßeinrichtungen waren beteiligt:

Herr Dr. H.-U. Mittmann (jetzt BAM-7.1), Herr Ing. M. Gienau (BAM-5.24) und Herr Dir. u. Prof. Dipl.-Phys. N. Czaika (BAM-6.1).

Die Experimente wurden im wesentlichen durchgeführt von Herrn Ing.grad. J. Schwenzien und Herrn Ing.grad. N. Kelling (BAM-5.24).

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen der Kunststoff-Mikrostrukturen und der tribologisch beanspruchten Oberflächen oblagen Frau S. Binkowski, Frau R. Pahl und Frau R. Rambow (BAM-5.24). Die Oberflächenuntersuchungen mit den Methoden der Rasterelektronenmikroskopie und der EDAX-Analyse wurden im Laboratorium 5.32 "Mikroanalyse von Oberflächen" der Fachgruppe 5.3 "Oberflächenuntersuchungen und Elektrochemie" vorgenommen. Beratungen im Hinblick auf Fragen zur Physik und Technologie der Kunststoffe erfolgten durch Mitarbeiter der Fachgruppe 3.1 "Elastomere, Kunst- und Anstrichstoffe" und 3.4 "Sonderprüfungen für organische Stoffe".

An der wissenschaftlichen Auswertung und Diskussion der erzielten Ergebnisse waren besonders Herr Dr. H.-U. Mittmann, der in der Anfangsphase das Vorhaben als wissenschaftlicher Sachbearbeiter betreute und wesentliche Anteile an den Ergebnissen der Kapitel 4., 7.1 und 7.2 hat, sowie Herr Dr. K.-H. Habig (BAM-5.24) beteiligt.

Allen beteiligten Mitarbeitern der BAM sei an dieser Stelle sehr herzlich für ihre Mithilfe gedankt, ohne die das Forschungsvorhaben in seiner interdisziplinären Vielfalt nicht hätte durchgeführt werden können.

Unser besonderer Dank gilt der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die finanzielle Förderung des Vorhabens. Hierbei sei besonders betont, daß die von der DFG gezeigte Flexibilität der Forschungsförderung mit der Bereitschaft, die bewilligten Sach- und Personalmittel entsprechend den sich mit dem Fortgang der Forschungsarbeiten ergebenden Bedürfnissen auch zu modifizieren bzw. umzustellen, ein wesentlicher Faktor zur Erzielung der dargelegten Forschungsergebnisse war.

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/September 1968

Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/Juli 1970 (vergriffen)

Zum Problem des Feuchtigkeitsschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern
von Dr.-Ing. Götz Andreae

Nr. 3/September 1970 (vergriffen)

Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungssellen als Beispiel für Verbundbauteile
von Dr.-Ing. Josef Ziebs

Nr. 4/Dezember 1970 (vergriffen)

Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit — Grundlagen und Vergütungsverfahren
von Dr. rer. nat. Arno Burmester

Nr. 5/März 1971

Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkkettendichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken
von Dr. rer. nat. Norbert Steiner

Nr. 6/April 1971

Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschallschutzes von Bauelementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen
von Prof. Dr.-Ing. Paul Schneider

Nr. 7/Juli 1971

Chromatographie und chemische Konstitution — Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Petrowitz

Nr. 8/November 1971

Zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Helmut Veith

Nr. 9/November 1971

Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Möller

Nr. 10/Januar 1972

Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode
von Dr.-Ing. Dietmar Aurich und Prof. Dr. phil. Erich Martin

Nr. 11/Februar 1972

Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Krause

Nr. 12/Mai 1972

Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren
von Dir. u. Prof. Dr. rer. nat. Hubert Feuerberg

Nr. 13/Juni 1972

Festkörperleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig (Berichter), Prof. Dr.-Ing. Kurt Kirschke, Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig und Dipl.-Phys. Harald Tischer

Nr. 14/Juli 1972

Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz
von Eberhard Fischer

Nr. 15/August 1972

Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Heinz Pohl

Nr. 16/August 1972

Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadensfeuer
von Dr.-Ing. Erwin Knublauch

Nr. 17/August 1972

Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen
von Dr.-Ing. Peter Reimers

Nr. 18/Januar 1973

Das Spröbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches
von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 19/Januar 1973

Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. K. Kaffanke und Dr.-Ing. H. Czichos

Nr. 20/April 1973

Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 21/Juli 1973

Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. D. Klaffke und Dr.-Ing. W. Maennig

Nr. 22/Juli 1973

Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi und Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 23/November 1973

Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin

Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen
von Prof. Dr. rer. nat. habil. Walter Ruske

Nr. 24/November 1973

Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung

von Dipl.-Ing. J. Stanke, Ing. grad. E. Klement und Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 25/Dezember 1973

Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen

von Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 26/August 1974

Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM — Eigenschaften und erste Anwendungen —

von Dipl.-Ing. P. Jost, Dr.-Ing. P. Reimers und Dr.-Ing. P. Weise

Nr. 27/August 1974

Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall

von Dr.-Ing. Hermann Wüstenberg

Nr. 28/August 1974

Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern

von Prof. Dr. rer. nat. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 29/August 1974

Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem idealisotropen porösen Material mit starrem Skelett für senkrechten, schrägen und allseitigen Schalleinfall

von Prof. Dr.-Ing. P. Schneider

Nr. 30/September 1974 (vergriffen)

The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology

von Dr. Horst Czichos und Dr. Geert Salomon

Nr. 31/August 1975

Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung

von Dr.-Ing. Gerhard Fuhrmann

Nr. 32/September 1975

Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen

von Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Bernhard Böttcher

Nr. 33/November 1975

Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens

von Dipl.-Ing. Armin Wagner, Dipl.-Phys. Gerhard Kieper und Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 34/Januar 1976 (vergriffen)

Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoffen

von Dipl.-Forsting. Dr. rer. sylv. Hans-Joachim Deppe

Nr. 35/Januar 1976

Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper — Vorschlag für ein Prüfverfahren —

von Dipl.-Ing. Ernst Limberger

Nr. 36/Januar 1976 (vergriffen)

Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles

von Dipl.-Ing. Jürgen Hundt

Nr. 37/Februar 1976

Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen — Vorschlag für ein Prüfverfahren —

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 38/Juni 1976

Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42 CrMo 4

von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

Nr. 39/Juni 1976

Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit nicht-Newtonschem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Scherbeanspruchung

von Prof. Dr.-Ing. K. Kirschke und Dipl.-Phys. G. Kempf

Nr. 40/Juni 1976

Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren

von Dr. rer. nat. H. Hantsche

Nr. 41/Okttober 1976

Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten

von Dr. rer. nat. Bernhard Böttcher

Nr. 42/Okttober 1976

Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft

von Dr.-Ing. Siegmund Dietlen

Nr. 43/Okttober 1976

Das Spröbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 44/November 1976

Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms „Stab-Werk“

von Dipl.-Ing. W. Matthees

Nr. 45/Dezember 1976

Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten
von Dr.-Ing. W. Paatsch

Nr. 46/Mai 1977 (vergriffen)

Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung
Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses
von Dipl.-Ing. Gerald Schickert und Dipl.-Ing. Helmut Winkler

Nr. 47/Juni 1977

Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen
von Dr.-Ing. Arno Plank

Nr. 48/Okttober 1977

Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn
von Dr.-Ing. U. Holzlhöner

Nr. 49/Dezember 1977

Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung
von Dr.-Ing. Günther Wittig

Nr. 50/Juni 1978 (vergriffen)

Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und -überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern
von Prof. Dipl.-Phys. Norbert Czaika, Dipl.-Phys. Norbert Mayer, Dipl.-Ing. Claus Amberg, Dipl.-Ing. Götz Magiera, Dr.-Ing. Götz Andrae und Dipl.-Ing. Winfried Markowski

Nr. 51/Juni 1978

Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen
von Dr. rer. nat. J. Sickfeld

Nr. 52/August 1978

Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung
von Dr.-Ing. Aleksandar Tomov

Nr. 53/Okttober 1978

Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge
von Rolf Günter Rohrmann und Reinald Rudolphi

Nr. 54/Okttober 1978

Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Harro Sander

Nr. 55/November 1978

Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Dieter Klaffke

Nr. 56/Januar 1979

Stabilität von Sandwichbauteilen
von Dipl.-Ing. W. Brünner und Prof. Dr.-Ing. C. Langlie

Nr. 57/März 1979

Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung
Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing
von Dipl.-Ing. Meinhard Stadthaus

Nr. 58/März 1979

Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau
von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 59/Juli 1979

Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl
von Dr.-Ing. Günther Plauk

Nr. 60/August 1979

Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken
von Dr.-Ing. H. Spreckelmeyer, Dr.-Ing. R. Helms und Dr.-Ing. J. Ziebs

Nr. 61/Dezember 1979

Beschreibung von Problemen der höheren Farbmeterik mit Hilfe des Gegenfarbensystems
von Dr. Klaus Richter

Nr. 62/Dezember 1979

Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Gerisch und Prof. Dr. habil. Dr. h. c. Günther Becker

Nr. 63/Dezember 1979

Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase
von Dipl.-Ing. E. Behrend und Dipl.-Ing. J. Ludwig

Nr. 64/Februar 1980

Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung
von Dr.-Ing. Werner Rücker

Nr. 65/Februar 1980

Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte
von Dr.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Dietmar Aurich, Dr.-Ing. Rolf Helms, Dr.-Ing. Helmut Veith und Dr.-Ing. Josef Ziebs

Nr. 66/Mai 1980

Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung
von Dr. rer. nat. Martin Hattwig

Nr. 67/Mai 1980

Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung

von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees

Nr. 68/Mai 1980

Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereomeßtechnik. Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers

von Dr. rer. nat. Dieter Petersohn

Nr. 69/Juni 1980

Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherhüllhüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise
von Dr.-Ing. Frank Buchhardt und Dipl.-Ing. Peter Brandl

Nr. 70/August 1980 (vergriffen)

Schwellenwerte beim Betondruckversuch

von Dr.-Ing. Gerald Schickert

Nr. 71/August 1980

Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen

von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees und Dipl.-Ing. Götz Magiera

Nr. 72/September 1980

Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen

von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 73/November 1980

Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen

von Dipl.-Ing. Peter Wegener

Nr. 74/November 1980

ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz

von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dipl.-Inform. Renate Müller

Nr. 75/November 1980

Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen

von Dir. u. Prof. Dr. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 76/November 1980

Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop
von Dr.-Ing. Dieter Klaffke und Prof. Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig

Nr. 77/April 1981

Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen

von Dipl.-Ing. Michael Gierloff und Dr.-Ing. Matthias Maultzsch

Nr. 78/September 1981

Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwellensystems mit dem Untergrund

von Dr.-Ing. Werner Rücker

Nr. 79/Dezember 1981

Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflußten Kalttribneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch

von Dr.-Ing. Volker Neumann

Nr. 80/Dezember 1981

Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten

von Dr.-Ing. Arno Plank, Dr.-Ing. Werner Struck und Dr.-Ing. Manfred Tzschätzsch

Nr. 81/Dezember 1981

Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik

von Dipl.-Ing. Jürgen Schmidt

Nr. 82/April 1982

Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches

Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test

von Rolf Helms, Hans-Joachim Kühn und Siegmund Ledworski

Nr. 83/Juli 1982

Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen

— Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen —

von Prof. Dr.-Ing. Horst Czichos und Dr.-Ing. Paul Feinle

Nr. 84/Juli 1982

Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)

von Dipl.-Inform. Renate Müller und Dr.-Ing. Reinald Rudolphi