

**Tribologisch optimierte
polymere Hochleistungsverbundwerkstoffe
für den Einsatz unter abrasiven Bedingungen**

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
zur Verleihung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von

Rolf Prehn

aus Würzburg

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 25. Oktober 2006

Prüfungsvorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb

1. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Klaus Friedrich

2. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Dieter-Heinz Hellmann



Für meine Frau



Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand neben meiner Tätigkeit als Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) GmbH an der Technischen Universität Kaiserslautern.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Klaus Friedrich für die Möglichkeit promovieren zu können und für die Übernahme der Funktion als erster Berichterstatter. Herrn Prof. Dr.-Ing. Dieter-Heinz Hellmann danke ich ganz herzlich für die Übernahme der Funktion des zweiten Berichterstatters. Des Weiteren gilt mein Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Meinem Gruppenleiter, Herrn Dr.-Ing. Frank Hauptert, danke ich für die gute und kollegiale Zusammenarbeit während all der Jahre. Des Weiteren danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Josef Karger-Kocsis für die fachlichen Hilfestellungen.

Allen Kolleginnen und Kollegen des Instituts, sowie allen Studenten, die durch ihre tatkräftige Hilfe, ihrem persönlichen Einsatz und dem immer sehr angenehmen Umgang maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, gilt mein herzlichster Dank. Besonders hervorheben möchte ich in diesem Zusammenhang die Unterstützung von Frau Plocharzik, Frau Baldus, Herrn Giertsch, Herrn Stephan, Herrn Schimmele, Herrn Schmitt, Herrn Gebhardt, Herrn Schütz, Herrn Elbe und Herrn Felhoes. Weiterhin danke ich all meinen wissenschaftlichen Hilfskräften und Studienarbeitern, sowie dem Werkstatt-Team für die tatkräftige Unterstützung und die Realisierung umfangreicher Projekte. Vielen Dank!

Die Dissertation beinhaltet Forschungsarbeiten, die mit Mitteln der Stiftung Industrieforschung, Köln, im Rahmen des Projektes S570 gefördert wurden, wofür ich mich an dieser Stelle nochmals bedanken möchte. Mein weiterer Dank gilt den Projektpartnern, der Comat GmbH, Lehmann & Voss & Co., sowie der Munsch Chemie-Pumpen GmbH für die finanzielle als auch materielle Unterstützung. Für fachlichen Rat und die Bereitstellung von Material danke ich zudem Herrn Liedtke von Resintech, Synthopol Chemie, Superior Graphite, Tenax Fibres, sowie der Firma Lapport Schleifmittel.

Meiner Familie, insbesondere meiner Frau, danke ich für die Unterstützung und die unglaubliche Geduld während dieser Zeit.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	
Inhaltsverzeichnis	I
Kurzfassung	V
Abstract	VII
Abkürzungen und Formelzeichen	IX
1 Einleitung	1
2 Werkstoffliche und tribologische Grundlagen.....	3
2.1 Polymere und Hochleistungsverbundwerkstoffe	3
2.2 Herstellverfahren für polymere Verbundwerkstoffe.....	6
2.2.1 Herstellung duroplastischer Verbundwerkstoffe	6
2.2.2 Compoundieren thermoplastischer Verbundwerkstoffe	8
2.2.3 Vergleich der Herstellungsprozesse für duroplastische und thermoplastische Verbundwerkstoffe	9
2.3 Tribologie und tribologisches Werkstoffverhalten	11
2.3.1 Tribologie bei polymeren Verbundwerkstoffen.....	19
2.3.2 Tribologie bei keramischen Werkstoffen.....	21
2.4 Tribologie unter abrasiven Bedingungen	22
2.4.1 Tribologische Prüfmethode für abrasive Bedingungen	25
2.4.2 Verschleißmodelle für abrasive Bedingungen	29
3 Ziele der Arbeit.....	37
4 Experimentelles	40
4.1 Werkstoffe	40
4.1.1 Keramischer Referenzwerkstoff Siliziumkarbid (SiC)	40
4.1.2 Duroplastische Basispolymere	40

4.1.3	Thermoplastisches Basispolymer	43
4.1.4	Verwendete Füll- und Verstärkungsstoffe	43
4.1.5	Werkstoffherstellung	46
4.1.6	Entwickelte Verbundwerkstoffe	47
4.2	Mechanische und thermoanalytische Werkstoffcharakterisierung	50
4.2.1	Mechanische Untersuchungen	50
4.2.2	Thermoanalytische Untersuchung	51
4.3	Oberflächen- und Strukturanalysemethoden	51
5	Auswahl und Entwicklung der tribologischen Prüfmethoden	52
5.1	Prüfung unter technisch trockenen Bedingungen	54
5.2	Prüfung unter geschmierten Bedingungen in abrasivem Medium	55
5.3	Abrasiver Schnelltest	57
6	Ergebnisse	61
6.1	Mechanische Eigenschaften	61
6.1.1	Bruchspannung und Bruchdehnung	61
6.1.2	Schlagzähigkeit	70
6.1.3	Universalhärte	71
6.1.4	Thermisches Ausdehnungsverhalten	76
6.2	Tribologische Eigenschaften	80
6.2.1	EP basierte Werkstoffe	80
6.2.2	Verbundwerkstoffe gleicher Formulierung	91
6.2.3	VE basierte Verbundwerkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten und verschiedenen Aushärtungstemperaturen	94
6.2.4	Tri- und tetramodale VE Verbundwerkstoffe	98
7	Diskussion	106
7.1	Bewertung der Übertragbarkeit der entwickelten Werkstoffrezeptur	106

7.2	Einfluss des Styrolgehaltes und der Aushärtungstemperatur auf das Verschleißverhalten unter abrasiven Bedingungen	107
7.3	Bewertung der Verschleißigenschaften in Bezug auf die tribologischen Prüfmethode	110
7.4	Einfluss enthaltener Korngrößen auf die tribologischen Eigenschaften ..	127
7.5	Vergleich experimenteller Ergebnisse mit Verschleißmodellen	133
7.6	Modellierung des Deformationsverhaltens.....	139
8	Zusammenfassung und Ausblick	156
9	Literaturverzeichnis	161

Kurzfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden sowohl neuartige polymere Hochleistungsverbundwerkstoffe als auch unterschiedliche Modellprüfmethoden zur Nachbildung abrasiver Verschleißbedingungen entwickelt. Ausgangspunkt für diese Themenstellung war, Verbundwerkstoffe als alternative Gleitlagermaterialien in hermetisch dichten Pumpen für aggressive und abrasive Medien einzusetzen. Stand der Technik sind hierbei keramische Gleitlager, insbesondere aus monolithischem Siliziumkarbid. Das Ziel war somit zu untersuchen, ob Polymerwerkstoffe derart modifiziert werden können, dass ein vergleichbares Verschleißverhalten erreicht wird.

Auf der Basis von Epoxidharz wurde die elementare Werkstoffentwicklung, durch Variation von Füll- und Verstärkungsstoffe, hinsichtlich Art, Größe und Menge, durchgeführt. Die Formulierung mit den in Summe günstigsten Eigenschaften wurde anschließend auf einen weiteren Duroplasten (Vinylester) und einen Thermoplasten (Etylentetrafluorethylen) übertragen. Auf diese Weise konnte gezeigt werden, dass das Verschleißverhalten bei hochgefüllten Systemen maßgeblich von den Füll- und Verstärkungsstoffen geprägt wird und durch die Übertragung der Formulierung ähnliche Verschleißraten erzielt werden.

Weiterhin wurde der Einfluss der Aushärtungstemperatur, und somit des Herstellungsprozesses, auf die Werkstoffeigenschaften dargestellt. Durch eine weiterführende Werkstoffmodifikation, den Einsatz multimodaler Korngrößenverteilungen, war es zudem möglich die tribologischen Eigenschaften nochmals zu verbessern.

Der Vergleich der Werkstoffeigenschaften erfolgte mittels mechanischer und tribologischer Prüfungen. Letztere waren jedoch nur bedingt anwendbar, um einen Vergleich zwischen den neu entwickelten Hochleistungsverbundwerkstoffen und dem Referenzwerkstoff Siliziumkarbid zu ermöglichen. Aus diesem Grunde wurde ein spezieller Medienprüfstand konstruiert und aufgebaut, um verschiedenste abrasive Prüfbedingungen, ob geschmiert oder ungeschmiert, simulieren zu können. Mit Hilfe abrasiver Gegenkörper war es möglich die Testzeit von 20 Stunden auf 60 Sekunden zu verkürzen. Die anschließende Validierung der Ergebnisse ergab eine gute Übereinstimmung.

Zur Ableitung allgemein gültiger Aussagen wurden die Ergebnisse anhand dreier Verschleißmodelle für abrasive Bedingungen (Archard, Budinski, Ratner et al) überprüft. Dabei erwies sich jedoch keines der Modell als passend, um alle experimentellen Werte abbilden zu können. Dennoch lies sich erkennen, dass das Deformationsverhalten bei abrasiven Verschleißvorgängen eine bedeutende Rolle spielt. Deshalb wurde das Deformationsverhalten von drei exemplarischen Verbundwerkstoffen bei einer dynamischen Mikrohärteprüfung mittels der Finiten Elemente Methode (FEM) simuliert. Es zeigte sich, dass zum einen die Berechnungen und die experimentellen Ergebnisse sehr gut übereinstimmen. Zum anderen sind die entwickelten FEM Modelle sehr gut geeignet, um das Verschleißverhalten zu erklären.

Abstract

In the frame of this dissertation new polymeric high performance composite materials were developed as well as different testing methods to replicate abrasive wear conditions. Initial point fort his theme was to establish composite materials as alternative slide bearing material in hermetical closed pumps for aggressive and abrasive media. State-of-art for this application are slide bearings made of ceramic materials, especially monolithic silicon carbide. Thus, the aim of this work was to investigate whether polymeric materials could be modified in such a manner that they offer comparable wear behaviour.

On the basis of epoxy resin the fundamental material development was conducted by varying fillers and reinforcing components regarding type, size and quantity. Afterwards the formulation with well-balanced properties was transferred to another thermosetting material (Vinylester) and a thermoplastic (Etylentetrafluorethylen). This way it was possible to demonstrate that the wear behaviour of highly filled systems is significantly influenced by the incorporated fillers and reinforcing components and by transferring the formulation similar wear rates can be obtained.

Furthermore, the effect of the curing temperature and thus the manufacturing process on the material properties was described. Through the addition of multimodal particle size distributions to the composite materials the tribological behaviour could be enhanced again.

The examination of the material properties was realised by mechanical and tribological tests. However, the latter were conditionally useful to compare the newly developed high performance composite materials with the reference material, monolithic silicon carbide. Out of this reason a special media test rig was designed and built up to be able to simulate lubricated and unlubricated abrasive wear conditions. By utilising abrasive counterparts it was possible to cut down the testing time from 20 hours to 60 seconds. The following validation of the results revealed a good agreement.

To draw universally valid conclusions the experimental results were reviewed with three wear models, suitable for abrasive conditions (Archard, Budinski, Ratner et al). Thereby, none of the models proved to be adequate to reproduce all experimental values. Nevertheless it could be identified that the deformation behaviour plays an

important role during abrasive wear processes. Hence the deformation behaviour of three exemplary composite materials was simulated with the finite element method (FEM) while a dynamic micro hardness measurement. It was found that the calculated and the experimental data fitted in good agreement. Furthermore, the developed FEM models suit very well for explaining the wear behaviour.

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

100Cr6	Stahlbezeichnung
Abb.	Abbildung
Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid
ASTM	American Society for Testing and Materials
CuO	Kupferoxid
DIN	Deutsche Industrie Norm
E-Modul	Elastizitätsmodul
EP	Epoxid(harz)
ETFE	Etylentetrafluorethylen
FEM	Finite Elemente Methode
FKV	Faserkunststoffverbunde
G	Graphit
HU	Universalhärte
MoS ₂	Molybdändisulfid
PAN	Polyacrylnitril
PET	Polyethylenterephthalat
PTFE	Polytetrafluorethylen
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SCF	Kohlenstoff-Kurzfasern (engl.: short carbon fibres)
SiC	Siliziumkarbid
Si ₃ N ₄	Siliziumnitrid
SiO ₂	Siliziumdioxid
Spez.	Spezifisch(e)

TiO ₂	Titandioxid
TMA	Thermomechanische Analyse
VE	Vinylester(harz)
W	Wollastonit
ZrO ₂	Zirkondioxid

Formelzeichen

A _{nom}	Nominelle (Kontakt-) Fläche [mm ²]
A _{real}	Reale (Kontakt-) Fläche [mm ²]
C	Kohäsionsenergie [J]
F	(Eindring-) Kraft [N]
F _N	Normalkraft [N]
F _R	Reibungskraft [N]
G _{IC}	Bruchenergie [J]
h	Eindringtiefe [μm]
Δh	Höhenabnahme bzw. linearer Verschleißbetrag [m]
H	Härte [N/mm ²]
k	Spezifischen Verschleißrate bzw. Verschleißkoeffizient (mm ³ /Nm)
K	Charakteristischer Verschleißkoeffizient (konstanter Faktor) [1]
L	Gleitweg [m]
Δm	Massenverlust [kg]
p	Scheinbare Flächenpressung [N/mm ²]
R _a	Arithmetischer Mittenrauwert [μm]
R _{max}	Maximale Rautiefe [μm]
R _z	Gemittelte Rautiefe [μm]
S _e	Deformationsenergie [J]
t	(Versuchslauf-) Zeit [s]

ΔT	Temperaturbereich [°C]
v	(Gleit-) Geschwindigkeit [m/s]
ΔV	Verschleißvolumen [mm ³]
w_s	Spezifische Verschleißrate [mm ³ /Nm]
\dot{w}_t	Lineare Verschleißrate oder Verschleißtiefenrate [$\mu\text{m}/\text{h}$]

Griechische Formelzeichen

α	Angriffs-, Kontakt oder Neigungswinkel [°]
Ω	Wahrscheinlichkeitsfaktor für Mikrorisse [1]
σ	Festigkeit bzw. (Bruch-) Spannung [N/mm ²]
σ_y	Bruchfestigkeit [N/mm ²]
ρ	Dichte [kg/m ³]
ε	(Bruch-) Dehnung [%]
μ	Reibungskoeffizient [1]

Körnungen bzw. Korngrößen der abrasiven Gegenkörper

Körnung (gemäß FEPA)	240	320	400	D8-16
Mittlere Korngröße [μm]	42 – 46	27 – 30	16 – 18	15

Körnungen bzw. Korngrößen der eingemischten Partikel

Körnung (gemäß FEPA)	10	20	40	70	120
Mittlere Korngröße [μm]	2190	1095	460	230	115
Körnung (gemäß FEPA)	230	360	500	1500	
Mittlere Korngröße [μm]	53	23	12	2	

1 Einleitung

Die Bedeutung der Werkstoffwissenschaft für die Entwicklung technischer Neuerungen ist seit jeher als maßgeblich einzuschätzen, denn gewisse Fortschritte können erst dann erzielt werden, wenn der passende bzw. benötigte Werkstoff zur Verfügung steht. Sogar Epochen der Menschheitsgeschichte, wie die Bronze- oder Eisenzeit, wurden deshalb nach den vorherrschenden Werkstoffen benannt.

Das stetige Streben nach immer besseren und leistungsfähigeren Systemen, der heutzutage immer weiter wachsende Kostendruck sowie die sinkende Verfügbarkeit von Ressourcen bringen die klassischen Grundwerkstoffe, wie Metalle, Keramiken und Polymere, immer weiter an deren Leistungs- bzw. Einsatzgrenzen. Durch die Kombination unterschiedlicher Werkstoffe wird deshalb versucht die charakteristischen werkstofflichen Vorteile so miteinander zu kombinieren, dass die steigenden Anforderungen erfüllt werden können. Mit diesen so genannten Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden ist es möglich individuelle und speziell auf eine Anwendung hin maßgeschneiderte werkstoffliche Lösung zu entwickeln.

Der Vergleich charakteristischer Kennwerte verschiedener klassischer Werkstoffe zeigt deutlich deren Unterschiede auf (vgl. Tabelle 1.1). Metalle und Keramiken weisen beispielsweise hohe Dichten und sehr hohe Festigkeiten und Steifigkeiten auf. Darüber hinaus besitzen sie bekanntermaßen eine gute bis sehr gute Wärmeleitfähigkeit. Polymere zeichnen sich hingegen durch geringe Dichten aus und können flexibel bis sehr elastisch oder aber hart und steif sein. Zudem benötigen sie vergleichsweise geringe Verarbeitungstemperaturen und sind im Allgemeinen sehr chemikalienbeständig [1,2,3,4,5,6].

Die Auflistung der verschiedenen Werkstoffkennwerte verdeutlicht, warum deren Kombination zu Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden, insbesondere im Zusammenhang mit Polymeren, technisch so interessant und vielfältig ist. Als Beispiel sei hierfür die Luft- und Raumfahrt angeführt. Aufgrund der geringen Dichten von Polymeren und der damit verknüpften spezifischen Festigkeit (Verhältnis von Festigkeit σ zur Dichte ρ) eignen sich diese besonders gut für Leichtbauanwendungen. Doch erst in Kombination mit Verstärkungsfasern, wie z.B. Kohlenstofffasern, wird die nötige Festigkeit und Steifigkeit erreicht, um daraus Bauteile zu fertigen, die auch

sehr hohen Belastungen standhalten [7]. Diese so genannten Faserkunststoffverbunde (FKV) sind zwar sicherlich die bekanntesten, dennoch bieten polymere Verbundwerkstoffe weit mehr als das.

Tabelle 1.1: Charakteristische Kennwerte verschiedener Werkstoffe [6,8]

Eigenschaften / Material	Dichte ρ [g/cm ³]	E-Modul [GPa]	Bruchdehnung ε [%]	Festigkeit σ [MPa]
Aluminium	2,7	72	11	503*
Stahl	7,8	210	12–28	300–600*
Siliziumkarbid	3,2	350–420	0,001	350–550**
Epoxidharz	1,1–1,4	3–6	1–6	35–100*
Kohlenstofffasern	1,8–2,2	230–830	0,3–1,8	1900–4700*

* = Zugfestigkeit; ** = Biegefestigkeit (4-Punkt), *** = berechneter Wert ($\sigma = E \cdot \varepsilon$)

Sobald beispielsweise korrosive und aggressive Umgebungsbedingungen eine Rolle spielen, wie bei der chemischen Industrie oder im Einflussbereich von Meeresküsten, können Polymere, aufgrund ihrer chemischen Beständigkeit, ihre Vorteile ausspielen. So sind Polymerwerkstoffe zum Beispiel aus der Beschichtungs- und Dichtungstechnik nicht mehr wegzudenken. Aber auch bei anderen Anwendungen, wie Reibbelägen, Anlaufscheiben oder Gleitlagern, bei denen Bauteile tribologisch sehr stark beansprucht werden, bieten Polymere und insbesondere polymere Verbundwerkstoffe überragende Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten [9].

Eine besondere technische Applikation ist der Transport aggressiver und abrasiver Medien. Mit Hilfe hermetisch dichter Pumpen, bei denen das Fördermedium als Schmierstoff verwendet wird, kann dieses Problem gelöst werden. Dabei kommen in der Regel keramische Gleitlager zum Einsatz, weil deren werkstoffliche Vorzüge, wie gute Chemikalienbeständigkeit, hohe Härte und geringer Verschleiß, von Vorteil sind. Ein großer Nachteil ist jedoch deren spröder Charakter [5]. Bei ungünstigen Betriebsbedingungen, wie mangelnder Schmierung oder Stoßbelastungen, können Schäden auftreten, die bis zu deren Zerstörung reichen. Hierin liegt die Motivation begründet, polymere Verbundwerkstoffe zu entwickeln, die unter solchen Umgebungsbedingungen vergleichbare Eigenschaften wie keramische Werkstoffe aufweisen. Die grundlegende Entwicklung solcher Verbundwerkstoffe ist Gegenstand und Ziel der vorliegenden Arbeit.

2 Werkstoffliche und tribologische Grundlagen

Der Einsatz von Polymeren und insbesondere polymeren Verbundwerkstoffen für tribologische Anwendungen ist aus technischen und wirtschaftlichen Gründen unentbehrlich geworden, weil deren Eigenschaften in weiten Bereichen systembezogen variiert werden können [9]. Um hierfür ein besseres Verständnis zu geben, werden nachfolgend zunächst einige Begriffe und grundlegende Eigenschaften von Polymeren beschrieben, die in diesem Zusammenhang wesentlich sind. Die sich hieraus ergebenden Herstellverfahren für polymere Hochleistungsverbundwerkstoffe führen danach über die Grundlagen der Tribologie zu den Zielen und der Motivation dieser Arbeit.

2.1 Polymere und Hochleistungsverbundwerkstoffe

Der Begriff **Polymer** wird zumeist gleichbedeutend mit dem Begriff **Kunststoff** verwendet [2,10]. Wie jedoch aus Abb. 2.1 hervor geht, handelt es sich bei Kunststoffen nur um ein Teilgebiet der polymeren Werkstoffe.

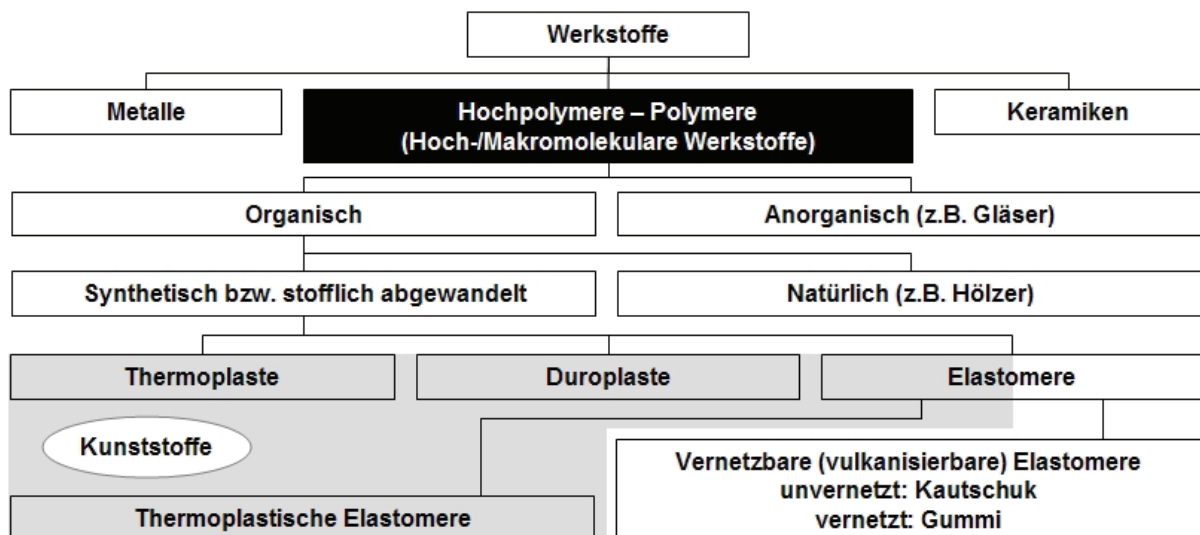


Abb. 2.1: Einordnung der Polymere und Kunststoffe in Bezug auf die klassischen Werkstoffe [5,10]

Allgemein können Polymere definiert werden als makromolekulare Substanzen auf der Basis von Kohlenwasserstoffen, deren Molekülketten aus vielen gleichen oder ähnlichen Grundbausteinen (beispielsweise Monomeren) zusammengesetzt sind.

Die Herstellung von Polymeren basiert auf chemischen Reaktionen, wie beispielsweise der Polymerisation, bei der aus den Grundbausteinen (in diesem Falle Monomeren) die Molekülketten entstehen. Je nach Art der Ausgangsmomere entstehen lineare, verzweigte oder vernetzte Molekülketten. Die sich aus dem Aufbau der Molekülketten ergebende Struktur der Makromoleküle, und damit des Polymers insgesamt, hat einen entscheidenden Einfluss auf die physikalischen Eigenschaften. Dieser Zusammenhang wird auch als **Struktur-Eigenschaftsbeziehung** bei polymeren Werkstoffen bezeichnet [2,3,9,10].

Bei genauerer Betrachtung der Gruppe der Kunststoffe können diese, aufgrund deren unterschiedlicher molekularer Strukturen und den sich hieraus ergebenden Unterschieden der physikalischen Eigenschaften, in drei praktische Gruppen eingeteilt werden [9]:

- **Thermoplaste** weisen unvernetzte Molekülketten auf und durch die Zufuhr von Wärme lässt sich die Kettenbeweglichkeit steigern, weshalb diese Polymere in der Regel löslich und schmelzbar sind,
- **Thermoplastische Elastomere** weisen schwach vernetzte Molekülketten auf und können geschmolzen aber in der Regel nicht gelöst werden, dafür weisen diese Polymere bei Belastung die Fähigkeit auf, sich teilweise erheblich elastisch verformen zu können,
- **Duroplaste** weisen stark vernetzte Molekülketten auf und sind deshalb weder löslich noch schmelzbar und werden durch übermäßige Zufuhr von Wärme zerstört.

Aus dieser Einteilung kann bereits abgelesen werden, dass einerseits die Herstellung bzw. Verarbeitung dieser Kunststoffe sehr unterschiedlich ist und andererseits die Prozessführung, die maßgeblich den Vernetzungsgrad bzw. die Struktur der Molekülketten beeinflusst, die Werkstoffeigenschaften bzw. Morphologie wesentlich mitbestimmt [10].

Eine weitere Möglichkeit die Werkstoffeigenschaften von Polymeren gezielt zu verändern, besteht durch die Zugabe von **Füll- und Verstärkungsstoffen**. Dabei werden mit Füllstoffen all die Bestandteile bezeichnet, die weicher als der Polymerwerkstoff sind und dazu dienen hauptsächlich die physikalischen Werkstoffeigenschaften

(z.B. die elektrische Leitfähigkeit) eines Polymers zu verändern. Mit Verstärkungsstoffen werden all die Bestandteile bezeichnet, die härter als der Polymerwerkstoff sind und gezielt für die Steigerung der Werkstofffestigkeit und –steifigkeit (z.B. Glas- oder Kohlenstofffasern) eingesetzt werden [3,9]. Hieraus lassen sich nun auch die Definitionen für Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde ableiten.

Ein **Verbundwerkstoff** besteht aus zwei oder mehr deutlich voneinander abgrenzbaren und mechanisch trennbaren Phasen (Bestandteilen) derselben oder verschiedener Werkstoffgruppen (z.B. Metalle, Keramiken, Polymere). Die Anordnung der Phasen zueinander lässt sich bei der Herstellung der Verbunde kontrolliert durchführen, um so ein gewünschtes Eigenschaftsprofil zu erzielen. Das Eigenschaftsprofil des neuen Werkstoffes ist denen der Einzelkomponenten deutlich überlegen und in einigen Fällen sogar einzigartig. Die bekanntesten polymeren Verbundwerkstoffe sind die faserverstärkten Kunststoffe [6].

Im Gegensatz zu den Verbundwerkstoffen entsteht ein **Werkstoffverbund** durch die Verbindung verschiedener Werkstoffe (z.B. Metall und polymerer Verbundwerkstoff) in Form von Schichten oder massiven Halbzeugen. Die Eigenschaften eines Bauteils, der so miteinander verbundenen verschiedenen Werkstoffe, kommen dabei in gezielter Weise zum Tragen. Beispiele für Werkstoffverbunde sind mit polymerem Lack beschichtete Bleche oder mit Stahlfasern verstärkter Spannbeton [6].

Der größte Vorteil polymerer Verbundwerkstoffe besteht darin, dass die Verarbeitungstemperaturen, in Relation zu Metallen oder Keramiken, niedrig sind. Somit lassen sich die unterschiedlichsten Füll- und Verstärkungsstoffe in verschiedensten Mengen hinzufügen. Dadurch können polymere Verbundwerkstoffe sehr gut auf eine Anwendung hin maßgeschneidert werden. Dabei werden teilweise Eigenschaften erreicht, die um ein mehrfaches über denen der reinen Polymere, die als Basiswerkstoff eingesetzt werden, liegen [3,9]. Solche Materialien können auch als **Hochleistungsverbundwerkstoffe** bezeichnet werden.

2.2 Herstellverfahren für polymere Verbundwerkstoffe

Aus den Unterschieden hinsichtlich der molekularen Strukturen der Polymere lässt sich ableiten, dass die Mischtechniken und die Herstell- bzw. Verarbeitungsverfahren für Duroplaste bzw. duroplastische Verbundwerkstoffe verschieden sind zu denen für Thermoplaste bzw. thermoplastische Verbundwerkstoffe. Nachfolgend werden deshalb exemplarisch zwei sehr häufig angewendete Mischtechniken für die Herstellung von Verbundwerkstoffen vorgestellt. Ziel einer Mischtechnik ist in der Regel eine möglichst homogene Verteilung der Füll- und Verstärkungsstoffe zu erreichen. Dies ist wesentlich, um gleichmäßige Werkstoffeigenschaften zu gewährleisten [4,11,12].

2.2.1 Herstellung duroplastischer Verbundwerkstoffe

Als Ausgangsprodukt liegen Duroplaste in der Regel in Form flüssiger Harze vor. Zur Herstellung eines Verbundwerkstoffes (siehe Abb. 2.2) werden dem Harz Füll- und Verstärkungsstoffe zugefügt, sowie bei Bedarf Hilfsstoffe und Additive. Abschließend wird noch Härter hinzu gegeben (nur bei Reaktionsharzen), damit eine chemische Reaktion stattfindet, bei der das Harz mit dem Härter reagiert und die so genannte Harzmasse von dem flüssigen in den festen Zustand durch die Bildung eines Netzwerks übergeht [12].

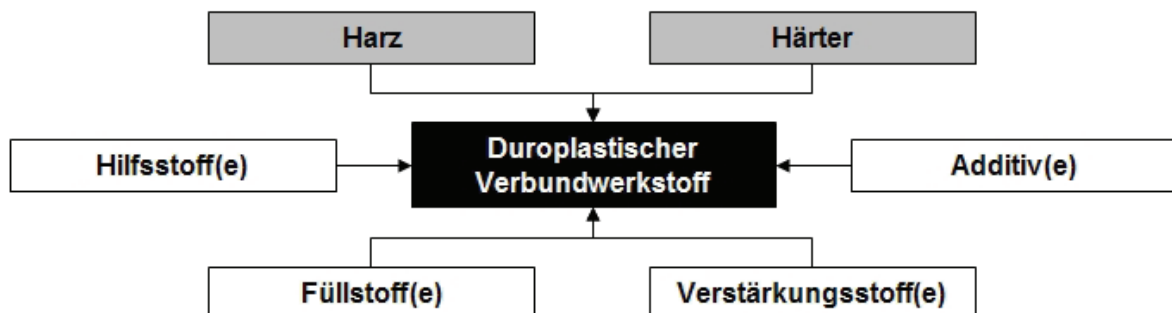


Abb. 2.2: Schematische Darstellung der Herstellung eines duroplastischen Verbundwerkstoffes

Für die Herstellung duroplastischer Verbundwerkstoffe werden stoff- und anwendungsspezifische Mischprozesse benötigt. Hierfür stehen die unterschiedlichsten Mischtechniken zur Verfügung, mit denen die Benetzung und die Verteilung der Füll- und Verstärkungsstoffe in dem flüssigen Harz bewerkstelligt oder der Härter der Ge-

sammelmischung zugefügt werden kann. Eine häufig anzutreffende Mischtechnik stellt der Dissolver dar (siehe Abb. 2.3) [13].

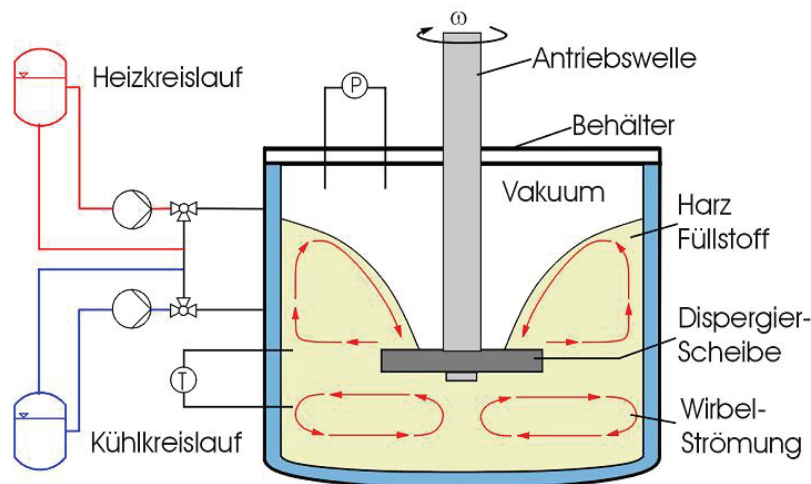


Abb. 2.3: Schematische Darstellung eines Dissolvers [14]

Bei einem Dissolver handelt es sich um ein Gefäß, in das eine Antriebswelle mit einer Dispergierscheibe eintaucht. Die in Rotation versetzte Dispergierscheibe versetzt das zuvor eingefüllte Harz in eine Rotationsbewegung, bei der sich zusätzlich resultierende Wirbelströmungen ausprägen. Dadurch wird es einerseits möglich alle Komponenten für den herzustellenden duroplastischen Verbundwerkstoff einzumischen und andererseits können auf diese Weise Scherkräfte auf das Harz bzw. Fluid übertragen werden. Die Scherkräfte wiederum ermöglichen das Vereinzeln und Verteilen (bzw. Dispergieren) der zugefügten Komponenten [13,14].

Des Weiteren kann das Gefäß geschlossen und Vakuum angelegt werden. Dadurch ist es möglich die enthaltene Mischung zu entgasen, denn durch die Zugabe von Füll- und Verstärkungsstoffen gelangt auch Luft in die Mischung. Mittels einer Temperatureinheit kann die Mischung gekühlt und geheizt werden. Auf diese Weise lässt sich sowohl die Viskosität der Mischung gezielt manipulieren als auch Energie bzw. Wärme aus dem System ableiten, denn die eingebrachten Scherkräfte bewirken in der Mischung Flüssigkeitsreibung und damit verbunden Reibungswärme. Viele Parameter beeinflussen diesen Mischprozess und damit die Qualität des duroplastischen Verbundwerkstoffes. So haben nicht nur die Mengen und Arten der verwendeten Füll- und Verstärkungsstoffe oder die Viskosität des Harzes großen Einfluss,

sondern auch die Geometrien von Behälter und Scheibe, die Drehzahl, die Ausbildung der Wirbelströmung, die Temperatur und schließlich die Dispergierzeit [14].

2.2.2 Compoundieren thermoplastischer Verbundwerkstoffe

Für die Herstellung thermoplastischer Verbundwerkstoffe (siehe Abb. 2.4), das Compoundieren, werden einem thermoplastischen Basispolymer, das zumeist als Feststoff (z.B. Granulat) vorliegt, Füll- und Verstärkungsstoffe und gegebenenfalls auch Hilfsstoffe und Additive beigemischt [4,10,11].

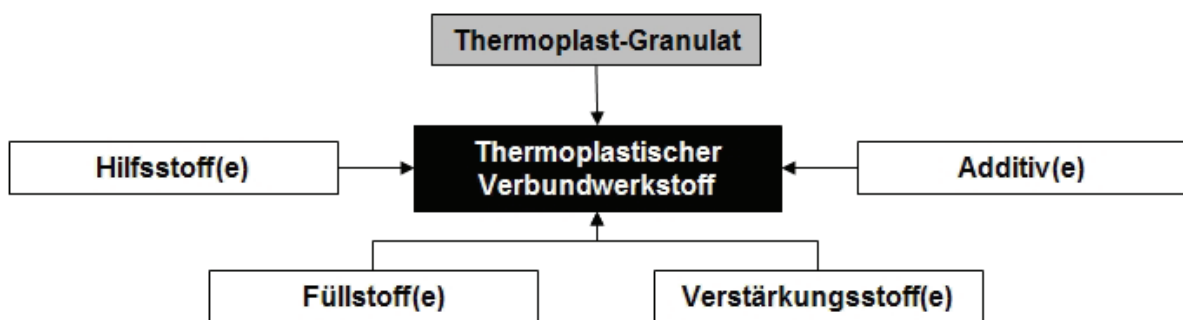


Abb. 2.4: Schematische Darstellung der Herstellung eines thermoplastischen Verbundwerkstoffes

Für das Compoundieren bzw. das Mischen thermoplastischer Verbundwerkstoffe stehen beispielsweise verschiedene Schneckenkneteter oder -extruder zur Verfügung, in denen das Ausgangsmaterial zunächst unter Druck und Temperatur geschmolzen und danach modifiziert wird. Ein häufig anzutreffender Compoundierextruder, ein Doppelschneckenextruder, ist in Abb. 2.5 dargestellt.

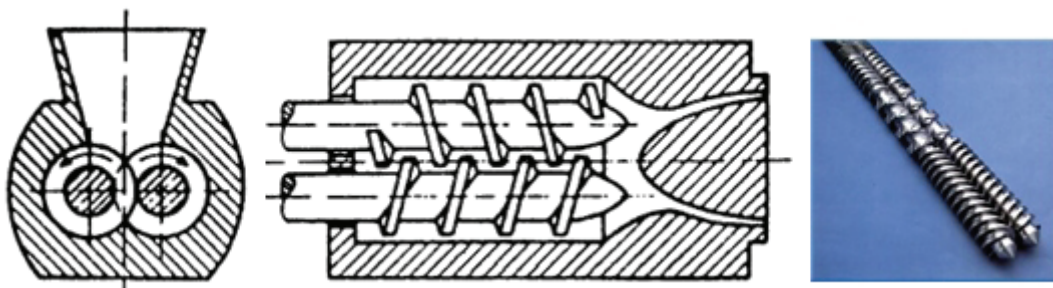


Abb. 2.5: Querschnittszeichnung eines Doppelschneckenextruders [15] und Bild eines Schneckenpaares [16]

Bei einem Doppelschneckenextruder sind zwei angetriebene Wellen, die Schnecken, parallel nebeneinander in einem heiz- und kühlbaren Rohr mit angepasster Geometrie (ähnlich einer Acht) angeordnet. Den Schnecken kommt hierbei besondere Bedeutung zu, denn damit lässt sich einstellen, in welchen Bereichen des Extruders gefördert, gemischt, homogenisiert, komprimiert oder entspannt wird. Aus diesem Grunde bestehen Schnecken oftmals aus verschiedenen Segmenten, die entsprechend der Anforderung auf den beiden Schneckenwellen hintereinander angeordnet werden können. Durch die Einteilung des Extruderrohres in verschiedene Zonen, die unterschiedlich geheizt oder gekühlt werden können, lässt sich ein individueller Temperaturverlauf einstellen bzw. die Viskosität der Schmelze variieren. Die Schwierigkeit des Compoundierens besteht darin, eine optimale Abstimmung zwischen allen Prozessparametern wie Schneckengeometrie, Schneckendrehzahl oder Temperaturverlauf zu finden. Erst wenn all diese Prozessparameter aufeinander abgestimmt wurden, kann ein thermoplastischer Verbundwerkstoff mit den angestrebten Werkstoffeigenschaften hergestellt werden [4,10,11].

2.2.3 Vergleich der Herstellungsprozesse für duroplastische und thermoplastische Verbundwerkstoffe

Die beiden vorgestellten Mischtechniken für die Herstellung duroplastischer und thermoplastischer Verbundwerkstoffe unterscheiden sich grundlegend. Während bei Duroplasten in der Regel mit flüssigen Ausgangsprodukten gearbeitet wird, liegen Thermoplaste zumeist als Feststoffe vor, die erst geschmolzen werden müssen, damit Füll- und Verstärkungsstoffe eingearbeitet werden können. Dieser Unterschied bedingt, dass sowohl der maschinentechnische als auch der damit verbundene personelle Aufwand für die Herstellung der kleinstmöglichen Menge eines thermoplastischen Verbundwerkstoffes wesentlich höher ausfallen (siehe Tabelle 2.1). Für die Entwicklung eines neuen Verbundwerkstoffes ist es jedoch von entscheidendem Vorteil, wenn mit möglichst geringem Aufwand kleine Mengen neuer Materialien mit unterschiedlichen Kombinationen an Füll- und Verstärkungsstoffen (Formulierungen) hergestellt und getestet werden können.

Tabelle 2.1: Vergleich der Herstellprozesse duro- und thermoplastischer Verbundwerkstoffe im Labormaßstab

Werkstoff / Prozessbedingungen	Duroplastischer Verbundwerkstoff	Thermoplastischer Verbundwerkstoff
Aggregatzustand des Ausgangswerkstoffs	Flüssig (Harz)	Fest (Granulat)
Viskosität des Ausgangswerkstoffs	Niedrig (Harz)	Hoch (Schmelze)
Mischtechnik	(Labor-) Dissolver	Doppelschnecken- extruder
Mengenansatz für neuen Verbundwerkstoff	Wenig (< kg)	Viel (> kg)
Weitere Arbeitsschritte zur Herstellung von Prüfkörpern	Gießen von Prüfkörpern, Aushärten	Granulieren des neuen Verbundwerkstoffes, Spritzgießen von Prüfkörpern

Aus dem Vergleich der Herstellungsprozesse lässt sich erkennen, dass die Werkstoffentwicklung auf duroplastischer Basis im Labormaßstab mit wesentlich geringerem Aufwand durchgeführt werden kann. In diesem Zusammenhang stellt sich jedoch die Frage, ob dieser Weg beschritten werden kann und ob bei der Übertragung einer auf duroplastischer Basis entwickelten Werkstoffformulierung auf ein thermoplastisches Matrixsystem die gleichen Werkstoffeigenschaften erzielt werden können. Die Beantwortung dieser Fragestellung in Bezug auf die Entwicklung tribologisch optimierter Hochleistungsverbundwerkstoffe stellt einen wesentlichen Teilaspekt der vorliegenden Arbeit dar.

2.3 Tribologie und tribologisches Werkstoffverhalten

Der Begriff **Tribologie** wird gemäß DIN 50323 (Teil 1) definiert als die Wissenschaft und Technik von aufeinander einwirkenden Oberflächen in Relativbewegung. Die Tribologie umfasst das Gesamtgebiet von Reibung, Verschleiß und Schmierung. Entsprechende Grenzflächenwechselwirkungen, sowohl zwischen Festkörpern als auch zwischen Festkörpern und Flüssigkeiten oder Gasen, sind hierbei mit inbegriffen [17].

Die **Reibung** wirkt der Relativbewegung sich berührender Körper entgegen (Definition gemäß DIN 50281 [17]). Dabei kann bezüglich der Reibung zwischen bewegten Körpern, der so genannten (dynamischen) Bewegungsreibung, und ruhenden Körpern, der (statischen) Ruhe- oder Haftreibung, unterschieden werden. Hinsichtlich der Reibungszustände kann weiterhin eine Klassifizierung gemäß den Kontaktzuständen der Reibungspartner vorgenommen werden. Bei **Festkörperreibung** haben die Reibpartner unmittelbaren Kontakt, während bei **Flüssigkeitsreibung** oder **Gasreibung** ein flüssiges oder gasförmiges Zwischenmedium die Reibpartner lückenlos trennt und die Reibung aufnimmt. Wenn Festkörper- und Flüssigkeits- oder Gasreibung nebeneinander vorliegen, wird dies als **Mischreibung** bezeichnet. Die Kraft, die infolge der Reibung als mechanischer Widerstand gegen eine Relativbewegung auftritt, ist die **Reibungskraft** (F_R). Über den dimensionslosen **Reibungskoeffizienten** (μ), auch Reibungszahl (f) genannt, wird das Verhältnis zwischen der Reibungskraft (F_R) und der **Normalkraft** (F_N), die senkrecht zur Reibungsfläche zwischen den beiden bewegten, gegeneinander gedrückten Körpern wirkt, definiert ($\mu = F_R / F_N$). Der Reibungskoeffizient nimmt normalerweise Zahlenwerte zwischen 0 und 1 an, wobei geringe Reibungskoeffizienten mit geringen Reibungskräften einhergehen.

Als **Verschleiß** wird, gemäß DIN 50320 [17], der fortschreitende Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers bezeichnet, hervorgerufen durch mechanische Ursachen, d.h. Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers. Der auftretende Verschleiß kann bezüglich der **tribologischen Beanspruchung** (z.B. Gleiten oder Oszillieren), der **Verschleißarten** (z.B. Gleit- oder Schwingungverschleiß), der **Verschleißmechanismen** (z.B. Adhäsion oder Abrasion), der **Verschleißerscheinungsformen** (z.B. Art und Form der anfallenden

Verschleißpartikel) und der **Verschleißmessgrößen** (z.B. Verschleißbetrag, wie Längen- oder Massenänderung) beschrieben werden.

Durch **Schmierung**, d.h. die Verwendung von **Schmierstoffen**, können sowohl die Reibung als auch der Verschleiß stark vermindert werden, weil der unmittelbare Kontakt der aufeinander einwirkenden Oberflächen unterbrochen wird. Im Falle flüssiger Schmierstoffe lassen sich die Kontaktbedingungen bzw. die Reibungs- und Schmierungszustände zwischen zwei aufeinander gleitenden Oberflächen in Abhängigkeit deren geometrischer Gestaltung und Anordnung, deren Oberflächenrauheit, der Schmierstoffviskosität und der Relativgeschwindigkeit einteilen in Festkörperreibung, **Grenz(schicht)reibung**, Mischreibung und Flüssigkeitsreibung (vgl. Abschnitt Reibung, S. 11). Unter **Grenzschichtreibung** ist dabei die Reibung zu verstehen, die zwischen festen Grenzschichten stattfindet. Solche Grenzschichten können gegenüber dem Grundmaterial modifizierte Eigenschaften aufweisen. Handelt es sich bei einer solchen Grenzschicht um einen Schmierstofffilm, so wird von **Grenzreibung** gesprochen [18,19].

Sowohl Reibung als auch Verschleiß spielen in allen Bereichen eine wichtige Rolle, insbesondere in technischer und wirtschaftlicher Hinsicht. Dabei muss unterschieden werden, wann Reibung und Verschleiß positive und wann negative Effekte ausüben. So ist beispielsweise Reibung zwingend erforderlich bei Schraubenverbindungen, Bremsen und beim Kontakt zwischen einem Autoreifen und der Straße. Auch Verschleiß kann bei Einlaufvorgängen technischer Systeme (Anpassung der Oberflächen) wichtig und erwünscht sein. Dennoch gibt es sehr viele Beispiele und Anwendungen, bei denen Reibung und Verschleiß negativ zu bewerten sind, weil durch die Reibung der Wirkungsgrad verschlechtert und durch den auftretenden Verschleiß der Wert herabgesetzt bzw. die Standzeit, Funktionsfähigkeit oder Lebensdauer von Maschinen limitiert wird. Der wirtschaftliche Schaden, der einer Volkswirtschaft alljährlich durch Reibung, Verschleiß und Korrosion entsteht, ist beträchtlich (Schätzwert (aus [18]): 4,5 % des Bruttosozialproduktes). Aus diesem Grunde spielen die Forschung auf dem Gebiet der Tribologie und die technische Umsetzung der Erkenntnisse hieraus eine wirtschaftlich bedeutende Rolle [18,19,20].

Obwohl Reibung und Verschleiß auch von den Materialien abhängen, die aufeinander einwirken, so sind diese Größen dennoch keine Werkstoffeigenschaften. Viel-

mehr handelt es sich um messbare Größen, denen ein tribotechnisches System unterworfen ist (siehe Abb. 2.6). Somit handelt es sich um komplexe Wechselwirkungen, die sehr stark von sowohl den verwendeten Werkstoffen als auch den Betriebs- und den Umgebungsbedingungen abhängen.

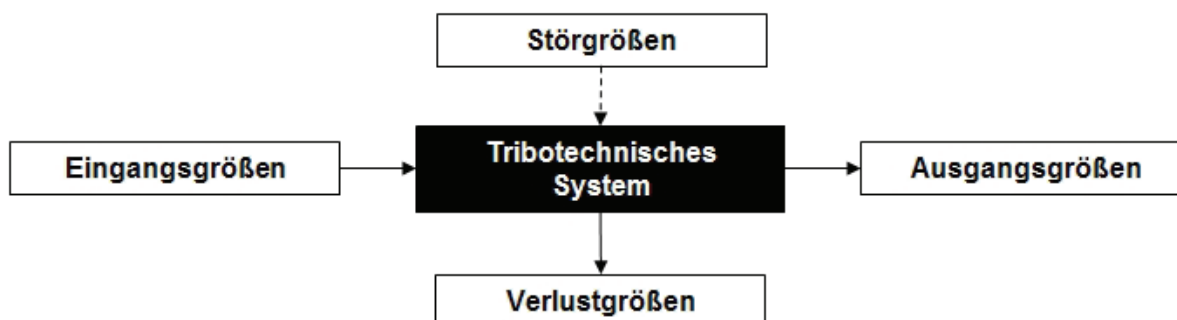


Abb. 2.6: Allgemeine Darstellung eines tribotechnischen Systems [19]

Ein wichtiges Hilfsmittel bei der Bearbeitung tribologischer Aufgabenstellungen ist die Systemanalyse. Grundsätzlich lassen sich technische Systeme in energie-, stoff- und informationsdeterminierte Systeme einteilen. Bei einer allgemeinen Betrachtungsweise können so die Ein- und Ausgangsgroessen eines (tribo-)technischen Systems, sowie auftretende Stoer- und Verlustgrößen erfasst werden. Die sich anschließende, detailliertere Betrachtungsweise (siehe Abb. 2.7) zeigt dann die Grundstruktur eines tribotechnischen Systems auf, das aus vier Elementen besteht: dem Grundkörper, dem Gegenkörper, dem Zwischenmedium und dem Umgebungsmedium [19].

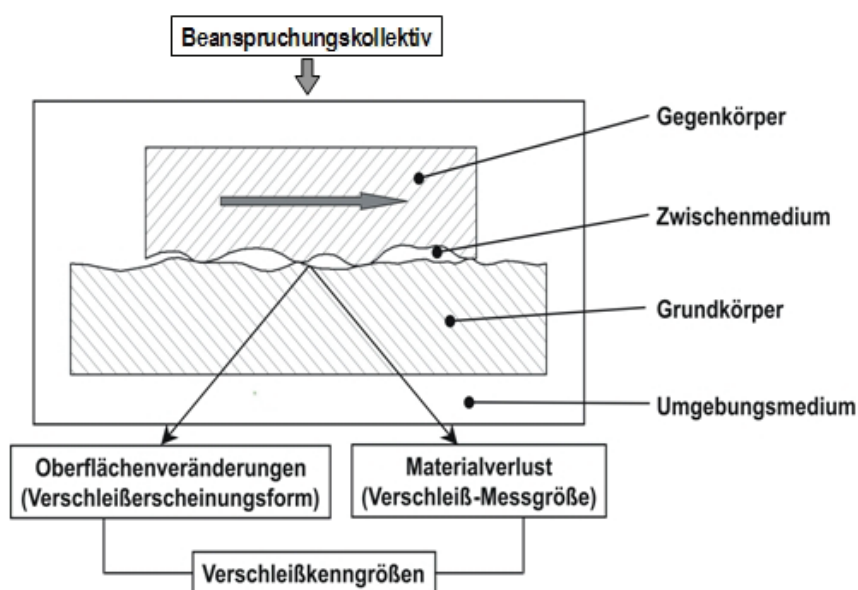


Abb. 2.7: Grundstruktur eines tribotechnischen Systems nach DIN 50320 [17]

Auf diese Grundstruktur wirkt (gemäß DIN 50320 [17]) das Beanspruchungskollektiv, das sich aus den Bewegungsformen, wie Gleiten oder Rollen, und den technisch-physikalischen Beanspruchungsparametern, der Normalkraft, der Geschwindigkeit, der Temperatur und der Beanspruchungsdauer, zusammensetzt. Hieraus resultierende Wechselwirkungen bzw. Folgen sind Oberflächenveränderungen und Materialverlust, die auch als Verschleißkenngrößen eines solchen Systems bezeichnet werden können. Das bedeutet, die Verschleißkenngrößen sind abhängig von dem Beanspruchungskollektiv und der Systemstruktur (Verschleißkenngrößen = f (Beanspruchungskollektiv, Systemstruktur)). Dies verdeutlicht die Relevanz einer Systemanalyse, um die komplexen Wechselwirkungen bzw. Folgen in solch einem System, die durch Reibung und Verschleiß hervorgerufen werden, wie Geometrieänderungen, Verschleißteilchen, Wärme, Schwingungen bzw. Geräusche, Verlust der Funktionsfähigkeit oder fortschreitende Verschlechterung der Systemeigenschaften, besser verstehen, beschreiben und zuordnen zu können. Dabei geht die Reibung mit irreversiblen Energiedissipationen einher, während sich der Verschleiß durch Materialverlust und Oberflächenveränderungen äußert. Die dem tribotechnischen System zugeführte Reibungsenergie wird dabei in andere Energieformen, hauptsächlich Wärmeenergie, umgewandelt. Die daraus resultierende Temperaturerhöhung begrenzt im Wesentlichen die Leistungsfähigkeit eines solchen Systems. Durch den Materialverlust wiederum wird das Reibungsverhalten beeinflusst und dies begrenzt in erster Linie die Lebensdauer eines Systems [17,18,19].

Mit Hilfe einer Systemanalyse lässt sich ein tribotechnisches System anhand folgender Punkte charakterisieren (vgl. DIN 50320, Anhang A [17]):

- Technische Funktion des Tribosystems (z.B.: Gleitlager, Zahnrad)
- Beanspruchungskollektiv (z.B.: Bewegungsform, -ablauf, -dauer)
- Systemstruktur (z.B.: Festkörper gegen Festkörper, mit/ohne Zwischenmedium, Verschleißmechanismen und Wechselwirkungen, Reibungszustand)
- Verschleißkenngrößen (z.B.: Verschleißerscheinungsformen, -betrag)

Die Beschreibung der technischen Funktion eines Systems und die Bestimmung des Beanspruchungskollektives (Designkriterien bzw. Lastenheft) sind in der Regel noch relativ einfach durchzuführen. Die Erfassung der Systemstruktur und die Zuordnung

der wirkenden Verschleißmechanismen gestalten sich hingegen meist als sehr schwierig, weil oftmals mehr als eine tribologische Beanspruchung gleichzeitig auftritt oder sich die Verschleißmechanismen durch die zeitliche Veränderung des Systems ebenfalls zeitlich ablösen können. Dadurch überlagern sich die Verschleißarten und somit die Verschleißmechanismen, respektive die Verschleißerscheinungsformen. In Abb. 2.8 sind die vier voneinander verschiedenen Hauptverschleißmechanismen dargestellt. In Tabelle 2.2 sind diese näher beschrieben und zusätzlich die damit korrespondierenden, typischen Verschleißerscheinungsformen aufgelistet, anhand derer eine Beurteilung vorgenommen werden kann. Allerdings ist eine Vorhersage des Gesamtverschleißverhaltens durch die Superposition bekannter Einzelverschleißmechanismen im Allgemeinen nicht möglich (DIN 50320 [17]).

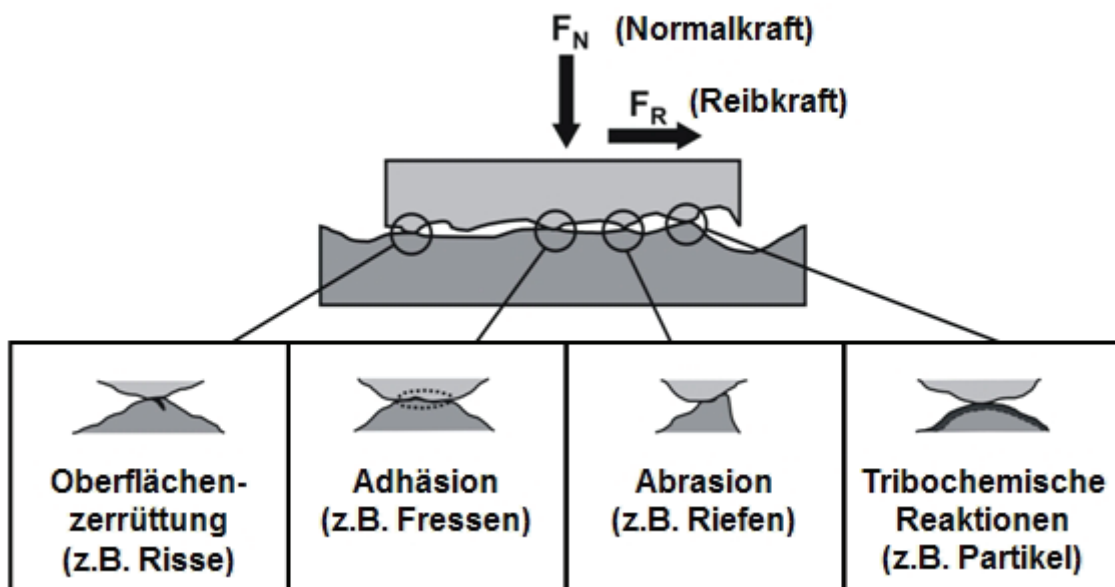


Abb. 2.8: Die vier Hauptverschleißmechanismen [18]

Für die Bestimmung der Verschleißkenngrößen werden zum einen die Verschleißerscheinungsformen (siehe Tabelle 2.2) und zum anderen die Verschleißmessgrößen herangezogen. Mittels der Verschleißmessgrößen werden die Änderungen der Gestalt oder der Masse eines Körpers, welche den Verschleiß eines Systems kennzeichnen, quantitativ erfasst. Entsprechend DIN 50321 [17] wird zwischen direkten, indirekten und bezogenen Verschleißmessgrößen unterschieden. Die direkten Verschleißmessgrößen geben die Gestalt- oder Massenänderung eines verschleißenden Körpers an, während die bezogenen Verschleißmessgrößen aus den direkten abgeleitet werden, durch das Beziehen auf andere geeignete Größen (z.B. den Bean-

spruchungsweg). Mit indirekten Verschleißmessgrößen wird im Allgemeinen die Dauer angegeben, innerhalb derer ein verschleißendes System seine Funktionsfähigkeit verliert. Wesentlich im Zusammenhang mit den Verschleißmessgrößen ist nochmals zu betonen, dass diese keine Werkstoff-, sondern Systemkenngrößen darstellen und somit stets das zugehörige Beanspruchungskollektiv und die Struktur des Systems angegeben werden müssen, um diese Angaben zuordnen zu können.

Tabelle 2.2: Die Hauptverschleißmechanismen und die hierfür typischen Verschleißerscheinungsformen (vgl. DIN 50320 [17])

Hauptverschleißmechanismen	Typische Verschleißerscheinungsformen
Adhäsion <i>Ausbildung und Trennung von Grenzflächen-Haftverbindungen</i>	Kaltverschweißungen, Fressen, Löcher, Kuppen, Schuppen, Materialübertrag
Abrasion <i>Materialabtrag durch ritzende Beanspruchung bzw. Mikrozerspanungsprozess</i>	Kratzer, Riefen, Mulden, Wellen
Oberflächenzerrüttung <i>Ermüdung und Rissbildung in Oberflächenbereichen durch tribologische Wechselbeanspruchungen, die zu Materialtrennungen führen</i>	Risse, Grübchen
Tribochemische Reaktionen <i>Entstehung von Reaktionsprodukten durch die Wirkung von tribologischer Beanspruchung bei chemischer Reaktion von Grundkörper, Gegenkörper und angrenzendem Medium</i>	Reaktionsprodukte wie Schichten oder Partikel

Die charakteristischen Messgrößen bei tribotechnischen Systemen und bei Verschleißexperimenten sind entweder der Massenverlust (Δm) oder die Höhenabnahme bzw. der lineare Verschleißbetrag (Δh). Zusammen mit der Dichte (ρ) und den geometrischen Verhältnissen kann aus den beiden angeführten Verschleißmessgrößen das Verschleißvolumen (ΔV) gemäß folgender Gleichung ermittelt werden:

$$\Delta m = \Delta V \cdot \rho = \Delta h \cdot A_{\text{nom}} \cdot \rho \quad (\text{Gl. 2.1})$$

Diese Gleichung gilt jedoch nur, wenn die untersuchten Proben einen konstanten Querschnitt über der Höhe mit einer nominellen Fläche (A_{nom}) aufweisen.

Bei tribologischen Beanspruchungen spielt die Kontaktfläche eine wesentliche Rolle, weil das Belastungskollektiv hierüber eingeleitet wird. Da sich die Kontaktfläche und auch die Kontaktgeometrie infolge plastischer Deformation, Verschleiß und thermischer Vorgänge während des Betriebs ändern, unterliegen diese dynamisch auftretenden Einflussgrößen. Abhängig vom vorherrschenden Reibungszustand muss die Kontaktfläche deshalb entsprechend berücksichtigt werden. Bei Flüssigkeitsreibung ist die nominelle Kontaktfläche entscheidend, bei Trocken-, Grenz- und Mischreibung hingegen die nominelle und die reale Kontaktfläche (siehe Abb. 2.9).

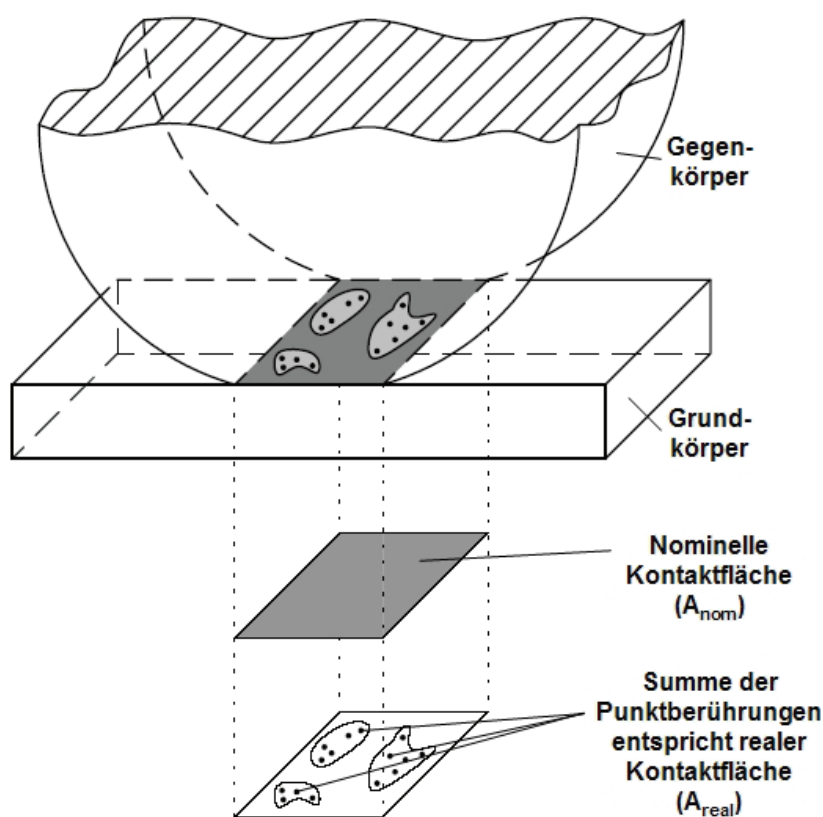


Abb. 2.9: Darstellung der nominellen und der realen Kontaktfläche

Die reale Kontaktfläche ist auf die Welligkeiten und Rauheiten von Grund- und Gegenkörper zurückzuführen. Die beiden Oberflächen berühren sich bei Trocken-, Grenz- und Mischreibung nur an wenigen Stellen innerhalb der nominellen Kontaktfläche. Häufig ist die reale Kontaktfläche wesentlich kleiner als die nominelle (abhängig von der Rauheitsverteilung und der Annäherung der Oberflächen) und deshalb sind auch die realen Flächenpressungen in den Rauheitskontakten wesentlich höher als die nominelle Flächenpressung [18,19].

Die Messung der Höhenabnahme (Δh) eines tribotechnischen Systems innerhalb einer bestimmten (Versuchslauf-)Zeit (t) kann zur Bestimmung der linearen Verschleißrate oder Verschleißtiefenrate (\dot{w}_t) herangezogen werden. Die Verschleißtiefenrate ist demzufolge definiert als:

$$\dot{w}_t = \frac{\Delta h}{t} \quad \left[\frac{\mu\text{m}}{\text{h}} \right] \quad (\text{Gl. 2.2})$$

In der Literatur wird als bezogene Verschleißmessgröße häufig die spezifische Verschleißrate (w_s) angegeben. Hierfür wird, gemäß Gleichung 2.3, das Verschleißvolumen (ΔV) auf den Gleitweg (L), die nominelle Kontaktfläche (A_{nom}) und die scheinbare Flächenpressung (p) bezogen:

$$w_s = \frac{\Delta V}{L \cdot A_{\text{nom}} \cdot p} \quad \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{N} \cdot \text{m}} \right] \quad (\text{Gl. 2.3})$$

Das Verschleißvolumen (ΔV) kann dabei über den Massenverlust (Δm) und die Dichte (ρ) gemäß folgendem Zusammenhang bestimmt werden:

$$\Delta V = \frac{\Delta m}{\rho} \quad \left[\text{mm}^3 \right] \quad (\text{Gl. 2.4})$$

Die Flächenpressung (p) berechnet sich aus der Normalkraft (F_N) bezogen auf die nominelle Fläche (A_{nom}) gemäß folgender Verknüpfung:

$$p = \frac{F_N}{A_{\text{nom}}} \quad \left[\frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \right] \quad (\text{Gl. 2.5})$$

Mit den Gleichungen 2.4 und 2.5 lässt sich Gleichung 2.3 überführen in:

$$w_s = \frac{\Delta m}{L \cdot \rho \cdot F_N} \quad \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{N} \cdot \text{m}} \right] \quad (\text{Gl. 2.6})$$

Anhand der Einheiten der beiden Gleichungen 2.3 und 2.6 lässt sich erkennen, dass die spezifische Verschleißrate die Dimension „Volumen pro Energie“ aufweist. Damit beschreibt die spezifische Verschleißrate, welche Energiemenge in ein System eingeleitet werden muss, um ein bestimmtes Verschleißvolumen zu erhalten.

Gleichbedeutend mit der spezifischen Verschleißrate ist der ebenfalls in der Literatur zu findende Verschleißkoeffizient (k), der sich analog berechnet [18].

Die bisher beschriebenen Zusammenhänge und Gesetzmäßigkeiten gelten grundsätzlich für alle Werkstoffe, ob Metalle, Keramiken oder Polymere. Doch es gibt individuelle Unterschiede, auf die im Folgenden für polymere und keramische Werkstoffe näher eingegangen werden soll.

2.3.1 Tribologie bei polymeren Verbundwerkstoffen

Polymere werden zunehmend für tribologische Anwendungen genutzt, denn diese bieten einige grundlegende Eigenschaften, die bei tribologischen Beanspruchungen von Vorteil sind. So weisen Polymere im Allgemeinen sehr gute Beständigkeiten gegen Chemikalien und korrosive Bedingungen auf, wodurch tribochemische Reaktionen eingeschränkt oder unterbunden werden. Aufgrund der eher weichen und elastischen Werkstoffcharakteristik, im Vergleich zu Metallen oder Keramiken, bieten sie die Fähigkeit sich gut an Gegenkörperflächen anschmiegen zu können, wodurch Kräfte großflächiger eingeleitet und Kantenpressungen vermieden werden. Ein weiterer positiver Effekt des elastischen Charakters ist die Fähigkeit Schwingungen dämpfen und damit Geräusche reduzieren zu können. Weiterhin weisen einige Polymere niedrige zwischenmolekulare Bindungskräfte auf (z.B. Dipolwechselwirkungen, Wasserstoffbrückenbindungen), wodurch niedrige Adhäsions- bzw. Reibungskräfte erzielt werden. Diese positiven Eigenschaften sind die Grundlage für das meist schadenstolerante Verhalten, gute Notlaufeigenschaften und die Fähigkeit teilweise auch ohne jegliche Schmierung, beispielsweise als Trockengleitlagern, eingesetzt werden zu können.

Dem gegenüber stehen einige nachteilige Eigenschaften, wie die niedrige Härte, weshalb Polymere nur einen niedrigen Widerstand gegen abrasive Beanspruchungen bieten. Zudem weisen Polymerwerkstoffe nur relativ niedrige Festigkeitswerte auf, die mit steigender Temperatur teilweise stark abnehmen [10]. Dies bedingt in der Regel eine Zunahme des Verschleißes mit steigender Temperatur oder Beanspruchungsgeschwindigkeit. In direktem Zusammenhang hiermit steht auch die geringe thermische Leitfähigkeit, weshalb entstehende Reibungswärme kaum über den Polymerwerkstoff abgeleitet werden kann. Auf dieses Materialverhalten kann auch oftmals das Versagen eines polymeren Werkstoffes zurückgeführt werden.

Aus diesem Grunde werden Polymerwerkstoffe in der Regel modifiziert, um die genannten Nachteile zu überwinden und den geforderten tribologischen Eigenschaften zu entsprechen. Dabei beruht die Entwicklung eines polymeren (Hochleistungs-) Verbundwerkstoffes für tribologische Anwendungen darauf, einem Basispolymer Füll- und Verstärkungsstoffe hinzuzufügen, welche die Eigenschaften des Ausgangsmaterials hin zu der angestrebten Materialcharakteristik verschieben. Auf diese Weise können werkstoffseitig speziell auf eine Anwendung hin zugeschnittene Lösungen bei vertretbarem Aufwand erreicht werden, die mit unverstärkten Materialien nicht möglich wären [18,21,22].

Die Kombination eines Polymers mit Fasern dient in erster Linie dazu, die mechanischen Eigenschaften, also die Festigkeit und Steifigkeit eines Verbundwerkstoffes sowie das Kriechverhalten zu verbessern. Auch die tribologischen Eigenschaften werden durch den Einsatz von Kohlenstoff- und Aramidfasern in der Regel erhöht. Glasfasern hingegen verschlechtern oftmals die Verschleißigenschaften, weil diese in der Kontaktzone bei lokaler Überbelastung abbrechen und die Bruchstücke dann abrasiv wirken [23,24]. Bei faserverstärkten Polymeren hängt das tribologische Verhalten auch wesentlich von der Orientierung der Fasern zur Gleitrichtung und der Anbindung bzw. Haftung der Fasern in dem Werkstoff ab [9,25].

Durch die Zugabe keramischer oder metallischer Füll- und Verstärkungsstoffe können die Verschleißigenschaften von Polymeren ebenfalls verbessert werden. Dabei dienen keramische Partikel, wie Aluminiumoxid (Al_2O_3) oder Zirkonoxid (ZrO_2), dazu, die Härte des Ausgangswerkstoffes zu steigern und metallische Füllstoffe, wie Kupferoxid (CuO), dazu, die Wärmeleitfähigkeit und die Gleiteigenschaften zu verbessern [18,26]. Wesentlich ist auch in diesem Zusammenhang, dass die Füll- und Verstärkungsstoffe gut in den Basiswerkstoff eingebunden sind, um entsprechend wirken zu können. Mittels geeigneter Additive, so genannter Haftvermittler, kann die Anbindung zwischen Polymeren und Füll- sowie Verstärkungsstoffen verbessert werden, indem diese Molekularbrücken an den Grenzflächen bilden [9,10].

Eine weitere Möglichkeit die Gleiteigenschaften bzw. den Reibungskoeffizient und somit auch den Verschleiß zu senken kann durch die Zugabe von internen Füll- bzw. Schmierstoffen erreicht werden. Sehr stark verbreitet ist der Zusatz von Polytetrafluorethylen (PTFE) oder Graphit. Andere Beispiele in diesem Zusammenhang wären

Silikon und Molybdändisulfid (MoS_2). Die Wirkung dieser internen Schmierstoffe beruht dabei auf der Reduzierung bzw. Vermeidung direkter adhäsiver Wechselwirkungen zwischen den Reibpartnern durch die Bildung eines Transferfilms [18,22,27,28].

Das bedeutet, durch die Zugabe von Füll- und Verstärkungsstoffen lassen sich die für tribologische Anwendungen wichtigen Charakteristika wie Festigkeit, Steifigkeit, Härte, Wärmeleitfähigkeit oder Gleiteigenschaften beeinflussen bzw. verbessern. Die optimale Einstellung des Reibungs- und/oder Verschleißverhaltens polymerer Verbundwerkstoffe ist jedoch oftmals mit einer umfangreichen Variation von Art und Menge der verwendeten Füll- und Verstärkungsstoffen verbunden, denn Reibung und Verschleiß werden durch die Zusatzstoffe teilweise gegensätzlich beeinflusst. So kann beispielsweise die erhöhte Verschleißbeständigkeit des Verbundwerkstoffes mit verstärktem Abrieb des Gegenkörpers einhergehen [9].

Die Herausforderung bei der Entwicklung eines neuen Verbundwerkstoffes besteht jedoch nicht nur darin eine geeignete Kombination aus der Vielfalt an Basispolymeren, Füll- und Verstärkungsstoffen zu finden, sondern auch eine entsprechende Prozessführung für die Herstellung zu ermitteln bzw. einzuhalten (siehe Kap. 2.1). Beispielsweise ändern sich die Werkstoffeigenschaften und damit das tribologische Verhalten in Abhängigkeit des Kristallinitätsgrades eines Polymerwerkstoffes [22].

2.3.2 Tribologie bei keramischen Werkstoffen

Bei technischen und insbesondere tribologischen Anwendungen spielen keramische Werkstoffe, die auch „Technische Keramiken“ oder „Ingenieurkeramiken“ genannt werden, eine bedeutende Rolle. Verantwortlich sind dafür Werkstoffeigenschaften wie hohe Korrosions- und Chemikalienbeständigkeit (dadurch kaum tribochemischer Verschleiß), niedrige Dichte (dadurch niedrige Massenkräfte bei bewegten Bauteilen), kovalente oder ionische atomare Bindung (dadurch hoher Widerstand gegen adhäsiven Verschleiß) und sehr hohe Härte (dadurch hoher Widerstand gegen abrasiven Verschleiß), die mit steigender Temperatur nur allmählich abnimmt. Als nachteilige Eigenschaften wären jedoch die geringe Zähigkeit bzw. das spröde Werkstoffverhalten, die Streuung der Festigkeitseigenschaften und die Empfindlichkeit einiger Typen bezüglich rascher und starker Temperaturänderungen (Thermoschock) zu nennen [5,18].

Die keramischen Werkstoffe können in vier große Gruppen eingeteilt werden, und zwar in Silicat-, Oxid-, Nichtoxidkeramiken und Titanate. Die wichtigsten Vertreter technischer Hochleistungskeramiken sind Aluminiumoxid (Al_2O_3), Zirkondioxid (ZrO_2), Siliziumkarbid (SiC) und Siliziumnitrid (Si_3N_4) [5].

Das Gleitreibungs- und Verschleißverhalten keramischer Werkstoffe zeichnet sich dadurch aus, dass sowohl der Reibungskoeffizient als auch der Verschleiß niedrig ausfallen, wenn die Gleitflächen geschmiert werden. Dabei spielt es keine Rolle, ob es sich bei dem Schmierstoff um Wasser, Säuren oder Laugen handelt. Bei ungeschmierter Festkörperreibung weisen Keramiken jedoch im Allgemeinen hohe Reibungskoeffizienten und hohen Verschleiß auf. Dennoch zeigen sich dabei keine adhäsiven Verschleißmechanismen, auch nicht bei hohen Temperaturen. Weiterhin können sich auf den Oberflächen tribologisch beanspruchter Keramiken Reaktions- und/oder Adsorptionsschichten ausbilden. Bei Siliziumkarbid Gleitpaarungen können sich beispielsweise dünne Reaktionsschichten aus SiO_2 bzw. Si-C-O bilden, die sowohl die Reibung als auch den Verschleiß senken [18].

Beispiele für Anwendungsgebiete tribologisch beanspruchter Hochleistungskeramiken sind Drehmeißel, Schleifscheiben, Bremsscheiben, Hüftgelenkprothesen, Gleitringdichtungen und Gleitlager. Insbesondere für den Einsatz in Pumpen für aggressive bzw. korrosive und abrasive Medien sind keramische Gleitlager somit prädestiniert, speziell Siliziumkarbid (SiC), und daher Stand der Technik [5,18,29].

2.4 Tribologie unter abrasiven Bedingungen

Alle tribotechnischen Systeme zeichnen sich dadurch aus, dass Oberflächen mit einer Relativbewegung aufeinander einwirken. Werden die Oberflächen dabei nicht durch einen Schmierfilm voneinander getrennt, haben diese direkten Kontakt bzw., wenn der Schmierfilm nicht ausreicht, kommt es zu Berührungen, und die Folge ist auftretender Verschleiß. Ist der Gegenkörper dabei härter und rauer als der Grundkörper tritt Abrasion bzw. abrasiver Verschleiß auf. Auch harte Partikel in der Kontaktfläche zwischen zwei Oberflächen führen zu abrasivem Verschleiß. Das bedeutet, abrasive Verschleißvorgänge können hinsichtlich Zwei-Körper und Drei-Körper Kontakten unterschieden werden (siehe Abb. 2.10) [18,22].

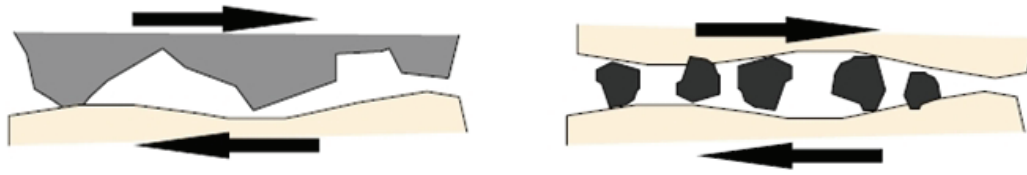


Abb. 2.10: Zwei-Körper Kontakt (links) und Drei-Körper Kontakt (rechts) bei abrasiven Verschleißvorgängen [30]

Abrasiv Verschleißvorgänge lassen sich auf vier verschiedene Materialabtrennprozesse zurückführen. Bei duktilen Werkstoffen bzw. Gefügebestandteilen entstehen Furchen durch Spanbildung, das so genannte Mikrospanen, und Aufwerfungen an den Furchenrändern durch Deformation, das so genannte Mikropflügen (siehe Abb. 2.11). Das Verhältnis zwischen den beiden Prozessen Mikrospanen und Mikropflügen wird dabei auch durch den Neigungswinkel des abrasiv wirkenden Kontaktpartners beeinflusst. Bei spröden Werkstoffen tritt zusätzlich Rissbildung und Rissausbreitung neben den Furchenrändern auf, das Mikrobrechen. Bei Mehrfachfurchung wird ein Werkstoff im plastisch verformten Bereich neben den Furchen zusätzlich ermüdet und es tritt die Mikroermüdung auf [18,31]. Das Mikrobrechen und die Mikroermüdung können auch als Folgeerscheinungen des Mikropflügens und des Mikrospanens gesehen werden, wobei das Mikrobrechen erst oberhalb einer kritischen Belastung auftritt [18].

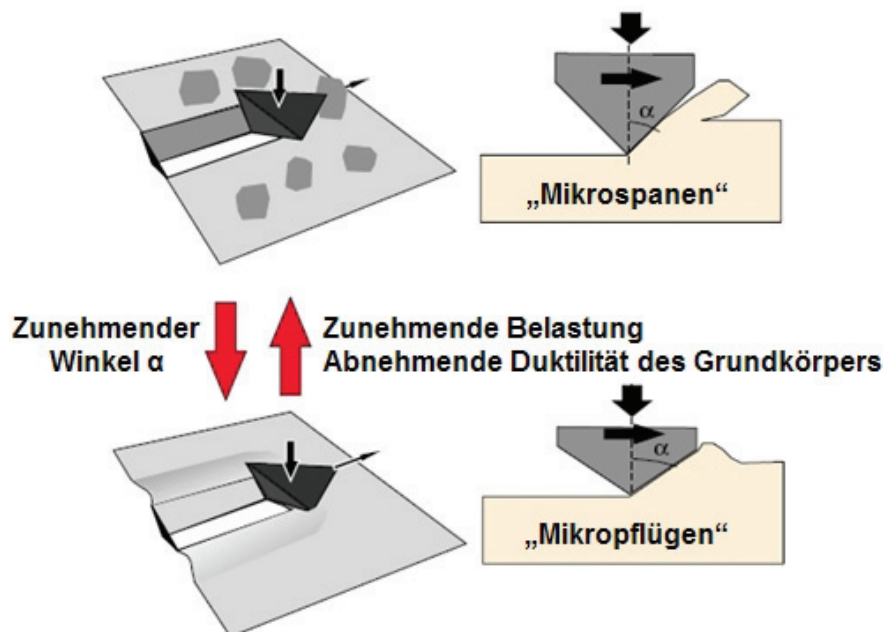


Abb. 2.11: Darstellung der beiden Materialabtrennprozesse „Mikrospanen“ und „Mikropflügen“ bei abrasiven Verschleißvorgängen [30,32]

Das Verschleißverhalten bzw. die Verschleißrate polymerer Verbundwerkstoffe unter abrasiven Bedingungen ist bei reinen Werkstoffen bei einmaligem Übergleiten des Gegenkörpers meist deutlich geringer als bei gefüllten bzw. verstärkten Polymeren. Dieses Verhalten ändert sich jedoch mit zunehmenden Wiederholungen des Übergleitens, so dass die Verbundwerkstoffe nach einer Einlaufphase oftmals besser bezüglich des Verschleißes abschneiden. Dies kann auf die Bildung einer Grenzschicht auf dem abrasiven Gegenkörper zurückgeführt werden, wodurch es in der Folge zu einer polymerbasierten Grenzschichtwechselwirkung mit adhäsiv dominiertem tribologischen Verhalten kommt. Durch die enthaltenen Füll- und Verstärkungsstoffe werden zudem die Kohäsionskräfte, also die Bindungskräfte innerhalb des Matrixmaterials, herabgesetzt, wodurch bei abrasiver Beanspruchung Schneid-, Furchungs- und Reißprozesse erleichtert werden können. Die Füll- und Verstärkungsstoffe bewirken außerdem Spannungskonzentrationen und Kerbwirkungen, weshalb Rissbildungen und in der Folge Ermüdungserscheinungen an dem Verbundwerkstoff auftreten können [9,33].

Abrasiver Verschleiß spielt bei tribotechnischen Systemen eine bedeutende Rolle, weil hiermit oftmals ein sehr hoher Materialabtrag verbunden und weil diese Verschleißform nahezu bei allen Applikationen zu finden ist. Insbesondere bei offenen tribotechnischen Systemen, bei denen Furchungs- und Strahlverschleiß sowie Erosion vorherrschen, ist Abrasion oftmals der dominierende Mechanismus. Aus diesem Grunde werden technische Systeme, wenn möglich, gekapselt und als geschlossene Systeme ausgeführt. Des Weiteren werden zum Schutz vor Fremdstoffen bzw. abrasiven Kontaminationen Filtersysteme und Dichtungen installiert. Dabei erfüllen Dichtungen jedoch in der Regel auch die Funktion den Austritt eines evtl. benötigten Schmierstoffes zu verhindern.

Unter erosiven Vorgängen sind Verschleißarten zu verstehen, bei denen infolge strömender Gase oder Flüssigkeiten, mit oder ohne darin enthaltene Feststoffteilchen, Kräfte auf Oberflächen übertragen werden, die auf diese Weise Materialschädigungen hervorrufen. Als abrasiv-erosiver Verschleiß wird beispielsweise der Teil des Abrasivgleitverschleißes bezeichnet, bei dem Teilchenfurchung durch lose Körner vorherrscht. Der Abrasivgleitverschleiß bei Drei-Körper Kontakt, bei dem die Körner weitgehend gebunden sind, beinhaltet hingegen keine erosiven Merkmale [9,18,34].

Eine spezielle erosive Verschleißart ist die Kavitationserosion. Dabei bilden sich Gasbläschen in Flüssigkeiten aufgrund lokaler Unterschreitung des Dampfdrucks. Diese implodieren, sobald der Dampfdruck wieder überschritten wird. Bei der torusförmigen Implosion können in der Mitte eines solchen Bläschens kleinste Flüssigkeitsstrahlen mit hohen Geschwindigkeiten entstehen, die so genannten „Microjets“. Wenn solche Flüssigkeitsstrahlen auf eine Oberfläche treffen kann es zu kraterförmigem Materialabtrag kommen. Ein weiterer Verschleißmechanismus in diesem Zusammenhang ist Oberflächenzerrüttung infolge der blitzartigen Stoßbelastungen, die bei der Implosion der Gasbläschen entstehen. Die Unterschreitung des Dampfdrucks kann durch Schwingungen oder durch Strömung verursacht werden.

Tribotechnische Systeme, bei denen abrasiver Verschleiß nicht verhindert werden kann, sind beispielsweise Pumpen, die für den Transport abrasiver Medien wie in der chemischen Industrie, bei On- und Off-shore Förderanlagen, im Bergbau oder auch zur Kraftstoffförderung bei Verbrennungskraftmaschinen benötigt werden. Ist das abrasive Fluid zusätzlich chemisch aggressiv, so dass keine Leckage bei dem Flüssigkeitstransport auftreten darf, kommen hermetisch dichte Pumpen zum Einsatz, bei denen das zu fördernde Medium auch als Schmierstoff für die notwendigen Lagerstellen verwendet wird [5,29,34,35].

Die Einleitung eines abrasiven Schmiermediums in ein Gleitlager stellt in gewisser Hinsicht einen technischen und tribologischen Spezialfall dar. Zum einen ist Gleitreibung, verglichen mit anderen Reibungsarten, mit den größten tribologischen Beanspruchungen in der Kontaktzone verbunden [18]. Zum anderen konnte bereits gezeigt werden, dass abrasiver Verschleiß zumeist einen hohen Materialabtrag bzw. Verschleiß bewirkt. Somit stellt die Entwicklung eines Gleitlagerwerkstoffes für diese Einsatzbedingungen eine große Herausforderung dar. Die Erarbeitung experimenteller Grundlagen im Zusammenhang mit polymeren Verbundwerkstoffen ist daher ein erster wesentlicher Schritt, um das Verschleißverhalten und die auftretenden Mechanismen zuordnen zu können.

2.4.1 Tribologische Prüfmethoden für abrasive Bedingungen

Die experimentelle Prüfung des tribologischen Verhaltens eines technischen Systems und der dabei beteiligten Werkstoffe ist in der Regel die einzige Möglichkeit die

Einsatzgrenzen und die Lebensdauer zu ermitteln, die Qualität zu überprüfen, die Funktion zu optimieren und neue Werkstoffe auszuwählen. Obwohl es viele Modelle zur Beschreibung des Verschleißverhaltens anhand auftretender Verschleißmechanismen und den damit verbundenen Verschleißerscheinungsformen gibt, die auch teilweise in Simulationsprogrammen (z.B. Finite Elemente Methode bzw. FEM) umgesetzt sind, kann auf umfassende Experimente und Testläufe nicht verzichtet werden. Diese Tatsache verdeutlicht, dass es sich bei tribologischen Kenngrößen um systembezogene Reaktionen bzw. Wechselwirkungen und nicht um Werkstoffeigenschaften handelt.

Mit Hilfe von Erzeugnisprüfungen können die Beanspruchungen direkt während dem Betrieb erfasst werden. Diese Prüfungen bieten zwar die höchste Aussagekraft, doch der damit verbundene Aufwand, die Prüfdauer und die Kosten sind sehr hoch. Aus diesem Grunde wird versucht mit vereinfachten und stark abstrahierten Modellprüfmethoden ähnliche Verschleißmechanismen zu erzeugen. Mittels relativer Werkstoffprüfungen kann somit ein Werkstoffranking bestimmt werden, welches Material unter bestimmten Bedingungen ein günstigeres Reibungs- und Verschleißverhalten aufweist. Durch den Abgleich der Ergebnisse der Modellprüfmethoden mit Bauteil- oder Erzeugnisprüfungen kann dann überprüft werden, ob die gewählten Modellprüfmethoden die realen Reibungs- und Verschleißmechanismen zufrieden stellend abbilden [36].

Der Auswahl der adäquaten Modellprüfmethode(n) kommt demnach eine wesentliche Bedeutung zu. Mit einer Systemanalyse lässt sich ermitteln, welche Reibungsarten bzw. -zustände und welche Verschleißarten bzw. -mechanismen zu erwarten sind. Einen guten Überblick hierzu (siehe Abb. 2.12) vermittelt eine Zusammenstellung aus der DIN Norm 50320 [17]. Weil die Tribologie jedoch mit umfangreichen experimentellen Untersuchungen verbunden ist, existieren auch dementsprechend viele Prüfmethode(n) bzw. Modellprüfstände, um die verschiedenen Verschleißmechanismen nachzubilden.















Systemstruktur	Tribologische Beanspruchung (Bewegungsarten und vereinfachte Symbole)	Verschleißart	Wirkende Verschleißmechanismen (einzeln oder kombiniert)			
			Oberflächen-zerrüttung	Abrasion	Adhäsion	Tribochem. Reaktionen
Festkörper - Zwischenstoff (vollständige Festkörper-trennung) - Festkörper	Gleiten Rollen Wälzen Prallen Stoßen 	—	x			x
Festkörper - Festkörper (Festkörper-reibung, Grenzreibung, Mischreibung)	Gleiten 	Gleitverschleiß	x	x	x	x
	Rollen Wälzen 	Wälzverschleiß	x	x	x	x
	Prallen Stoßen 	Stoßverschleiß	x	x	x	x
	Oszillieren 	Schwingungsverschleiß	x	x	x	x
Festkörper - Festkörper und Partikel	Furchen 	Furchungsverschleiß		x		
	Gleiten 	Kornleitverschleiß		x		
	Wälzen 	Kornwälzverschleiß		x		
Festkörper - Gas	Strömen 	Gaserosion	x			x
Festkörper - Gas mit Partikeln	Strömen 	Gleitstrahlverschleiß (Erosionsverschleiß)	x	x		x
	Prallen Strahlen 	Prall- und Schrägstrahlverschleiß	x	x		x
Festkörper - Flüssigkeit	Strömen Schwingen 	Werkstoffkavitation (Kavitationserosion)	x			x
	Strömen Stoßen 	Tropfenschlag	x			x
Festkörper - Flüssigkeit mit Partikeln	Strömen 	Spüverschleiß (Erosionsverschleiß)	x	x		x

Abb. 2.12: Verschleißarten und –mechanismen nach DIN 50320 [17]

Für abrasive Verschleißprüfungen im Zwei-Körper Kontakt bietet sich die Verwendung abrasiver Gegenkörper an. Sowohl in den DIN als auch den ASTM Normen (American Society for Testing and Materials) finden sich verschiedene abrasive Prüfmethode mit Schleifmitteln bzw. –papier [17,37,38,39]. Eine kleine Auswahl entsprechender Prüfstände, bei denen Schleifpapier als Gegenkörper dient, ist in Abb. 2.13 dargestellt. All diese Prüfmethode weisen das gleiche Testprinzip auf, bei der die Probe stets mit ursprünglichem bzw. neuem Schleifpapier in Kontakt kommt. Insbesondere Elastomere werden auf diese Weise hinsichtlich deren Abriebverhal-

tens charakterisiert. Nachteilig bei dieser Prüfanordnung ist jedoch, dass nur die Wechselwirkungen zwischen gleich bleibenden abrasiven Bedingungen und einem Werkstoff simuliert werden. Das bedeutet, die Ergebnisse der Prüfungen werden von der Schnittkraft bzw. dem Spanvolumen des abrasiven Gegenkörpers dominiert. Wechselwirkungen zwischen Grund- und Gegenkörper bleiben unberücksichtigt.

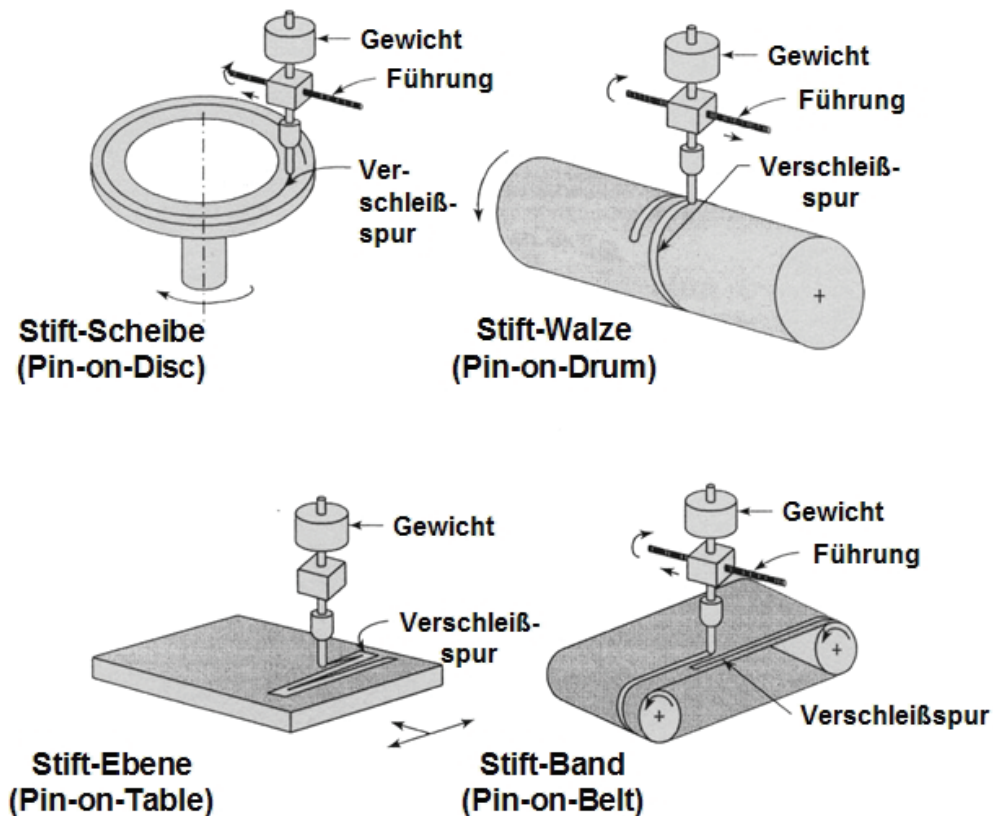


Abb. 2.13: Modellprüfstände zur Bestimmung des abrasiven Verschleißes an stiftförmigen Probekörpern in Kontakt mit Schleifpapier [39]

Für die tribologische Prüfung im Drei-Körper Kontakt, ob mit abrasiven Partikeln, in abrasiven Medien oder unter erosiven Bedingungen, existieren ebenfalls diverse Prüfmethode(n) bzw. Prüfstände [17,37,38,39]. Die Herausforderung besteht demnach in der Auswahl der richtigen Prüfmethode(n) für die zu untersuchenden Werkstoffe und dem Abgleich der Ergebnisse mit den realen Verschleißmechanismen und -erscheinungsformen. Weil sich in der Regel jedoch die realen Verschleißbedingungen nicht modellhaft abbilden lassen, wird oftmals das Verschleißverhalten der beteiligten Werkstoffe nur unter den möglichen Extrembedingungen getestet [36]. Durch Variation des Belastungskollektivs unter den Extrembedingungen kann dann versucht werden allgemeingültige Verhaltensmuster zu bestimmen. Weil diese Vorge-

hensweise jedoch sehr aufwändig ist, kommt der Analyse experimenteller Ergebnisse und der Modellierung auftretender Wechselwirkungen eine sehr bedeutende Rolle zu, denn die Übertragung experimenteller Ergebnisse auf ein anderes System ist nur dann möglich, wenn es sich um gleiche oder sehr ähnliche Verhältnisse handelt. Basierend auf den empirisch ermittelten Modellen lassen sich mathematische Gesetzmäßigkeiten ableiten, mit dem Ziel das tribologische Verhalten berechnen und vorhersagen zu können.

2.4.2 Verschleißmodelle für abrasive Bedingungen

Für die Berechnung und Vorhersage tribologischer Messgrößen bzw. Eigenschaften existieren neben (semi-)empirischen und physikalisch basierten Modellen ebenso rein mathematische bzw. rechnergestützte Ansätze. Mit rechnergestützten Modellen, in der Regel Finite Elemente Methoden (FEM), werden die Kontaktbedingungen, Deformationen und Belastungen simuliert und daraus das Reibungs- und Verschleißverhalten berechnet. Mittels mathematisch oder statistisch basierter Modelle ist es ebenfalls möglich aus einer bestimmten Anzahl experimentell erfasster Messwerte, unter Berücksichtigung rein mathematischer Beziehungen, eine Vorhersage bezüglich der zu erwartenden Messgrößen unter differierenden Belastungskollektiven als den zu Grunde liegenden zu treffen [33]. Für die Vorhersage des Verschleißverhaltens unter abrasiven Bedingungen wurden bereits einige Modelle und mathematische Zusammenhänge entwickelt. Allerdings stehen die meisten im Zusammenhang mit Metallen oder Keramiken und nicht mit polymeren Verbundwerkstoffen.

Die Korrelation zwischen den Ergebnissen abrasiver Verschleißexperimente, d.h. dem Massenverlust bzw. der Höhenabnahme, und der Struktur des tribologischen Systems sowie dessen Kenngrößen zur Ableitung allgemein gültiger Zusammenhänge, erfordert das Einbeziehen aller damit verbundenen Variablen, wie:

- die Zusammensetzung bzw. Mikrostruktur des Werkstoffes (z.B. Menge, Größe und Art der Füll- und Verstärkungsstoffe),
- die Oberflächenbeschaffenheit (z.B. Oberflächenrauheit bzw. Topographie, Furchen oder Faserausbrüche),

- die physikalischen und chemischen Eigenschaften der aufeinander einwirkenden Körper (z.B. Wärmeleitfähigkeit, Ausdehnungskoeffizient, Kristallisations- bzw. Aushärtungsgrad),
- das Belastungskollektiv (z.B. Normalkraft bzw. Flächenpressung, Gleitgeschwindigkeit, Betriebsdauer und -temperatur),
- die mechanischen Eigenschaften (z.B. Härte, Elastizitätsmodul, Zugfestigkeit oder Bruchzähigkeit),
- das Reibungsverhalten (z.B. Reibungskoeffizient bzw. Reibwertverlauf) und
- weitere Umgebungseinflüsse.

Die Beziehungen zwischen diesen Faktoren und die damit verbundenen Wechselwirkungen bzw. Effekte sind sehr komplex und das Verständnis bezüglich deren Interaktionen sehr kompliziert und anspruchsvoll [32,40,41,42,43,44,45,46].

Weil Reibung und Verschleiß keine Materialeigenschaften, sondern Reaktionen bzw. Wechselwirkungen beschreiben, die zudem von vielen Faktoren abhängen, müssten bei der vollständigen Beschreibung und Bewertung eines tribotechnischen Systems und insbesondere für die Vorhersage des Verschleißverhaltens alle Einflussgrößen berücksichtigt werden. Diese Aufgabe ist so umfangreich und komplex, dass es kein Modell gibt, das alle Faktoren und Wechselwirkungen umfasst. Aus diesem Grunde beschränken sich existierende Modelle auf spezielle Teilbereiche und vereinfachte Bedingungen. Damit ist es möglich für einige Werkstoffe, bei denen konstante Wechselwirkungen zwischen dem Verschleißverhalten und den tribologischen Belastungen sowie den Materialeigenschaften vorherrschen, Aussagen in Bezug auf relative Veränderungen zu treffen. Das bedeutet, dass trotz der zahlreich zur Verfügung stehenden Modelle zur Beschreibung des Verschleißverhaltens von Metallen, Keramiken oder polymeren Verbundwerkstoffen, diese nur für bestimmte Bedingungen anwendbar sind. In den meisten Fällen basieren die Verschleißmodelle auf konservativen Testbedingungen, wie Zwei-Körper Kontakt oder idealen Verhältnissen. In Bezug auf Verschleißmodelle für abrasive Bedingungen existieren für polymere Verbundwerkstoffe nur wenige Ansätze. Die Ursache hierfür ist, dass die Vielfalt an Polymeren und deren Verbundwerkstoffen unter gleichen Bedingungen ein sehr unterschiedli-

ches und teilweise konträres Verhalten zeigen und somit die Ableitung allgemein gültiger Zusammenhänge sehr schwierig ist.

Das bereits in den fünfziger Jahren von Archard [47] entwickelte Modell für adhäsiven Gleitverschleiß bei Metallen korreliert die Verschleißrate (w) mit der wirkenden Normalkraft (F_N) und dem zurückgelegten Gleitweg (L). Die Annahme beruht hierbei auf der Vorstellung, dass mit zunehmender Normalkraft die Mikrokontakte näherungsweise linear zunehmen. Weiterhin nehmen mit dem Gleitweg die Anzahl der beanspruchten Mikrokontakte und die damit verbundenen möglichen Wechselwirkungen zu. Daraus lassen sich die Proportionalitäten zwischen dem Verschleißvolumen und der Normalkraft sowie dem Gleitweg ableiten. Zusätzlich definierte Archard einen charakteristischen Koeffizienten, den Verschleißkoeffizienten (K), der alle weiteren Einflüsse bzw. Variablen während des Verschleißprozesses beinhaltet. Obwohl dieser Koeffizient eine Konstante darstellt, hängt dieser dennoch von den auf das System einwirkenden Bedingungen ab. Des Weiteren erkannte Archard, dass die Weiche, welche dem Kehrwert der Härte (H) eines Werkstoffes entspricht [48], eine entscheidende Rolle bei Verschleißvorgängen spielt und koppelte diesen Parameter aus dem Verschleißkoeffizienten (K) aus. Auf diese Weise kann bei einigen Systemen durch die Bestimmung eines geeigneten Verschleißkoeffizienten (K) mit einer gewissen Toleranz der Verschleiß und somit die Lebensdauer der beteiligten Elemente vorhergesagt werden [18,49].

$$w = K \cdot F_N \cdot L = K \cdot \frac{F_N \cdot L}{H} \quad [\text{mm}^3] \quad (\text{Gl. 2.7})$$

Mit: (w) = Verschleißvolumen, (K) = konstanter Faktor, (F_N) = Normalkraft, (L) = Gleitweg, (H) = Härte des Grundkörpers.

Der Ansatz von Archard ist insofern bedeutend, weil auf diesem Modell einige weitere Modelle basieren, bei denen der Verschleißkoeffizient (K) durch weitere Annahmen bzw. Parameter konkretisiert wird. So schlägt beispielsweise Rabinowicz [50] vor, für die Berechnung des abrasiven Verschleißes durch ideales Mikrospannen bei Zwei-Körper Kontakt geometrische Parameter einzubeziehen. Hierfür wurde der Angriffs- bzw. Neigungswinkel (α) eines idealisierten, konischen Abrasivpartikels eingeführt.

$$w = \frac{2 \cdot \tan \alpha}{\pi} \cdot \frac{F_N \cdot L}{H} \quad [\text{mm}^3] \quad (\text{Gl. 2.8})$$

Mit: (w) = Verschleißvolumen, (α) = Angriffs- bzw. Neigungswinkel des Abrasivpartikels, (F_N) = Normalkraft, (L) = Gleitweg, (H) = Härte des Grundkörpers.

Das Modell von Rabinowicz ist jedoch nicht geeignet Verschleißvorgänge bei Drei-Körper Kontakt zu beschreiben, weil der erste Term der Gleichung eine feste Geometrie relativ zur Bewegungsrichtung definiert. Bei Drei-Körper Kontakt können sich die Partikel aber drehen, wodurch sich auch der Angriffswinkel kontinuierlich ändert. Die Gültigkeit dieses Modells wird weiterhin dadurch eingeschränkt, dass das gesamte Verschleißvolumen bzw. der Materialabtrag, der bei solch einem Furchungsvorgang entsteht, bei jedem Eingriff vollständig entfernt wird. Damit kann dieser Ansatz beispielsweise im Zusammenhang mit duktilen Materialien, bei denen aufgrund von Deformationsvorgängen nur ein Teil der theoretischen Verschleißfurche tatsächlich als Materialabtrag anfällt, für die Berechnung eines Maximalwertes für den Verschleiß herangezogen werden.

Diese beiden Modelle, Archard und Rabinowicz, wurden für Metalle abgeleitet und beinhalten die Annahme, dass der Verschleiß umgekehrt proportional zur Härte ist. Das bedeutet, je härter das Material ist, desto geringer fällt auch die Verschleißrate aus. Somit ist die Härte eines Materials die wichtigste mechanische Eigenschaft, welche die Verschleißrate beeinflusst. Weil diese allgemeine Aussage so nicht für polymere Verbundwerkstoffe gilt, werden andere Ansätze benötigt. Vielfältige Untersuchungen bezüglich des Verschleißverhaltens polymerer Verbundwerkstoffe unter abrasiven Bedingungen unter Variation zahlreicher voneinander unabhängiger Verschleißparameter wurden bereits durchgeführt. Dabei zeigte sich, dass die Verstärkung von Polymerwerkstoffen zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften nicht unbedingt mit einer Verbesserung der tribologischen Eigenschaften verbunden ist.

Rhee [43] entwickelte ein Verschleißmodell basierend auf experimentellen Ergebnissen mit Polymeren, die mit Asbest verstärkt und gegen Metall getestet wurden. Es zeigte sich, dass es einen Zusammenhang ($w = k \cdot F^a \cdot v^b \cdot t^c$) zwischen der Normalkraft, der Gleitgeschwindigkeit und der Gleitdauer gibt. Über die Bestimmung entsprechender Exponenten und einer Konstanten konnte so das Verschleißverhalten zufrieden stellend beschrieben werden.

Giltrow [51] testete an 12 verschiedenen thermoplastischen Polymerwerkstoffen den Abrasivverschleiß und deren Kohäsionskräfte. Damit sollte ermittelt werden, ob die plastische Deformation den Verschleißprozess dominiert und ob die Verschleißrate thermoplastischer Polymere umgekehrt proportional zu der Wurzel aus deren kohäsiven Energien ist. Der Grundgedanke dieses Modells ist, dass die kohäsive Energie den Energiebetrag pro Mol beschreibt, der aufgebracht werden muss, um alle intermolekularen Bindungen zu überwinden. Der Vorteil dieses Ansatzes liegt darin begründet, dass die kohäsive Energie aus der chemischen Struktur eines Polymers berechnet werden kann und damit die Möglichkeit bestünde die Verschleißrate mit der chemischen Struktur eines Polymers zu verknüpfen. Allerdings gilt dieser Ansatz nur für Thermoplaste im Kontakt mit rauen Gegenkörperoberflächen, weil plastische Deformation als vorherrschender Mechanismus zugrunde gelegt wurde. Weil für stark vernetzte Polymere keine kohäsive Energie berechnet werden kann, ist das Modell hierfür nicht anwendbar.

$$w \propto \frac{1}{C^{0,5}} \quad (\text{Gl. 2.9})$$

Mit: (w) = Verschleißrate, (C) = Kohäsionsenergie.

Czichos [52] konnte einen Zusammenhang zwischen kombinierten Belastungen in der Grenzschicht und den Zug- und Bruchfestigkeiten für Polymeren im Gleitkontakt mit rauen Stahlgegenkörpern herstellen. Unter der Annahme, dass der Verschleiß der Polymere auf abrasive Mechanismen zurückzuführen ist, lässt sich eine Wahrscheinlichkeit für die Bildung von Verschleißpartikeln ableiten in Verbindung mit der herrschenden Grenzschichtbelastung und der Bruchfestigkeit des Grundkörpers. Die Verschleißrate ist somit proportional zu einer Funktion aus der Normalkraft (F_N), dem Gleitweg (L), dem Reibungskoeffizienten (μ) und der Bruchfestigkeit des Polymers (σ_y).

$$w \propto \frac{F_N L \cdot (1 + 4\mu^2)^{0,5}}{\sigma_y} \quad (\text{Gl. 2.10})$$

Mit: (w) = Verschleißrate, (F_N) = Normalkraft, (L) = Gleitweg, (μ) = Reibungskoeffizient, (σ_y) = Bruchfestigkeit.

Friedrich [53] korrelierte mit einem Bruchmechanik basierten Ansatz das Abrasivverschleißverhalten von PET Verbundwerkstoffen mit deren Härte (H), der Bruchenergie (G_{IC}) und einem Wahrscheinlichkeitsfaktor (Ω) für Mikrorisse. Der Wahrscheinlichkeitsfaktor beinhaltet dabei weitere Parameter bzw. Einflüsse, wie die Gegenköpperrauheit und die im Polymer enthaltenen Füll- und Verstärkungsstoffe. In Verbindung mit der Härte und der Bruchenergie der getesteten Verbundwerkstoffe konnte eine gute Übereinstimmung erzielt und ein Indikator für die Vorhersage des Verschleißverhaltens von Materialien, die abrasiven Bedingungen ausgesetzt sind, abgeleitet werden.

$$w \cong \Omega \cdot (H^{0,5} / G_{IC}) \quad (\text{Gl. 2.11})$$

Mit: (Ω) = Wahrscheinlichkeitsfaktor, (H) = Härte, (G_{IC}) = Bruchenergie.

Bei einem weiteren Modell von Friedrich [22,24,25] wird zur Beschreibung des Verschleißverhaltens polymerer Verbundwerkstoffe die Mischungsregel zu Grunde gelegt. Mit diesem Ansatz wird speziell dem inhomogenen (anisotropen) Charakter der Verbundwerkstoffe Rechnung getragen. Bei der Validierung des Modells zeigte sich allerdings, dass damit bisher eher qualitative denn quantitative Aussagen getroffen werden können. Dennoch bietet dieser Ansatz die Möglichkeit und das Potential sehr gut die Werkstoffinhomogenitäten zusammen mit weiteren Eigenschaften zu berücksichtigen.

Eine relativ einfaches Modell stammt von Ratner et al [54,55]. Hierbei liegt die Annahme zu Grunde, dass der abrasive Verschleiß auf der Entstehung von Abriebpartikeln basiert. Deren Entstehung lässt sich in drei Stufen einteilen: (1) die Deformation der Oberfläche an einem Kontaktpunkt bzw. -bereich, abhängig von der Eindringhärte, (2) die Relativbewegung mit entgegengesetzt wirkender Reibkraft und (3) den Materialabtrag an einem Kontaktpunkt, vorausgesetzt die wirkende Brucharbeit ist größer bzw. gleich dem Integral der Spannungs-Dehnungskurve. Eine Näherungslösung für dieses Integral ist das Produkt aus der Bruchfestigkeit und der Bruchdehnung. Diese drei Prozessstufen werden dabei sequentiell durchlaufen. Damit kann der kumulative Verschleiß als proportional zur Wahrscheinlichkeit für jede Prozessstufe angenommen werden. Weiterhin beinhaltet dieser Ansatz die (Eindring-)Härte des Grundkörpers. Dennoch wird diesem Parameter, im Vergleich zu der Bruchspannung und -dehnung, eine eher untergeordnete Relevanz beigemessen.

$$w \propto \frac{\mu \cdot F_N}{H \cdot \sigma \cdot \varepsilon} \quad (\text{Gl. 2.12})$$

Mit: (w) = Verschleißrate, (μ) = Reibungskoeffizient, (F_N) = Normalkraft, (H) = Härte, (σ) = die Bruchspannung, (ε) = Bruchdehnung.

Gestützt wird dieses Modell von den Arbeiten von Lancaster [56,57], Harsha [54], Vaziri [58], Rajesh und Bijwe [42,59]. So konnte beispielsweise auch Lancaster nachweisen, dass der Abrieb bzw. Verschleiß umgekehrt proportional zu dem Produkt aus Bruchspannung (σ) und -dehnung (ε) ist. Anders formuliert bedeutet dies, dass die Verschleißfestigkeit bzw. der Verschleißwiderstand zweier Materialien daran abgelesen werden kann, welches das zahlenmäßig größere Produkt aus ($\sigma\varepsilon$) aufweist. Aus diesem Zusammenhang lässt sich allerdings auch erkennen, dass das Verstärken eines Polymerwerkstoffes zwar die Festigkeit erhöht, dafür verringert sich jedoch in der Regel auch die Bruchdehnung. Somit nimmt das Produkt ($\sigma\varepsilon$) kleinere Werte an, wodurch auch der höhere Verschleiß im Vergleich zu unverstärkten Polymerwerkstoffen erklärt werden kann. Weiterhin konnte Lancaster zeigen, dass sich durch Temperaturerhöhung alle Modellparameter, bis auf die Normalkraft, ändern und in gleicher Weise veränderte sich auch die Verschleißrate. Aus seinen Ergebnissen schloss Lancaster zudem, dass plastische Deformation vorherrscht, wenn der Indenter (bzw. Abrasivpartikel) scharfkantig ist. Weil jedoch Polymerwerkstoffe im Vergleich zu Metallen oder Keramiken einen geringeren E-Modul aufweisen, spielt die elastische Deformation bei Polymeren eine wesentlich größere Rolle.

In gewisser Weise gegensätzliches zu Lancaster stellte Shipway [60] bei seinen Arbeiten mit verschiedenen Polymerwerkstoffen fest. Er konnte eine gute Übereinstimmung zwischen der Härte und dem abrasiven Verschleiß nachweisen. Diese Gegensätzlichkeit beruht auf den unterschiedlichen Testmethoden, die jeweils angewendet wurden. Während Lancaster gegen abrasive Gegenkörper, wie Schleifpapier, testete, nutzte Shipway eine Kugel-Platte Anordnung, bei der eine abrasive Lösung (auch Slurry genannt) auf die Kugel getropft wird. Dieser Umstand verdeutlicht, dass die Tragweite eines Modells wesentlich von dem gewählten System und den herrschenden Bedingungen abhängt.

Eine komparative Studie zum abrasiven Verschleißverhalten verschiedenster Polymerwerkstoffe unter Einbeziehung fünf verschiedener Verschleißmodelle (Hornbogen

[61], Yamaguchi [62], Ratner et al [55], Blau [63], Viswanath und Bellow [46]) führte Budinski [64] durch. Es zeigte sich, dass keines der Modelle eine akzeptable Vorhersage des Verschleißverhaltens lieferte. Budinski stellte jedoch fest, dass der abrasive Verschleiß bei einigen Werkstoffen mit der plastischen Deformationsenergie (S_e) korreliert. Das bedeutet, je leichter sich ein Material bei Kontakt mit einem Abrasivpartikel deformieren bzw. verformen kann, desto höher ist der Verschleißwiderstand. Die Deformationsenergie (S_e) lässt sich dabei relativ einfach aus der Kräfteindringkurve bei Härtemessungen bestimmen und entspricht der Fläche unter der Kurve. Des Weiteren erkannte Budinski eine Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten (μ) vom Deformationsverhalten eines Polymerwerkstoffes. Daraus formulierte Budinski einen der Verschleißrate proportionalen Verschleißfaktor.

$$w \propto \mu \cdot (S_e) \quad (\text{Gl. 2.13})$$

Mit: (w) = Verschleißrate, (μ) = Reibungskoeffizient, (S_e) = Deformationsenergie.

Weil auch der von Budinski selbst formulierte Ansatz nur für einige Werkstoffe zutrifft, liegt die Folgerung nahe, dass es kein allgemeingültiges Modell gibt (siehe auch [65]). Vielmehr müsste ein Modell verschiedene Terme für unterschiedliche Werkstoffcharakteristika beinhalten. Für spröde Werkstoffe sollte ein spezieller bruchmechanischer Term, für elastische Werkstoffe ein Elastizitäts-Term und für unverstärkte Polymere ein über das Reibungsverhalten definierter Anteil einbezogen werden [64].

Insgesamt lässt sich aus der Auswertung der verschiedenen Modellansätze für das abrasive Verschleißverhalten bei Polymeren und deren Verbundwerkstoffen erkennen, dass alle Modelle für einen gewissen Teilbereich und bestimmte Systeme sowie Beanspruchungen gültig sind. Bisher existieren jedoch weder ein allgemeingültiger Ansatz noch eindeutige Aussagen bezüglich der Wirkung inkorporierter Füll- und Verstärkungsstoffe auf das Verschleißverhalten. Dennoch zeigte sich, dass das Deformationsverhalten eine entscheidende Rolle spielt und damit verbunden die Härte eines Werkstoffes. Damit kommt der Messung der Härte zur Bestimmung bzw. Korrelation des Deformations- und somit des Verschleißverhaltens besondere Bedeutung zu.

3 Ziele der Arbeit

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, tribologisch optimierte Hochleistungsverbundwerkstoffe für den Einsatz unter abrasiven Bedingungen zu entwickeln. Als Zielvorgabe und mögliche Applikation für solche Werkstoffe wurde das tribotechnische System „Gleitlager in einer hermetisch dichten Pumpe für chemisch aggressive und abrasive Medien“ gewählt (siehe Abb. 3.1). In solchen Pumpen werden derzeit, als Stand der Technik, keramische Gleitlager aus Siliziumkarbid (SiC) eingesetzt. Das bedeutet, die neu zu entwickelnden Werkstoffe sollen eine möglichst hohe tribologische Leistungsfähigkeit im Vergleich zu dem Referenzwerkstoff SiC aufweisen.

Eine hermetisch dichte Pumpe wird für den leakagefreien Transport aggressiver und abrasiver Medien verwendet. Beispiele für deren Einsatz sind die chemische Industrie, der Bergbau sowie Off-shore Anlagen. Wesentlich ist hierbei, dass diese Pumpenart für all solche Medien verwendet wird, die nicht mit der Umwelt in Kontakt geraten dürfen, z.B. aus Explosionsschutzgründen oder drohender Kontamination. Dies wird erreicht, indem der Antrieb einer solchen Pumpe und das Pumpenlaufrad, welches das Medium fördert, mit einem Spalttopf dichtungstechnisch vollständig voneinander getrennt werden. Um das Pumpenlaufrad anzutreiben wird die benötigte Drehbewegung über eine Magnetkupplung eingeleitet. Das bedeutet, die äußere Antriebsglocke treibt auf Grund magnetischer Kopplung (über Dauermagnete) den inneren Mitläufer an.

Wesentlich für solche Pumpen sind neben dem Energiebedarf möglichst lange Wartungsintervalle, hohe Zuverlässigkeit, eine lange Lebensdauer und insbesondere gute Notlaufeigenschaften bei Störungen. Die Verwendung keramischer Gleitlager stellt in diesem Hinblick eine sehr gute Werkstoffwahl dar, denn diese zeigen unter geschmierten, abrasiven Betriebsbedingungen eine imposante tribologische Leistungsfähigkeit, die von polymeren Verbundwerkstoffen sicherlich nicht übertroffen werden kann. Bauartbedingt werden die Gleitlager in solchen Pumpen mit dem Fördermedium geschmiert. Das bedeutet, sowohl chemisch aggressive oder mit abrasiven Feststoffen belastete Fördermedien gelangen direkt in die Kontaktflächen der Gleitlager. Der entscheidende Nachteil der zurzeit verwendeten SiC Keramiklager beruht auf deren Sprödigkeit und der damit verbundenen geringen Toleranz gegenüber Stoßbe-

lastungen (z.B. bei Kavitation). Des Weiteren lässt dieses Material keinerlei geometrische Lagetoleranzen zu, weshalb es bereits bei leichten Verkantungen zu Absplittungen kommen kann. Durch den Einsatz polymerer Verbundwerkstoffe könnten diese Nachteile reduziert bzw. beseitigt werden, indem diese speziell hinsichtlich besserer Notlaufeigenschaften, d.h. auch ungeschmierte Betriebsbedingungen, ausgelegt werden. Zudem bieten polymere Verbundwerkstoffe aufgrund des duktilen Charakters, insbesondere im Vergleich zu Keramiken, sicherlich eine höhere Schadenstoleranz bei Kantenpressungen oder Stoßbelastungen.

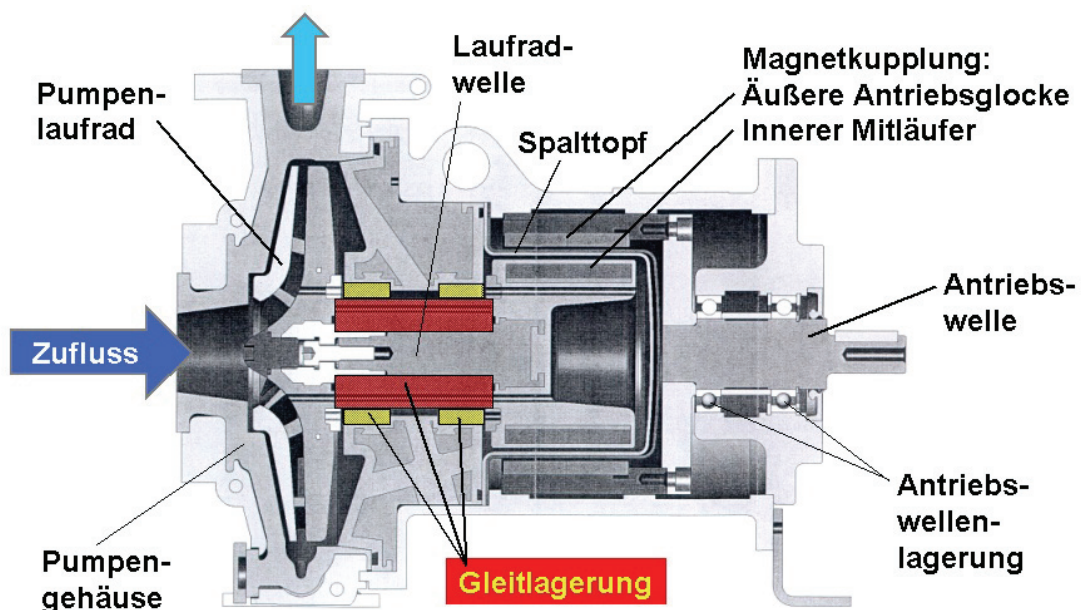


Abb. 3.1: Darstellung des Querschnitts einer hermetisch dichten Kunststoffpumpe für aggressive und abrasive Medien [66]

Für die Entwicklung eines abrasivverschleißbeständigen Gleitwerkstoffes mit guten Notlaufeigenschaften müssen zunächst entsprechende Basispolymere sowie Füll- und Verstärkungsstoffe ausgewählt werden. Weiterhin spielt die Wahl eines geeigneten Herstellungsprozesses eine wichtige Rolle. Wie bei den Grundlagen beschrieben, soll versucht werden die Werkstoffentwicklung auf der Basis von Duroplasten durchzuführen, um den höheren Aufwand für das Compoundieren von Thermoplasten zu vermeiden. Die auf duroplastischer Basis entwickelte Werkstoffformulierung mit dem höchsten tribologischen Potential soll dann auf ein thermoplastisches Polymer übertragen und die tribologischen Eigenschaften verglichen werden. Weiterhin sollen die Einflüsse unterschiedlicher Füll- und Verstärkungsstoffe hinsichtlich Art, Menge und Größe sowie deren Wechselwirkungen und Verschleißmechanismen analysiert und

bewertet werden. Die Einflüsse der Modifikation eines duroplastischen Basispolymers zusammen mit unterschiedlichen Aushärtungsgraden auf die tribologischen Eigenschaften soll ebenfalls aufgezeigt werden.

Für die Gleitreibungsprüfung unter abrasiven Bedingungen, speziell Medien die Feststoffe enthalten, sollen adäquate Modellprüfmethoden gewählt bzw. entwickelt werden, die auch mit dem zu Grunde gelegten tribotechnischen System Gleitlager harmonisieren. Der Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit den resultierenden Verschleißmechanismen der unterschiedlichen Prüfmethoden spielt eine bedeutende Rolle. Wesentlich ist auch den Referenzwerkstoff SiC bei den Prüfungen mit einzu beziehen.

Mit Hilfe dreier Verschleißmodelle, Archard, Budinski und Ratner et al, sollen ausgewählte, neu entwickelte Werkstoffformulierungen miteinander verglichen werden, um signifikante Zusammenhänge zu erkennen. Weiterhin soll eine Härtemessung mittels FEM (Finite Elemente Methode) simuliert werden, um das Deformationsverhalten zu analysieren. Zur Verifikation der Ergebnisse der Modellierung sollen diese anschließend mit experimentell ermittelten Werten bei unterschiedlichen abrasiven Verschleißbedingungen korreliert werden, um etwaige Zusammenhänge zu erkennen.

4 Experimentelles

Aus der Aufgabenstellung geht hervor, dass sowohl an die Werkstoffentwicklung als auch an die -charakterisierung sehr hohe Ansprüche gestellt werden. Der Vergleich polymerer Verbundwerkstoffe mit dem keramischen Referenzmaterial SiC hinsichtlich der tribologischen Leistungsfähigkeit unter abrasiven Bedingungen beinhaltet auch, auf die sehr unterschiedlichen Eigenschaften dieser beiden Werkstoffarten eingehen zu müssen.

4.1 Werkstoffe

Als Referenzwerkstoff wurde eine Siliziumkarbid (SiC) Type gewählt, die auch in hermetisch dichten Kunststoffpumpen eingesetzt wird. Für die neu zu entwickelnden Verbundwerkstoffe wurden zunächst passende Basispolymere gewählt und anschließend Füll- und Verstärkungsstoffe, welche die Eigenschaften der Ausgangswerkstoffe hin zu den gewünschten Merkmalen verschieben sollen.

4.1.1 Keramischer Referenzwerkstoff Siliziumkarbid (SiC)

Bei der gewählten Siliziumkarbid (SiC) Type handelt es sich um eine unverstärkte Hochleistungskeramik der Wacker-Chemie GmbH. Die Bezeichnung dieser Type ist EKasic[®] D. Ein ausführliche Beschreibung zu diesem und anderen keramischen Werkstoffen, sowie ein Datenblatt kann unter [8,67] abgerufen werden.

4.1.2 Duroplastische Basispolymere

Für die Auswahl eines geeigneten Basispolymers müssen grundlegende Anforderungen berücksichtigt werden, wie deren maximale Einsatztemperatur, deren Chemikalienbeständigkeit und die mechanischen Eigenschaften. In Bezug auf die gestellten Forderungen wurden Epoxidharz (EP) und Vinylesterharz (VE) als duroplastische Matrixwerkstoffe gewählt.

Epoxidharz

Epoxidharze (EP) sind anderen duroplastischen Harzsystemen in vielerlei Hinsicht überlegen. Beispielsweise bestehen für EP vielfältige Möglichkeiten zur Variation der Ausgangskomponenten, wie auch der Härtekomponenten, so dass die Werkstoffeigenschaften über einen weiten Bereich eingestellt werden können. EP hat im Allgemeinen eine gute Chemikalienbeständigkeit und weist eine gute Verformungsbeständigkeit bei Wärme auf. Anderen Harzsystemen wird dennoch häufig der Vorzug gegeben, da EP relativ teuer ist [12,68,69]. Die Härtung der EP Harze basiert auf der Polyaddition. Da dieser Mechanismus langsamer ist als bei radikalisch härtenden Harzen, können Schwindungsspannungen noch im flüssigen Zustand größtenteils abgebaut werden. Da die Reaktionsschwindigkeit ohnehin gering ist, sind Formteile aus EP im Allgemeinen maßhaltiger als andere duromere Harze [76,12,70]. Zudem ist dieses Material relativ unkritisch hinsichtlich des Umgangs und der Verarbeitung [76].

Im vorliegenden Fall wurde eine Kombination aus zwei EP Harzen und zwei Härtern verwendet. Araldit MY 721 (Huntsman) ist ein tetrafunktionales Epoxidharz auf Basis aromatischer Glycidylamide, während Araldit LY 564 (Ciba) eine chemische Zubereitung aus Bisphenol A Epoxidharz mit Reaktivverdünner ist. Beide Harze zeichnen sich unter anderem durch eine niedrige Viskosität, sowie eine sehr gute Temperatur- und Chemikalienbeständigkeit aus. Die beiden Härtungskomponenten sind Aradur 2954 (Huntsman), ein cycloaliphatisches Polyamin, sowie ein Polyetheramin mit der Bezeichnung XB 3403 (Vantico). Ausgehärtet wurden die hiermit hergestellten Verbundwerkstoffe mit einem zweistufigen Temperaturzyklus, zuerst 8 Stunden bei 70 °C und anschließend 8 Stunden bei 140 °C.

Vinylesterharz

Als weiteres duroplastisches Basispolymer wurde Vinylesterharz (VE) gewählt. VE Harze, die auch als Phenacrylatharze oder Epoxy(meth)acrylatharze bezeichnet werden, lassen sich einfach verarbeiten und zeichnen sich sowohl durch gute mechanische Eigenschaften als auch sehr gute chemische und thermische Beständigkeit aus. VE liegt meist in Styrol gelöst vor, das als Reaktivverdünner wirkt. Durch seinen niedrigen Flammpunkt und hohen Dampfdruck weist Styrol ein relativ hohes

Gefährdungspotenzial auf und ist sowohl reizend als auch gesundheitsschädlich [12,71,72]. Zur Aushärtung, die bei VE relativ schnell stattfindet, werden VE mit peroxidischen Härtern vermischt. Der beigemischte Härter zerfällt entweder durch Zugabe von Beschleunigern (in der Regel auf Basis von Kobalt oder Amin) oder durch Wärmezufuhr in Radikale. Diese setzen eine radikalische Copolymerisation der endständigen, nicht sterisch gehinderten Kohlenstoff Doppelbindungen der VE Kettenmoleküle und des Styrols in Gang. Dieser Härtungsmechanismus unterscheidet sich zwar von demjenigen der EP Harze, dennoch sind die Eigenschaften ausgehärteter VE Harze denen der EP Harze ähnlich [12,72]. Aufgrund der sehr guten chemischen Beständigkeit bietet sich dieser Duroplast speziell für Gleitlagerwerkstoffe in chemisch aggressiven Medien an.

Das verwendete VE mit der Bezeichnung Synthopan UPM 04-118 (Synthopol Chemie), zeichnet sich durch eine besonders niedrige Viskosität aus und kann daher erwartungsgemäß einen hohen Füllstoffanteil aufnehmen. Dieser VE Typ liegt in Styrol gelöst vor, das etwa 25 Vol.-% der Mischung ausmacht. Diesem Harzsystem wurde teilweise zusätzlich Styrol beigemischt, um die Viskosität weiter zu senken, mit dem Ziel die Aufnahmekapazität für Füllstoffe zu steigern. Zur Aushärtung wurde neben einem Härter ein Beschleuniger eingesetzt, damit das Harz bereits bei Raumtemperatur aushärtet. Dabei handelt es sich um den Kreuzbeschleuniger Oldopal 64 (Büfa Reaktionsmittel), basierend auf Kobalt/Dimethylanilin, das in Xylol gelöst vorliegt [73]. Die Kalthärtung hat den Vorteil, dass die Sedimentation relativ großer und schwerer Füll- bzw Verstärkungsstoffe verhindert werden kann, weil das Harz frühzeitig beginnt zu gelieren. Bei dem verwendeten Initiator (Härter) handelt es sich um eine Flüssigkeit aus Peroxiden, die auf Methyl-Ethyl-Ketonen basiert. Ketonperoxide werden häufig in Verbindung mit Kobaltbeschleunigern für die Härtung bei Raumtemperatur eingesetzt. Um Brände und Verpuffungen zu vermeiden, müssen Peroxide und Beschleuniger dem Harz nacheinander beigemischt werden. Über die Anteile an Härter und Beschleuniger werden sowohl die Verarbeitungszeit (Topfzeit) als auch die Reaktivität und der Härtungsverlauf des Systems wesentlich beeinflusst, wodurch wiederum die Ausprägung des Netzwerkes gelenkt wird [12,73].

4.1.3 Thermoplastisches Basispolymer

Für die Verwendung als Gleitlagerwerkstoff sind verschiedene Thermoplaste sehr gut geeignet, da sie durch eine hohe Verschleiß- und Druckfestigkeit, gute Gleit- und Notlaufeigenschaften sowie eine ausreichende Temperaturbeständigkeit maßgeblichen Anforderungen dieser Anwendung gerecht werden [9,74]. Aufgrund der geforderten Chemikalienbeständigkeit kommen in erster Linie Fluorpolymere in Frage, denn diese sind nahezu universell chemikalienbeständig, können über einen sehr weiten Temperaturbereich eingesetzt werden, haben einen sehr geringen Reibungskoeffizienten und werden darüber hinaus als unzerbrechlich angesehen. Chemikalienbeständigkeit und Belastbarkeit bei hohen Temperaturen sind in der Regel umso besser, je höher der Fluorgehalt ist. Fluorpolymere sind jedoch schwierig zu handhaben und lassen sich in der Regel nur schlecht verarbeiten, da sie zumeist unpolar sind und das enthaltene Fluor zudem Zylinderwandungen und Schnecken von Compoundierextrudern angreifen. Darüber hinaus sind die entstehenden Dämpfe während der Verarbeitung gesundheitsgefährdend (Polymerfieber) [76,75].

Für die Übertragung der aussichtsreichsten Werkstoffformulierung aus der duroplastischen Werkstoffentwicklung wurde deshalb das Fluorpolymer Etylentetrafluorethylen (ETFE) gewählt [10,76]. Eine ausführliche Beschreibung sowie ein Datenblatt zu der verwendeten Type Tefzel 207 (DuPont) finden sich unter [77,78].

4.1.4 Verwendete Füll- und Verstärkungsstoffe

Zur Modifikation der Werkstoffeigenschaften (Wirkung verschiedener Füll- und Verstärkungsstoffe - siehe auch Kapitel 2) wurden Füll- und Verstärkungsstoffe gewählt, die den maßgeblichen Forderungen, der Chemikalien- und Abrasivverschleißbeständigkeit, entsprechen.

Kohlenstoff-Kurzfasern (SCF)

Kohlenstofffasern besitzen eine zweidimensionale, schichtförmige Struktur mit einem hohen Orientierungsgrad der am Aufbau beteiligten Kohlenstoffschichten. In Schicht-richtung - d.h. in Richtung der Faserlängsachse - sorgen kovalente Bindungsenergien für sehr hohe mechanische Kennwerte, während quer zur Schicht-richtung

aufgrund schwacher Bindungskräfte nur geringe Festigkeiten und Steifigkeiten gemessen werden. Kohlenstofffasern weisen gute Chemikalien- und Korrosionsbeständigkeiten sowie gute elektrische bzw. thermische Leitfähigkeiten auf [79]. Zur Verbesserung der Werkstofffestigkeit und –steifigkeit sowie der Wärmeleitfähigkeit und zur Reduktion des thermischen Ausdehnungskoeffizienten wurden PAN (Polyacrylnitril) basierte Kohlenstoff-Kurzfasern (SCF) verwendet (siehe Abb. 4.1). Diese Fasern vom Typ 385 (Fortafil) weisen einen Durchmesser von ca. 7 μm und eine Länge zwischen ca. 75-175 μm auf. Weiterhin zeichnen sich diese Fasern dadurch aus, dass sie sowohl für Duroplaste als auch Thermoplaste verwendet werden können. Für den thermoplastischen Verbundwerkstoff wurde dennoch ein anderer Fasertyp HTA 5131 (Tenax Fibres) verwendet. Diese weisen einen Durchmesser von ca. 7 μm und eine Länge zwischen ca. 75-175 μm auf.

Graphit (G)

Die lamellenartige Struktur von Graphit erlaubt ein leichtes Abgleiten zwischen den Schichten bei Relativbewegung [18]. Durch einwirkende Scherkräfte (z.B. Reibungskraft) werden Graphitlamellen während des Gleitprozesses abgeschert [80]. Auf diesen Mechanismus kann die Reduktion des Reibungskoeffizienten von graphitgefüllten Polymeren zurückgeführt werden. Lagern sich zudem Wassermoleküle in das Graphitgitter ein (z.B. bei geschmierten Bedingungen), wird dieses Abgleiten weiter begünstigt. Aus diesem Grund wird Graphit oftmals als Füllstoff für tribologische Applikationen bei geschmierten oder feuchten Bedingungen verwendet [9]. Graphit ist darüber hinaus sehr chemikalien- und korrosionsbeständig. Zur Verbesserung der Notlaufeigenschaften wurde aus diesen Gründen Graphit (siehe Abb. 4.1) als interner Schmierstoff ausgewählt. Graphit bietet weiterhin den Vorteil im Vergleich zu PTFE besser in ein Polymer eingebunden zu werden. Zum Einsatz kamen zwei verschiedene Typen, Desulco 9039 (Superior Graphite) und Desulco 9400 (Superior Graphite). Die erste Type ist in Verbindung mit EP besser geeignet und die zweite Type in Verbindung mit VE. Ein weiteres Unterscheidungsmerkmal ist die Partikelgröße. Während die erste Type als fein gemahlene Pulver vorliegt ist die zweite Type kugelförmig mit einem Durchmesser zwischen ca. 100 und 450 μm .

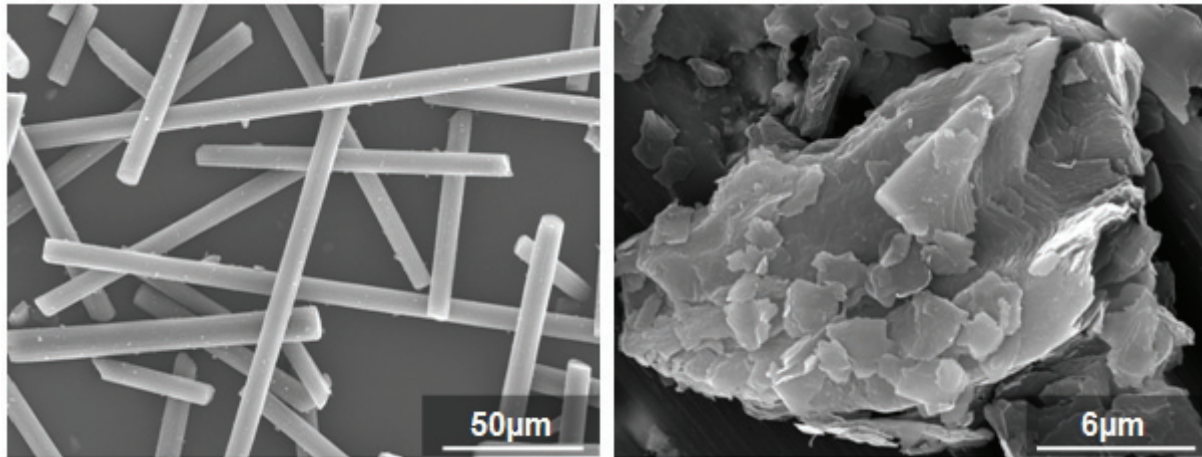


Abb. 4.1: PAN basierte Kohlenstoff-Kurzfasern (links) und Graphitpartikel (rechts)

Die Erhöhung der Härte der Verbundwerkstoffe und somit des Verschleißwiderstandes wurde mit drei unterschiedlichen Verstärkungstoffen verfolgt.

Wollastonit (W)

Mit Wollastonit (CaSiO_3) der Type Tremin 283 - 600EST (Quarzwerke), das eine Partikelgröße von ca. 3,5-13 μm und einen Partikeldurchmesser zwischen 2-6 μm aufweist, kann sowohl die Härte gesteigert als auch ein gewisser Verstärkungseffekt erzielt werden. Unter trockener Gleitbeanspruchung erwies sich dieser Verstärkungstoff als sehr nützlich den Verschleiß zu senken [81].

Titandioxid (TiO_2)

Titandioxid (TiO_2) wird überwiegend als Weißpigment für Farben eingesetzt und findet darüber hinaus Anwendung als Trübungsmittel für Email, als Träger für Katalysatoren in der Chemie, oder wegen seiner guten dielektrischen Eigenschaften, als Kondensatormaterial in der Elektro-Industrie. Da TiO_2 nicht toxisch ist, wird es zudem in Kosmetika, in pharmazeutischen Produkten und im Bereich der Lebensmittelindustrie verwendet [82]. Darüber hinaus sind TiO_2 und besonders die unterstöchiometrische Kristallstruktur Rutil (TiO_{2-x}) als schmierende Metalloxide bekannt [83]. Die schmierende Wirkung hat ihre Ursache in kristallographischen Scherflächen im Rutil-Gitter, die ein leichtes Gleiten einzelner Kristallschichten erlauben. Über die positive Wirkung von TiO_2 -Nanopartikeln auf die tribologischen Eigenschaften von Polymeren wird in mehreren Veröffentlichungen berichtet [84,85,86]. Das verwendete Titandi-

oxid der Type Kronos 2310 (Kronos), das einen mittleren Korndurchmesser von ca. 300 nm aufweist, kann bei idealer Partikelverteilung eine Steigerung der Werkstofffestigkeit und Zähigkeit bewirken [87].

Siliziumkarbid (SiC)

Mit Siliziumkarbid (SiC) lassen sich die Werkstoffeigenschaften in Richtung des derzeit verwendeten Gleitlagerwerkstoffes verändern [88,89]. Aus diesem Grunde wurden unterschiedliche Typen, Carborex GW F 600 (mittlerer Korndurchmesser ca. 9 μm) und Carborex GW F 1500 (mittlerer Korndurchmesser ca. 3 μm), von Orkla Exolon und SiC blau (Körnungen: 10, 20, 40, 70, 120, 230, 360, 500 und 1500) von ESK, verwendet.

Gravierende Unterschiede zwischen diesen drei Verstärkungstoffen sind deren Größen, Formen und Härten (siehe Abb. 4.2). Deshalb ist davon auszugehen, dass diese auch unterschiedliche Auswirkungen auf das Verschleißverhalten ausüben werden.

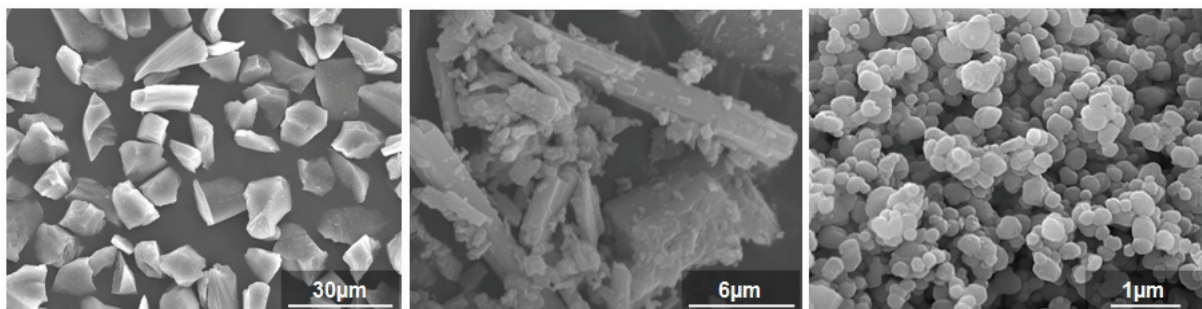


Abb. 4.2: Siliziumkarbid (links), Wollastonit (Mitte) und Titandioxid (rechts)

4.1.5 Werkstoffherstellung

Für die Herstellung der duroplastischen Verbundwerkstoffe wurde ein Labordissolver (siehe Grundlagen – Kapitel 2) verwendet. Hierin wurden die Füll- und Verstärkungstoffe mit den Harzen gemischt. Die Zugabe des Härters erfolgte bei den EP Harzen nach dem Mischprozess mit einem Flügelrührer. Nur bei den am höchsten gefüllten Werkstoffen wurde der Härter bereits im Vorfeld hinzugefügt, um ein größeres Flüssigkeitsvolumen zur Verfügung zu haben. Bei den VE Harzen wurden der Härter und der Beschleuniger immer zu Anfang mit dem Harz gemischt und anschließend die Füll- und Verstärkungstoffe hinzu gegeben. Weiterhin konnten bei den EP Harzen

die Mischungen nach dem Mischprozess evakuiert werden, um etwaige Luftfeinschlüsse zu entfernen. Bei den VE Harzen wurde hierauf verzichtet, um das Ausgasen des Styrols zu vermeiden. Nach dem Mischprozess wurde die Harzmasse in Gießformen der Größe 100 x 200 mm² gefüllt und mit den jeweiligen Härtingsprozessen ausgehärtet.

Der thermoplastische Verbundwerkstoff wurde von der Firma Lehmann & Voss mit einem Compoundierextruder, unter Verwendung der gleichen Formulierung an Füll- und Verstärkungsstoffen wie bei den duroplastischen Verbundwerkstoffen, hergestellt. Nähere Einzelheiten zu dem Herstellungsprozess sind nicht bekannt.

4.1.6 Entwickelte Verbundwerkstoffe

Die Entwicklung einer aussichtsreichen Werkstoffformulierung wurde auf der Basis des EP Harzes durchgeführt, weil dieses in Bezug auf das Handling am unkritischsten ist. Die somit entwickelten Werkstoffe sind in Tabelle 4.1 dargestellt.

Dabei lässt sich erkennen, dass die bereits beschriebenen Verstärkungsstoffe systematisch hinsichtlich deren Gehalts variiert wurden. Da sich mit steigendem Füllgrad die Viskosität der Werkstoffe ändert, werden ab einer gewissen Füllstoffmenge eine Sättigung und eine Mischbarkeitsgrenze erreicht. Der verwendete TiO₂ Partikel benötigt, aufgrund seiner spezifischen Oberfläche, relativ viel Harz zu dessen Benetzung. Deshalb wurde dieser Füllstoff herausgenommen, um noch höhere SiC Füllgrade (16 Vol.-%) realisieren zu können. Zur Abgrenzung des Einflusses von Graphit und der Wirkung verschiedener SiC Partikelgrößen und Füllgrade, wurden Werkstoffvariationen hergestellt, die nur SCF und SiC enthalten.

Die Formulierung des EP Verbundwerkstoffes mit der insgesamt höchsten tribologischen Leistungsfähigkeit wurde anschließend auf das VE Harzsystem übertragen. Da dem VE zusätzlich Styrol beigemischt werden kann, um die Viskosität zu verringern (um höhere Füllgehalte realisieren zu können und die Verarbeitung zu erleichtern), wurden zwei Reinharzproben (Proben 21 und 22) und zwei VE Verbundwerkstoffe (Proben 23 und 24) mit zwei unterschiedlichen Styrolgehalten (25 und 35 Vol.-%) hergestellt. Da sich aber auch der Aushärtezyklus auf die Werkstoffeigenschaften auswirkt, wurden diese Werkstoffe jeweils in drei Portionen aufgeteilt und bei Raumtemperatur, 80 °C und 120 °C ausgehärtet.

Tabelle 4.1: Auf EP basierende Verbundwerkstoffe und deren Formulierungen

Harz	Probe	Füll- und Verstärkungsstoffe [Vol.-%]					
		Wollastonit Tremmin 283-600 EST	TiO ₂ Kronos 2310	SCF Fortafil 385	Graphit Desulco 9039	SiC Carborex	
						GW F 600	GW F 1500
EP	1	---	---	---	---	---	---
	2	---	4	10	7	---	---
	3	4	4	10	7	---	---
	4	8	4	10	7	---	---
	5	12	4	10	7	---	---
	6	---	4	10	7	4	---
	7	---	4	10	7	8	---
	8	---	4	10	7	12	---
	9	---	4	10	7	---	4
	10	---	4	10	7	---	8
	11	---	4	10	7	---	12
	12	---	---	10	10	16	---
	13	---	---	10	---	4	---
	14	---	---	10	---	8	---
	15	---	---	10	---	12	---
	16	---	---	10	---	16	---
	17	---	---	10	---	---	4
	18	---	---	10	---	---	8
	19	---	---	10	---	---	12
	20	---	---	10	---	---	16

Um auch den Einfluss unterschiedlicher Partikelgrößen bzw. Partikelgrößenverteilungen weiter quantifizieren zu können, wurden Verbundwerkstoffe gemischt, die Füllstoffe verschiedener mittlerer Größen enthalten. Auf diese Weisen wurden sowohl bimodale (2 Partikelgrößenverteilungen), trimodale (3 Partikelgrößenverteilungen) und tetramodale (4 Partikelgrößenverteilungen) Werkstoffe hergestellt. Aus Einfachheitsgründen sollen die Werkstoffe die nur eine Korngrößenverteilung enthalten auch als monomodale Verbundwerkstoffe und die mit mehreren Korngrößenverteilungen als multimodale bzw. bi-, tri- oder tetramodale Verbundwerkstoffe. In Tabelle 4.2 sind die Zusammensetzungen der mono- und bimodalen Werkstoffe dargestellt.

Tabelle 4.2: Formulierungen der auf VE basierenden mono- und bimodalen Verbundwerkstoffe

Harz	Probe	Füll- und Verstärkungsstoffe [Vol.-%]					
		Wollastonit Tremmin 283-600 EST	TiO ₂ Kronos 2310	SCF Fortafil 385	Graphit Desulco 9400	SiC Carborex	
						GW F 600	GW F 1500
VE	21+22	---	---	---	---	---	---
	23+24	---	---	10	10	16	---
	25	---	---	---	---	16	---
	26	---	---	---	---	8	8
	27	---	---	---	---	---	16

Die in Tabelle 4.3 zusammengefassten tri- und tetramodalen Materialien weisen alle die gleiche Grundformulierung auf (16 Vol.-% SiC, 10 Vol.-% SCF, 10 Vol.-% G) und unterscheiden sich nur hinsichtlich der variierten SiC Partikelgrößen.

Tabelle 4.3: Formulierungen der auf VE basierenden tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffe mit der stets gleichen Grundformulierung

Harz	Proben	Füll- und Verstärkungsstoffe [Vol.-%]				
		Wollastonit Tremmin 283-600 EST	TiO ₂ Kronos 2310	SCF Fortafil 385	Graphit Desulco 9400	SiC
VE	28 - 39	---	---	10	10	16

Probe	Mischung	Körnungen (Korngröße [µm])								
		10 (2190)	20 (1095)	40 (460)	70 (230)	120 (115)	230 (53)	360 (22,8)	500 (12,5)	1500 (2)
		Volumengehalt [Vol.-%]								
28	10-20-40	50	25	25						
29	10-20-40-1500	50	25	12,5					12,5	
30	20-40-70		50	25	25					
31	20-40-70-1500		50	25	12,5				12,5	
32	40-70-120			50	25	25				
33	40-70-120-1500			50	25	12,5			12,5	
34	70-120-230				50	25	25			
35	70-120-230-1500				50	25	12,5		12,5	
36	120-230-360					50	25	25		
37	120-230-360-1500					50	25	12,5	12,5	
38	230-360-500						50	25	25	
39	230-360-500-1500						50	25	12,5	

Die gleiche Formulierung des EP Harzsystems, die auch auf das VE System übertragen wurde, ist auch in den Thermoplasten ETFE eingemischt worden. Die Zusammensetzung ist in Tabelle 4.4 dargestellt.

Tabelle 4.4: Werkstoffformulierung des Thermoplasten ETFE

Poly- mer	Probe	Füll- und Verstärkungsstoffe [Vol.-%]				
		Wollastonit Tremin 283-600 EST	TiO ₂ Kronos 2310	SCF Tenax HTA 5131	Graphit Desulco 9039	SiC Carborex GW F600
ETFE	40	---	---	10	10	16

4.2 Mechanische und thermoanalytische Werkstoffcharakterisierung

Zur Bestimmung allgemeiner Werkstoffkennwerte wurden sowohl mechanische als auch thermoanalytische Prüfungen durchgeführt.

4.2.1 Mechanische Untersuchungen

Zugprüfung

Mit Hilfe von Zugprüfungen, die in Anlehnung an DIN ISO 527 auf einer Universalprüfmaschine der Fa. Zwick (Modell 1474) durchgeführt wurden, können an Massivproben die Zugfestigkeit bzw. Bruchspannung, die Bruchdehnung und der Elastizitätsmodul bestimmt werden. Hierfür wurden Proben der Dimension 80 x 10 x 4 mm³ (Länge x Breite x Tiefe) verwendet. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 1 mm/min, die Vorkraft 5 N. Sämtliche Zugversuche fanden bei Raumtemperatur und –klima unter Verwendung einer mechanischen Spannvorrichtung statt. Weiterhin wurden zur Optimierung der Krafterleitung, und damit zur Vermeidung eines Bruchs in der Spannvorrichtung an den Probenenden, auf beiden Seiten glasfaserverstärkte Plättchen der Größe 20 x 10 x 2 mm³ mit einem Epoxidharzklebstoff aufgeklebt.

Schlagbiegeprüfung

Die Schlagzähigkeit der Werkstoffe wurde mittels einer Schlagbiegeprüfung nach dem Charpy-Verfahren in Anlehnung an DIN 53453 mit Hilfe eines Schlagpendels der Fa. Ceast (Typ Mk4) ermittelt. Die ungekerbten Proben hatten folgende Abmessungen: 80x10x4 mm³ (Länge x Breite x Tiefe). Die Proben wurden so positioniert,

dass die Dicke in Schlagrichtung 10 mm betrug. Als Stützweite wurden 62 mm gewählt und ein Schlagpendel mit einer Schlagenergie von 4 Joule verwendet.

Ultra-Mikrohärteprüfung

Die Härteprüfungen wurden mit einem dynamischen Ultra-Mikrohärte-Prüfgerät der Fa. Shimadzu (Typ DUH 202) in Anlehnung an DIN 50359-1 durchgeführt. Die Universalhärte (HU) wird dabei aus der Eindringkraft (F) und der Eindringtiefe (h) gemäß Gleichung 4.1 berechnet.

$$HU = \frac{F}{26,43 \cdot h^2} \quad [\text{MPa}] \quad (\text{Gl. 4.1})$$

4.2.2 Thermoanalytische Untersuchung

Die Kenntnis des thermischen Ausdehnungsverhaltens ist für die konstruktive Auslegung und den Betrieb von Gleitlagern (Lagerspiel) von Bedeutung, insbesondere wenn verschiedene Werkstoffe mit unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten (z.B. Stahlgehäuse und polymeres Gleitlager) eingesetzt werden [90]. Mit Hilfe der Thermomechanischen Analyse (TMA) kann der thermische Längenausdehnungskoeffizient von Festkörpern in Abhängigkeit von der Temperatur ermittelt werden [91]. Hierzu wird in einer temperierten Kammer eine Probe zwischen einem Auflagetisch und einem Messfühler positioniert. Der Messfühler presst hierbei mit einer definierten, sehr geringen Kraft auf die Probe. Die Längenänderung der Probe wird über einen induktiven Wegaufnehmer erfasst. Die auf die Ausgangslänge bezogene Längenänderung ergibt somit die relative Längenänderung. Der thermische Längenausdehnungskoeffizient verschiedener Werkstoffe wurde mit einem TMA Messgerät vom Typ TMA 40 (Mettler Toledo) in einem Temperaturbereich zwischen +30 °C und +200 °C bestimmt. Hierfür wurden Proben der Größe 10 x 5 x 4 mm³ (Länge x Breite x Tiefe) verwendet. Der thermische Ausdehnungskoeffizient wird aus der Ableitung der relativen Längenänderung nach der Temperatur berechnet.

4.3 Oberflächen- und Strukturanalysemethoden

Zur Beurteilung der Oberflächen-, sowie der Werkstoffstrukturen kamen raster-elektronenmikroskopische und lichtmikroskopische Analysen zur Anwendung. Zu-

sätzlich wurden berührungslose Vermessungen der Oberflächen mit einem Laserprofilometer durchgeführt.

Mikroskopie

Zur Charakterisierung der auftretenden Verschleißmechanismen fanden an den Probenoberflächen Untersuchungen mit Hilfe von Rasterelektronenmikroskopen der Fa. Jeol (Modelle JSM 5400 und JSM 6300) statt. Vor der Untersuchung ist es notwendig die Proben mit einer dünnen Gold-Palladium-Schicht zu besputtern. Hierfür kam ein Sputtergerät der Fa. Balzers (Typ SCD 050) zum Einsatz. Die Sputterzeit betrug ca. 150 Sekunden.

Um lichtmikroskopische Untersuchungen durchführen zu können, müssen die Proben zuvor in Epoxidharz eingebettet, geschliffen (bis Körnung 4000), sowie poliert werden. Die polierte Probenquerschnittfläche wurde danach mit einem Mikroskop der Fa. Leitz (max. Vergrößerung 500-fach) begutachtet.

Weißlichtprofilometer

Die berührungslose Vermessung der zu untersuchenden Probenoberflächen zur Bestimmung deren Rauheit bzw. Verschleißmerkmalen konnte mit einem Weißlichtprofilometer der Firma FRT Messtechnik (Typ MicroProf) durchgeführt werden.

5 Auswahl und Entwicklung der tribologischen Prüfmethoden

Bei dem gewählten tribotechnischen System Gleitlager können grundsätzlich alle vier Reibungszustände (Festkörper-, Grenz-, Misch- und Flüssigkeitsreibung) auftreten [18,19,20]. Es ist zu erwarten, dass in diesem Zusammenhang der größte Verschleiß bei ungeschmierter bzw. trockener Festkörperreibung und bei abrasiver Flüssigkeitsreibung auftritt. Aus diesem Grunde sollen die tribologischen Untersuchungen bei den beiden genannten Extremfällen durchgeführt werden. Diese Vorgehensweise ist insofern aussagekräftig, weil zu diesem Zeitpunkt das tribologische Potential verschiedener Werkstoffe miteinander verglichen und nicht die Lebensdauer eines Bauteils untersucht wird.

Mit Hilfe der in Abb. 2.12 dargestellten Tabelle bezüglich der Verschleißarten und –mechanismen kann eine für diese Applikation passende Modellprüfanordnung gewählt werden. In Bezug auf ein Gleitlager stellt die Block auf Ring Prüfmethode eine adäquate Modellprüfanordnung dar, weil hierbei die Eingriffsverhältnisse bei Gleitverschleiß relativ gut nachgebildet werden (siehe Abb. 5.1).

Bei dieser Prüfanordnung wird ein Probekörper, der eine Größe von ca. $10 \times 5 \times 4 \text{ mm}^3$ (Länge x Breite x Tiefe) aufweist, gegen einen rotierenden Gegenkörper gedrückt. Die Probe gleitet dann an einer fixen Position über den Gegenkörper. Sowohl der Werkstoff des Probekörpers als auch des Gegenkörpers sind dabei prinzipiell frei wählbar. Zur Aufbringung der Normalkraft bzw. Flächenpressung dient eine Hebelmechanik, an die ein Gewicht gehängt wird. Über das Gewicht und genau vermessene Geometrie des Probekörpers kann so eine im Vorfeld definierte Flächenpressung (p) bzw. Normalkraft (F_N) eingestellt werden. Weitere Prüfparameter sind die Gleitgeschwindigkeit (v), die über die Antriebsdrehzahl geregelt wird und konstant ist, sowie der Gleitweg (L), der über die Prüfzeit definiert wird.

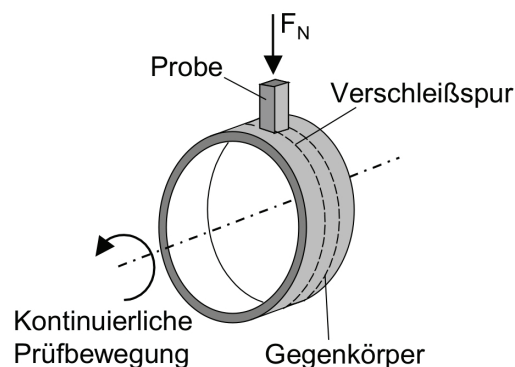


Abb. 5.1: Prinzipskizze der Block auf Ring Modellprüfmethode

Damit die Probekörper von Beginn der Prüfung an einen flächigen Kontakt zu dem Gegenkörper haben, werden die Proben vor einem Experiment in die Prüfapparatur eingebaut und mit Schleifpapier der Körnung 320 eingeschliffen. Anschließend werden die Proben wieder ausgebaut, gründlich gereinigt (im vorliegenden Fall mit Aceton) und dann für mindestens 8 Stunden in einem Trockenofen bei 70 °C getrocknet. Nach der Trocknung werden die Proben bei der verwendeten Feinwaage vom Typ Delta Range AT261 (Mettler Toledo) für 15 Minuten gelagert, um auf Raumtemperatur abzukühlen, bevor diese gewogen werden. Nach dem Wiegen können die Proben in die Prüfapparatur eingebaut und getestet werden. Nach dem Verschleißexperi-

ment wiederholt sich die Prozedur, um auf diese Weise den Massenverlust zu bestimmen. Hieraus kann mit Gleichung 2.6 die spezifische Verschleißrate berechnet werden, die bei dieser Arbeit verwendet wird, um das Verschleißverhalten der Werkstoffe miteinander zu vergleichen.

Die Verschleißexperimente wurden alle bei Raumtemperatur durchgeführt. Während der Versuche kann bei einigen Prüfständen der IVW GmbH, denen das Block auf Ring Prinzip zu Grunde liegt, die Reibkraft über eine Kraftmessdose online gemessen werden. Hieraus lässt sich, unter Berücksichtigung der Probengeometrie, der Reibungskoeffizient berechnen.

5.1 Prüfung unter technisch trockenen Bedingungen

Für die Gleitverschleißprüfung unter trockenen Bedingungen werden an der IVW GmbH in der Regel gehärtete und geschliffene Stahlringe aus 100Cr6 als Gegenkörper verwendet. Die Oberfläche weist dabei einen Rauheitswert R_a von 0,1 - 0,2 μm auf. Diese Gegenkörperringe wurden zusammen mit einem Prüfparametersatz, der zum Vergleich neuer Werkstoffe bei vielen Applikationen angewendet wird, eingesetzt. Dieser Parametersatz beinhaltet folgende Werte:

- Flächenpressung $p = 1$ [MPa],
- Geschwindigkeit $v = 1$ [m/s],
- Prüfzeit $t = 20$ [h].

Darüber hinaus kamen keramische Gegenkörper aus SiC zum Einsatz, da dies einerseits der Referenzwerkstoff und andererseits ein möglicher Reibpartner für eine neue Gleitlagerkombination wäre.

In Abb. 5.2 ist der verwendete Prüfstand dargestellt, bei dem auf der linken Seite ein Gegenkörper aus 100Cr6 und rechts ein Gegenkörper aus SiC zu sehen sind. Damit bei jedem Experiment gleiche Anfangsbedingungen herrschen, d.h. die gleiche Gegenkörperrauheit und kein Abrieb bzw. Materialübertrag von vorangegangenen Prüfungen, darf jede Prüfspur nur einmal verwendet werden.

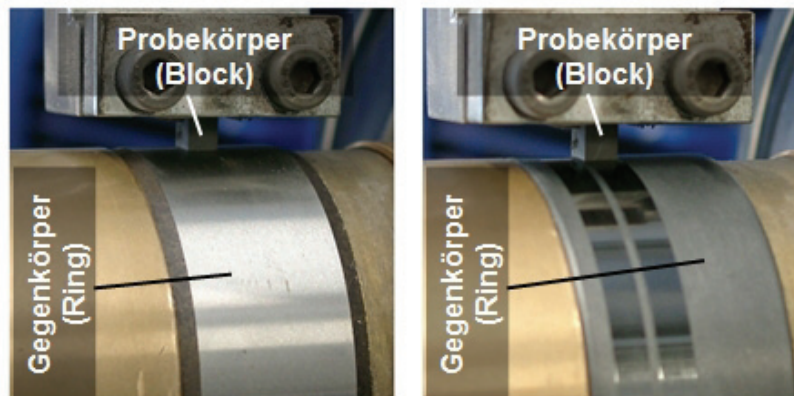


Abb. 5.2: Block auf Ring Trockenprüfung mit 100Cr6 Gegenkörper (links) und SiC Gegenkörper (rechts)

5.2 Prüfung unter geschmierten Bedingungen in abrasivem Medium

Zur Untersuchung des Verschleißverhaltens unter abrasiven, mediengeschmierten Bedingungen, stand an der IVW GmbH kein adäquater Prüfstand zur Verfügung, weshalb ein spezieller Medienprüfstand entwickelt wurde. Als Ausgangsbasis diente ein Prüfstandsmodell, das nach dem Block auf Ring Prüfprinzip arbeitet. Nach der Ausarbeitung eines anforderungsgerechten Konzeptes wurde der neue Medienprüfstand konstruiert, an der IVW GmbH gebaut und in Betrieb genommen. In Abb. 5.3 ist eine Konstruktionszeichnung und in Abb. 5.4 der betriebsbereite Medienprüfstand abgebildet.

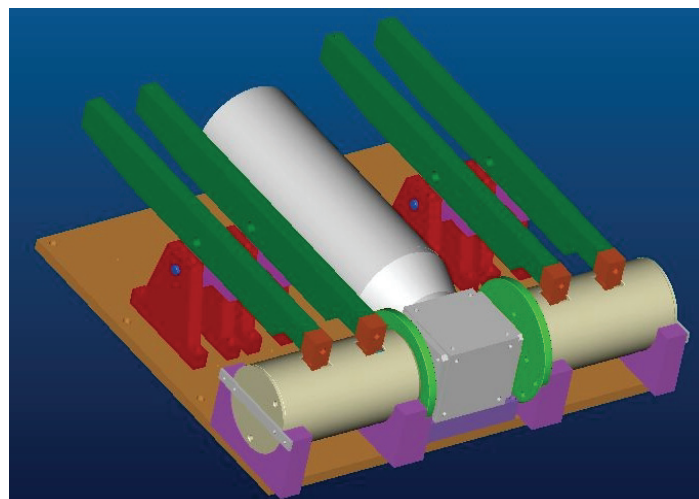


Abb. 5.3: Konstruktionszeichnung des neu entwickelten Medienprüfstands

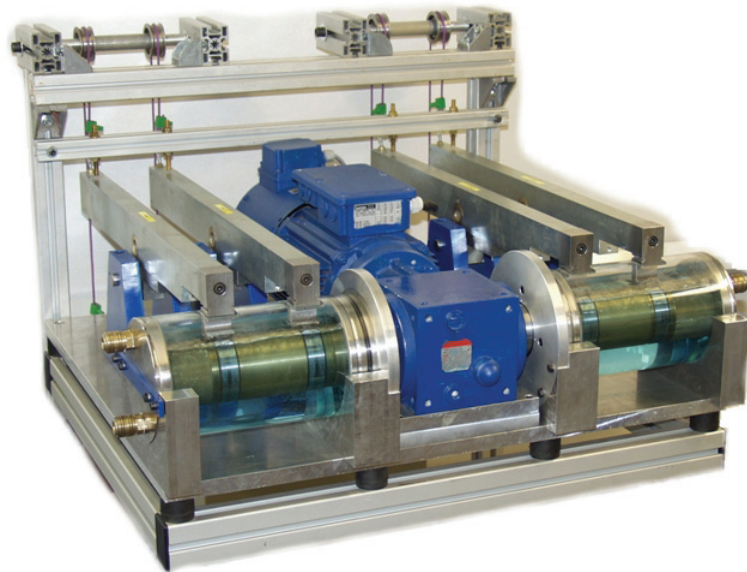


Abb. 5.4: Neu entwickelter Medienprüfstand

Das Funktionsprinzip eines Block auf Ring Prüfstands wurde weitgehend beibehalten. Um die Gegenkörperwellen befinden sich in diesem Fall aber Behälter, so dass der Gegenkörper in ein Medium eintaucht. Die Füllstandshöhe kann dabei beliebig variiert werden. Über jeweils zwei Anschlüsse an den Behältern können Medien extern temperiert werden. Von oben tauchen vier Hebel in die Behälter ein, wodurch die Proben auf die Gegenkörper gepresst werden. Am Ende der Hebel wird über einen Umlenkmechanismus an jeden Hebel ein Gewicht gehängt, um die Normalkraft bzw. Flächenpressung einzustellen.

Für die abrasiven Versuche wurde hauptsächlich eine Mischung aus Wasser mit Wollastonit Partikeln als Verunreinigung verwendet. Das Mengenverhältnis setzte sich aus 200 Gramm Wollastonit (Tremis EST-600, Quarzwerke, siehe Kapitel 4 - Füllstoffe) je Liter Wasser zusammen, wobei ca. 2 Liter Wasser in die Behälter gefüllt wurden. Durch die Rotationsbewegung der Gegenkörperwellen wurden die Partikel stets in Bewegung gehalten und an deren Sedimentation gehindert. Als Gegenkörper wurden auch bei dieser Prüfung gehärtete und geschliffene Stahlringe aus 100Cr6 verwendet. Dabei wurden folgende Prüfparameter verwendet:

- Flächenpressung $p = 2$ [MPa],
- Gleitgeschwindigkeit $v = 2$ [m/s],
- Prüfdauer $t = 20$ [h].

Weiterhin wurde noch handelsüblicher Quarzsand (Korngröße: 100-400 μm) als Verunreinigung (200 g/Liter) verwendet. Hierbei wurden allerdings die 100Cr6 Gegenkorperringe durch SiC Ringe ersetzt und die Flächenpressung auf 1 MPa reduziert. Damit sich der Quarzsand nicht absetzen konnte wurden bei diesen Versuchen zusätzliche Verwirbelungsscheiben auf den Gegenkörperwellen angebracht (siehe Abb. 5.5).

Nach jeder Prüfung wurden die Behälter vollständig geleert, gesäubert und für den nächsten Versuch mit einer neuen Mischung aus Wasser mit Verschmutzungspartikeln befüllt. Auch die Gegenkörper wurden vor jeder Prüfung ausgewechselt, so dass jede Probe den gleichen Anfangsbedingungen unterworfen war. Das Prüfmedium bleibt zwar während einer Prüfung gleich, wodurch es sicherlich zu Veränderung hinsichtlich deren Abrasivität kommt, jedoch ist die Kontaktfläche zwischen Probe und Gegenkörper im Vergleich zur Menge an Verschmutzungspartikeln und der Testzeit klein, womit von annähernd konstanten Bedingungen ausgegangen werden kann.

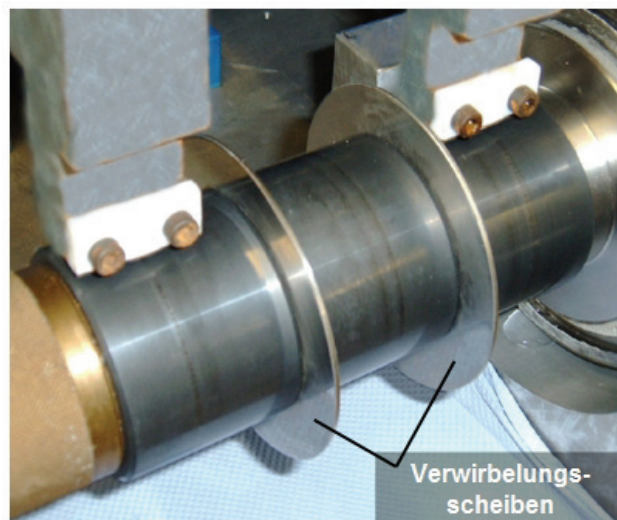


Abb. 5.5: Verwirbelungsscheiben auf den Gegenkörperwellen des Medienprüfstands

5.3 Abrasiver Schnelltest

Aufgrund der langen Prüfdauer (20 Stunden) bei den Experimenten unter abrasiven, mediengeschmierten Bedingungen und wegen der geringen Einflussmöglichkeiten auf die abrasiven Bedingungen im Reibkontakt, wurde eine weitere Prüfmethode angewendet, der abrasive Schnelltest. Wie bei den Grundlagen beschrieben, stehen für

Prüfungen gegen abrasive Gegenkörper, insbesondere im Kontakt mit Schleifpapier, bereits einige standardisierte Prüfmethode zur Verfügung. Bei diesen Prüfungen wird der Probekörper spiral- oder meanderförmig über das Schleifpapier geführt und kommt somit nie mit dem eigenen Abrieb in Kontakt. Weil bei einem Gleitlager der Grund- und Gegenkörper jedoch eine fixe Position zueinander haben, kann sich bei deren Kontakt auch Abrieb auf dem Gegenkörper anlagern. Im Extremfall, bei ungeschmierten Bedingungen, wird dieser Zustand vorherrschen. Aus diesem Grunde wurde der abrasive Schnelltest mit der gleichen geometrischen Anordnung wie bei den zuvor beschriebenen Prüfungen durchgeführt. Das bedeutet, der Probekörper behält eine fixe Position gegenüber dem abrasiven Gegenkörper, wodurch sich auf dem Gegenkörper erwartungsgemäß eine Abriebspur bilden wird, die den Verschleißvorgang vor- oder nachteilig beeinflussen kann. Allerdings stellt die Prüfung gegen einen rauen Gegenkörper zunächst einen Zwei-Körper Kontakt dar, der im Lauf der Zeit erst, wenn sich Abrieb auf dem Gegenkörper festsetzt, in einen Drei-Körper Kontakt übergeht. Daher müssen die Ergebnisse entsprechend interpretiert werden, weil sich andere Verschleißmechanismen im Vergleich zu den Prüfungen in einem abrasiven Medium einstellen werden.

Für die Durchführung dieser abrasiven Prüfungen wurden die Standard Stahlgegenkörper mit verschiedenen Schleifpapieren unterschiedlicher Körnungen überklebt (siehe Abb. 5.6) und der Prüfkörper dagegen getestet [92]. Weil der abrasive Verschleiß in diesem Zusammenhang sehr hoch ist, mussten passende Prüfparameter erarbeitet werden. Bei Vorversuchen mit Korundschleifpapier zeigten sich bei folgenden Testparametern relativ gut reproduzierbare Ergebnisse:

- Flächenpressung $p = 0,25$ oder $0,5$ [MPa],
- Geschwindigkeit $v = 0,32$ oder $0,5$ [m/s],
- Prüfzeit $t = 30$ oder 60 [s].

Um unterschiedliche abrasive Bedingungen nachstellen zu können, wurden drei verschiedene Korundschleifpapiere mit den Körnungen 240 (Korngröße: ca. 42-46 μm), 320 (Korngröße: ca. 27-30 μm) und 400 (Korngröße: ca. 16-18 μm) verwendet. In Bezug auf den keramischen Referenzwerkstoff SiC steht jedoch im Vorfeld fest, dass dieser nicht gegen Korund getestet werden kann. Die Ursache hierfür ist die hohe Härte des SiC. Zur Verdeutlichung kann die relative Härtemessung bzw. -skala nach

Mohs herangezogen werden (siehe Abb. 5.7). Entsprechend deren Definition kann ein Material nur ein anderes mit gleicher oder niedrigerer Härte ritzen bzw. bearbeiten [93,94]. Weil SiC eine Härte nach Mohs von ca. 9,5 aufweist und diese über der Härte von Korund (ca. 9,0) liegt, kann der Referenzwerkstoff SiC nicht gegen Korundscheifpapier geprüft werden. Deshalb wurde neben Korundscheifpapier auch SiC Schleifpapier der Körnung 320 (Korngröße: ca. 27-30 μm) eingesetzt. Die Prüfung des Referenzwerkstoffes SiC gegen SiC Schleifpapier stellt allerdings eine grenzwertige Prüfmethode dar, die voraussichtlich nur einen geringen Massenverlust ergeben wird. Deshalb kamen zusätzlich Diamantschleifräder der Körnung D8-16 (Korngröße: ca. 12 μm) von der Fa. Lapport zum Einsatz (siehe Abb. 5.6). Diese Schleifräder weisen eine keramische Bindung und eine gewisse Porosität als Spanraum auf. Um mit diesen Schleifrädern ein möglichst gutes Ergebnis zu erzielen und um die enthaltenen Diamanten zu schonen, müssen diese unter geschmierten Bedingungen eingesetzt werden. Deshalb wurden diese Prüfungen an dem neu entwickelten Medienprüfstand durchgeführt, wobei die Schleifräder mit der Oberfläche in Wasser eintauchten. Ein Vorteil der geschmierten Prüfung besteht darin, dass der Abrieb aus dem Spanraum gespült wird.

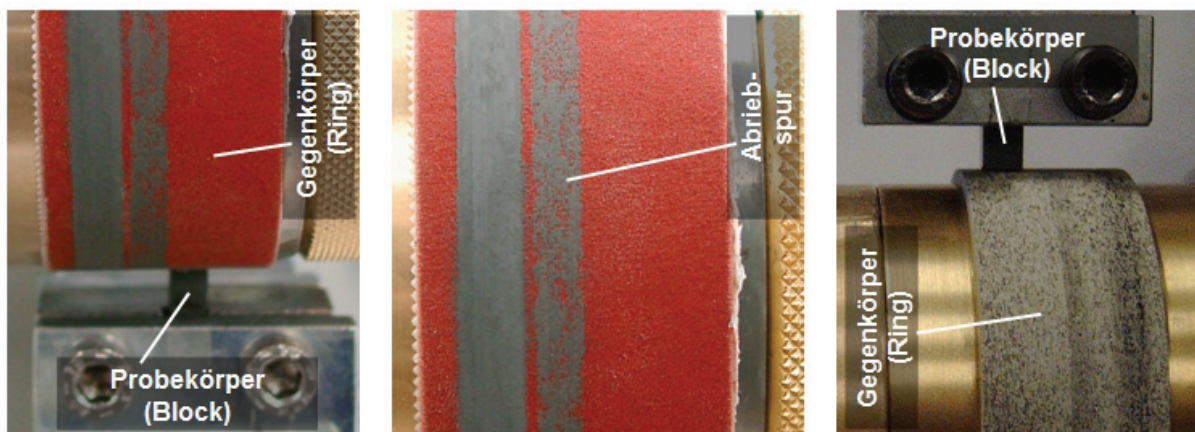


Abb. 5.6: Block auf Ring Abrasivverschleißprüfung gegen Korundscheifpapier (links) mit resultierenden Abriebspuren (Mitte) sowie gegen ein Diamantschleifrad (rechts)

Bei den Prüfungen gegen Korund- und SiC Schleifpapier der Körnung 320 wurde zusätzlich ein Prüfstand mit Reibkrafterfassung verwendet. Aus den aufgezeichneten Reibkraftverläufen wurden die entsprechenden Reibungskoeffizienten berechnet und aus mehreren Messungen die Mittelwerte bestimmt. Es zeigte sich bei allen Versuchen, dass die Proben innerhalb der ersten 30 Sekunden eines Experimentes eine

Einlaufphase durchschreiten und in der zweiten Hälfte des Experiments (zwischen 30 und 60 Sekunden) eine stabile Phase aufweisen. Aus diesem Grunde wurde ein Mittelwert aus den Werten der zweiten Hälfte des Experiments berechnet und dieser für Vergleichszwecke herangezogen bzw. angegeben (siehe Abb. 5.8).

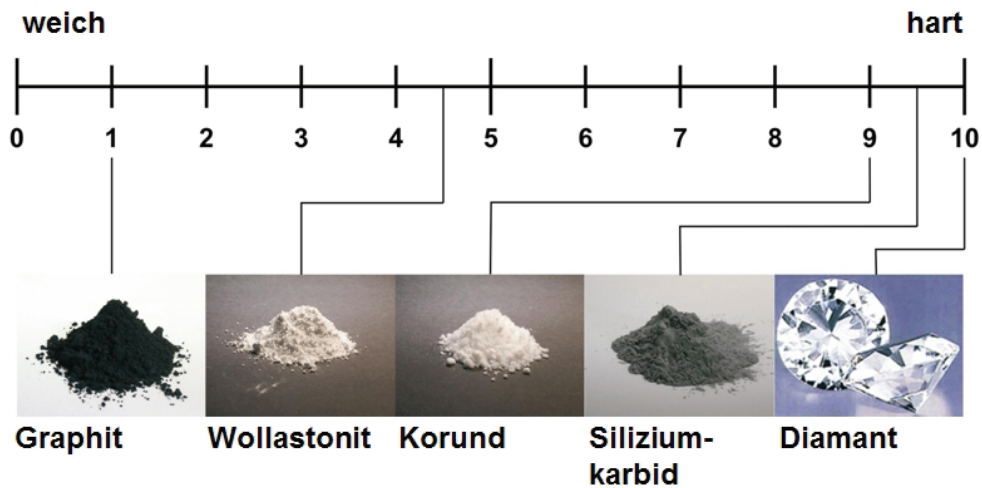


Abb. 5.7: Härteskala nach Mohs

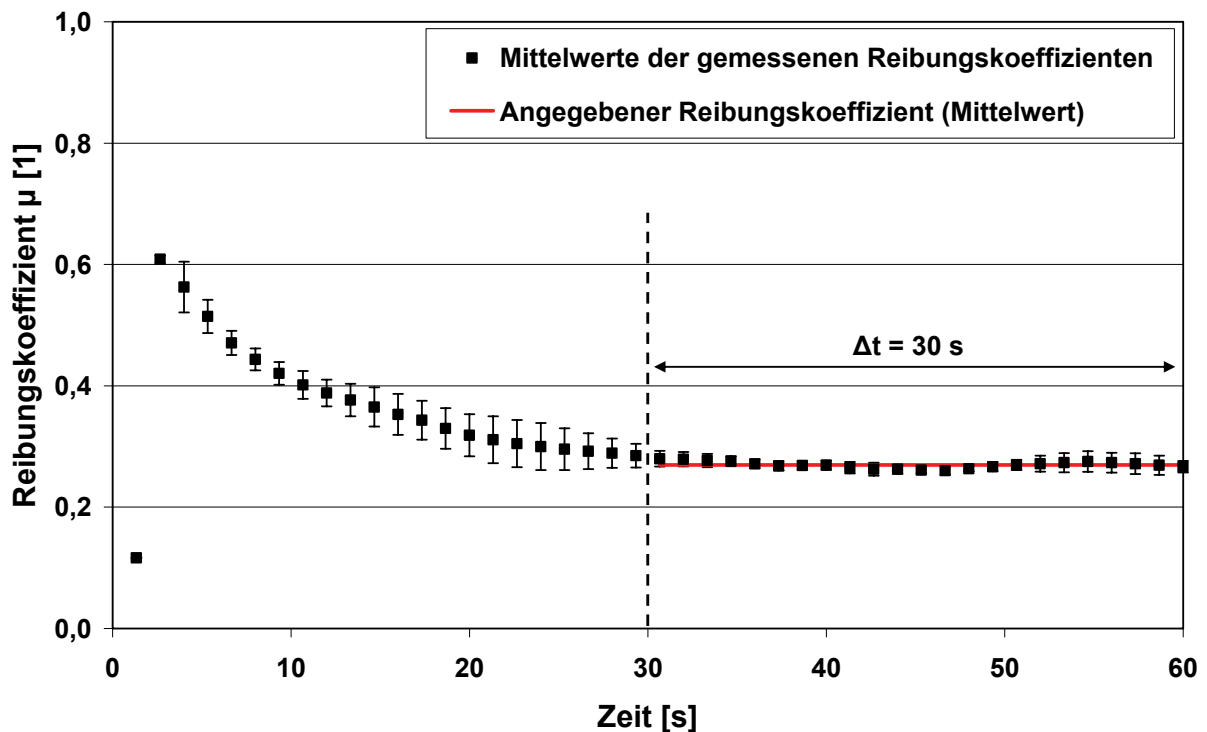


Abb. 5.8: Typischer Verlauf ermittelter Reibungskoeffizienten

6 Ergebnisse

Bei den nachfolgend dargestellten Ergebnissen ist der EP basierte Werkstoff, der SCF, G und 16 Vol.-% SiC (9 μm) enthält, speziell mit einem Kreis gekennzeichnet. Die Eigenschaften dieses einzelnen Verbundwerkstoffs sollen auf diese Weise im Vergleich zu den anderen Materialien hervorgehoben werden.

6.1 Mechanische Eigenschaften

6.1.1 Bruchspannung und Bruchdehnung

EP basierte Verbundwerkstoffe

Mit Hilfe von Zugversuchen wurden bei den verschiedenen Werkstoffen die Bruchspannung und die Bruchdehnung ermittelt. Bei der Bruchspannung wird die eingeleitete Zugkraft, bei der die Probe auseinander bricht, auf die Geometrie der Zugprobe bezogen. Aus der gemessenen Längenänderung der Probe bis zum Bruch resultiert die zugehörige Bruchdehnung.

In Abb. 6.1 sind die Bruchspannungen der EP basierten Verbundwerkstoffe über deren Füllstoffgehalte dargestellt. Aus der Abbildung geht hervor, dass fast alle Werte der Verbundwerkstoffe höher liegen als der des Reinharzes. Die Wollastonit (W) verstärkten Werkstoffe zeigen mit steigendem Wollastonitgehalt geringere Bruchspannungswerte (von ca. 30 auf 27 MPa). Dies spricht für eine leichte Versprödung der Werkstoffe mit zunehmendem Wollastonitgehalt.

Die Werkstoffe, die SiC, SCF, G und TiO_2 enthalten, zeigen steigende Bruchspannungswerte mit steigendem SiC Gehalt. Dabei wirken sich die größeren SiC Partikel (9 μm) bereits bei dem geringsten Volumengehalt (4 Vol.-%) sehr positiv auf die Bruchspannung aus (ca. 45 MPa). Beim höchsten Volumengehalt (12 Vol.-%) wird ein Bruchspannungswert von ca. 56 MPa erreicht. Die Werkstoffe mit den kleinen SiC Partikeln (3 μm) zeigen hingegen bei dem niedrigsten Volumengehalt (4 Vol.-%) den insgesamt niedrigsten Bruchspannungswert (ca. 21 MPa). Mit steigendem SiC Gehalt steigen jedoch die Bruchspannungswerte stark an, so dass bei dem höchsten Gehalt (16 Vol.-%) ein Wert von ca. 50 MPa erreicht wird.

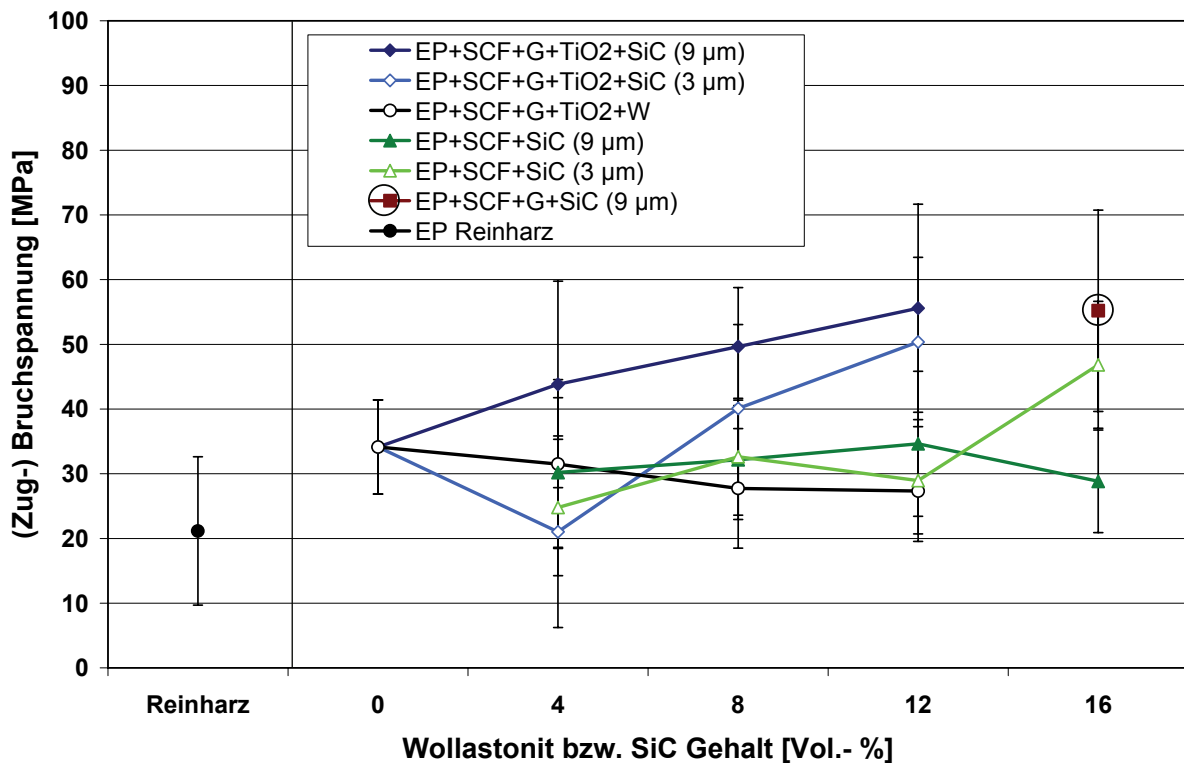


Abb. 6.1: Bruchspannungen der EP Verbundwerkstoffe

Die Werkstoffe, die SiC und SCF enthalten, zeigen mit steigendem SiC Gehalt keine ausgeprägte Zunahme der Bruchspannungswerte. Während die Werkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 µm) im Bereich zwischen 30 und 35 MPa liegen, befinden sich die Werkstoffe mit den 3 µm SiC Partikeln (4, 8 und 12 Vol.-%) in einem Bereich zwischen 25 und 33 MPa. Nur das Material mit 16 Vol.-% SiC (3 µm) weist einen Wert von ca. 47 MPa auf. Daraus kann geschlossen werden, dass die SiC Partikel, ob 9 µm oder 3 µm, zunächst keinen maßgeblichen Einfluss auf die Bruchspannung haben, sondern diese Werte auf die enthaltenen Kohlenstofffasern (10 Vol.-% SCF) zurückgeführt werden können. Erst ab einem hohen Volumengehalt an SiC Partikeln (3 µm) zeigen diese eine positive Auswirkung auf die Bruchspannungswerte.

Der Werkstoff mit SiC (9 µm), SCF und G erreicht einen Bruchspannungswert von ca. 56 MPa und liegt somit auf dem gleichen, hohen Niveau wie der Werkstoff der weniger SiC (12 Vol.-%), aber dafür TiO₂ (4 Vol.-%) enthält. Daraus kann gefolgert werden, dass der höhere SiC Gehalt (16 Vol.-%) den Beitrag des TiO₂ zur Bruchspannung kompensiert.

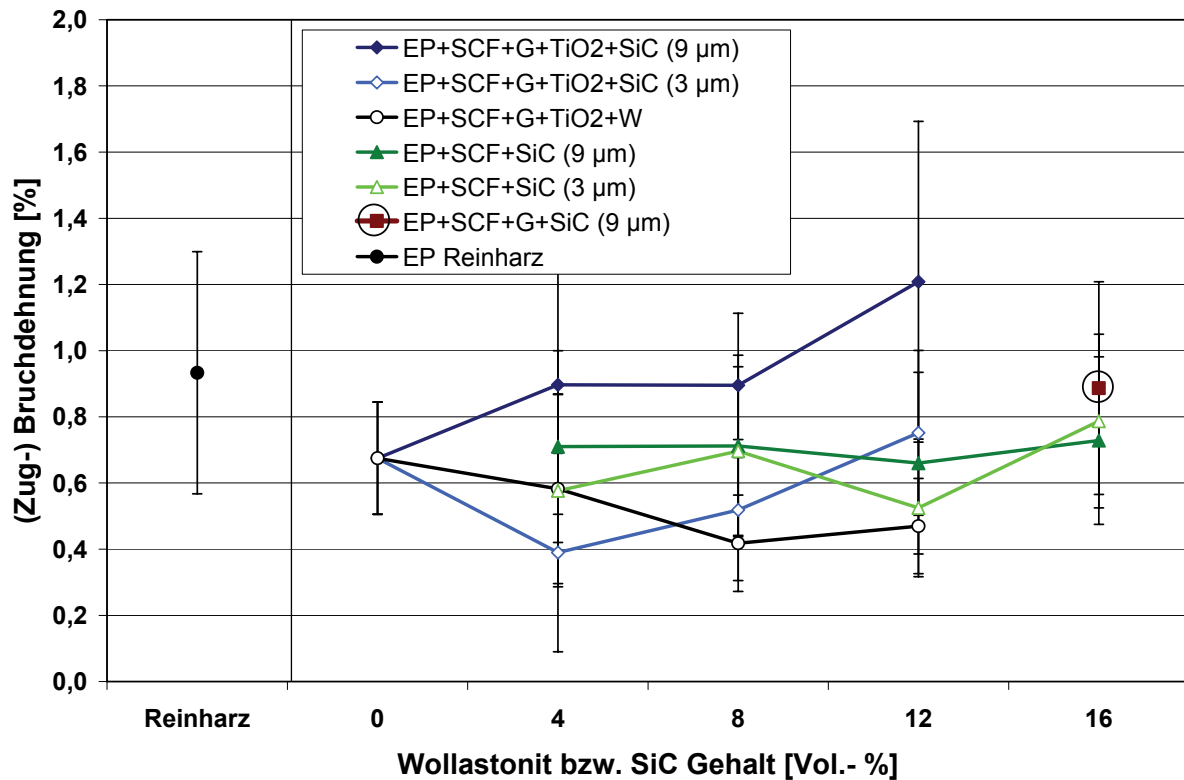


Abb. 6.2: Bruchdehnungen der EP Verbundwerkstoffe

Die Bruchdehnungen der EP basierten Verbundwerkstoffe über deren Füllstoffgehalte sind in Abb. 6.2 dargestellt. Die Bruchdehnung des EP Reinharzes beträgt ca. 0,92 %. Damit lässt sich erkennen, dass alle Verbundwerkstoffe, mit einer Ausnahme, geringere Bruchdehnungen aufweisen. Dies ist hauptsächlich auf die Zugabe der Füll- und Verstärkungsstoffe, insbesondere der Kohlenstofffasern (10 Vol.-%) zurückzuführen, die nur eine maximale Dehnung von 1,8 % zulassen.

Die Werkstoffe, die Wollastonit enthalten, zeigen niedrigere Bruchdehnungswerte mit steigendem Wollastonitgehalt. Daraus kann geschlossen werden, dass die längliche Form eines Wollastonitpartikels zu einer zusätzlichen Verstärkung (neben den SCF) dieser Werkstoffe führt und so das Dehnungsverhalten reduziert wird. Dies ist auch die Ursache für die bereits bei den Bruchspannungswerten festgestellte leichte Versprödung der Materialien.

Die Werkstoffe, die SiC, SCF, G und TiO₂ enthalten, zeigen teilweise eine Zunahme der Bruchdehnungswerte mit steigendem SiC Gehalt. Dabei liegen die Bruchdehnungswerte der Werkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 μm) über denen der Materialien mit den kleineren SiC Partikeln (3 μm). Während bei den beiden Werk-

stoffen mit 4 und 8 Vol.-% der 9 μm SiC Partikel die Bruchdehnungen auf einem Niveau liegen (ca. 0,9 %), erreicht der Werkstoff mit dem höchsten 9 μm SiC-Gehalt den insgesamt höchsten Bruchdehnungswert von ca. 1,2 %. Die Werkstoffe mit den kleinen SiC Partikeln (3 μm) zeigen hingegen einen kontinuierlichen, nahezu linearen Anstieg der Bruchdehnungswerte (von ca. 0,4 % hin zu ca. 0,73 %). Der Werkstoff mit 12 Vol.-% der 3 μm SiC Partikel liegt somit deutlich unter dem Niveau der Werkstoffe mit 4 und 8 Vol.-% der 9 μm SiC Partikel.

Die Werkstoffe, die SiC und SCF enthalten, weisen Werte im Bereich zwischen 0,5 % und 0,8 % auf. Dabei zeigen die Werkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 μm) einen nahezu konstanten Bruchdehnungswert von 0,7 % auf. Das bedeutet, der steigende SiC Gehalt bewirkt keine deutliche Veränderung des Bruchdehnungsverhaltens. Die Werkstoffe mit den kleineren SiC Partikeln (3 μm) zeigen hingegen eine Zu- bzw. Abnahme der Bruchdehnungswerte im Bereich zwischen ca. 0,5 % und ca. 0,8 %. Der Werkstoff mit dem höchsten SiC Gehalt (16 Vol.-%) an 3 μm Partikeln zeigt den höchsten Bruchdehnungswert (ca. 0,8 %) dieser Werkstoffserie.

Der Werkstoff mit SiC (9 μm), SCF und G erreicht einen Wert von 0,89 % und liegt somit leicht unterhalb des Niveaus des Reinharzes, aber gleich auf mit den beiden Werkstoffen (4 und 8 Vol.-%), die zusätzlich das TiO_2 enthalten. Daraus kann geschlossen werden, dass das TiO_2 bei dem höchst gefüllten Werkstoff (12 Vol.-%) einen positiven Einfluss auf die Bruchdehnung hat, während der höhere SiC-Gehalt (16 Vol.-%) sich weder positiv noch negativ (relativ zum Reinharz) auswirkt.

Insgesamt lässt sich festhalten, dass die Werte mit einer relativ hohen Standardabweichung verbunden sind. Dies ist auf die gewählte Prüfmethode zurückzuführen, weil hierbei die Proben häufig sehr nahe an der Einspannung gebrochen sind. Das bedeutet, die hier dargestellten Ergebnisse sind als Mindest- und nicht als Absolutwerte zu betrachten. Für relative Vergleiche können diese Ergebnisse dennoch herangezogen werden.

ratur zeigt. Bei der höchsten Aushärtungstemperatur (120 °C) erreichen beide Reinharze nahezu den gleichen Bruchspannungswert. Daraus kann geschlossen werden, dass der unterschiedliche Styrolgehalt nur bei den nicht vollständig ausgehärteten bzw. vernetzten Materialien eine Rolle spielt.

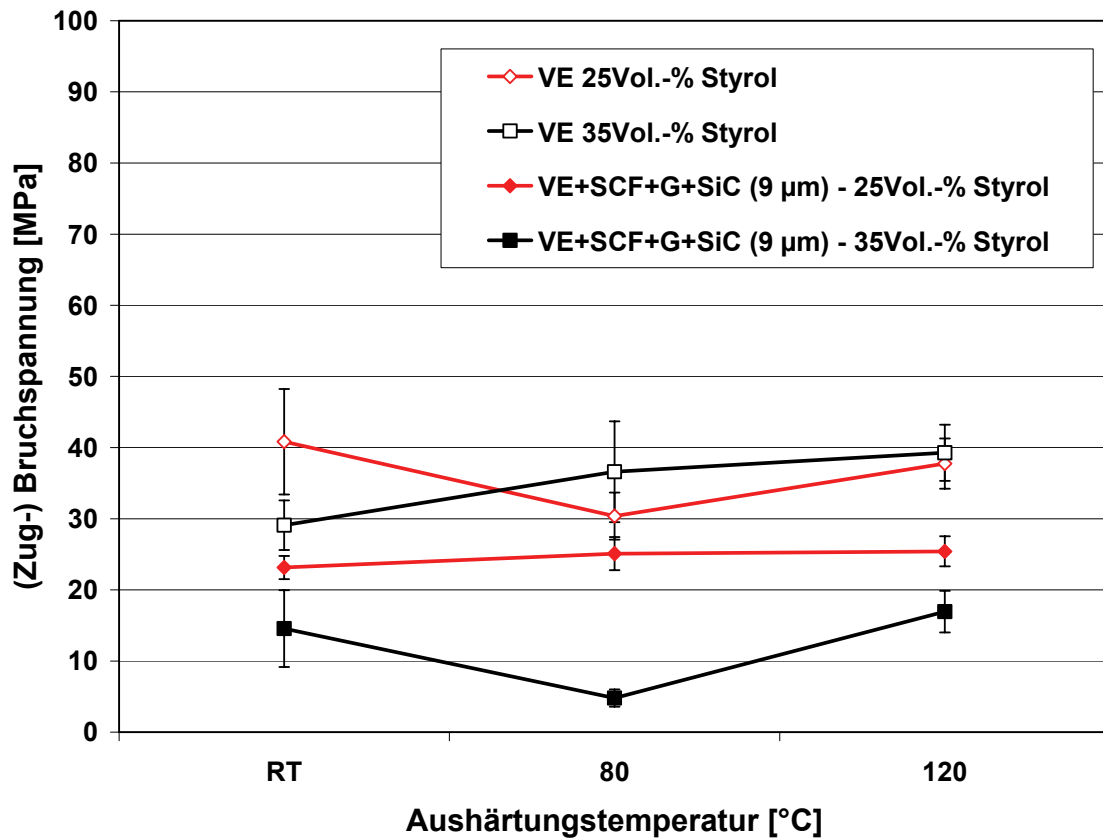


Abb. 6.3: Bruchspannungen der VE basierten Werkstoffe, die unterschiedliche Styrolanteile (25 und 35 Vol.-%) enthalten und bei verschiedenen Temperaturen ausgehärtet wurden

Aus Abb. 6.3 geht weiterhin hervor, dass der VE Verbundwerkstoff mit 25Vol.-% Styrol leicht steigende Bruchspannungswerte (von ca. 23 MPa auf ca. 26 MPa) mit steigender Aushärtungstemperatur aufweist. Der VE Verbundwerkstoff mit 35 Vol.-% Styrol zeigt hingegen von dem Anfangs- (bei RT) und Endwert (bei 120 °C) zwar die gleiche Tendenz, doch der Bruchspannungswert bei 80 °C Aushärtungstemperatur liegt auf einem wesentlich niedrigeren Niveau (ca. 6 MPa). Insgesamt betrachtet fällt auf, dass sowohl das VE Reinharz mit 25 Vol.-% Styrol als auch der VE Verbundwerkstoff mit 35 Vol.-% Styrol den gleichen Werteverlauf bzw. Abfall der Bruchspannungswerte bei 80 °C Aushärtungstemperatur zeigen. In beiden Fällen sinken die Werte um ca. 10 MPa im Vergleich zu den Werten bei RT bzw. 120 °C ab. Die Ursa-

che hierfür kann zum jetzigen Zeitpunkt nicht erklärt werden und bedarf weiterer Untersuchungen.

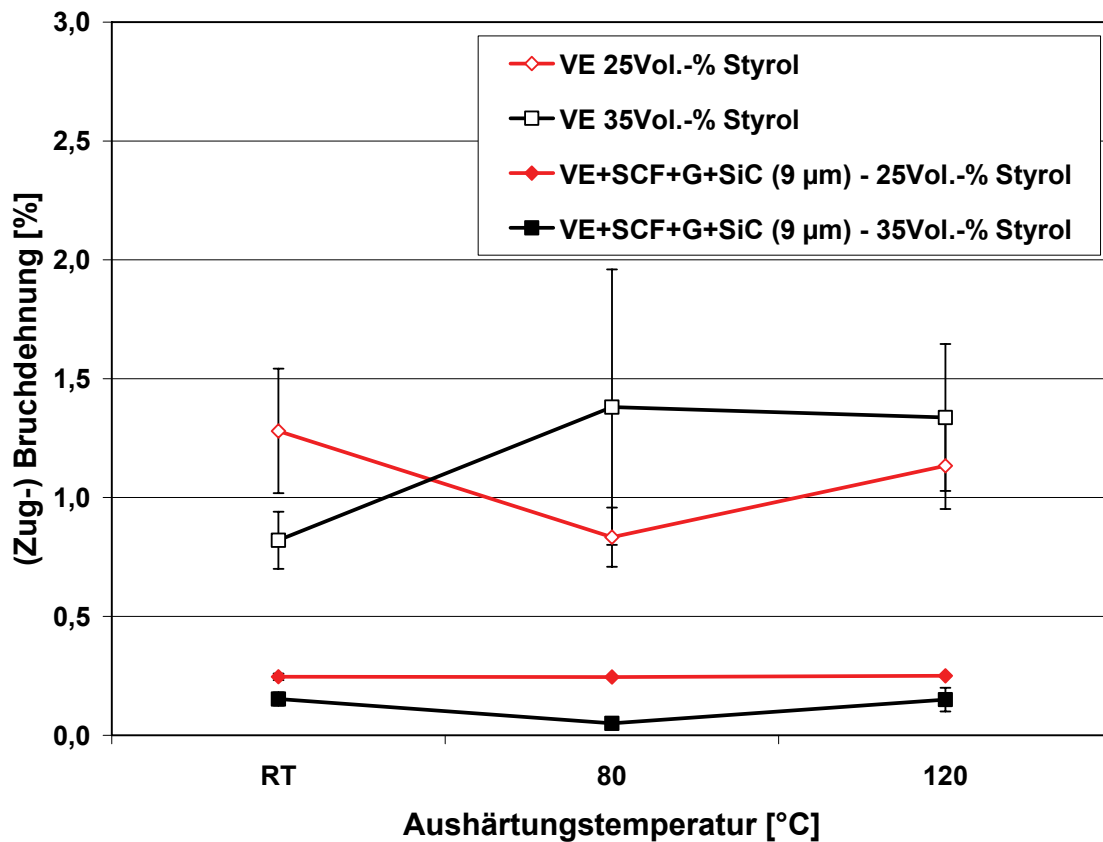


Abb. 6.4: Bruchdehnungen der VE basierten Werkstoffe, die unterschiedliche Styrolanteile (25 und 35 Vol.-%) enthalten und bei verschiedenen Temperaturen ausgehärtet wurden

Die Bruchdehnungen der VE basierten Werkstoffe, die unterschiedliche Styrolanteile (25 und 35 Vol.-%) enthalten und bei verschiedenen Temperaturen ausgehärtet wurden, sind in Abb. 6.4 über deren Aushärtungstemperaturen dargestellt. Dabei korrespondieren die Bruchdehnungswerte bezüglich der Tendenzen bzw. Werteverläufen mit denen der Bruchspannungswerte. Allerdings fällt der Abfall der Bruchdehnungen bei 80 °C Aushärtungstemperatur bei dem VE Reinharz mit 25 Vol.-% Styrol wesentlich höher aus als bei dem VE Verbundwerkstoff mit 35 Vol.-% Styrol. Insgesamt betrachtet zeigt sich, dass die VE Reinharze Bruchdehnungswerte im Bereich zwischen 0,8 % und 1,4 % aufweisen, während die Verbundwerkstoffe im Bereich zwischen 0,05 % und 0,25 % liegen. Das bedeutet, die Zugabe der Füll- und Verstärkungsstoffe führt zu einer deutlichen Verringerung der Bruchdehnungs- sowie der Bruchspannungswerte. Aus den Ergebnissen lässt sich weiterhin ableiten, dass die Zugabe von

10 Vol.-% Styrol bei dem VE Reinharz tendenziell zu einer Steigerung der Bruchspannungs- und Bruchdehnungswerte führt. Im Gegensatz dazu resultiert die Zugabe von Styrol bei den Verbundwerkstoffen teilweise in einer erheblichen Verringerung der Bruchspannungs- und Bruchdehnungswerte.

Tri- und tetramodale VE Verbundwerkstoffe

In Abb. 6.5 und Abb. 6.6 sind sowohl die Bruchspannungs- als auch die Bruchdehnungswerte der tri- und tetramodalen VE Verbundwerkstoffe dargestellt. Bei den trimodalen VE Verbundwerkstoffen zeigt sich eine Verbesserung der Bruchspannungswerte mit kleiner werdenden Korngrößen. Während die ersten beiden Korngrößenverteilungen (10-20-40 und 20-40-70) nahezu den gleichen Bruchspannungswert aufweisen (ca. 14 MPa), zeigen die nachfolgenden Werkstoffe einen etwa linearen Anstieg der Bruchspannungswerte auf ca. 20 MPa für den Werkstoff mit den kleinsten Korngrößen (230-360-500). Dabei zeigen die zugehörigen Bruchdehnungswerte keine merkliche Veränderung oder Tendenz in Bezug auf die Korngrößenverteilungen und liegen im Bereich zwischen ca. 0,25 % und ca. 0,29 %.

Die tetramodalen VE Verbundwerkstoffe zeigen grundsätzlich die gleichen Tendenzen wie die trimodalen Werkstoffe, jedoch liegen hier die ersten beiden Materialien mit den größten Korngrößen in Bezug auf die Bruchspannungswerte auf einem höheren Niveau, oberhalb von 15 MPa. Die Werte entsprechen dabei etwa der Bruchspannung des Werkstoffes mit der Korngrößenkombination 40-70-120-1500.

Das bedeutet, die Zugabe der feinen SiC Partikel (Korngröße 1500) steigert die Bruchspannungswerte der beiden Werkstoffe mit den großen Korngrößen. Ab dem Werkstoff mit der Kombination 40-70-120 liegen die Werte für die tri- und tetramodalen Materialien jeweils etwa auf dem gleichen Niveau. So weist das Material mit den kleinsten Korngrößen (230-360-500-1500) wiederum den maximalen Bruchspannungswert von ca. 20 MPa auf.

Die zugehörigen Bruchdehnungswerte zeigen auch bei den tetramodalen VE Verbundwerkstoffen keine maßgebliche Veränderung oder Tendenz in Bezug auf die Korngrößenverteilungen. Allerdings liegen die Werte hier im Bereich zwischen ca. 0,26 % und ca. 0,29 % und somit marginal höher als bei den trimodalen Materialien.

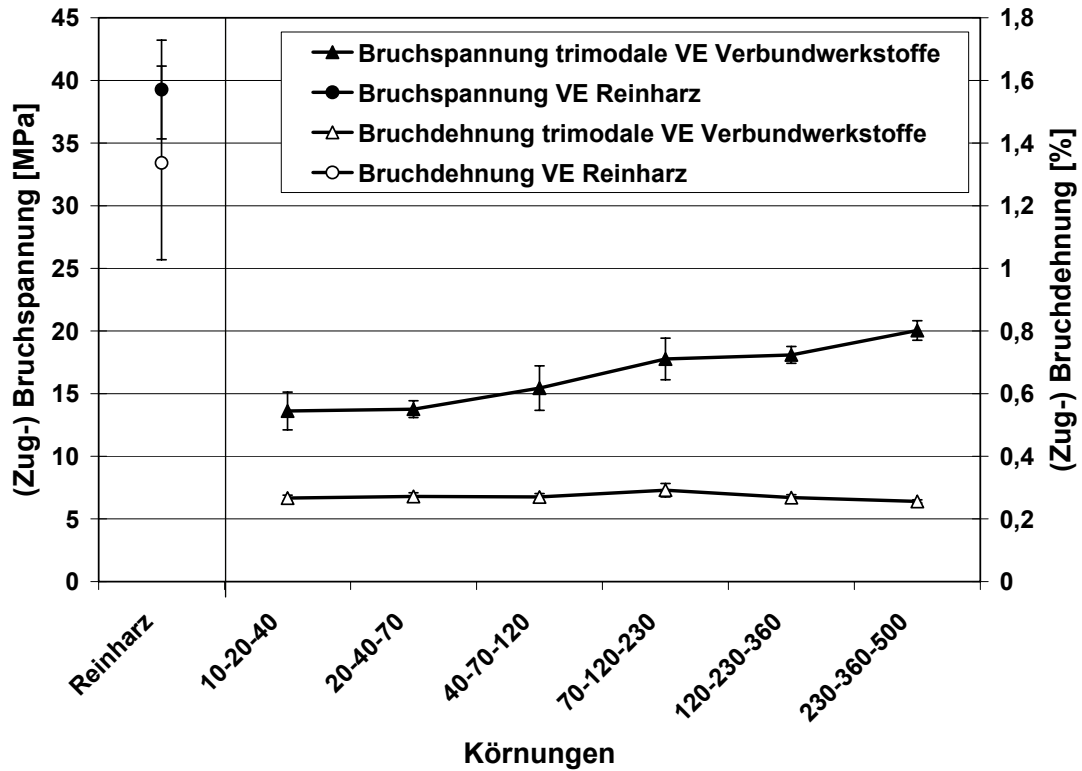


Abb. 6.5: Bruchspannungen und -dehnungen der trimodalen VE Verbundwerkstoffe

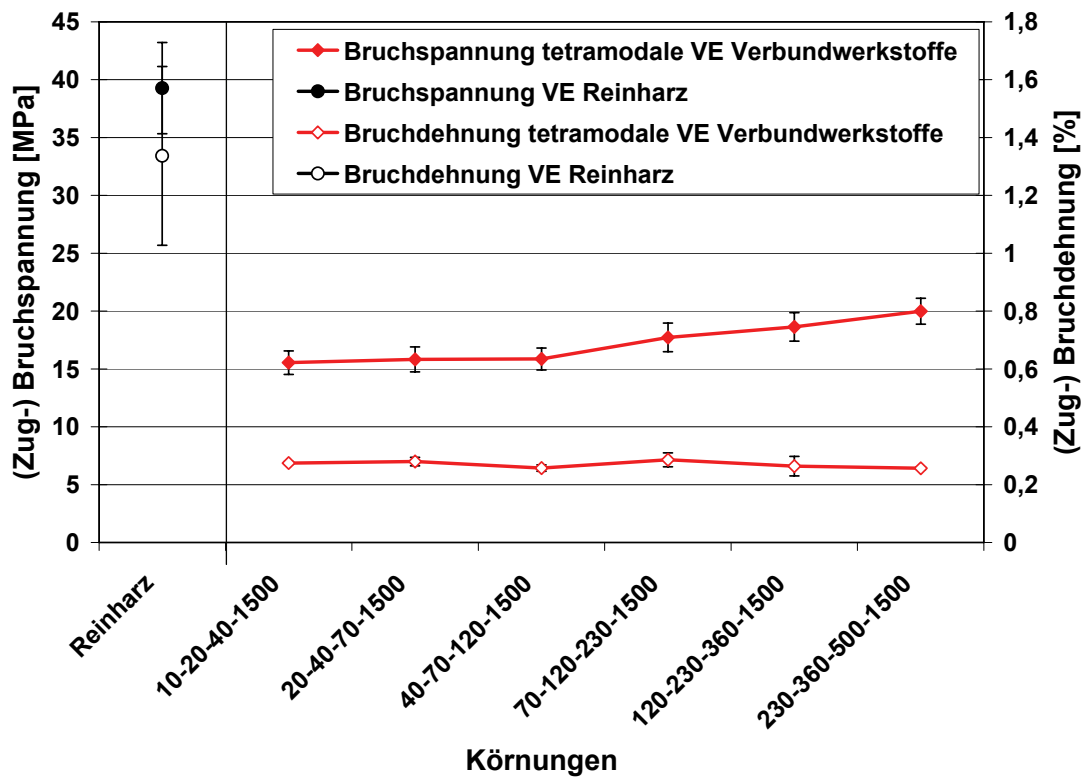


Abb. 6.6: Bruchspannungen und -dehnungen der tetramodalen VE Verbundwerkstoffe

6.1.2 Schlagzähigkeit

Anhand von Schlagbiegeprüfungen an ungekerbten Proben wurden die Schlagzähigkeiten ausgewählter Werkstoffe, wie in Abb. 6.7 dargestellt, ermittelt. Die ausgewählten Materialien enthalten alle SiC Partikel der Größe $9\ \mu\text{m}$. Die Schlagenergie des Pendelhammers betrug $4\ \text{J}$, die Masse des Hammers $0,949\ \text{kg}$ und die Schlaggeschwindigkeit $v_0 = 2,9\ \text{m/s}$. Weil diese Prüfmethode an keramischen Werkstoffen nicht durchgeführt wird, steht für den Referenzwerkstoff SiC kein Wert zur Verfügung. Ein Vergleichswert für gekerbte SiC Proben, die bei sehr niedriger Schlaggeschwindigkeit ($0,115\ \text{m/s}$) und geringer Schlagenergie ($0,182\ \text{J}$) getestet wurden, beläuft sich auf ca. $22\ \text{J/m}^2$ [95]. Somit liegt die Schlagzähigkeit – nur bei Betrachtung der Größenordnungen – etwa um den Faktor 1000 unter der der Verbundwerkstoffe.

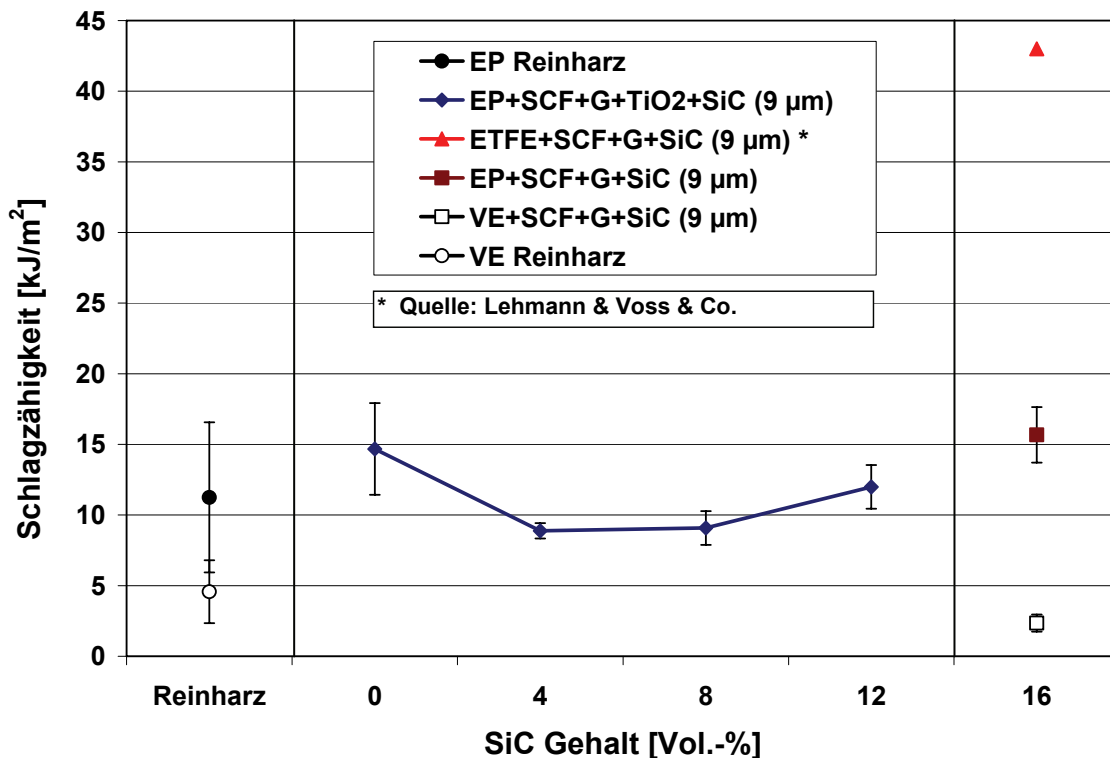


Abb. 6.7: Schlagzähigkeitswerte ausgewählter Werkstoffe

Aus den Ergebnissen geht hervor, dass die EP basierten Werkstoffe, abhängig von deren beinhalteten Füll- und Verstärkungsstoffen, in einem Bereich zwischen 9 und 16 kJ/m^2 liegen. Dabei zeigt sich, dass ein höherer SiC Gehalt, ab 12 Vol.-%, einen tendenziell positiven Einfluss auf die Schlagzähigkeit hat. Der Vergleich der Werkstoffe gleicher Rezeptur, die 16 Vol.-% SiC enthalten, macht deutlich, dass der VE basierte Werkstoff die niedrigste, der ETFE basierte Werkstoff die höchste und das

EP basierte Material eine dazwischen liegende Schlagzähigkeit besitzt. Bei den beiden Duroplasten fällt auf, dass die Zugabe der Füll- und Verstärkungsstoffe bei dem EP basierten Verbundwerkstoff, im Vergleich zum EP Reinharz, eine Verbesserung der Schlagzähigkeit bewirkt, während bei dem VE basierten Verbundwerkstoff eine Verschlechterung erzielt wird. Die Ursachen hierfür sind wohl darauf zurückzuführen, dass bei dem EP basierten Verbundwerkstoff eine Verstärkung erreicht wird, die die Rissausbreitung hemmt und so das Bruchverhalten verbessert. Bei dem VE basierten Verbundwerkstoff ließ sich dagegen nicht vermeiden, dass beim Einmischen der Füll- und Verstärkungsstoffe Luft in das Harz eingebracht wird, die in Form von Bläschen dann als Fehlstellen wirken und das Bruchverhalten negativ beeinflussen.

6.1.3 Universalhärte

EP basierte Verbundwerkstoffe

Mittels Mikrohärtemessungen wurden für die nachfolgend dargestellten Werkstoffe die Universalhärte (HU) berechnet. In Abb. 6.8 und Abb. 6.9 sind die Universalhärte der EP basierten Verbundwerkstoffe dargestellt.

Die Universalhärte des EP Reinharzes beträgt ca. 184 MPa. Im Vergleich dazu weisen alle aufgeführten Verbundwerkstoffe höhere Härte auf. Die Werkstoffe, die zusätzlich Wollastonit (W) enthalten (siehe Abb. 6.8), zeigen steigende Härte mit steigendem Wollastonitgehalt. Dabei wird ein Maximalwert von ca. 300 MPa bei 12 Vol.-% erreicht.

Die Werkstoffe, die SCF, G, TiO_2 und die großen SiC Partikel (9 μm) enthalten, zeigen im Bereich zwischen 0 und 8 Vol.-% SiC Gehalt zunächst einen nahezu konstanten Härte von ca. 250 MPa. Erst das Material mit 12 Vol.-% SiC weist eine höhere Härte von ca. 280 MPa auf. Im Gegensatz dazu steigen die Härte der Werkstoffe mit SCF, G, TiO_2 und den kleinen SiC Partikeln (3 μm) mit steigendem SiC Gehalt etwa linear von ca. 250 MPa auf ca. 300 MPa an. Damit weisen die Werkstoffe mit den kleineren SiC Partikeln (3 μm) höhere Härte auf, als die Materialien mit den groben SiC Partikeln (9 μm).

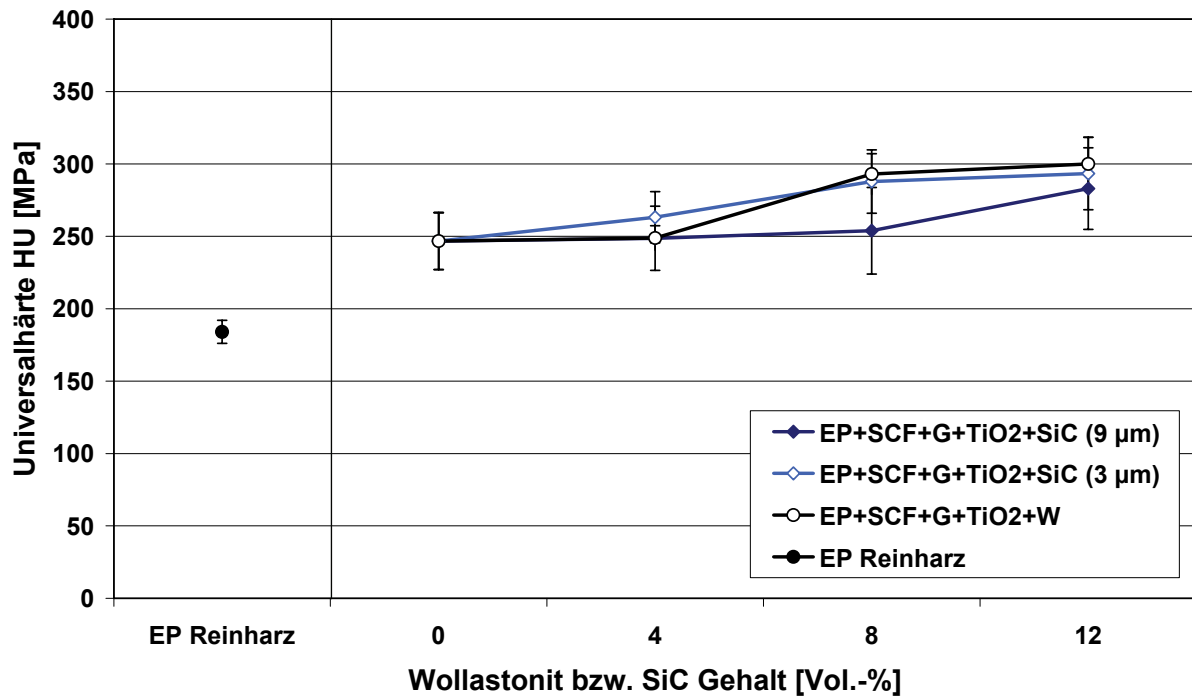


Abb. 6.8: Universalhärten verschiedener EP Verbundwerkstoffe (Proben 1 bis 11)

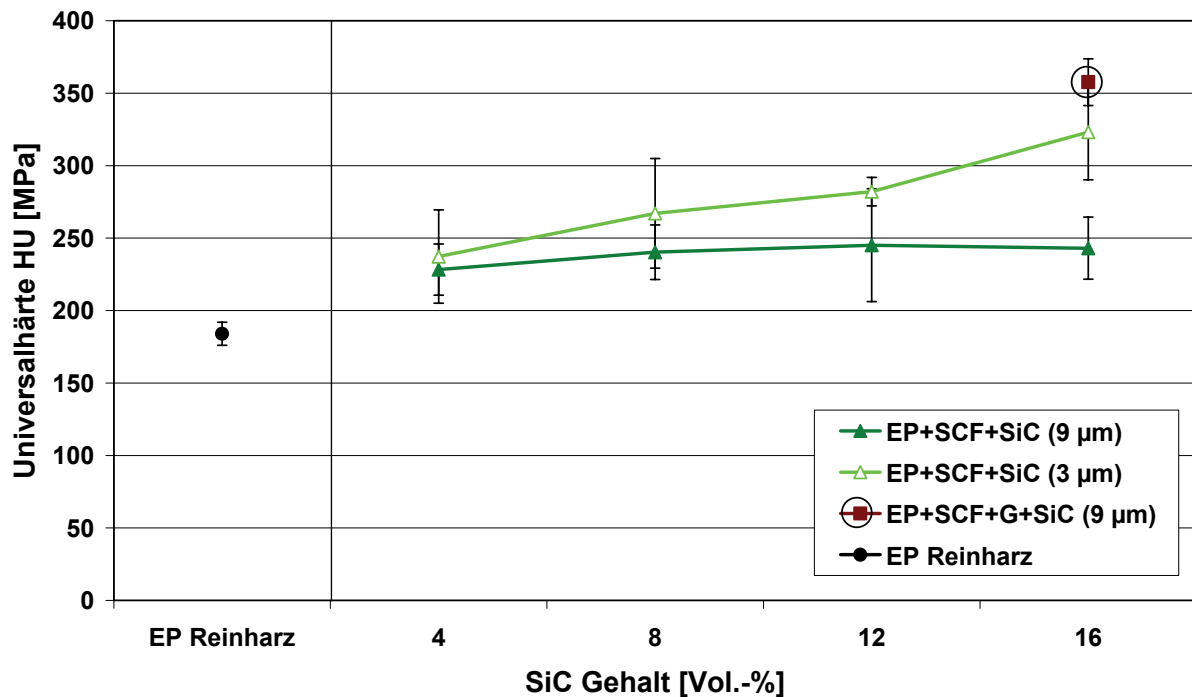


Abb. 6.9: Universalhärten verschiedener EP Verbundwerkstoffe (Probe 1 und Proben 12 bis 20)

Die EP Verbundwerkstoffe, die SCF und große SiC Partikel (9 µm) enthalten (siehe Abb. 6.9), zeigen einen leichten Anstieg der Universalhärte (von ca. 230 MPa

auf ca. 245 MPa) mit steigendem SiC Gehalt. Dabei liegen die Werte der Materialien mit 8, 12 und 16 Vol.-% SiC in etwa auf dem gleichen Niveau. Das bedeutet, die Steigerung des SiC Gehaltes hat keine maßgebliche Veränderung der Härte zur Folge. Im Gegensatz dazu weisen die EP Verbundwerkstoffe mit SCF und kleinen SiC Partikeln (3 μm) einen nahezu linearen Anstieg der Universalhärtewerte (von ca. 240 MPa auf ca. 320 MPa) mit steigendem SiC Gehalt auf. Das bedeutet, die kleinen SiC Partikel (3 μm) beeinflussen die Werkstoffhärte maßgeblich.

Der Werkstoff mit SCF, G und SiC (9 μm) erreicht den insgesamt höchsten Härtewert (ca. 360 MPa) der EP basierten Verbundwerkstoffe. Dieses Ergebnis ist insofern sehr interessant, weil sich dieses Material von dem ebenfalls in Abb. 6.9 dargestellten Werkstoff mit SCF und 16 Vol.-% SiC (9 μm) nur durch den zusätzlichen Graphitanteil unterscheidet. Das bedeutet, die Zugabe von 10 Vol.-% Graphit bewirkt in Kombination mit den beiden Verstärkungsstoffen SCF und SiC eine deutliche Steigerung (ca. 115 MPa) der Werkstoffhärte. Eine ähnliche Auswirkung zeigt sich auch beim Vergleich der Universalhärtewerte der Werkstoffe mit SCF, G, TiO_2 und SiC (9 μm) (siehe Abb. 6.8) und den Werkstoffen mit SCF und SiC (9 μm) (siehe Abb. 6.9). Während die Werkstoffe, die Graphit und TiO_2 enthalten, alle Härtewerte oberhalb von 250 MPa aufweisen, zeigen die Werkstoffe ohne Graphit und TiO_2 alle Härtewerte unterhalb von 250 MPa. Eine mögliche Erklärung für dieses Werkstoffverhalten ist, dass die zusätzlichen Füll- und Verstärkungsstoffe (Graphit und TiO_2) das Deformationsverhalten maßgeblich beeinflussen bzw. einschränken und somit höhere Härtewerte gemessen werden.

Werkstoffe mit gleicher Rezeptur

Die Universalhärtewerte der Werkstoffe mit gleicher Rezeptur wie der EP basierte Werkstoff mit SCF, Graphit und 16 Vol.-% SiC (9 μm) sind nachfolgend aufgeführt. Für den Referenzwerkstoff SiC wurde ein Universalhärtewert von 3343 MPa ermittelt. Damit weist der Referenzwerkstoff etwa eine um den Faktor 10 höhere Härte auf als die Verbundwerkstoffe.

An dem ETFE basierten Verbundwerkstoff wurde eine Universalhärte von ca. 92 MPa gemessen. Im Vergleich mit den duroplastischen Werkstoffen erreicht der

Thermoplast somit nur etwa 50 % des Härtewertes des EP Reinharzes. Dies verdeutlicht den gravierenden Unterschied zwischen diesen beiden Basispolymeren.

In Abb. 6.10 sind die Universalhärtewerte der VE basierten Werkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten (25 und 35 Vol.-%), die bei verschiedenen Temperaturen ausgehärtet wurden, dargestellt. Dabei weisen die VE Verbundwerkstoffe die gleiche Rezeptur auf wie der EP basierte Verbundwerkstoff, der SCF, G und 16 Vol.-% SiC (9 μm) enthält.

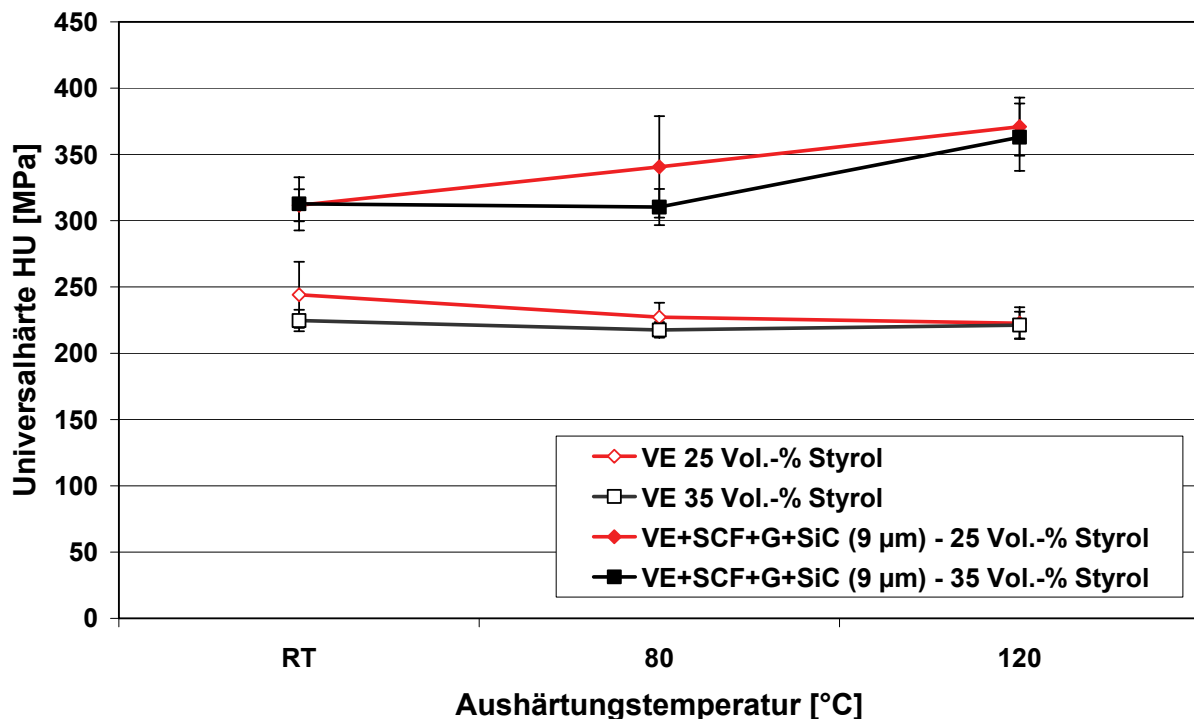


Abb. 6.10: Universalhärten der VE basierten Werkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten (25 und 35 Vol.-%), die bei verschiedenen Temperaturen ausgehärtet wurden

Insgesamt betrachtet zeigen die VE Reinharze erwartungsgemäß niedrigere Universalhärtewerte als die jeweiligen VE Verbundwerkstoffe. Weiterhin lässt sich erkennen, dass das VE Reinharz mit 25 Vol.-% Styrolgehalt mit steigender Aushärtungstemperatur zu niedrigeren Härtewerten (von ca. 245 MPa bei RT auf ca. 225 MPa bei 120 °C) tendiert. Im Gegensatz dazu bleiben die Universalhärtewerte des VE Reinharzes mit 35 Vol.-% Styrolgehalt mit steigender Aushärtungstemperatur etwa konstant bei ca. 225 MPa. Damit weisen die beiden VE Reinharze bei der höchsten Aushärtungstemperatur (120 °C) die gleichen Härtewerte auf. Das bedeutet, bei der höchsten Aushärtungstemperatur ist kein Einfluss von den unterschiedlichen Styrol-

gehalten zu erkennen. Die Ursache für die höheren Härtewerte des VE Reinharzes mit 25 Vol.-% Styrolgehalt bei RT und 80 °C Aushärtungstemperatur kann zum jetzigen Zeitpunkt nicht erklärt werden und bedarf weiterer Untersuchungen.

Die VE basierten Verbundwerkstoffe weisen bei RT und bei 120 °C Aushärtungstemperatur nahezu die gleichen Universalhärte auf. Dabei steigt die Universalhärte bei dem VE Verbundwerkstoff mit 25 Vol.-% Styrolgehalt linear von ca. 310 MPa auf ca. 370 MPa an. Im Gegensatz dazu bleibt bei dem VE Verbundwerkstoff mit 35 Vol.-% Styrolgehalt die Härte bei RT und 80 °C Aushärtungstemperatur zunächst nahezu konstant bei 310 MPa und steigt dann bei 120 °C auf 370 MPa an. Daraus kann gefolgert werden, dass die unterschiedlichen Styrolgehalte nur dann einen Einfluss auf die Härte haben, wenn eine Aushärtungstemperatur zwischen RT und 120 °C gewählt wird.

Tri- und tetramodale VE Verbundwerkstoffe

Die Universalhärte der tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffe sind in Abb. 6.11 dargestellt. Dabei entspricht die Rezeptur dieser Werkstoffe der Zusammensetzung des EP Verbundwerkstoffes mit SCF, G und 16 Vol.-% SiC. Der enthaltene Styrolgehalt liegt bei 35 Vol.-% und als Aushärtungstemperatur wurden 120 °C gewählt. Damit können die Ergebnisse dieser Werkstoffe direkt mit dem Ergebnis des zuvor beschriebenen VE Verbundwerkstoffes (siehe Abb. 6.10) verglichen werden.

Wie aus Abb. 6.11 hervorgeht, weisen alle tri- und tetramodalen VE Verbundwerkstoffe im Vergleich zum VE Reinharz höhere Universalhärte auf. Diese liegen alle in einem relativ engen Bereich zwischen ca. 260 MPa und ca. 290 MPa zusammen. Bis auf die trimodalen Werkstoffe mit den größten (10-20-40) und den feinsten (230-360-500) enthaltenen Korngrößen erreichen die tetramodalen Werkstoffe geringfügig höhere Härtewerte. Insgesamt zeigt sich, dass die Universalhärte kaum von den unterschiedlichen Korngrößenverteilungen beeinflusst wird, sondern vielmehr von dem konstanten SiC Gehalt abhängt. Im Vergleich zu dem VE Verbundwerkstoff mit einer Korngröße (9 µm) und einer Universalhärte von 370 MPa liegen die Härtewerte der tri- und tetramodalen Werkstoffe auf einem niedrigeren Niveau.

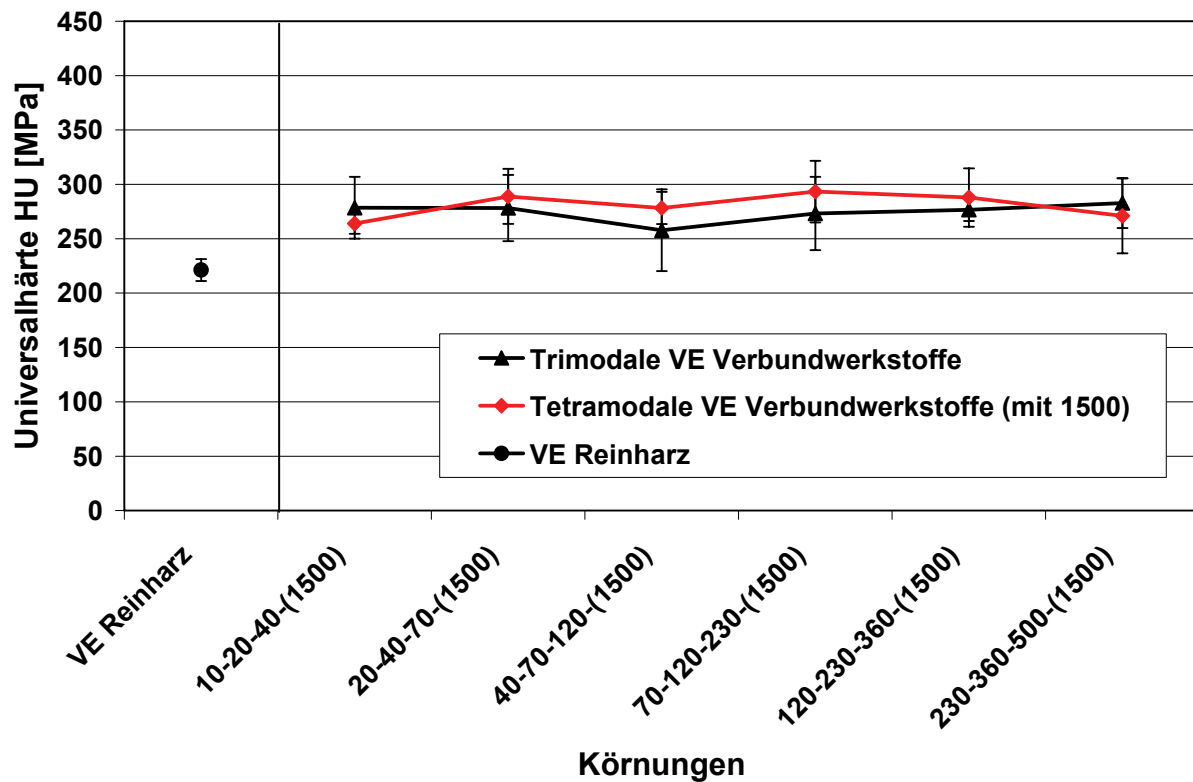


Abb. 6.11: Universalhärten der tri- und tetramodalen VE Verbundwerkstoffe

6.1.4 Thermisches Ausdehnungsverhalten

Das thermische Ausdehnungsverhalten spielt bei Gleitlagerwerkstoffen eine wesentliche Rolle, weil hiervon das sich einstellende Lagerspiel während des Betriebes abhängt. In Abb. 6.12 sind die mittels TMA Messungen ermittelten relativen Längenänderungen ($\Delta l / l_0$) der Werkstoffe mit gleicher Rezeptur über einem Temperaturbereich von +30 °C bis +200 °C dargestellt. Als Referenzwert dient die Ausdehnungskurve des reinen SiC.

Es zeigt sich, dass der Referenzwerkstoff SiC in dem dargestellten Temperaturbereich ($\Delta T = 170$ °C) eine sehr geringe relative Längenänderung von insgesamt ca. 0,2 $\mu\text{m}/\text{mm}$ aufweist. Im Vergleich dazu zeigen alle Verbundwerkstoffe höhere relative Längenänderungen. Der VE Verbundwerkstoff schneidet dabei am besten ab mit einer relativen Längenänderung von insgesamt ca. 6 $\mu\text{m}/\text{mm}$. Der EP Verbundwerkstoff weist einen Wert von ca. 11 $\mu\text{m}/\text{mm}$ auf. Die höchste relative Längenänderung von insgesamt ca. 48 $\mu\text{m}/\text{mm}$ zeigt der thermoplastische Verbundwerkstoff (ETFE).

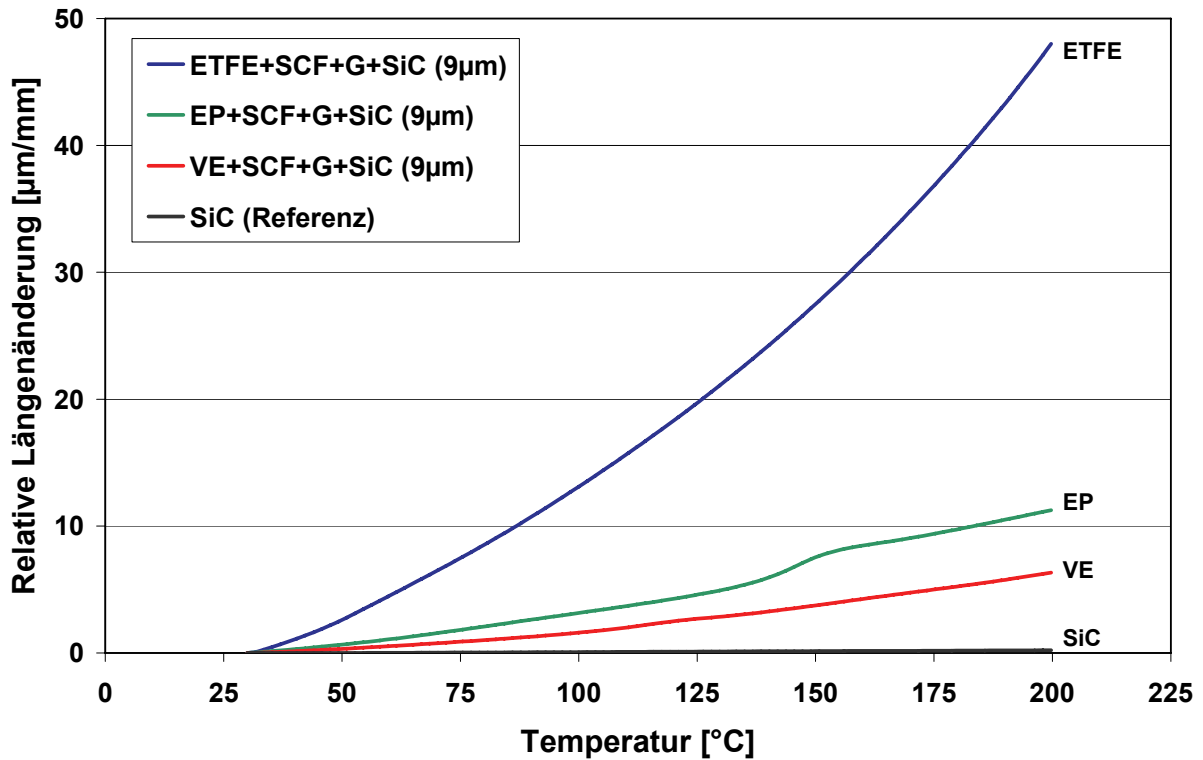


Abb. 6.12: Ausdehnungsverhalten ausgewählter Verbundwerkstoffe

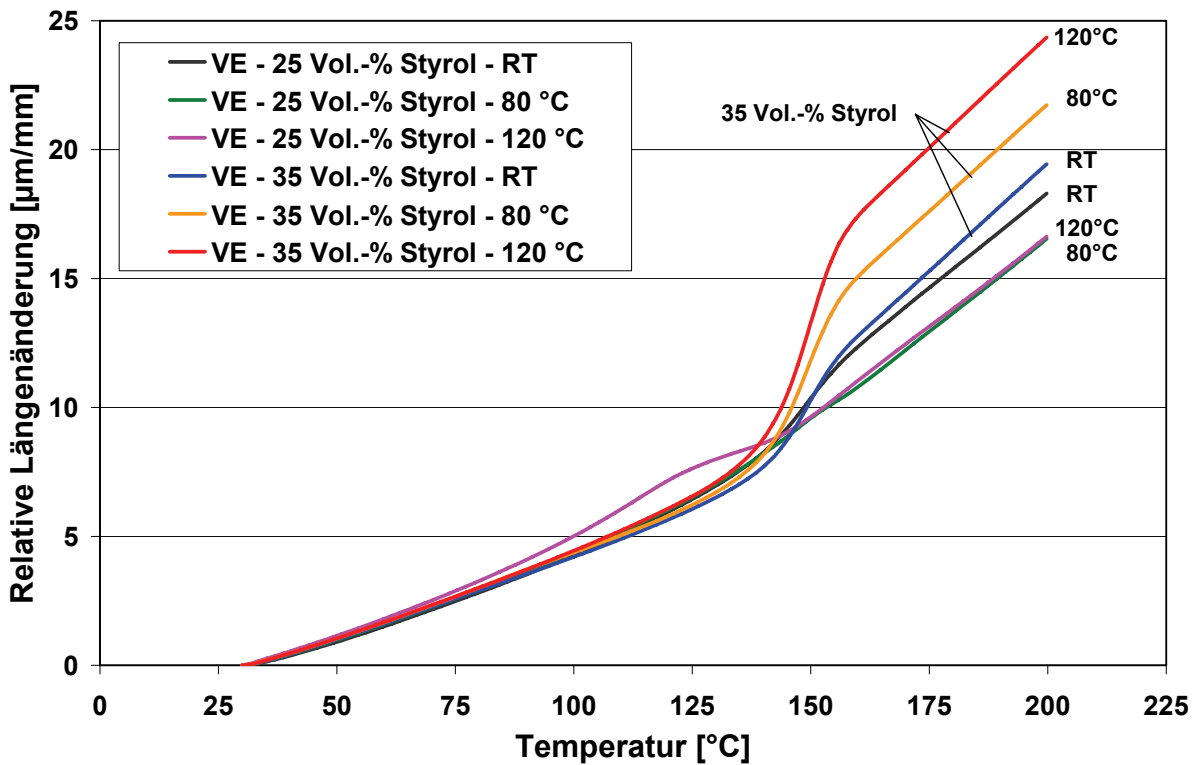


Abb. 6.13: Ausdehnungsverhalten der VE Resinharze mit unterschiedlichen Styrolgehalten (25 und 35 Vol.-%), die bei verschiedenen Temperaturen ausgehärtet wurden

Das Ausdehnungsverhalten der VE basierten Reinharze mit unterschiedlichen Styrolgehalten bei verschiedenen Aushärtungstemperaturen ist in Abb. 6.13 dargestellt.

Anhand der Ergebniskurven zeigt sich, dass die unterschiedlich ausgehärteten VE Reinharzproben mit 25 Vol.-% und 35 Vol.-% Styrolgehalt bis zur Glasübergangstemperatur (ca. 140 °C) nahezu die gleiche relative Längenänderung (ca. 8 $\mu\text{m}/\text{mm}$) aufweisen. Oberhalb der Glasübergangstemperatur zeigen dann alle Werkstoffe einen individuellen Kurvenverlauf. Es fällt auf, dass die VE Reinharzproben mit 25 Vol.-% über den gemessenen Temperaturbereich ($\Delta T = 170$ °C) insgesamt etwas niedrigere relative Längenänderungen aufweisen als die VE Reinharzproben mit 35 Vol.-% Styrolgehalt. Dabei lässt sich deutlich erkennen, dass bei den VE Reinharzproben mit 25 Vol.-% Styrolgehalt die Probe die bei RT ausgehärtet wurde die höchste relative Längenänderung (ca. 18 $\mu\text{m}/\text{mm}$) aufweist. Die beiden anderen Proben, die bei 80 °C bzw. 120 °C ausgehärtet wurden, zeigen letztlich etwa die gleiche relative Längenänderung (ca. 16 $\mu\text{m}/\text{mm}$). Die VE Reinharzproben mit 35 Vol.-% Styrolgehalt weisen hierzu das genau gegensätzliche Verhalten auf. Die relative Längenänderung steigt ab der Glasübergangstemperatur deutlich mit steigender Aushärtungstemperatur an (von ca. 19 $\mu\text{m}/\text{mm}$ bei RT auf 24 $\mu\text{m}/\text{mm}$ bei 120 °C). Die Kurven der VE Reinharzproben mit 35 Vol.-% Styrolgehalt zeigen zudem deutlich die typische, sprunghafte Volumenänderung bei der Glasübergangstemperatur.

Das Ausdehnungsverhalten der VE Verbundwerkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten, die bei verschiedenen Temperaturen ausgehärtet wurden ist in Abb. 6.14 dargestellt.

Die VE Verbundwerkstoffe mit 25 Vol.-% Styrolgehalt zeigen steigende relative Längenänderungen (von ca. 5 auf 8 $\mu\text{m}/\text{mm}$) mit steigender Aushärtungstemperatur. Im Gegensatz dazu weisen die VE Verbundwerkstoffe mit 35 Vol.-% Styrolgehalt sinkende relative Längenänderungen (von ca. 11 auf 6 $\mu\text{m}/\text{mm}$) mit steigender Aushärtungstemperatur auf. Diese gegenläufige Tendenz konnte bereits bei den VE Reinharzen beobachtet werden, allerdings in genau umgekehrter Reihenfolge.

Des Weiteren zeigen sich bei den beiden Kurven der bei RT ausgehärteten VE Verbundwerkstoffen deutliche Nachhärtungserscheinungen (Nachvernetzung der Polymere), die mit konstanten bzw. negativen Längenänderungen (Schrumpfen) verbun-

den sind. Auch die bei 80 °C ausgehärteten Werkstoffe zeigen in abgeschwächter Weise diese Reaktion.

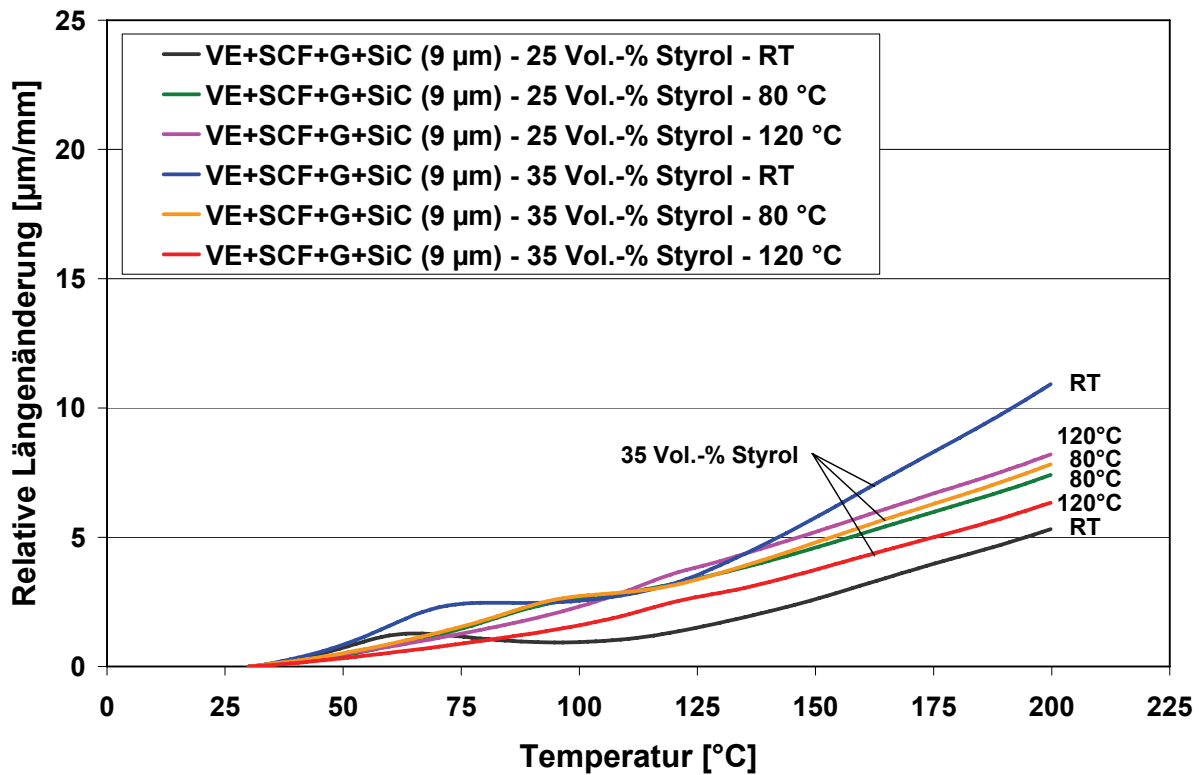


Abb. 6.14: Ausdehnungsverhalten der VE Verbundwerkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten (25 und 35 Vol.-%), die bei verschiedenen Temperaturen ausgehärtet wurden

Insgesamt betrachtet weisen die VE Verbundwerkstoffe keine deutlich erkennbare Volumenänderung in Verbindung mit der Glasübergangstemperatur auf. Diese liegt bei den VE Verbundwerkstoffen bei ca. 113 °C. Damit sinkt die Glasübergangstemperatur der VE Verbundwerkstoffe im Vergleich zu den VE Reinharzen (ca. 140 °C) durch die Zugabe der Füll- und Verstärkungsstoffe um ca. 27 °C.

6.2 Tribologische Eigenschaften

6.2.1 EP basierte Werkstoffe

Die nachfolgend dargestellten EP basierten Werkstoffe wurden unter trockenen sowie unter geschmierten Bedingungen (abrasives Medium) gegen 100Cr6 getestet. Des Weiteren wurden diese Werkstoffe unter trockenen, abrasiven Bedingungen sowohl gegen Korund- als auch gegen SiC Schleifpapier geprüft.

Tribologische Prüfung unter trockenen Bedingungen gegen 100Cr6

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den EP basierten Werkstoffen unter trockenen, ungeschmierten Bedingungen bei einer Flächenpressung von 1 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 1 m/s und einer Prüfdauer von 20 Stunden sind in Abb. 6.15 dargestellt.

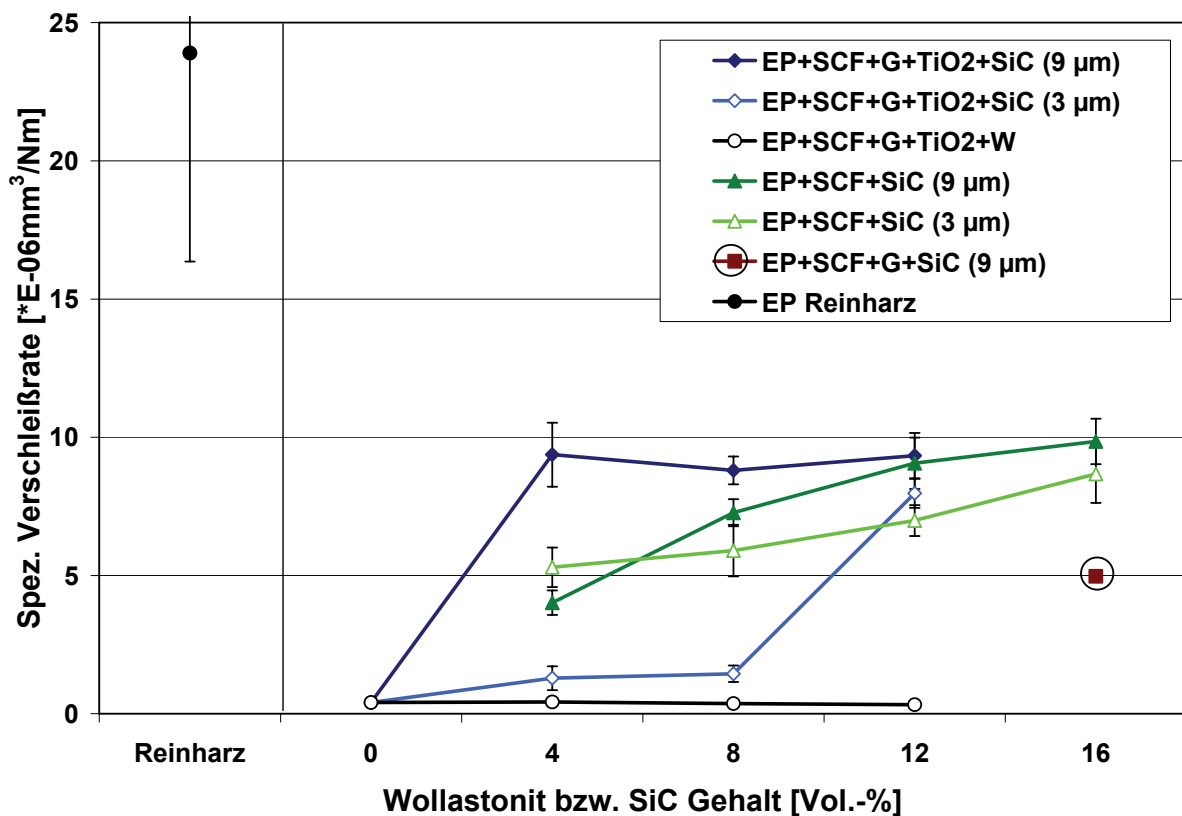


Abb. 6.15: Spez. Verschleißraten der EP basierten Werkstoffe bei trockenen, ungeschmierten Block auf Ring Prüfungen gegen 100Cr6

Das EP Reinharz schneidet insgesamt betrachtet erwartungsgemäß am schlechtesten ab. Durch die Zugabe von SCF, G und TiO_2 (siehe 0 Vol.-%) kann die spezifische Verschleißrate bereits um eine Größenordnung gesenkt bzw. verbessert werden. Die Zugabe von Wollastonit führt dann, mit steigendem Wollastonitgehalt, zu einer weiteren, leichten Verbesserung des Verschleißverhaltens. Im Vergleich zu den Wollastonit verstärkten Materialien schneiden alle Verbundwerkstoffe, die SiC Partikel enthalten, schlechter ab. Die Verbundwerkstoffe, die SCF, G, TiO_2 und feine SiC Partikel ($3\ \mu\text{m}$) enthalten, zeigen zwischen 4 und 8 Vol.-% SiC Gehalt einen leichten und danach, zwischen 8 und 12 Vol.-% SiC Gehalt, einen starken Anstieg der spez. Verschleißraten. Im Gegensatz dazu zeigen die Verbundwerkstoffe, die SCF, G, TiO_2 und große SiC Partikel ($9\ \mu\text{m}$) enthalten, einen nahezu konstanten Verschleiß mit steigendem SiC Gehalt. Die Werkstoffe, die SCF und SiC Partikel ($3\ \mu\text{m}$ bzw. $9\ \mu\text{m}$) enthalten, zeigen beide mit steigendem SiC Gehalt einen nahezu linearen Anstieg der spezifischen Verschleißraten, wobei die Verbundwerkstoffe mit den größeren SiC Partikeln ($9\ \mu\text{m}$) einen etwas höheren Verschleiß aufweisen. Der Verbundwerkstoff mit SCF, G und großen SiC Partikeln ($9\ \mu\text{m}$) erreicht eine spezifische Verschleißrate, die in der Mitte zwischen den Wollastonit verstärkten Werkstoffen und den Materialien die SCF, G, TiO_2 und große SiC Partikel ($9\ \mu\text{m}$) enthalten. Das bedeutet, der höhere SiC Anteil (16 Vol.-%) an Stelle des TiO_2 wirkt sich positiv auf das Verschleißverhalten aus.

Tribologische Prüfung unter geschmierten Bedingungen in abrasivem Medium

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den EP basierten Werkstoffen unter geschmierten Bedingungen in einem abrasiven Medium (Wasser mit 200 g Wollastonit je Liter) bei einer Flächenpressung von 2 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 2 m/s und einer Prüfdauer von 20 Stunden sind in Abb. 6.16 dargestellt.

Das EP Reinharz schneidet wiederum erwartungsgemäß am schlechtesten ab. Durch die Zugabe von SCF, G und TiO_2 (siehe 0 Vol.-%) kann die spezifische Verschleißrate bereits um ca. 80 % gesenkt bzw. verbessert werden. Die Zugabe von Wollastonit führt dann, mit steigendem Wollastonitgehalt, zu einer weiteren, leichten Verbesserung des Verschleißverhaltens. Die Verbundwerkstoffe, die SCF, G, TiO_2 und SiC Partikel enthalten, schneiden unter diesen Bedingungen wesentlich besser ab als die Materialien mit Wollastonit. Die Verbundwerkstoffe mit den feinen SiC Par-

tikeln (3 μm) zeigen auf sehr niedrigem Niveau (ca. $1 \cdot 10^{-7}$) mit steigendem SiC Gehalt eine leichte Verbesserung der spezifischen Verschleißrate. Die Verbundwerkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 μm) zeigen mit steigendem SiC Gehalt nochmals niedrigere Verschleißraten als die Werkstoffe mit den 3 μm Partikeln. Das bedeutet, unter den gewählten abrasiven Bedingungen zeigen die Werkstoffe mit SiC Partikeln, insbesondere die mit den 9 μm Partikeln, einen sehr geringen Verschleiß, der an der Grenze des messbaren liegt.

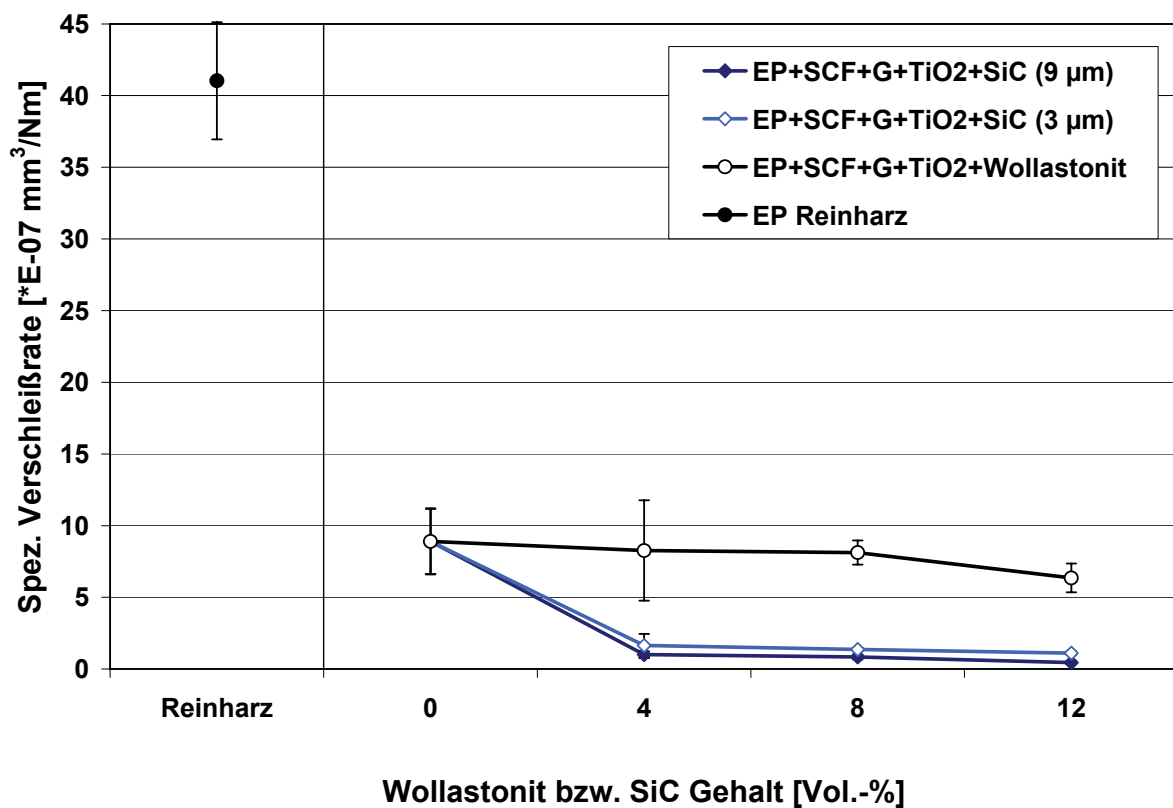


Abb. 6.16: Spez. Verschleißraten der EP basierten Werkstoffe bei geschmier-
ten, abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen 100Cr6

Der Verbundwerkstoff mit SCF, G und großen SiC Partikeln (9 μm) ist in Abb. 6.16 nicht dargestellt, weil dieser Werkstoff unter den gegebenen Bedingungen keinen messbaren Verschleiß mehr zeigte. Aus diesem Grunde wurde diese Prüfung nicht weiter angewendet, weil der Massenverlust im Toleranzbereich der verwendeten Feinwaage liegt. Somit musste eine neue abrasive Prüfmethode gefunden und angewendet werden, um die Werkstoffe testen zu können.

Abrasive tribologische Prüfungen gegen Korundschleifpapier der Körnung 240

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den EP basierten Werkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen Korundschleifpapier der Körnung 240 (Korngröße ca. 42-46 μm) bei einer Flächenpressung von 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden sind in Abb. 6.17 dargestellt.

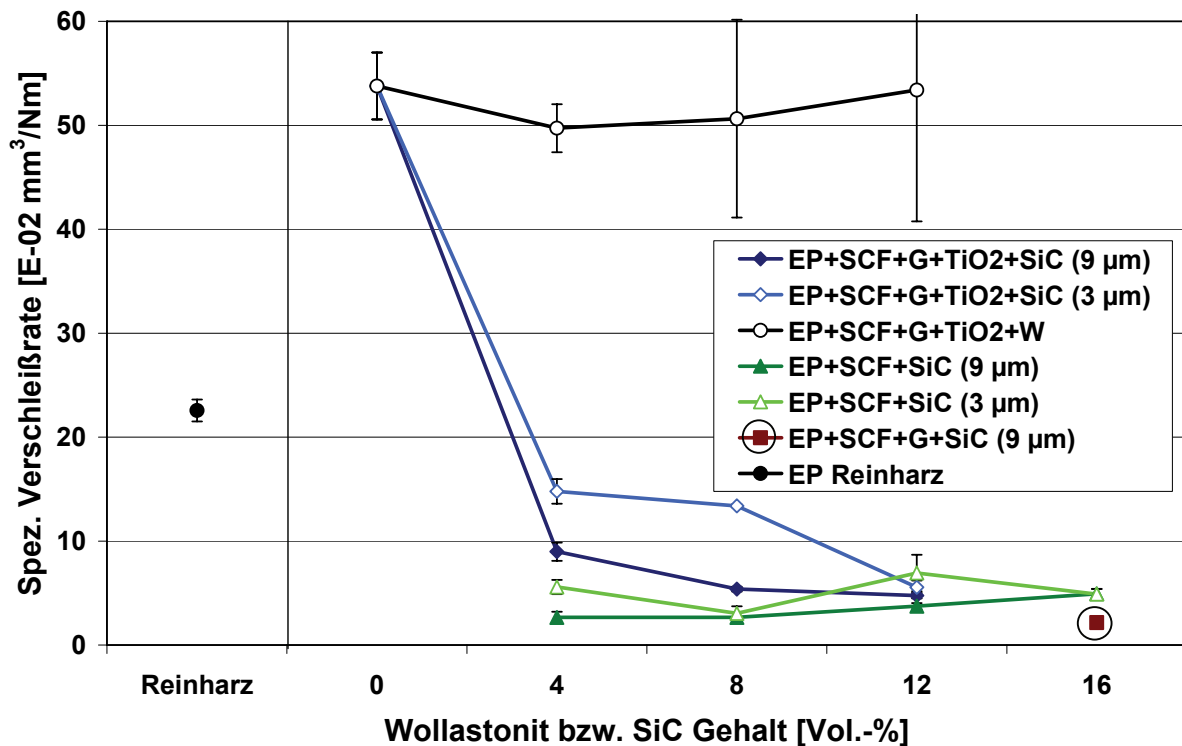


Abb. 6.17: Spez. Verschleißraten der EP basierten Werkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Korundschleifpapier (Körnung: 240)

Das EP Reinharz schneidet unter diesen Testbedingungen relativ gut ab und weist etwa nur halb so viel Verschleiß auf wie der Verbundwerkstoff mit SCF, G und TiO₂ (siehe 0 Vol.-%). Durch die Zugabe von Wollastonit wird das Verschleißverhalten nicht wesentlich verbessert. Es zeigt sich jedoch, dass die spezifische Verschleißrate mit steigendem Wollastonit Gehalt ebenfalls wieder leicht ansteigt. Im Vergleich zu den Wollastonit verstärkten Materialien und dem EP Reinharz schneiden alle Verbundwerkstoffe, die SiC Partikel enthalten, wesentlich besser ab. Die Verbundwerkstoffe, die SCF, G, TiO₂ und feine SiC Partikel (3 μm) enthalten, zeigen zwischen 4 und 8 Vol.-% SiC Gehalt eine leichte und danach, zwischen 8 und 12 Vol.-% SiC Gehalt, eine deutliche Verbesserung der spez. Verschleißrate. Im Gegensatz dazu zeigen die Verbundwerkstoffe, die SCF, G, TiO₂ und große SiC Partikel (9 μm) ent-

halten, eine nahezu lineare Verbesserung des Verschleißverhaltens mit steigendem SiC Gehalt. Die Werkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 μm) weisen zwar bereits bei den niedrigen SiC Gehalten geringere Verschleißraten auf als die Werkstoffe mit den kleineren SiC Partikeln (3 μm), jedoch erreichen die Verbundwerkstoffe mit 12 Vol.-% SiC Gehalt unabhängig von der SiC Partikelgröße (3 bzw. 9 μm) etwa die gleiche Verschleißrate.

Die Verbundwerkstoffe mit SCF und kleinen SiC Partikeln (3 μm) weisen bei den niedrigen SiC Gehalten (4 und 8 Vol.-%) spezifische Verschleißraten auf, die noch unterhalb der entsprechenden Werkstoffe liegen, die SCF, G, TiO_2 und große SiC Partikel (9 μm) enthalten. Bei 12 und 16 Vol.-% SiC Gehalt liegen die Verschleißraten jedoch etwa auf dem gleichen Niveau wie bei dem Werkstoff mit SCF, G, TiO_2 und kleinen SiC Partikeln (3 μm). Die Verbundwerkstoffe mit SCF und großen SiC Partikeln (9 μm) zeigen mit steigendem SiC Gehalt tendenziell leicht steigende Verschleißraten. Es fällt auf, dass auch bei diesen Werkstoffen das Material mit 12 Vol.-% SiC Gehalt etwa die gleiche Verschleißrate aufweist wie das entsprechende Material, das zusätzlich G und TiO_2 enthält.

Der Verbundwerkstoff mit SCF, G und großen SiC Partikeln (9 μm) erzielt unter diesen Testbedingungen die insgesamt niedrigste spezifische Verschleißrate. Daraus lässt sich ableiten, dass der höhere SiC Anteil (16 Vol.-%) an Stelle des TiO_2 sich positiv auf das Verschleißverhalten auswirkt. Des Weiteren zeigt sich, dass auch das Graphit einen positiven Einfluss auf das Verschleißverhalten hat, denn die Verschleißrate dieses Werkstoffs ist niedriger als die des vergleichbaren Werkstoffes der nur SCF und SiC (9 μm) enthält.

Abrasive tribologische Prüfungen gegen Korundschleifpapier der Körnung 320

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den EP basierten Werkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen Korundschleifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 μm) bei einer Flächenpressung von 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden sind in Abb. 6.18 dargestellt. Unter diesen Testbedingungen zeigt sich, dass das EP Reinharz nun erwartungsgemäß am schlechtesten abschneidet und die höchste spezifische Verschleißrate aufweist. Durch die Zugabe von SCF, G und TiO_2 (siehe 0 Vol.-%) wird das Ver-

schleißverhalten maßgeblich verbessert und die Verschleißrate auf weniger als die Hälfte reduziert. Die weitere Zugabe von Wollastonit bringt jedoch kaum eine Verbesserung des Verschleißverhaltens. Vielmehr bleibt die spezifische Verschleißrate mit steigendem Wollastonit Gehalt nahezu konstant.

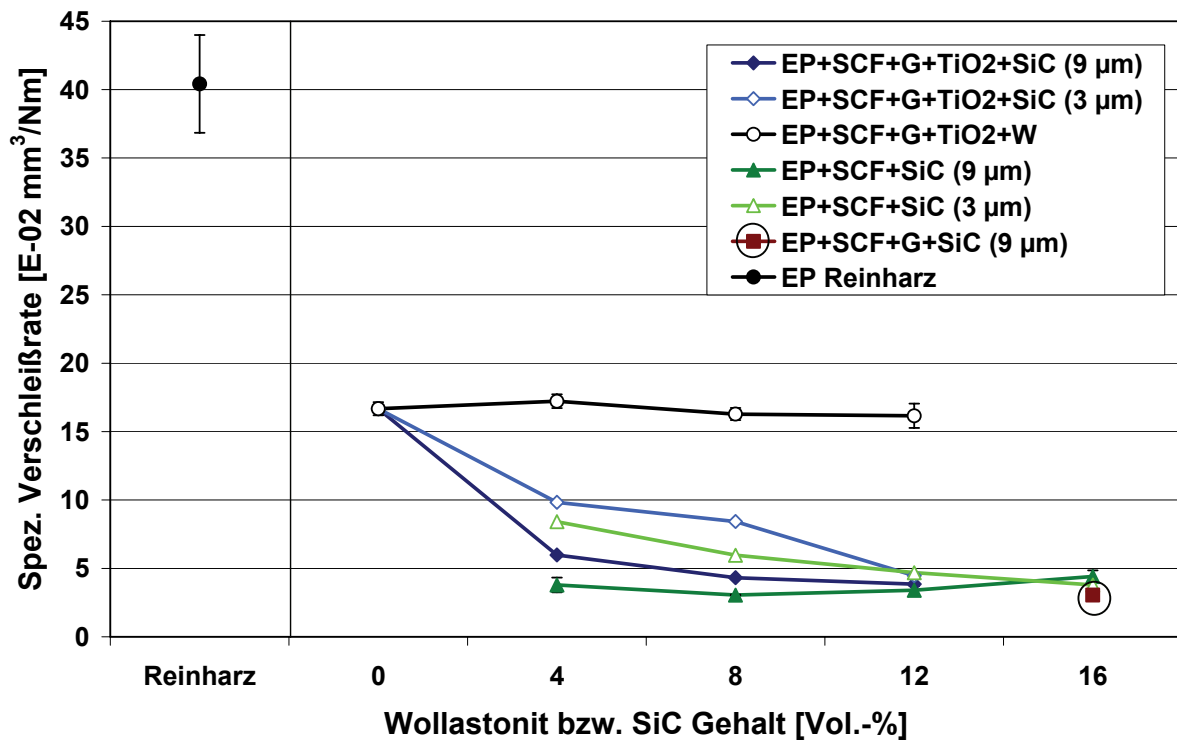


Abb. 6.18: Spez. Verschleißraten der EP basierten Werkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Korundscheifpapier (Körnung: 320)

Im Vergleich zu den Wollastonit verstärkten Materialien und dem EP Reinharz schneiden alle Verbundwerkstoffe, die SiC Partikel enthalten, wesentlich besser ab. Die Verbundwerkstoffe, die SCF, G, TiO₂ und feine SiC Partikel (3 µm) enthalten, zeigen eine nahezu lineare Verbesserung der spez. Verschleißrate mit steigendem SiC Gehalt. Selbiges gilt auch für die Verbundwerkstoffe die SCF, G, TiO₂ und große SiC Partikel (9 µm) enthalten, allerdings weisen diese Werkstoffe bei den niedrigen SiC Gehalten (4 und 8 Vol.-%) etwa die halbe Verschleißrate auf wie die gleichen Materialien mit den kleineren SiC Partikeln (3 µm). Bei 12 Vol.-% SiC Gehalten erreichen jedoch beide Werkstoffe, unabhängig von der SiC Partikelgröße (3 oder 9 µm), etwa die gleiche spez. Verschleißrate. Das bedeutet, bei diesem hohen Füllgrad spielt die SiC Partikelgröße keine entscheidende Rolle mehr.

Prinzipiell lassen sich die gleichen Tendenzen auch bei den Werkstoffen beobachten, die nur SCF und SiC enthalten. Die Werkstoffe mit den kleineren SiC Partikeln (3 μm) zeigen nahezu linear sinkende Verschleißraten mit steigendem SiC Gehalt. Die Werkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 μm) weisen wiederum bereits bei den niedrigen SiC Gehalten geringere Verschleißraten auf als die Werkstoffe mit den kleineren SiC Partikeln (3 μm). Jedoch lässt sich ab 12 Vol.-% SiC Gehalt eine leichte Verschlechterung der Verschleißraten mit steigendem SiC Gehalt erkennen. Bei 16 Vol.-% SiC Gehalt weisen beide Werkstoffe mit 3 bzw. 9 μm SiC Partikeln dann in etwa die gleiche Verschleißrate auf. Der Verbundwerkstoff mit SCF, G und großen SiC Partikeln (9 μm) erzielt unter diesen Testbedingungen eine der niedrigsten spezifischen Verschleißraten. Daraus lässt sich wiederum ableiten, dass der höhere SiC Anteil (16 Vol.-%) an Stelle des TiO_2 und das Graphit einen positiven Einfluss auf das Verschleißverhalten haben.

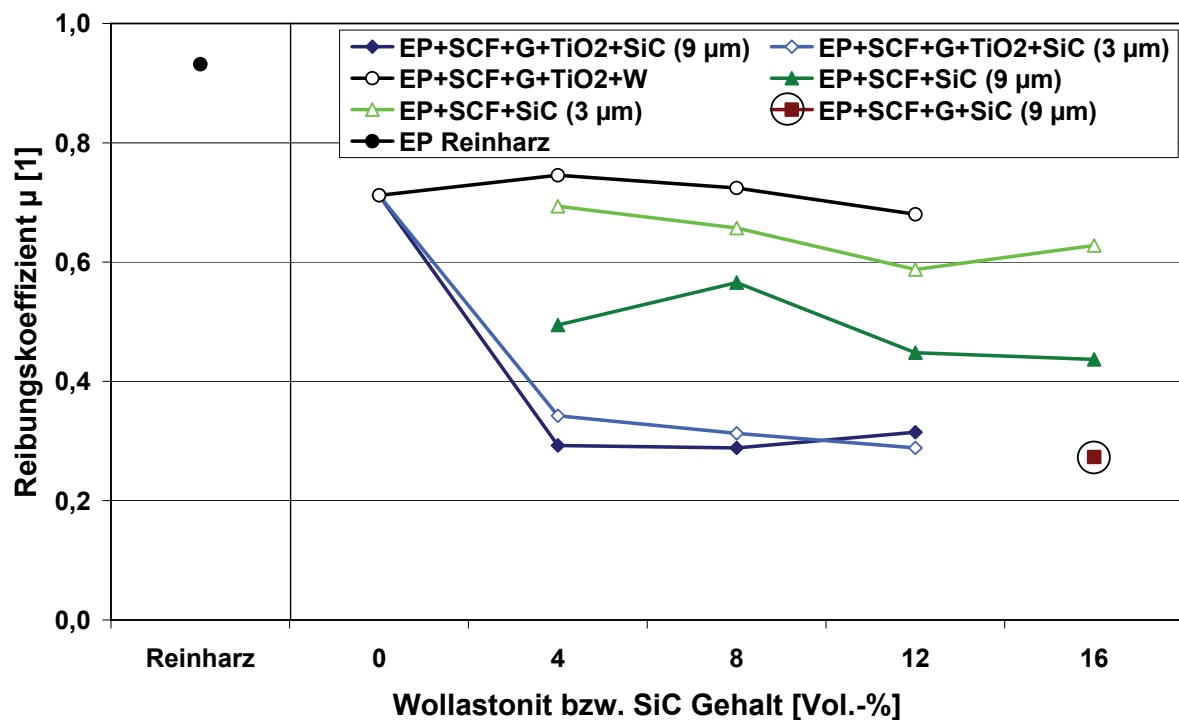


Abb. 6.19: Reibungskoeffizienten der EP basierten Werkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Korundscheifpapier (Körnung: 320)

Die gemittelten Reibungskoeffizienten bei der abrasiven Prüfung gegen Korundscheifpapier der Körnung 320 sind in Abb. 6.19 dargestellt. Dabei zeigen sich für das EP Reinharz und die Werkstoffe, die TiO_2 enthalten, relativ gute Übereinstimmungen

zwischen den Reibungskoeffizienten und den zugehörigen spezifischen Verschleißraten (vgl. Abb. 6.18).

Weiterhin zeigen sich bei den Werkstoffen, die SCF und SiC enthalten, sehr deutlich die Einflüsse der unterschiedlichen SiC Partikelgrößen auf die Reibungskoeffizienten. Die Werkstoffe mit den feineren SiC Partikeln (3 μm) schneiden dabei schlechter ab als die Werkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 μm). Die Ursache hierfür kann mit der höheren Anzahl an Rauheitsspitzen, bedingt durch die höhere Anzahl an SiC Partikeln in der Kontaktfläche bei der feineren Partikelgröße (3 μm) erklärt werden.

Auch der Einfluss des Graphits auf den Reibungskoeffizienten lässt sich aus Abb. 6.19 gut ablesen. So erreichen nur die Werkstoffe, die SiC und Graphit (G) enthalten, Reibungskoeffizienten unterhalb von 0,4. Zudem zeigt der direkte Vergleich des Werkstoffs mit SCF und 16 Vol.-% SiC (9 μm) mit dem Werkstoff der SCF, Graphit und 16 Vol.-% SiC (9 μm) enthält, dass die Zugabe des Graphits eine Verringerung des Reibungskoeffizienten von ca. 0,43 (ohne Graphit) auf ca. 0,27 (mit Graphit) zu Folge hat.

Abrasive tribologische Prüfungen gegen Korundschleifpapier der Körnung 400

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den EP basierten Werkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen Korundschleifpapier der Körnung 400 (mittlere Korngröße ca. 16-18 μm) bei einer Flächenpressung von 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden sind in Abb. 6.20 dargestellt.

Unter diesen Testbedingungen zeigt sich, dass das EP Reinharz erwartungsgemäß am schlechtesten abschneidet und die höchste spezifische Verschleißrate aufweist. Durch die Zugabe von SCF, G und TiO₂ (siehe 0 Vol.-%) wird das Verschleißverhalten leicht verbessert. Die weitere Zugabe von 4 Vol.-% Wollastonit bringt eine zusätzliche Verbesserung des Verschleißverhaltens. Jedoch steigt die spezifische Verschleißrate mit steigendem Wollastonit Gehalt wieder nahezu linear an, so dass bei 12 Vol.-% Wollastonit Gehalt in etwa die gleiche Verschleißrate erzielt wird wie bei dem Werkstoff ohne Wollastonit (0 Vol.-%).

Im Vergleich zum EP Reinharz und den Wollastonit verstärkten Materialien schneiden alle Verbundwerkstoffe, die SiC Partikel enthalten, wesentlich besser (ca. eine Größenordnung) ab. Die Verbundwerkstoffe, die SCF, G, TiO₂ und SiC Partikel (3 bzw. 9 µm) enthalten, zeigen mit steigendem SiC Gehalt eine nahezu konstante, sehr niedrige spez. Verschleißrate. Dabei zeigt sich wiederum, dass die Werkstoffe mit den feineren SiC Partikeln (3 µm) etwas höhere Verschleißraten aufweisen als die Werkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 µm). Bei 12 Vol.-% SiC Gehalt erreichen die Werkstoffe jedoch wieder etwa die gleiche Verschleißrate. Selbige Tendenzen gelten auch für die Verbundwerkstoffe, die SCF und SiC Partikel (3 bzw. 9 µm) enthalten. Bei 12 Vol.-% SiC Gehalt liegen dann alle Werkstoffe auf dem gleichen Niveau. Das bedeutet, unter diesen Testbedingungen stellt sich, unabhängig von der Werkstoffzusammensetzung und der enthaltenen SiC Partikelgröße die gleiche Verschleißrate für alle Werkstoffe mit einem SiC Gehalte von 12 Vol.-% ein. Die Steigerung des SiC Gehaltes bei den Werkstoffen, die SCF und SiC beinhalten, führt zu keiner weiteren Verbesserung des Verschleißverhaltens. Im Vergleich dazu weist der Werkstoff mit 16 Vol.-% SiC, SCF und Graphit eine etwas höhere Verschleißrate auf. Dies ist sicherlich auf den enthaltenen, weichen Graphit zurückzuführen.

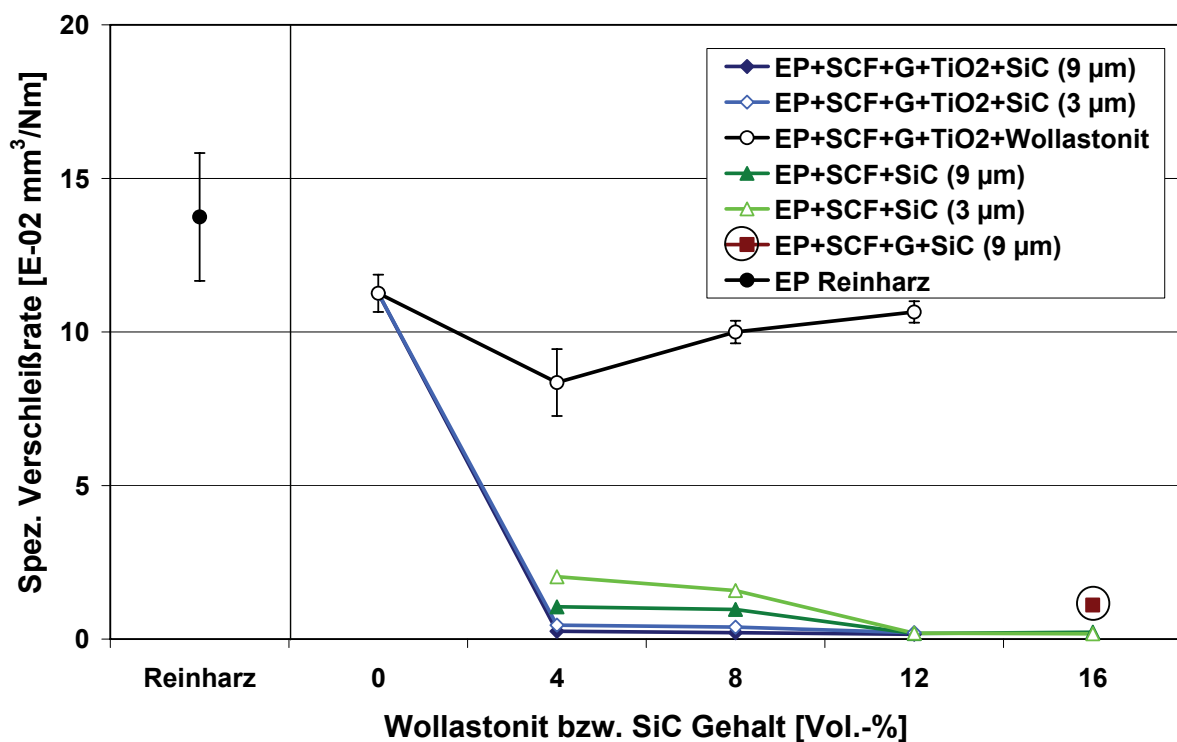


Abb. 6.20: Spez. Verschleißraten der EP basierten Werkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Korundschleifpapier (Körnung: 400)

Abrasive tribologische Prüfungen gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den EP basierten Werkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 μm) bei einer Flächenpressung von 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden sind in Abb. 6.21 dargestellt.

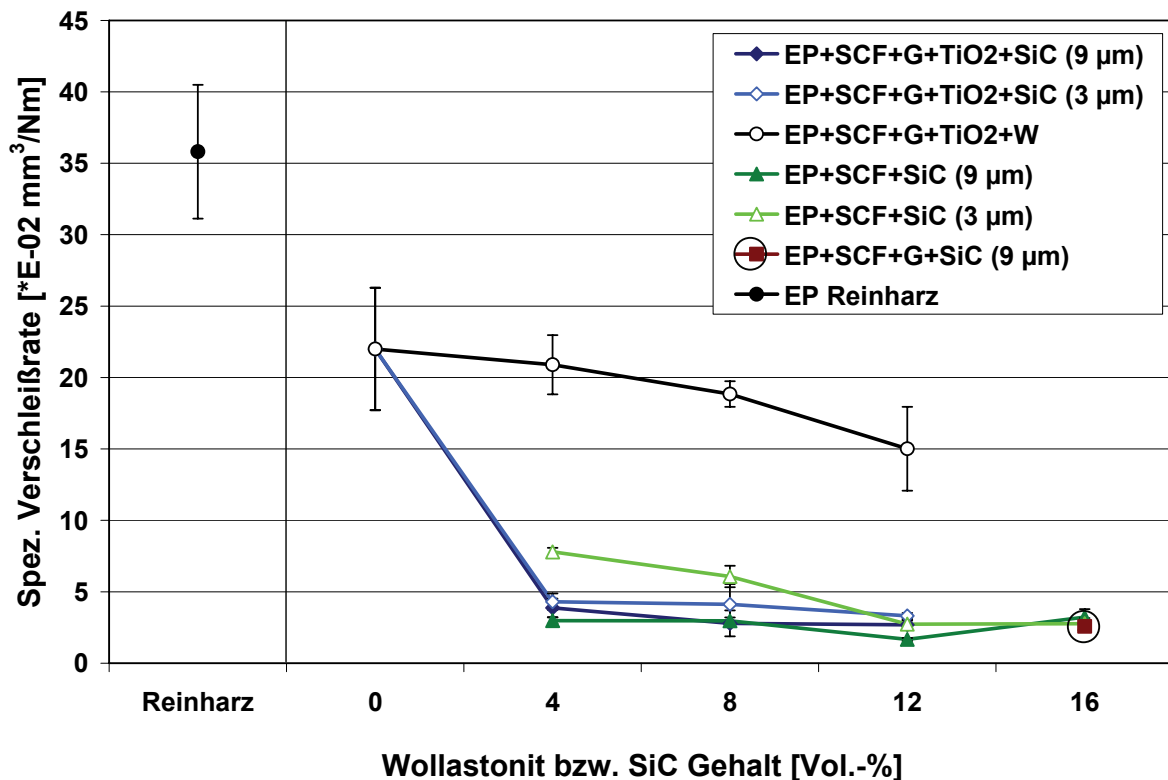


Abb. 6.21: Spez. Verschleißraten der EP basierten Werkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320)

Bei der Prüfung gegen SiC Schleifpapier zeigt sich, dass das EP Reinharz erwartungsgemäß am schlechtesten abschneidet und die höchste spezifische Verschleißrate aufweist. Durch die Zugabe von SCF, G und TiO₂ (siehe 0 Vol.-%) wird das Verschleißverhalten deutlich verbessert. Die weitere Zugabe von Wollastonit bewirkt eine nahezu lineare Verbesserung des Verschleißverhaltens. Im Vergleich dazu schneiden alle Verbundwerkstoffe, die SiC Partikel enthalten, wesentlich besser ab. Die Verbundwerkstoffe, die SCF, G, TiO₂ und SiC Partikel (3 bzw. 9 μm) enthalten, zeigen nur geringfügige Verbesserungen der spezifischen Verschleißraten mit steigenden SiC Gehalten. Die Werkstoffe, die SCF und 3 μm SiC Partikel enthalten, weisen zwischen 4 und 12 Vol.-% SiC Gehalt zunächst eine etwa lineare Verbesserung der Verschleißrate mit steigendem SiC Gehalt auf. Die weitere Steigerung des SiC

Gehaltes auf 16 Vol.-% führt dann jedoch zu keiner weiteren Verbesserung des Verschleißverhaltens. Im Gegensatz dazu zeigt der Werkstoff mit SCF und 9 μm SiC Partikeln ein nahezu konstantes Verschleißverhalten mit steigendem SiC Gehalt. Bei 16 Vol.-% SiC Gehalt weisen alle Werkstoffe, unabhängig von deren Zusammensetzung, etwa die gleiche Verschleißrate auf.

Die gemittelten Reibungskoeffizienten bei der abrasiven Prüfung gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320 sind in Abb. 6.22 dargestellt. Dabei zeigen sich für das EP Reinharz und die Werkstoffe, die TiO_2 enthalten, relativ gute Übereinstimmungen zwischen den Reibungskoeffizienten und den zugehörigen spezifischen Verschleißraten (vgl. Abb. 6.21).

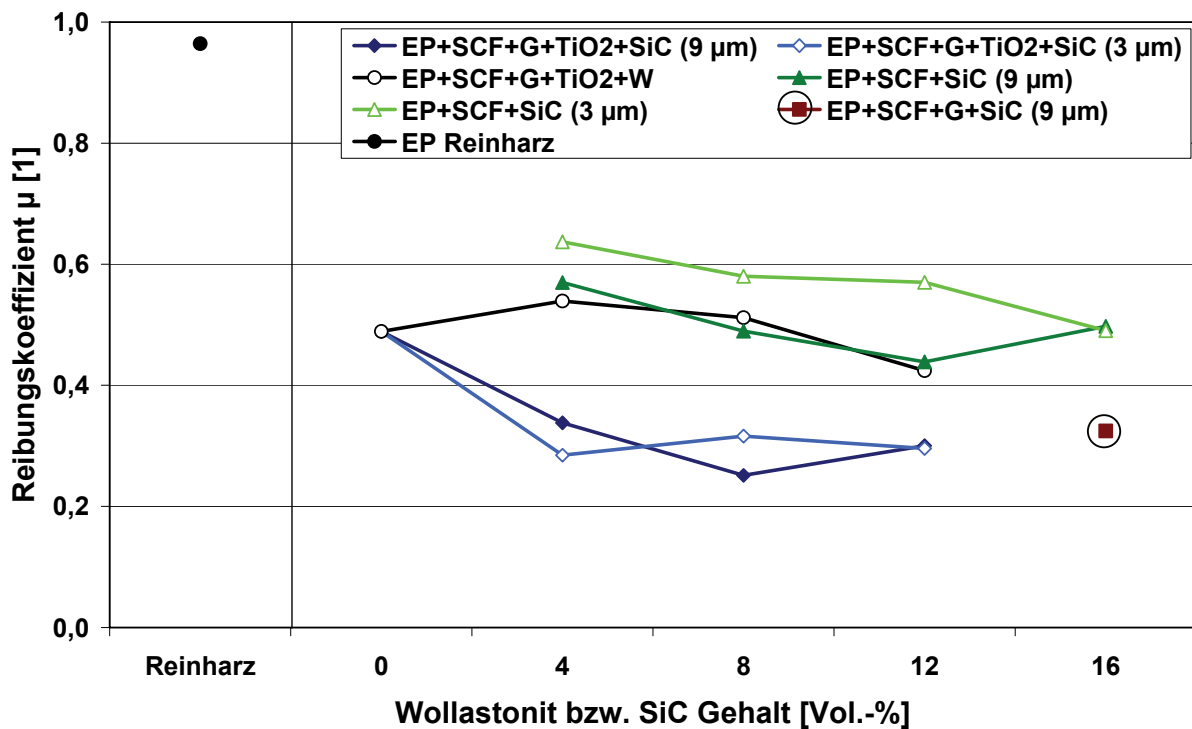


Abb. 6.22: Reibungskoeffizienten der EP basierten Werkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320)

Es zeigt sich weiterhin, dass die Werkstoffe, die SCF und SiC enthalten, neben den Wollastonit verstärkten Materialien die höchsten Reibungskoeffizienten aufweisen. Auch die Einflüsse der unterschiedlichen SiC Partikelgrößen auf die Reibungskoeffizienten sind deutlich erkennbar. Die Werkstoffe mit den feineren SiC Partikeln (3 μm) schneiden dabei schlechter ab als die Werkstoffe mit den größeren SiC Partikeln (9 μm). Die Ursache hierfür kann auch hier mit der höheren Anzahl an Rauheitsspitzen, bedingt durch die höhere Anzahl an SiC Partikeln in der Kontaktfläche bei der

feineren Partikelgröße (3 μm) erklärt werden. In diesem Zusammenhang zeigt sich ebenfalls der Einfluss des Graphits auf den Reibungskoeffizienten. So erreichen nur die Werkstoffe, die SiC und Graphit (G) enthalten, Reibungskoeffizienten unterhalb von 0,4. Auch hier zeigt der direkte Vergleich des Werkstoffs mit SCF und 16 Vol.-% SiC (9 μm) mit dem Werkstoff der SCF, Graphit und 16 Vol.-% SiC (9 μm) enthält, dass die Zugabe des Graphits eine Verringerung des Reibungskoeffizienten von ca. 0,49 (ohne Graphit) auf ca. 0,32 (mit Graphit) zu Folge hat.

6.2.2 Verbundwerkstoffe gleicher Formulierung

Die Werkstoffe gleicher Formulierung (Polymer+SCF+G+16 Vol.-% SiC (9 μm)) wurden im Vergleich zum Referenzwerkstoff SiC unter drei verschiedenen Bedingungen tribologisch getestet. Dabei handelt es sich um die Prüfung unter trockenen Bedingungen gegen einen SiC Gegenkörper sowie unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung 320) und gegen Diamantschleifräder (Körnung D8-16).

Prüfung unter trockenen Bedingungen gegen SiC

In Abb. 6.23 sind die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den Werkstoffen gleicher Formulierung unter trockenen Bedingungen gegen SiC Gegenkörper bei einer Flächenpressung von 1 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 1 m/s und einer Prüfdauer von 20 Stunden dargestellt.

Aus der Graphik geht hervor, dass der Referenzwerkstoff SiC bei diesen Testbedingungen im Vergleich zu den Verbundwerkstoffen gleicher Rezeptur die höchste spezifische Verschleißrate aufweist. Dies bestätigt die bereits zuvor beschriebene Annahme, dass die Kombination aus SiC gegen SiC unter trockenen Bedingungen schlechter abschneiden wird als ein polymerer Verbundwerkstoff, der einen internen Schmierstoff, in diesem Falle Graphit, enthält. Im Vergleich zu dem Referenzwerkstoff SiC weist der EP basierte Verbundwerkstoff eine Verschleißrate auf, die nahezu bei der Hälfte liegt. Der VE basierte Verbundwerkstoff schneidet unter diesen Bedingungen am besten ab und erzielt eine Verschleißrate, die etwa 80 % unter der des Referenzwerkstoffes SiC angesiedelt ist. Der thermoplastische Verbundwerkstoff ETFE zeigt eine Verschleißrate, die zwischen dem EP und dem VE Verbundwerk-

stoff liegt und etwa einem Drittel der Verschleißrate des Referenzwerkstoffes SiC entspricht.

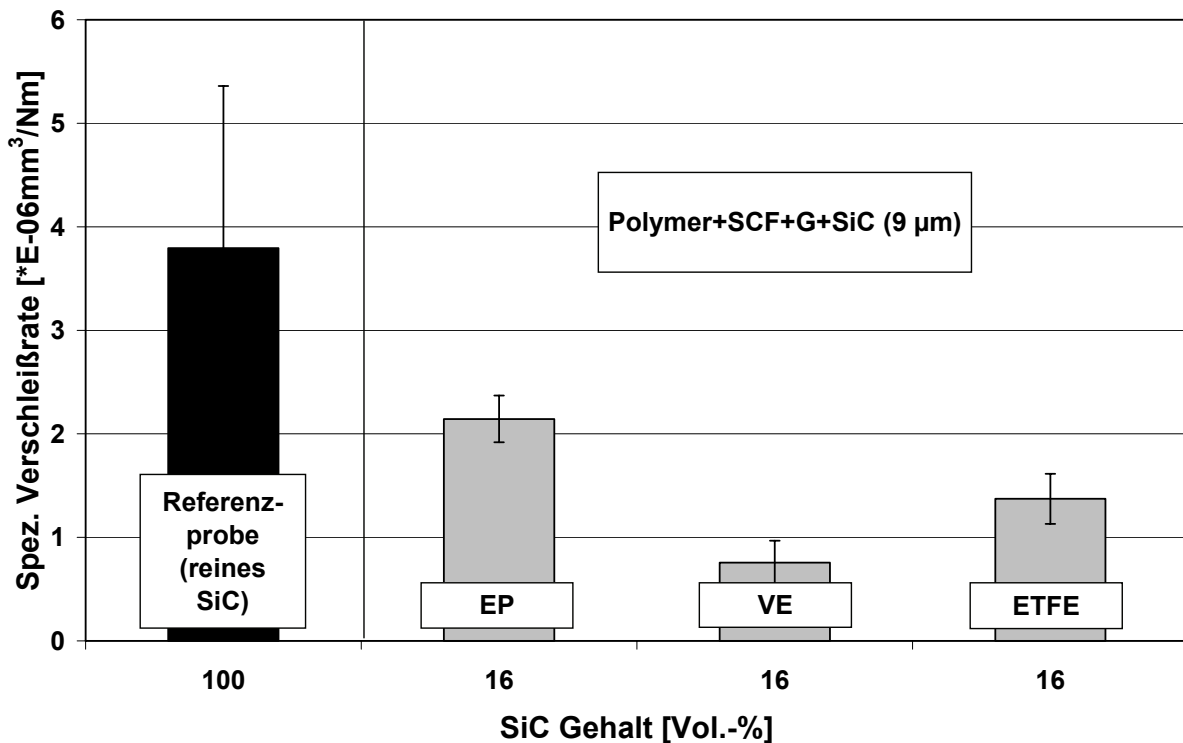


Abb. 6.23: Spez. Verschleißraten der Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur bei trockenen, ungeschmierten Block auf Ring Prüfungen gegen SiC

Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den Werkstoffen gleicher Formulierung unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 µm) bei einer Flächenpressung von 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden sind in Abb. 6.24 dargestellt.

Unter diesen Testbedingungen zeigt der Referenzwerkstoff SiC eine sehr niedrige spezifische Verschleißrate, die etwa zwei Größenordnungen unter denen der Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur liegt. Dieses Ergebnis belegt die bereits im Vorfeld beschriebene Vermutung, dass die abrasive Prüfung von SiC gegen SiC Schleifpapier grenzwertig ist (vgl. Kap. 5.3) und dieses Ergebnis deshalb nur bedingt aussagefähig ist. Unter den Verbundwerkstoffen gleicher Rezeptur schneidet der EP basierte Werkstoff am besten ab. Im Vergleich dazu zeigt der VE basierte Werkstoff eine et-

was höhere spezifische Verschleißrate. Der thermoplastische Werkstoff ETFE weist unter diesen Testbedingungen die höchste Verschleißrate auf.

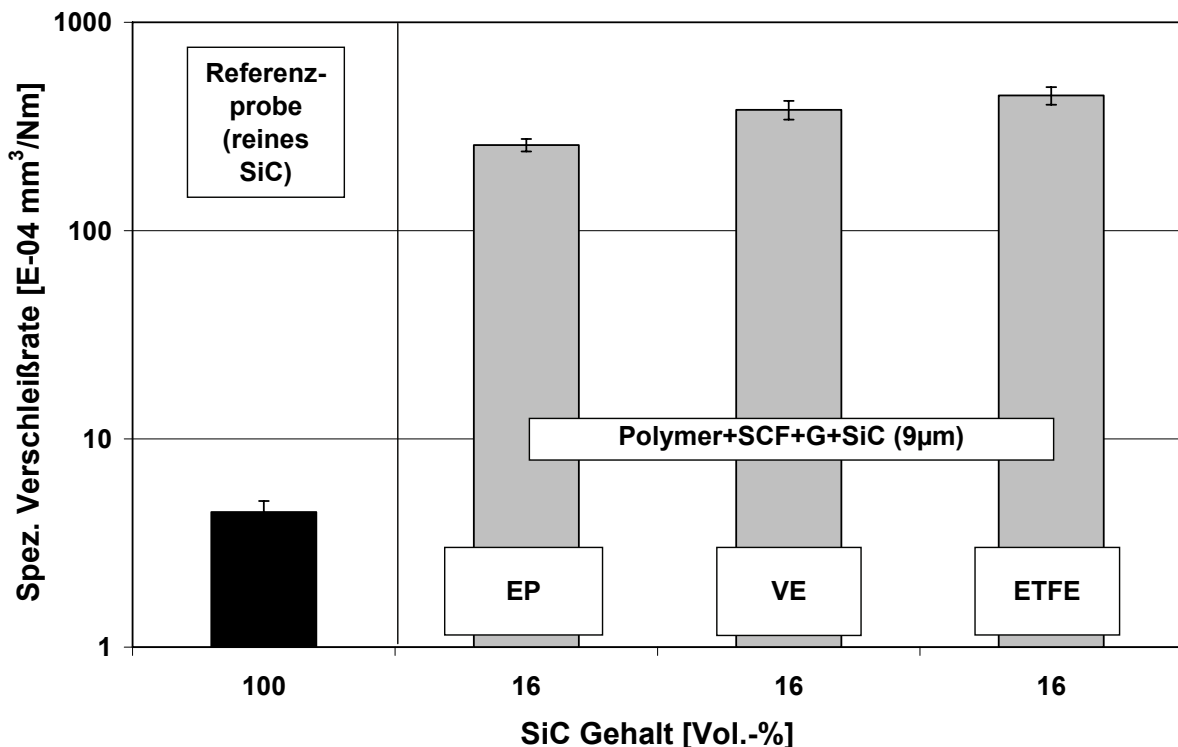


Abb. 6.24: Spez. Verschleißraten der Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320)

Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen ein Diamantschleifrad

In Abb. 6.25 sind die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den Werkstoffen gleicher Formulierung unter abrasiven Bedingungen gegen Diamantschleifräder der Körnung D8-16 (mittlere Korngröße ca. 15 µm) bei den Flächenpressungen 0,25 MPa und 0,5 MPa sowie einer Gleitgeschwindigkeit von 0,5 m/s und einer Prüfdauer von 30 Sekunden dargestellt.

Bei diesen abrasiven Prüfbedingungen zeigt sich, dass der Referenzwerkstoff SiC bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa) mit den Duroplasten EP und VE etwa gleich auf liegt. Bei der höheren Flächenpressung (0,5 MPa) verdoppelt sich bei dem SiC allerdings die spezifische Verschleißrate. Im Gegensatz dazu steigen die Verschleißraten der Duroplasten nur etwa um ca. 35 % an. Somit schneidet das SiC bei höherer Belastung erheblich schlechter ab. Die insgesamt niedrigsten Verschleißraten erzielt der Thermoplast ETFE, unabhängig von der herrschenden Flächenpres-

sung. Es zeigt sich aber auch bei dem ETFE, dass die Verdopplung der Flächenpressung zu einer Erhöhung der Verschleißrate um ca. 30 % führt.

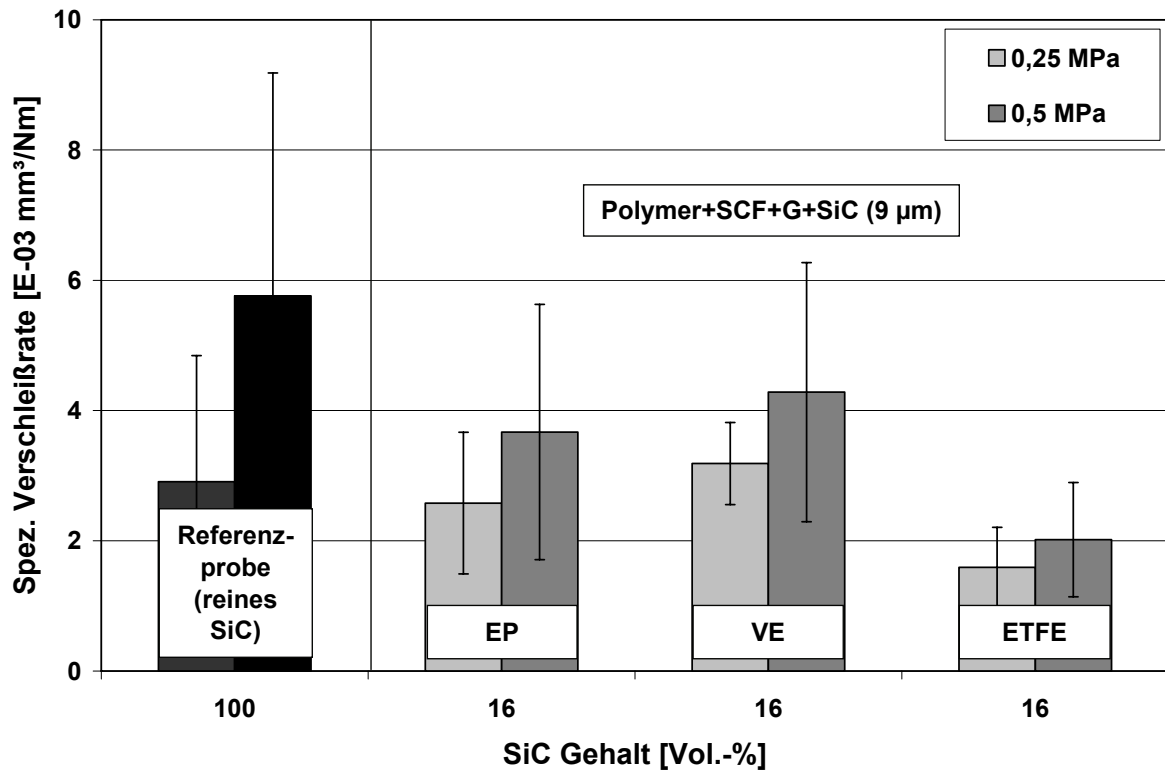


Abb. 6.25: Spez. Verschleißraten der Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Diamantschleifräder

6.2.3 VE basierte Verbundwerkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten und verschiedenen Aushärtungstemperaturen

Die VE basierten Werkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten (25 und 35 Vol.-%), ausgehärtet bei verschiedenen Temperaturen, wurden unter zwei abrasiven Bedingungen tribologisch getestet. Dafür wurde Korund- und SiC Schleifpapier der Körnung 320 verwendet. Die VE Verbundwerkstoffe weisen dabei die gleiche Zusammensetzung auf wie der EP basierte Verbundwerkstoff (SCF, G und 16 Vol.-% SiC (9 μm)), dessen Rezeptur übertragen wurde.

Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen Korundscheifpapier

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den Werkstoffen mit unterschiedlichen Styrolgehalten unter abrasiven Bedingungen gegen Korundscheifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 μm), bei einer Flächenpressung von

0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden sind in Abb. 6.26 dargestellt.

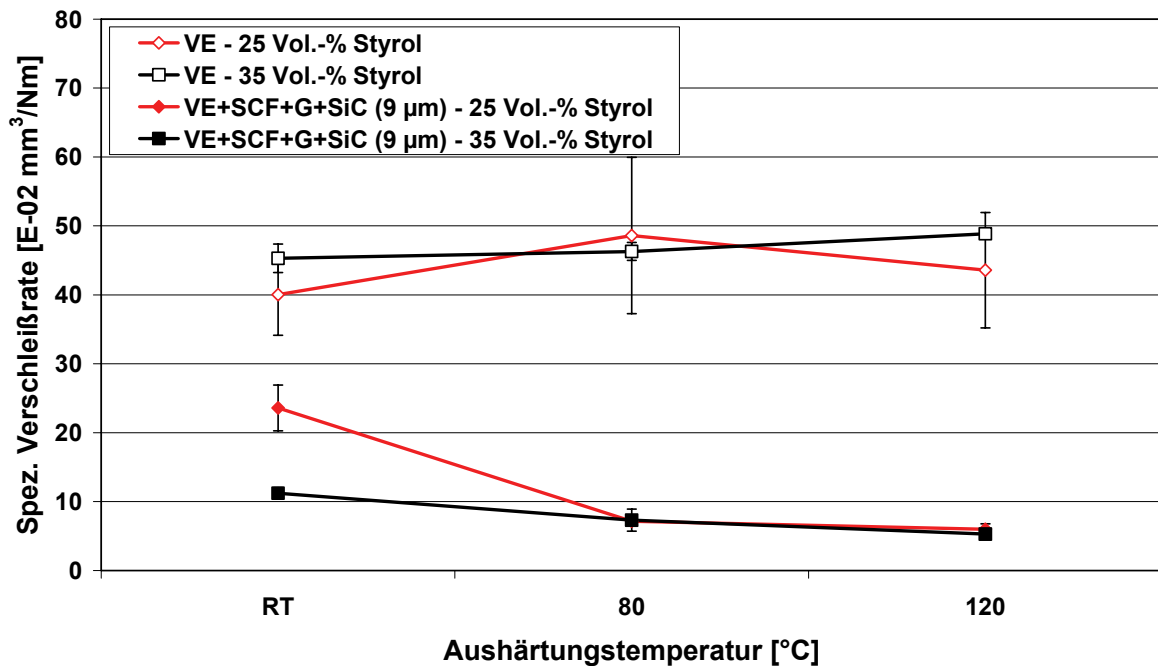


Abb. 6.26: Spez. Verschleißraten der VE basierten Werkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten und verschiedenen Aushärtungstemperaturen bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Korundscheifpapier (Körnung: 320)

Aus den Ergebnissen lässt sich ablesen, dass die VE Reinharze eine Tendenz zu steigenden spezifischen Verschleißraten mit steigender Aushärtungstemperatur zeigen. Dabei weist das VE Reinharz mit 25 Vol.-% Styrolgehalt einen deutlicheren, jedoch unregelmäßigen und das VE Reinharz mit 35 Vol.-% Styrolgehalt einen leichten Anstieg der Verschleißraten auf. Im Vergleich dazu kann bei den VE Verbundwerkstoffen der entgegengesetzte Trend beobachtet werden. Hier sinken die spezifischen Verschleißraten mit steigender Aushärtungstemperatur. Dabei unterscheiden sich die Werte der VE Verbundwerkstoffe wesentlich, wenn diese bei Raumtemperatur ausgehärtet wurden. Danach zeigen die Verbundwerkstoffe unabhängig vom Styrolgehalt etwa die gleichen Verschleißraten.

In Abb. 6.27 sind die gemittelten Reibungskoeffizienten zu der Prüfung gegen Korundscheifpapier dargestellt. Das VE Reinharz mit 25 Vol.-% Styrolgehalt zeigt keine einheitliche Tendenz und der Verlauf der Reibungskoeffizienten über den Aushärtungstemperaturen findet sich nicht in Einklang mit den zugehörigen spezifischen

Verschleißraten (vgl. Abb. 6.26). Im Gegensatz dazu weist das VE Reinharz mit 35 Vol.-% Styrolgehalt einen nahezu konstanten Verlauf der Reibungskoeffizienten auf. D.h. die Reibungskoeffizienten zeigen keine Abhängigkeit von den Aushärtungstemperaturen.

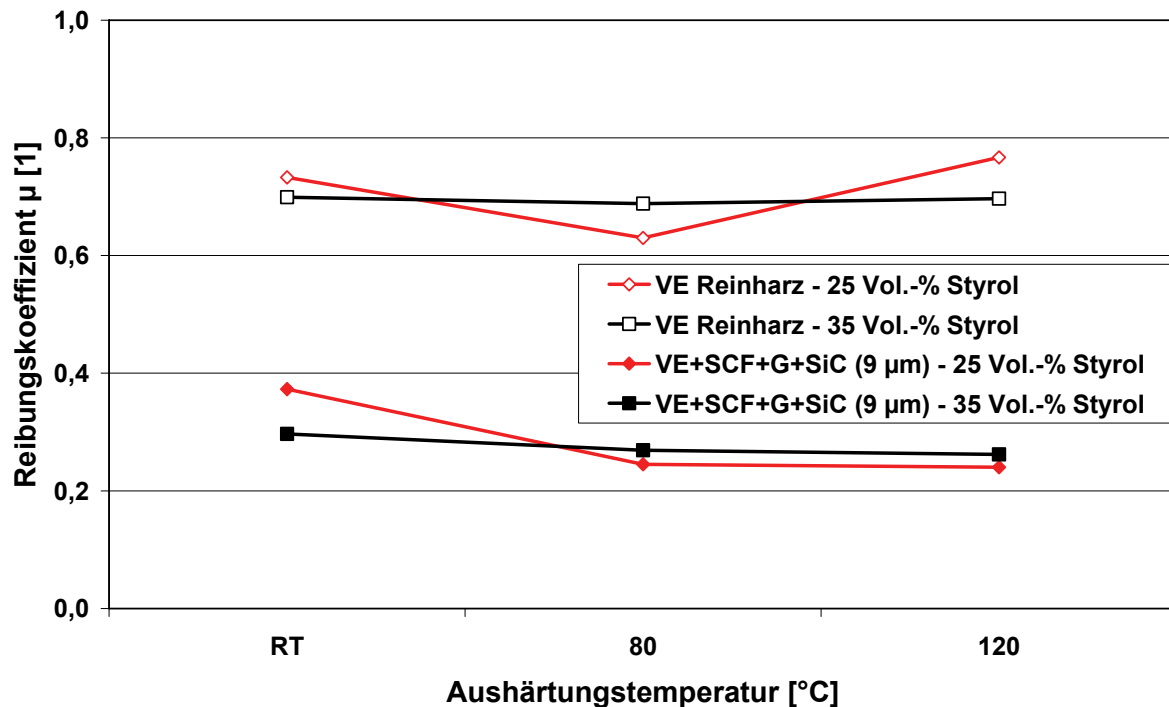


Abb. 6.27: Reibungskoeffizienten der VE basierten Werkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten und verschiedenen Aushärtungstemperaturen bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Korundschleifpapier (Körnung: 320)

Im Vergleich zu den VE Reinharzen lässt sich bei den VE Verbundwerkstoffen eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den Reibungskoeffizienten und den zugehörigen spezifischen Verschleißraten erkennen.

Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier

In Abb. 6.28 sind die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den Werkstoffen mit unterschiedlichen Styrolgehalten unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 μm) bei einer Flächenpressung von 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden dargestellt.

Bei beiden VE Reinharzen lässt sich keine einheitliche Tendenz in Abhängigkeit von den Aushärtungstemperaturen erkennen. Es fällt jedoch auf, dass die Materialien in gewisser Weise inverse Werte zueinander zeigen. Das bedeutet, die dargestellten polygonen Verbindungslinien weisen eine Symmetrie auf. Im Vergleich dazu zeigen die VE Verbundwerkstoffe wiederum eine einheitliche Tendenz. Mit steigender Aushärtungstemperatur sinken die spezifischen Verschleißraten. Während die Werte bei Raumtemperatur in Abhängigkeit vom Styrolgehalt deutlich voneinander abweichen, liegen die Werte bei 80 °C und 120 °C unabhängig vom Styrolgehalt zusammen.

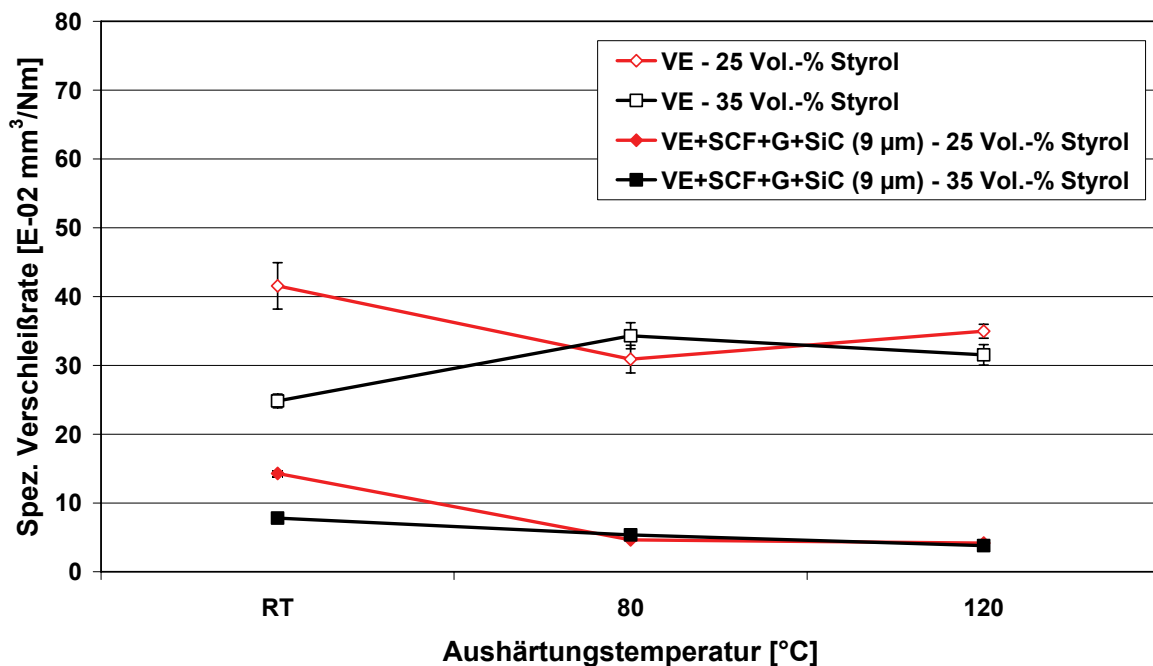


Abb. 6.28: Spez. Verschleißraten der VE basierten Werkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten und verschiedenen Aushärtungstemperaturen bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320)

Die gemittelten Reibungskoeffizienten zu der Prüfung gegen SiC Schleifpapier sind in Abb. 6.29 dargestellt. Das VE Reinharz mit 25 Vol.-% Styrolgehalt zeigt zwischen RT und 80 °C Aushärtungstemperatur einen Anstieg des Reibungskoeffizienten. Im Gegensatz dazu weist das VE Reinharz mit 35 Vol.-% Styrolgehalt in diesem Temperaturbereich zunächst einen leicht sinkenden Reibungskoeffizienten auf. Zwischen 80 °C und 120 °C bleiben die Werte für beide VE Reinharze dann unabhängig vom Styrolgehalt konstant und liegen gleich auf.

Bei den beiden VE Verbundwerkstoffen lässt sich im Vergleich zu den VE Reinharzen eine leichte Tendenz zu steigenden Reibungskoeffizienten mit steigenden Aushärtungstemperaturen erkennen. Die Werte liegen dabei sehr dicht zusammen. Allerdings zeigt der VE Verbundwerkstoff mit 35 Vol.-% Styrolgehalt einen etwas höheren Reibungskoeffizienten, insbesondere bei 80 °C.

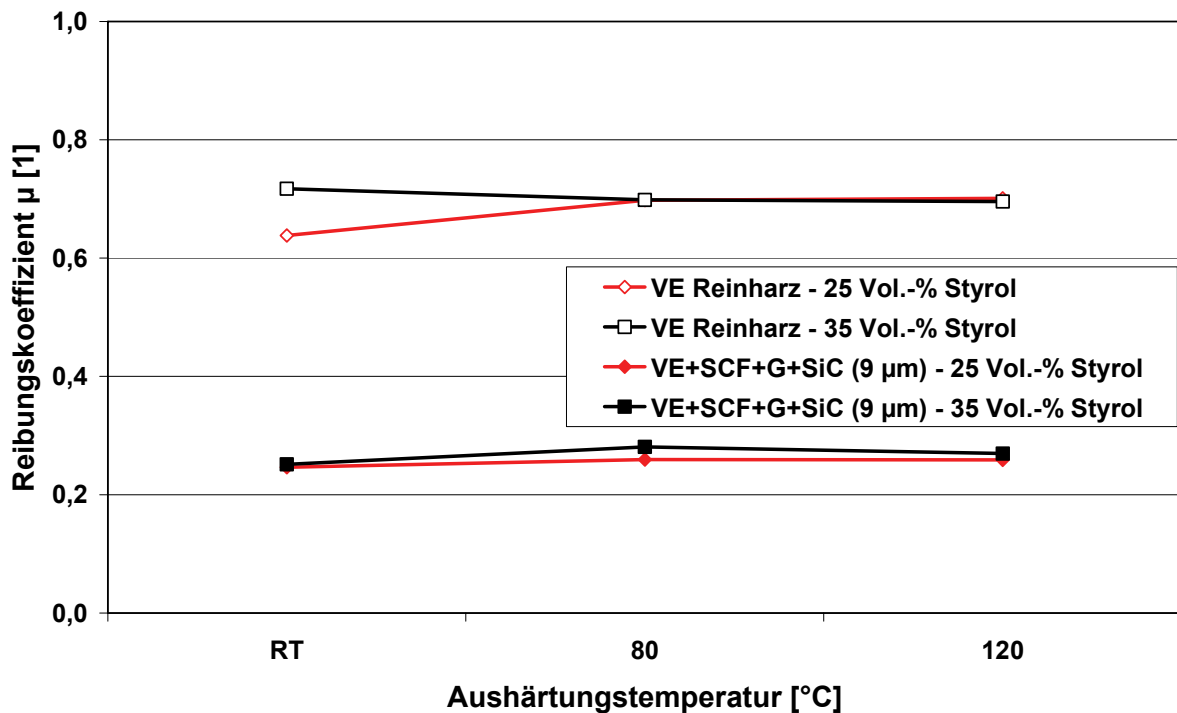


Abb. 6.29: Reibungskoeffizienten der VE basierten Werkstoffe mit unterschiedlichen Styrolgehalten und verschiedenen Aushärtungstemperaturen bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320)

6.2.4 Tri- und tetramodale VE Verbundwerkstoffe

Die VE basierten tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffe, die unterschiedliche Korngrößen enthalten, wurden sowohl unter trockenen Bedingungen gegen SiC Gegenkörper als auch unter abrasiven Bedingungen tribologisch getestet. Bei den abrasiven Testbedingungen wurden zum einen Korund- und SiC Schleifpapier der Körnung 320 und zum anderen Diamantschleifräder verwendet. Die VE Verbundwerkstoffe weisen dabei die gleiche Zusammensetzung auf wie der EP basierte Verbundwerkstoff (SCF, G und 16 Vol.-% SiC), dessen Rezeptur übertragen wurde.

Prüfung unter trockenen Bedingungen gegen SiC Gegenkörper

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffen unter trockenen Bedingungen gegen SiC Gegenkörper bei einer Flächenpressung von 1 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 1 m/s und einer Prüfdauer von 20 Stunden sind in Abb. 6.30 dargestellt.

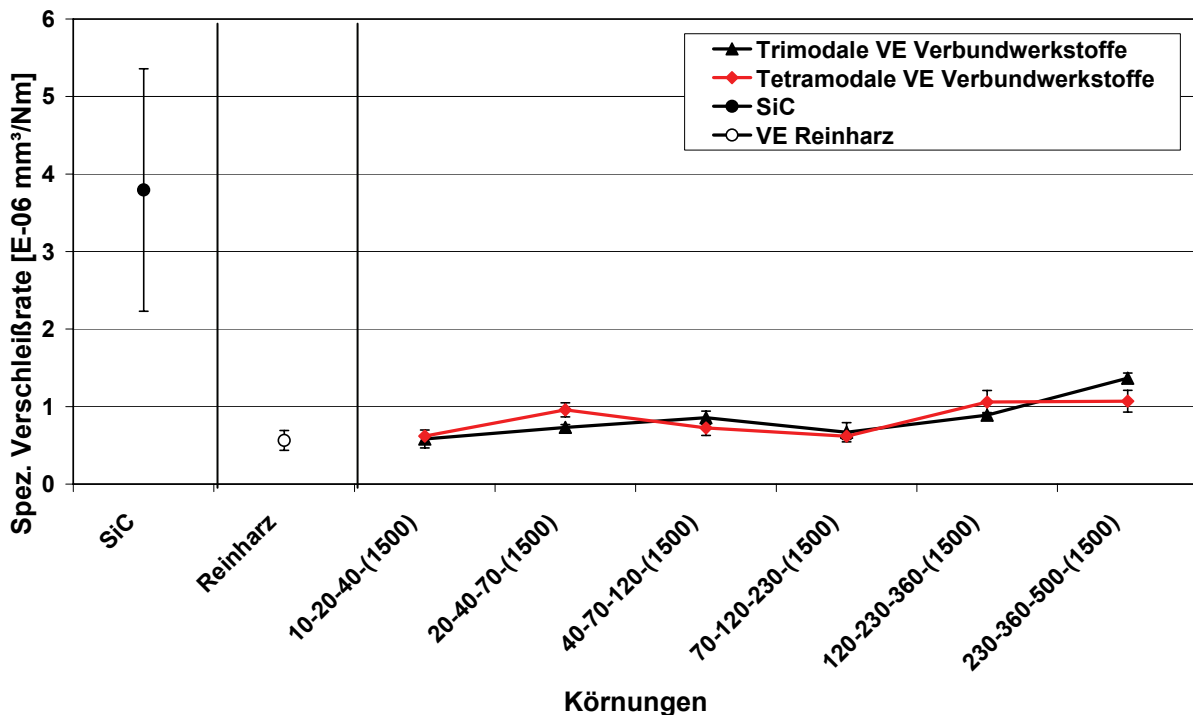


Abb. 6.30: Spez. Verschleißraten der VE basierten tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffe bei trockenen Block auf Ring Prüfungen gegen SiC Gegenkörper

Unter diesen Testbedingungen schneidet der Referenzwerkstoff SiC erwartungsgemäß am schlechtesten ab. Im Vergleich dazu zeigen die VE basierten Werkstoffe wesentlich niedrigere spezifische Verschleißraten. Das VE Reinharz weist die insgesamt niedrigste Verschleißrate auf. Die VE Verbundwerkstoffe, welche die größten SiC Partikel (10-20-40(-1500)) enthalten, liegen in etwa auf dem gleichen Niveau wie das Reinharz. Alle weiteren VE Verbundwerkstoffe zeigen mit sinkenden SiC Partikelgrößen tendenziell steigende Verschleißraten. Dabei liegen die tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffe so eng beisammen, dass diesbezüglich keine Unterschiede festzustellen sind.

Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen Korundscheifpapier

In Abb. 6.31 sind die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den trimodalen Verbundwerkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen Korundscheifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 μm) bei zwei unterschiedlichen Flächenpressungen, 0,25 MPa und 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden dargestellt.

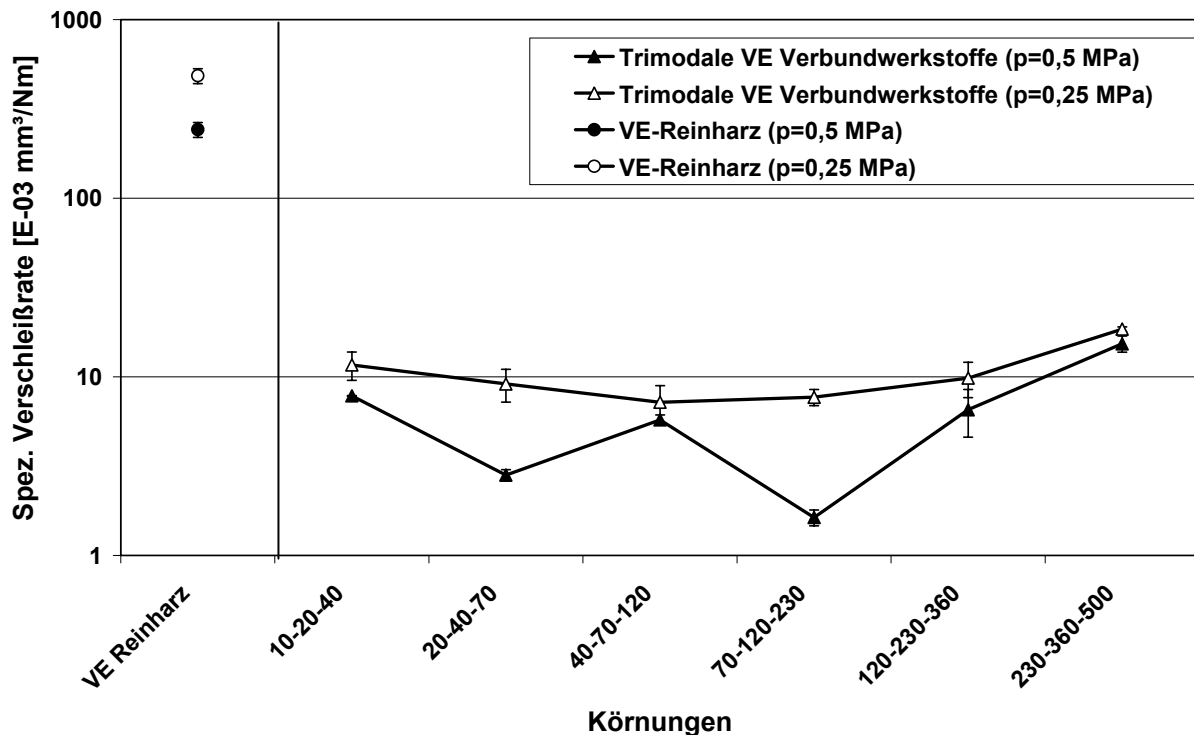


Abb. 6.31: Spez. Verschleißraten der VE basierten trimodalen Verbundwerkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Korundscheifpapier (Körnung: 320) bei unterschiedlichen Flächenpressungen

Das VE Reinharz schneidet unter beiden Testbedingungen wesentlich schlechter ab als die trimodalen Verbundwerkstoffe. Dabei zeigt sich, dass sowohl das VE Reinharz als auch die trimodalen Verbundwerkstoffe bei der höheren Flächenpressung (0,5 MPa) niedrigere spezifische Verschleißraten aufweisen als bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa). Weiterhin lässt sich ablesen, dass die trimodalen Verbundwerkstoffe bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa) eine Art parabelförmigen Verlauf der Verschleißraten über den enthaltenen Korngrößen aufweisen. Das bedeutet, die niedrigste Verschleißrate wird bei der mittleren Korngrößenverteilung 40-70-120 erreicht. Im Gegensatz dazu zeigen die Verschleißraten bei der höheren Flächenpressung (0,5 MPa) keinen solch gleichmäßigen Verlauf über den ent-

haltenen Korngrößen. Der niedrigste Wert wird bei der Korngrößenverteilung 70-120-230 erreicht.

In Abb. 6.32 sind die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den tetramodalen Verbundwerkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen Korundscheifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 μm) bei den beiden unterschiedlichen Flächenpressungen von 0,25 MPa und 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden dargestellt.

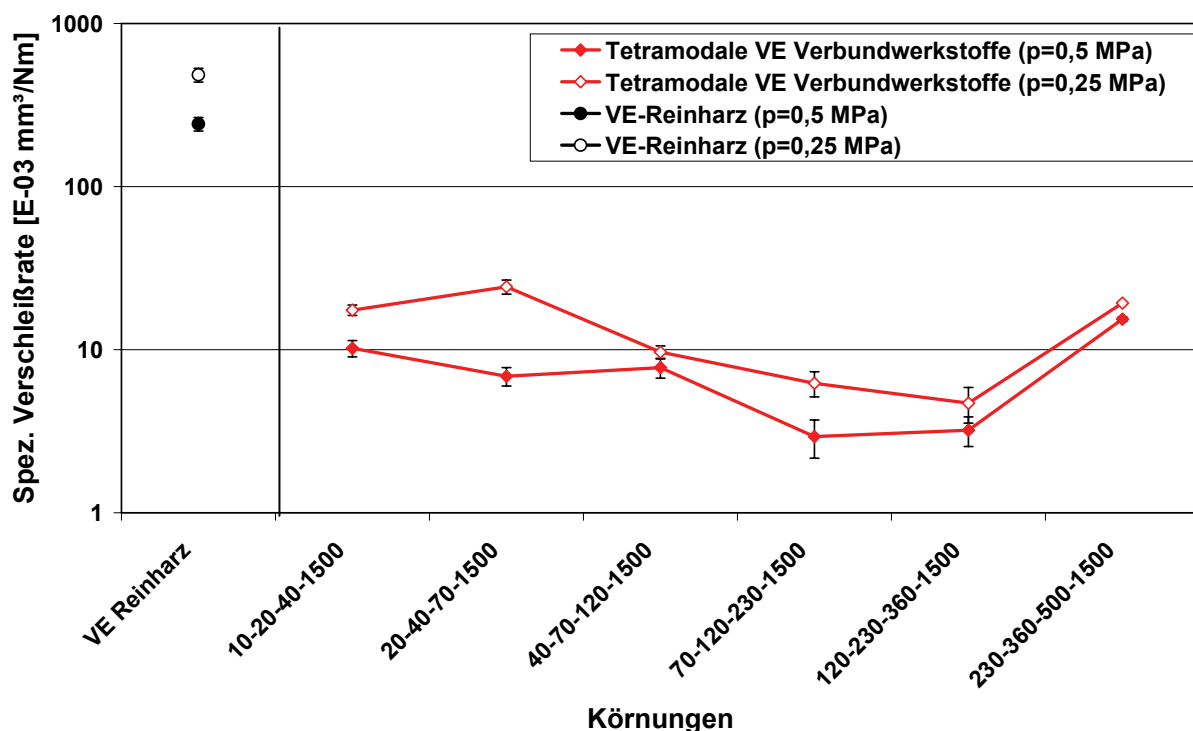


Abb. 6.32: Spez. Verschleißraten der VE basierten tetramodalen Verbundwerkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Korundscheifpapier (Körnung: 320) bei unterschiedlichen Flächenpressungen

Das VE Reinharz schneidet wiederum wesentlich schlechter ab als die tetramodalen Verbundwerkstoffe. Auch bei diesen Prüfungen zeigt sich, dass sowohl das VE Reinharz als auch die tetramodalen Verbundwerkstoffe bei der höheren Flächenpressung (0,5 MPa) niedrigere spezifische Verschleißraten aufweisen als bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa). Weiterhin lässt sich ablesen, dass die Verläufe der spezifischen Verschleißraten über den enthaltenen Korngrößen bei den tetramodalen Verbundwerkstoffen bei beiden Flächenpressungen (0,25 MPa bzw. 0,5 MPa) nahezu identisch sind. Die niedrigsten Verschleißraten werden bei den Korngrößenvertei-

lungen 70-120-230-1500 für 0,5 MPa Flächenpressung und bei der nächst feineren Korngrößenverteilung (120-230-360-1500) für 0,25 MPa Flächenpressung erreicht.

Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den trimodalen Verbundwerkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 μm), bei zwei unterschiedlichen Flächenpressungen, 0,25 MPa und 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden sind in Abb. 6.33 dargestellt.

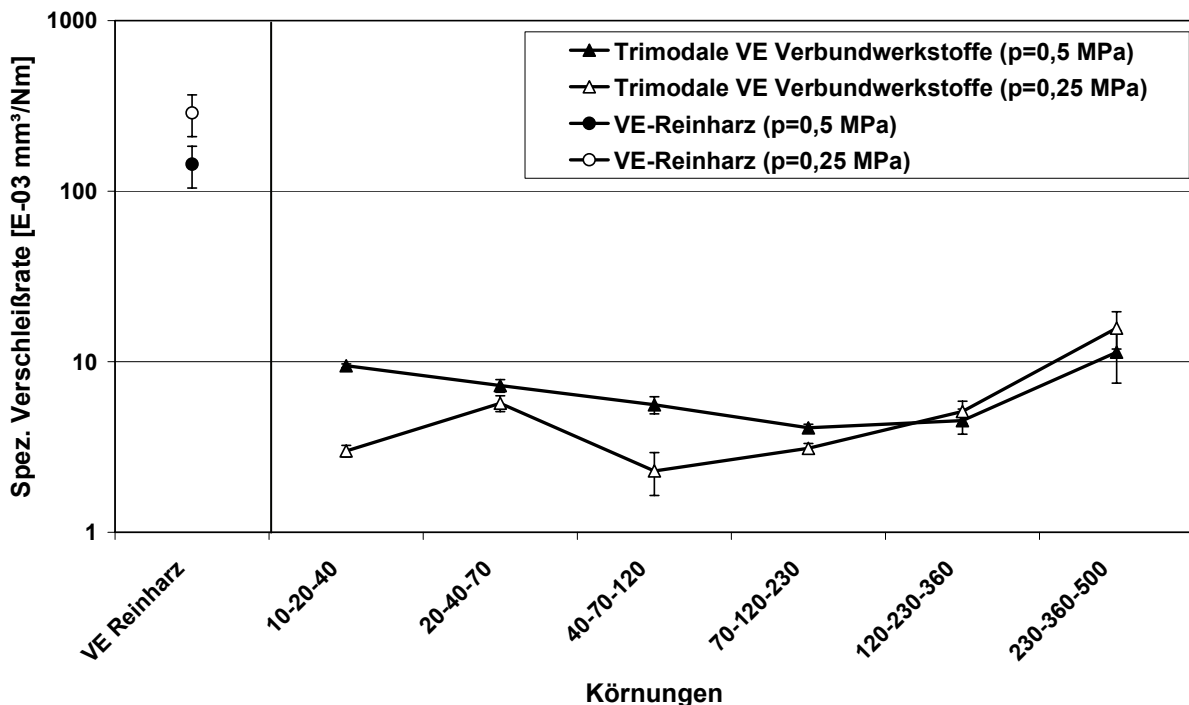


Abb. 6.33: Spez. Verschleißraten der VE basierten trimodalen Verbundwerkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320) bei unterschiedlichen Flächenpressungen

Bei der abrasiven Prüfung gegen SiC Schleifpapier schneidet das VE Reinharz wiederum wesentlich schlechter ab als die trimodalen Verbundwerkstoffe. Es zeigt sich, dass das VE Reinharz bei der höheren Flächenpressung (0,5 MPa) eine niedrigere spezifische Verschleißrate aufweist als bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa). Die trimodalen Verbundwerkstoffe zeigen im Gegensatz dazu niedrigere Verschleißraten bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa). Die Verschleißraten bei der höheren Flächenpressung (0,5 MPa) weisen eine Art parabelförmigen

Verlauf der Verschleißraten über den enthaltenen Korngrößen auf. Die Werte bei der geringeren Flächenpressung (0,25 MPa) zeigen hingegen keinen solch harmonischen Verlauf. Die niedrigsten Verschleißraten werden bei den mittleren Korngrößenverteilungen 40-70-120 (0,25 MPa) und 70-120-230 (0,5 MPa) erreicht.

In Abb. 6.34 sind die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den tetramodalen Verbundwerkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320 (mittlere Korngröße ca. 27-30 μm), bei den beiden unterschiedlichen Flächenpressungen von 0,25 MPa und 0,5 MPa, einer Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden dargestellt.

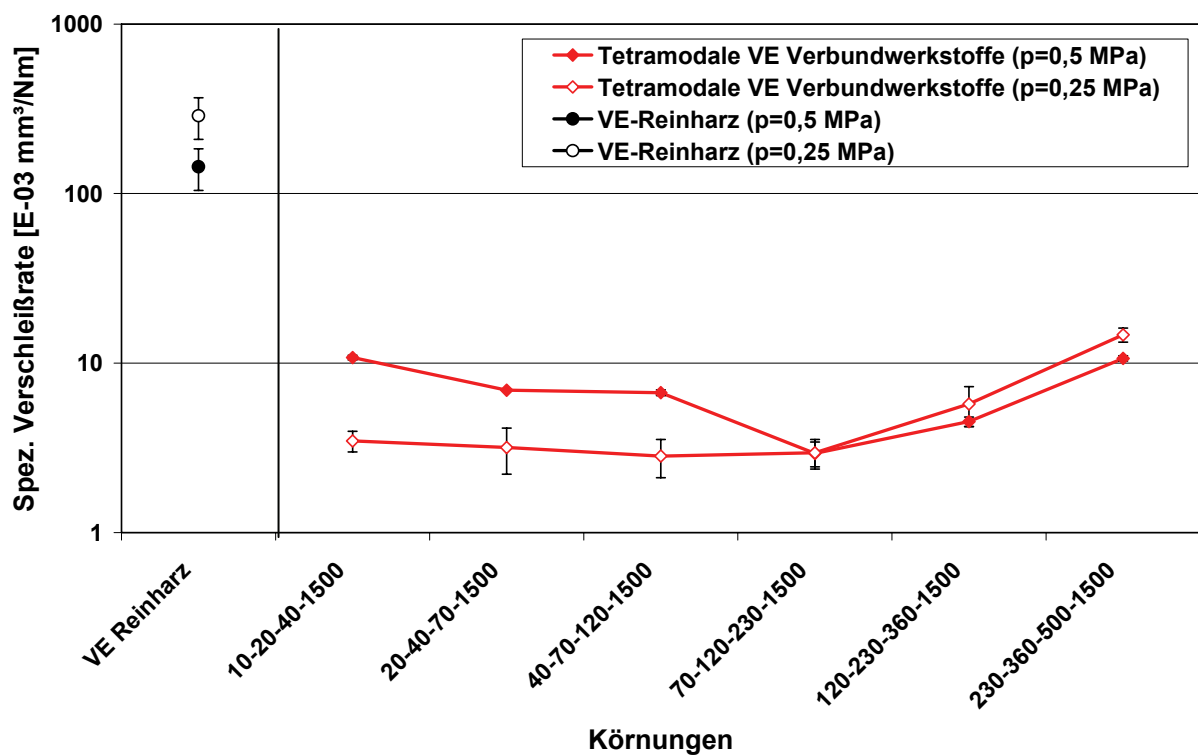


Abb. 6.34: Spez. Verschleißraten der VE basierten tetramodalen Verbundwerkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320) bei unterschiedlichen Flächenpressungen

Auch hier schneidet das VE Reinharz wiederum wesentlich schlechter ab als die tetramodalen Verbundwerkstoffe. Zudem zeigt sich die gleiche Tendenz, dass auch die tetramodalen Verbundwerkstoffe bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa) niedrigere spezifische Verschleißraten aufweisen. Die Verläufe der spezifischen Verschleißraten unterscheiden sich in Bezug auf die Flächenpressungen nur bei den größeren Korngrößen, während bei den kleineren Korngrößen die Verläufe nahezu

gleich sind. Die niedrigsten Verschleißraten werden bei den Korngrößenverteilungen 40-70-120-1500 (0,25 MPa) und bei 70-120-230-1500 (0,5 MPa) erreicht.

Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen ein Diamantschleifrad

Die Ergebnisse der tribologischen Prüfungen an den tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffen unter abrasiven Bedingungen gegen Diamantschleifräder der Körnung D8-16 (mittlere Korngröße ca. 15 μm), bei den Flächenpressungen von 0,25 MPa und 0,5 MPa sowie einer Gleitgeschwindigkeit von 0,5 m/s und einer Prüfdauer von 60 Sekunden sind in Abb. 6.35 und Abb. 6.36 dargestellt.

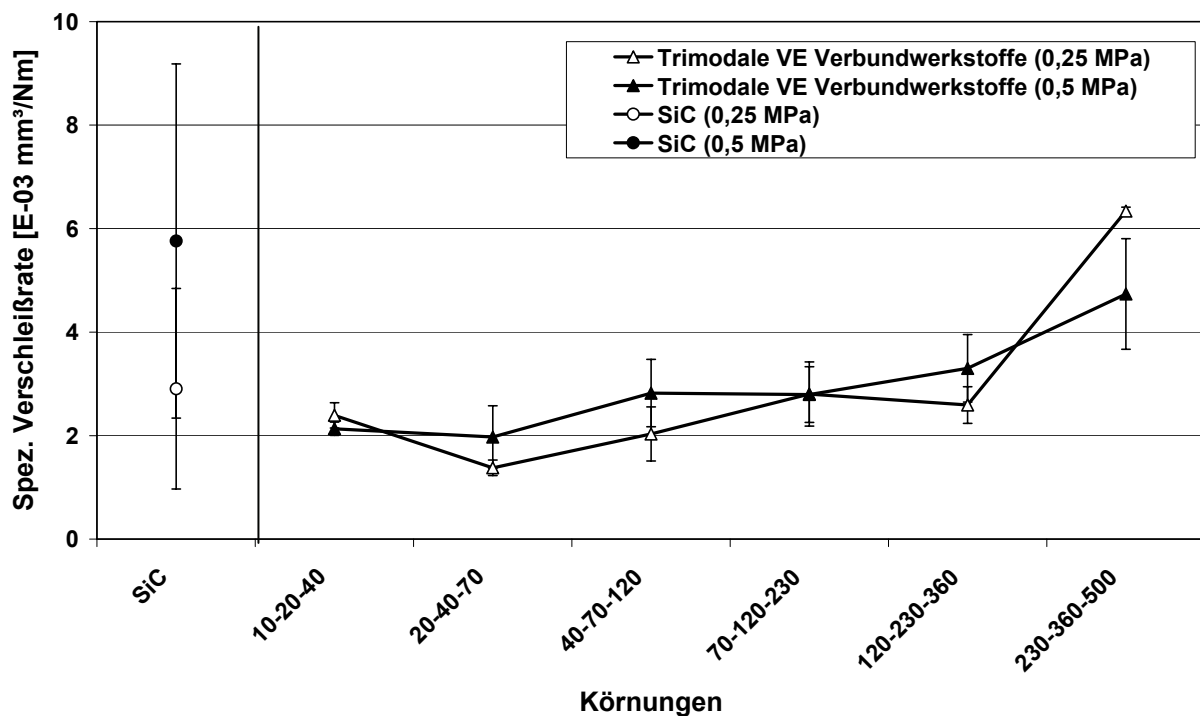


Abb. 6.35: Spez. Verschleißraten der VE basierten trimodalen Verbundwerkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Diamantschleifräder (Körnung: D8-16)

Aus den Graphiken geht hervor, dass der Referenzwerkstoff SiC mit steigender Flächenpressung deutlich schlechter abschneidet (Verdoppelung der Verschleißrate bei Verdoppelung der Flächenpressung). Die Verschleißraten der trimodalen Verbundwerkstoffe liegen unabhängig von der herrschenden Flächenpressung dicht beisammen und zeigen eine Tendenz zu höheren Verschleißraten mit sinkenden Korngrößen. Im Vergleich zu dem Referenzwerkstoff SiC weisen die trimodalen Verbundwerkstoffe, bis auf eine Ausnahme (230-360-500), alle niedrigere Verschleißraten

auf. Die tetramodalen Verbundwerkstoffe schneiden hingegen bei der Flächenpressung von 0,25 MPa, bis auf eine Ausnahme (20-40-70-1500), im Vergleich zum Referenzwerkstoff SiC etwa gleich oder etwas schlechter ab. Bei der Flächenpressung von 0,5 MPa zeigt sich wiederum eine deutliche Tendenz zu steigenden Verschleißraten mit sinkenden Korngrößen. Dabei weisen alle tetramodalen Verbundwerkstoffe bis auf eine Ausnahme (230-360-500-1500) niedrigere spezifische Verschleißraten im Vergleich zum Referenzwerkstoff SiC auf. Das bedeutet, mit zunehmender Flächenpressung steigen die Verschleißraten an. Während sich bei dem Referenzwerkstoff SiC die Verschleißrate bei Verdoppelung der Flächenpressung ebenfalls verdoppelt, bleiben die Verschleißraten der Verbundwerkstoffe in etwa auf dem gleichen Niveau. Nur bei den beiden tetramodalen Werkstoffen mit den feinsten Korngrößen steigt die Verschleißrate mit steigender Flächenpressung stark an.

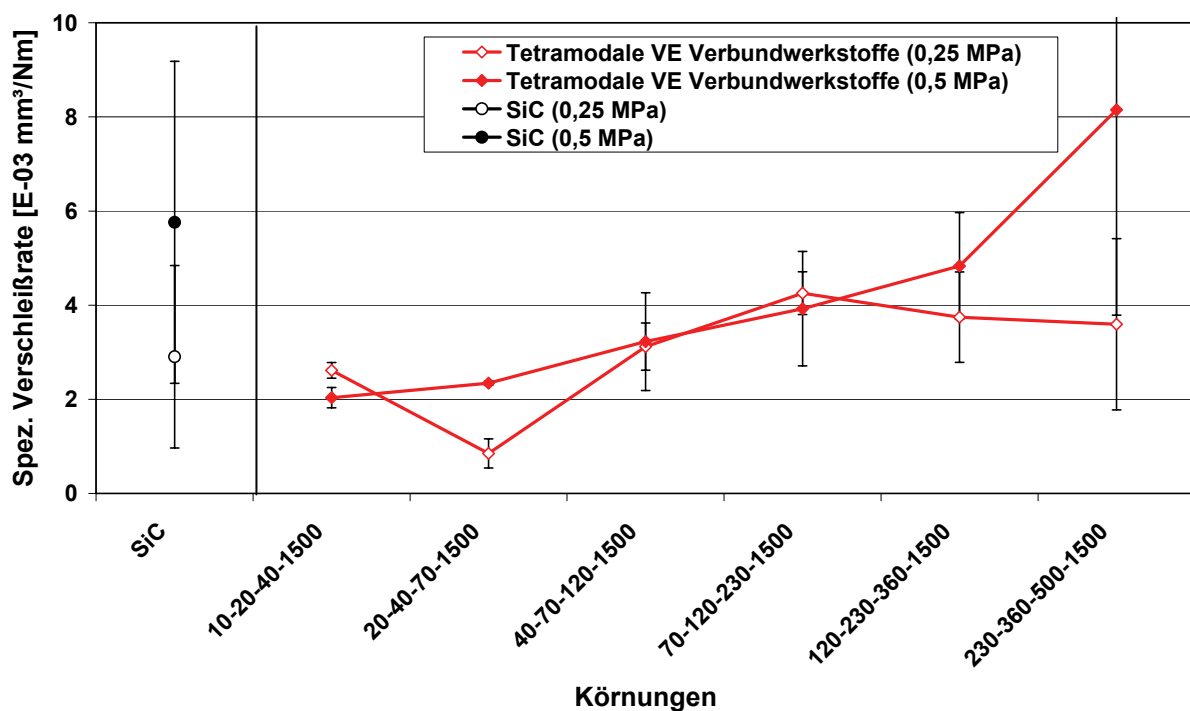


Abb. 6.36: Spez. Verschleißraten der VE basierten tetramodalen Verbundwerkstoffe bei abrasiven Block auf Ring Prüfungen gegen Diamantschleifräder (Körnung: D8-16)

7 Diskussion

7.1 Bewertung der Übertragbarkeit der entwickelten Werkstoffrezeptur

Die gezielte Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften mittels unterschiedlicher Füll- und Verstärkungsstoffe ist einer der wesentlichen Vorzüge polymerer Verbundwerkstoffe. Bei tribologischen Anwendungen ist das Werkstoffverhalten jedoch von dem tribologischen System geprägt, weshalb keine allgemeingültigen Aussagen getroffen werden können. Im vorliegenden Fall konnte allerdings auf der Basis von Epoxidharz eine ausgewogene Rezeptur entwickelt werden, die sowohl unter trockenen als auch unter abrasiven Bedingungen sehr gute Werte erreicht. Die Übertragung dieser Rezeptur auf einen weiteren Duroplasten (VE) und einen Thermoplasten (ETFE) zeigte, dass die ermittelten spezifischen Verschleißraten und somit das Verschleißverhalten sehr ähnlich ausfällt und gleichwertige Ergebnisse erzielt werden können (vgl.: Abb. 6.23, Abb. 6.24, Abb. 6.25). Die sich einstellenden, ähnlichen tribologischen Eigenschaften basieren auf dem hohen Füllgrad der Rezeptur (insgesamt 36 Vol.-% bzw. 56 Gew.-%) und der daraus resultierenden Füllstoffdominanz. Das bedeutet, die Eigenschaften werden überwiegend von den eingesetzten Füll- und Verstärkungsstoffen geprägt. Der Einfluss der Eigenschaften der reinen Polymere tritt mit steigendem Füllstoffgehalt zunehmend in den Hintergrund. Dennoch zeigen sich Unterschiede in Bezug auf das Verschleißverhalten bzw. die herrschenden Verschleißmechanismen, die eindeutig auf die Eigenschaften der Basispolymere zurückgeführt werden können (siehe hierzu Kapitel 2.1). Für den dominierenden Einfluss der Füll- und Verstärkungsstoffe spricht weiterhin die Tatsache, dass alle Verbundwerkstoffe, unabhängig von dem Basispolymer, bei Steigerung der Flächenpressung von 0,25 MPa auf 0,5MPa, in etwa die gleichen Veränderungen bezüglich der spezifischen Verschleißraten aufweisen, nämlich eine Erhöhung um ca. 30-35 % (vgl. Abb. 6.25).

Anhand der vorliegenden Ergebnisse konnte erfolgreich gezeigt werden, dass die Werkstoffentwicklung für tribologische Anwendungen auf der Basis von Duroplasten durchgeführt und diese anschließend auf thermoplastische Systeme übertragen werden kann. Auf diese Weise lässt sich der maschinentechnische, personelle und fi-

nanzielle Aufwand für eine Neuentwicklung, aber auch für eine Anpassung an spezielle Gegebenheiten erheblich reduzieren.

7.2 Einfluss des Styrolgehaltes und der Aushärtungstemperatur auf das Verschleißverhalten unter abrasiven Bedingungen

Mit Hilfe des Styrolgehaltes lässt sich bei VE Harzen sowohl die Viskosität, als auch die im ausgehärteten Zustand resultierende Zähigkeit beeinflussen. Mit steigendem Styrolgehalt sinkt die Viskosität und die Zähigkeit wird verbessert. Allerdings wirkt sich ein höherer Styrolgehalt negativ auf die Chemikalienbeständigkeit aus. Ein weiterer, sehr wesentlicher Einflussfaktor bei Duroplasten ist die Aushärtungstemperatur. Da im vorliegenden Fall ein VE Harz verwendet wurde, das bei Raumtemperatur aushärtet, stellte sich die Frage, welche Auswirkung die Aushärtungstemperatur auf die Werkstoffeigenschaften und damit das Verschleißverhalten hat.

Die Ergebnisse der mechanischen Prüfungen (vgl.: Zugprüfungen: Abb. 6.3 und Abb. 6.4, Universalhärte: Abb. 6.10, thermisches Ausdehnungsverhalten: Abb. 6.13 und Abb. 6.14) zeigen, dass die beiden VE Reinharze (VE mit 25 bzw. 35 Vol.-% Styrolgehalt) im Vergleich zu den beiden VE Verbundwerkstoffen (VE+SCF+G+SiC mit 25 bzw. 35 Vol.-% Styrolgehalt) gegenläufige Tendenzen aufweisen. So schneidet bei den Zugprüfungen das VE Reinharze mit dem höheren Styrolgehalt (35 Vol.-%) aufgrund der höheren Zähigkeit etwas besser ab, während bei den VE Verbundwerkstoffen das Material mit 25 Vol.-% Styrolgehalt bessere Werte erzielt. Dabei fällt auf, dass die Zugabe der Füll- und Verstärkungsstoffe bei den Verbundwerkstoffen im Vergleich zu den VE Reinharzen zu einer Verringerung der Bruchspannungs- und Bruchdehnungswerte führt. Aufgrund der Zugabe von SCF sind niedrigere Bruchdehnungen erwartungsgemäß, aber die Bruchspannungen sollten oberhalb derer des VE Reinharzes liegen. Die Ursache hierfür kann auf das Einmischen der Füll- und Verstärkungsstoffe in das VE Harz zurückgeführt werden, weil dabei auch Luft mit eingebracht wird. Da Styrol einen sehr niedrigen Dampfdruck (6 hPa) aufweist [96], ist es nicht möglich, die Mischungen durch das Anlegen eines Vakuums ausreichend zu entgasen, ohne auch das enthaltene Styrol aus dem Harz zu lösen. Deshalb weisen die VE Verbundwerkstoffe eine gewisse Porosität auf, die sich negativ auf die Werkstoffeigenschaften auswirkt. Dies könnte auch die Ursache dafür sein, dass der

VE Verbundwerkstoff mit dem höheren Styrolgehalt (35 Vol.-%) schlechter abschneidet als der mit dem niedrigeren, weil der höhere Styrolgehalt auch eine höhere Porosität verursacht.

Weiterhin fällt auf, dass die Bruchspannungen und -dehnungen teilweise keine eindeutigen Tendenzen aufweisen und insbesondere bei 80 °C Aushärtungstemperatur ein deutlicher Einbruch der Werte beobachtet werden kann. Die Ursache hierfür könnte darauf zurückgeführt werden, dass bei der Reaktion bzw. Vernetzung des Styrols eine Homopolymerisation und bei der Vernetzung von Styrol mit VE eine Copolymerisation stattfindet. Aufgrund dieser unterschiedlichen Reaktionen bilden sich verschiedene Molekülstrukturen aus, die abweichende Werkstoffeigenschaften bedingen. Zudem kommt es beim Gelieren und bei der Aushärtung zu einer exothermen Reaktion, bei der unterschiedliche Mengen des Styrols verdampfen, wodurch Bereiche mit unterschiedlichen Styrolgehalten bzw. Molekülstrukturen entstehen. Des Weiteren lässt sich anhand der Kurvenverläufe des thermischen Ausdehnungsverhaltens ablesen, dass sowohl die beiden VE Reinharze als auch die beiden VE Verbundwerkstoffe bei Raumtemperatur und bei 80 °C noch nicht vollständig vernetzt sind. Auch dies spiegelt sich in abweichenden Werkstoffeigenschaften wider.

Die Universalhärten der VE Verbundwerkstoffe stimmen in zweierlei Hinsicht mit den Erwartungen überein. Zum einen liegen die Universalhärten der VE Verbundwerkstoffe über denen der VE Reinharze. Zum anderen weisen die VE Verbundwerkstoffe steigende Universalhärtewerte mit steigender Aushärtungstemperatur auf. Entgegen den Erwartungen ist jedoch, dass die zäheren Werkstoffe (höherer Styrolgehalt) keine niedrigeren Universalhärtewerte aufweisen. Diese sind, unabhängig vom Styrolgehalt, nahezu identisch. Zudem zeigen die VE Reinharze leicht fallende Universalhärten mit steigender Aushärtungstemperatur. Diese Tendenz könnte ebenfalls auf die unterschiedlichen Polymerisationsreaktionen und das Verdampfen von Styrol zurückgeführt werden.

Bei den abrasiven tribologischen Prüfungen gegen Korund- und SiC Schleifpapier (vgl.: Abb. 6.26, Abb. 6.27, Abb. 6.28, Abb. 6.29) zeigte sich, dass die VE Verbundwerkstoffe nur bei Raumtemperatur unterschiedliche spezifische Verschleißraten aufweisen. Der VE Verbundwerkstoff mit 25 Vol.-% Styrol weist bei Raumtemperatur deutlich schlechtere Verschleißraten auf. Danach folgen beide VE Verbundwerkstoffe

einer gleichmäßigen Tendenz zu niedrigeren Verschleißraten mit steigender Aushärtungstemperatur. Das bedeutet einerseits, dass mit steigender Vernetzung auch der Verschleißwiderstand der Verbundwerkstoffe steigt, und andererseits, dass der Styrolgehalt nur bei Raumtemperaturaushärtung einen messbaren Unterschied bewirkt. Die VE Reinharze weisen im Gegensatz dazu keine eindeutige Tendenz auf. Während sich die Verschleißraten bei der Aushärtung bei Raumtemperatur noch deutlich unterscheiden, schwingen die übrigen Verschleißraten mit steigender Aushärtungstemperatur um gewisse Mittelwerte (ca. $47 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ bei Korundschleifpapier und ca. $33 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ bei SiC Schleifpapier). Daraus lässt sich ableiten, dass die VE Reinharze nur bei Raumtemperaturaushärtung eine Abhängigkeit des Verschleißverhaltens vom Styrolgehalt und vom verwendeten Gegenkörper (Korund bzw. SiC Schleifpapier) zeigen.

Der Vergleich der ermittelten Reibungskoeffizienten mit den spezifischen Verschleißraten zeigt bei den VE Reinharzen eine gute Übereinstimmung. So ergibt sich bei einer niedrigeren Verschleißrate ein höherer Reibungskoeffizient und umgekehrt bei einer höheren Verschleißrate ein niedrigerer Reibungskoeffizient [9,76]. Bei den VE Verbundwerkstoffen lässt sich dieses Verhalten jedoch nicht bestätigen. Während die Reibungskoeffizienten bei den Versuchen gegen SiC Schleifpapier nahezu konstant bleiben und keine Abhängigkeit vom Styrolgehalt oder der Aushärtungstemperatur zeigen, verändern sich die Reibungskoeffizienten bei den Versuchen gegen Korundschleifpapier in gleicher Weise wie die zugehörigen spezifischen Verschleißraten. Das bedeutet, mit sinkender Verschleißrate wird auch ein niedrigerer Reibungskoeffizient beobachtet. Die Ursache hierfür konnte noch nicht geklärt werden.

Insgesamt lässt sich somit ableiten, dass sowohl der Styrolgehalt als auch die Aushärtungstemperaturen teilweise einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen und tribologischen Ergebnisse haben. Dabei sind die Auswirkungen auf die VE Reinharze nicht eindeutig zuzuordnen und keine eindeutigen Tendenzen erkennbar. Bei den VE Verbundwerkstoffen stellte sich heraus, dass der höhere Styrolgehalt in Bezug auf die mechanischen Kennwerte nicht von Vorteil ist, hingegen bei den tribologischen Experimenten eine positive Wirkung zeigt. Die höchste Aushärtungstemperatur ($120 \text{ }^\circ\text{C}$) sollte jedoch auf jeden Fall angewendet werden, da sich mit steigender Vernetzung die Eigenschaften verbessern.

7.3 Bewertung der Verschleißeigenschaften in Bezug auf die tribologischen Prüfmethoden

Bei tribologischen Experimenten stellt die Auswahl adäquater Prüfmethoden einen wesentlichen Aspekt dar, weil die erzielbaren Ergebnisse nur systemspezifische Relativwerte und keine Werkstoffkennwerte sind. Daher spielt die Bewertung der Verschleißeigenschaften in Bezug auf die Prüfmethoden eine bedeutende Rolle. Als Bewertungskriterien werden zum einen die experimentellen Ergebnisse und zum anderen die vorherrschenden Verschleißmechanismen miteinander verglichen. Erst wenn diesbezüglich eine plausible Übereinstimmung vorgefunden wird, können die angewendeten Prüfmethoden als adäquat bezeichnet werden.

Tribologische Prüfung unter trockenen Bedingungen: Vergleich Stahl vs. SiC

Bei der Auswertung der Ergebnisse der Prüfungen unter trockenen Bedingungen zeigte sich, dass die geprüften Werkstoffe in Abhängigkeit von deren Zusammensetzung verschiedene Abrasivitäten aufweisen. Als Folge ergaben sich unterschiedliche Werkstoffrankings, je nachdem welcher Werkstoff mit welchem Gegenkörper (100Cr6 bzw. SiC) in Kontakt gebracht wurde.

Die Untersuchungen an den EP basierten Werkstoffen zeigten (vgl. Abb. 6.15), dass der Gegenkörper aus Stahl mit zunehmender Abrasivität des zu prüfenden Werkstoffs stärker angegriffen wird. Dabei steigt die Abrasivität mit steigendem SiC Gehalt an, woraus ein zunehmender Schleifprozess an der Gegenkörper- und Probenoberfläche resultiert. Dieser zunehmende Schleifprozess wiederum erhöht den Verschleiß des Tribosystems (vgl. Abb. 7.1). Ab einem SiC Gehalt von 12 Vol.-% weisen fast alle Werkstoffe, unabhängig von der SiC Partikelgröße, in etwa die gleiche Verschleißrate auf. Das bedeutet, es gibt unter dem vorherrschenden Belastungskollektiv einen oberen Grenzwert für die spezifische Verschleißrate. Insgesamt lässt sich aus den Ergebnissen ableiten, dass diese Prüfmethode nur dann aussagekräftige Ergebnisse liefert, wenn die Werkstoffpaarung „Verbundwerkstoff vs. Stahl“ miteinander verglichen werden soll.

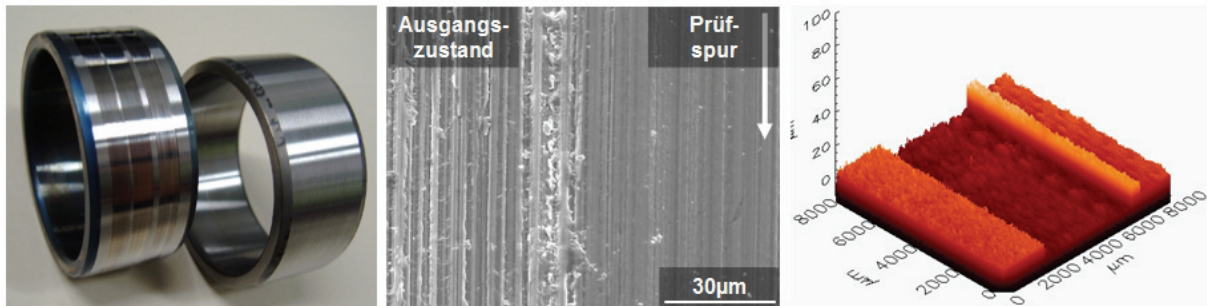


Abb. 7.1: Oberflächenstruktur eines 100Cr6 Gegenkörpers nach der Block auf Ring Trockenprüfung gegen EP+SCF+G+SiC (9 µm) – Gegenkörper (links), REM Aufnahme der Übergangszone (Mitte) und Darstellung der Prüfspur mittels Weißlichtprofilometer (rechts)

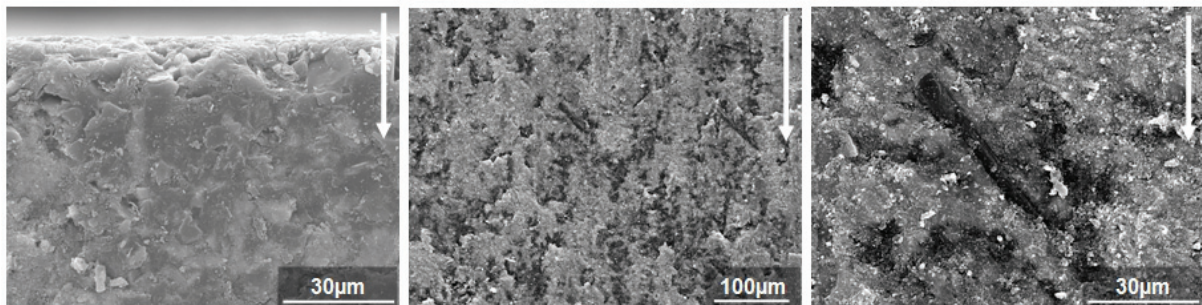


Abb. 7.2: REM Aufnahmen der Oberflächenstruktur des Verbundwerkstoffes EP+SCF+G+SiC (9 µm) nach der Block auf Ring Trockenprüfung gegen 100Cr6 – Einlaufzone (links), Mittbereich der Probe (Mitte) und Detailvergrößerung des Mittbereichs (rechts)

In Abb. 7.2 ist exemplarisch die Oberflächenstruktur des EP basierten Verbundwerkstoffes mit 16 Vol.-% SiC Gehalt (EP+SCF+G+SiC (9 µm)) nach dessen zwanzigstündiger Verschleißprüfung gegen 100Cr6 unter trockenen Bedingungen dargestellt. Es zeigt sich, dass die Vorderkante des Prüfkörpers (linkes Bild) durch relativ große Ausbrüche und eine mit feinem Abrieb bedeckte Oberfläche gekennzeichnet ist. Im Anschluss an die Vorderkante weist die Probe eine hauptsächlich durch Ermüdung gekennzeichnete Oberfläche auf (Bild in der Mitte und rechts). Dabei treten die Kohlenstoffkurzfasern (SCF) deutlich hervor. Die Ursache hierfür liegt im geringeren Dehnungsverhalten der SCF im Vergleich zum übrigen Verbundwerkstoff begründet. Die durch tribologische Beanspruchung hervorgerufenen Deformationen des Werkstoffes werden durch die SCF eingeschränkt. Daraus resultieren höhere Belastungen an den Fasergrenzflächen, bis diese zerstört werden. Dadurch löst sich der Verbundwerkstoff an den SCF ab und diese bleiben freigelegt zurück. Bei weiterer Beanspruchung brechen die Fasern dann eher ab als verschlissen zu werden (vgl.

rechtes Bild). Weil dieser Vorgang insgesamt eine gewisse Zeit benötigt (bis auf diese Weise Fasern freigelegt werden), kann deshalb von Ermüdung gesprochen werden.

Wird an Stelle des Stahlgegenkörpers (100Cr6) ein Gegenkörper aus SiC verwendet, so ergeben sich bei den tribologischen Prüfungen unter trockenen Bedingungen zum einen andere Werte für die spezifische Verschleißrate (vgl. Abb. 6.23), und zum anderen zeigt sich ein anderes Verschleißverhalten. Anhand der Werkstoffe gleicher Rezeptur kann dies anschaulich dargestellt werden.

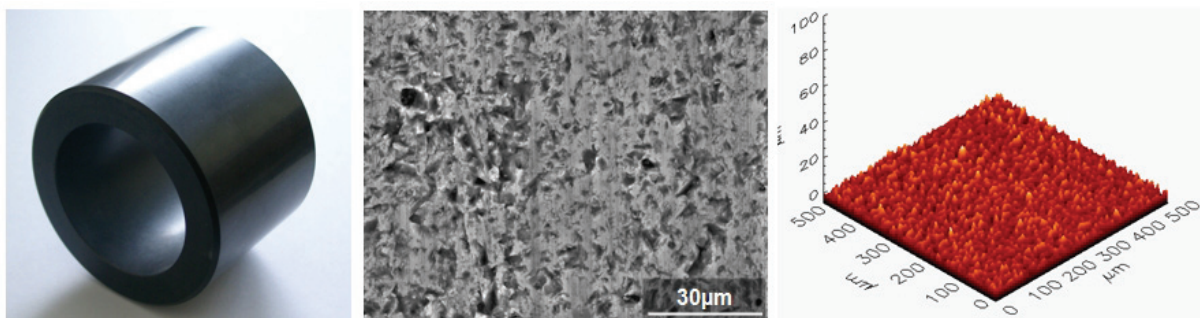


Abb. 7.3: Ausgangszustand der verwendeten SiC Gegenkörper – SiC Ring (links), REM Aufnahme der Oberfläche (Mitte) und Darstellung des Oberflächenprofils mittels Weißlichtprofilometer (rechts)

Der Ausgangszustand der verwendeten SiC Gegenkörper ist in Abb. 7.3 dargestellt. Es lässt sich erkennen, dass die Gegenkörperoberfläche makroskopisch betrachtet (linkes Bild) sehr glatt ist. Das rasterelektronenmikroskopische Bilder (Mitte) und die mit dem Weißlichtprofilometer ausgemessene dreidimensionale Oberfläche (rechts) offenbaren jedoch eine zerklüftete Struktur mit Rauheitsspitzen.

In Abb. 7.4 sind die Oberflächen der Gegenkörper und in Abb. 7.5 die Oberflächen der Probekörper nach deren zwanzigstündiger Trockenprüfung abgebildet. Die Kombination aus dem Referenzwerkstoff SiC und dem SiC Gegenkörper zeigt am Gegenkörper eine eingeschliffene, aber raue und von Mikrorissen und Ausbrüchen übersäte Oberfläche. Teilweise sind große Körner der gesinterten Keramik erkennbar. Auch die Oberfläche des Probekörpers zeigt Risse und Ausbrüche, aber nicht in dem Maße, wie der Gegenkörper. Aus den Bildern lässt sich ablesen, dass es bei dieser Kombination zu einem feinen, abrasiven Schleifprozess (glatte Oberfläche) mit überlagerter Ermüdung (Risse und Ausbrüche) kommt.

Die Kombination des EP basierten Verbundwerkstoffes mit dem SiC Gegenkörper resultiert in einer spiegelnd glatt polierten Gegenkörperoberfläche, ohne Risse oder Ausbrüche. Dabei erreicht dieser abrasive Polierprozess eine Feinheit, bei der die einzelnen Körner der gesinterten Keramik zum Vorschein kommen. Weiterhin sind schwarze Punkte auf der Gegenkörperoberfläche sichtbar. Dabei handelt es sich um Poren, die mit Abrieb zugesetzt wurden. Die Oberfläche des EP basierten Verbundwerkstoffes zeichnet sich durch eine raue Struktur mit leichten Furchen und wenigen, feinen Rissen aus. Die SiC Partikel treten dabei erhaben aus der Oberfläche hervor, während die SCF so in die Oberfläche integriert sind, dass diese kaum ausgemacht werden können. Aus den Bildern lässt sich somit ablesen, dass es bei dieser Kombination zu leicht abrasivem Verschleiß am Gegenkörper und mildem abrasiven Verschleiß sowie leichter Ermüdung (feine Risse) an der Probe kommt.

Durch die Kombination des VE basierten Verbundwerkstoffes mit dem SiC Gegenkörper wird die Oberfläche des Gegenkörpers geschliffen. Dabei wird jedoch nicht die Feinheit erreicht wie mit dem EP basierten Verbundwerkstoff. Auch hier zeigt die Gegenkörperoberfläche keine Risse und die Poren der Keramik wurden mit Abrieb zugesetzt (schwarze Punkte). Die Oberfläche der Probe weist im Gegensatz zum EP basierten Verbundwerkstoff eine deutliche Zweiteilung auf. Während der obere Bereich (Einlauf) eher glatt ist und deutliche Längsfurchen sowie Querrisse zeigt, zeichnet sich der untere Bereich (Auslauf) durch eine zerklüftete, schuppige Struktur aus. An der Probenoberfläche treten weder die SiC Partikel noch die SCF in Erscheinung. Der entstehende Abrieb sammelt sich in den Querrissen des Einlaufbereichs und wird dort teilweise so verdichtet, dass dieser wieder aktiv in den Verschleißprozess integriert wird (siehe zugehöriges rechtes Bild in Abb. 7.5). Anhand der Bilder lässt sich somit folgern, dass es bei dieser Kombination an dem Gegenkörper zu einem schwachen abrasiven Verschleiß und bei der Probe zu einem milden abrasiven Verschleiß kommt. Dabei zeigt der Verbundwerkstoff Ermüdungsrisse im Einlaufbereich und durch den Abrieb bedingten erosiv-abrasiven Verschleiß im Auslaufbereich.

Die Kombination des thermoplastischen, ETFE basierten Verbundwerkstoffes mit dem SiC Gegenkörper führt zu einem grundlegend unterschiedlichen Verschleißverhalten. Im Vergleich zu den duroplastischen Verbundwerkstoffen zeigt sich auf der Oberfläche des Gegenkörpers eine dünne Schicht aus Abrieb, die diese milchig

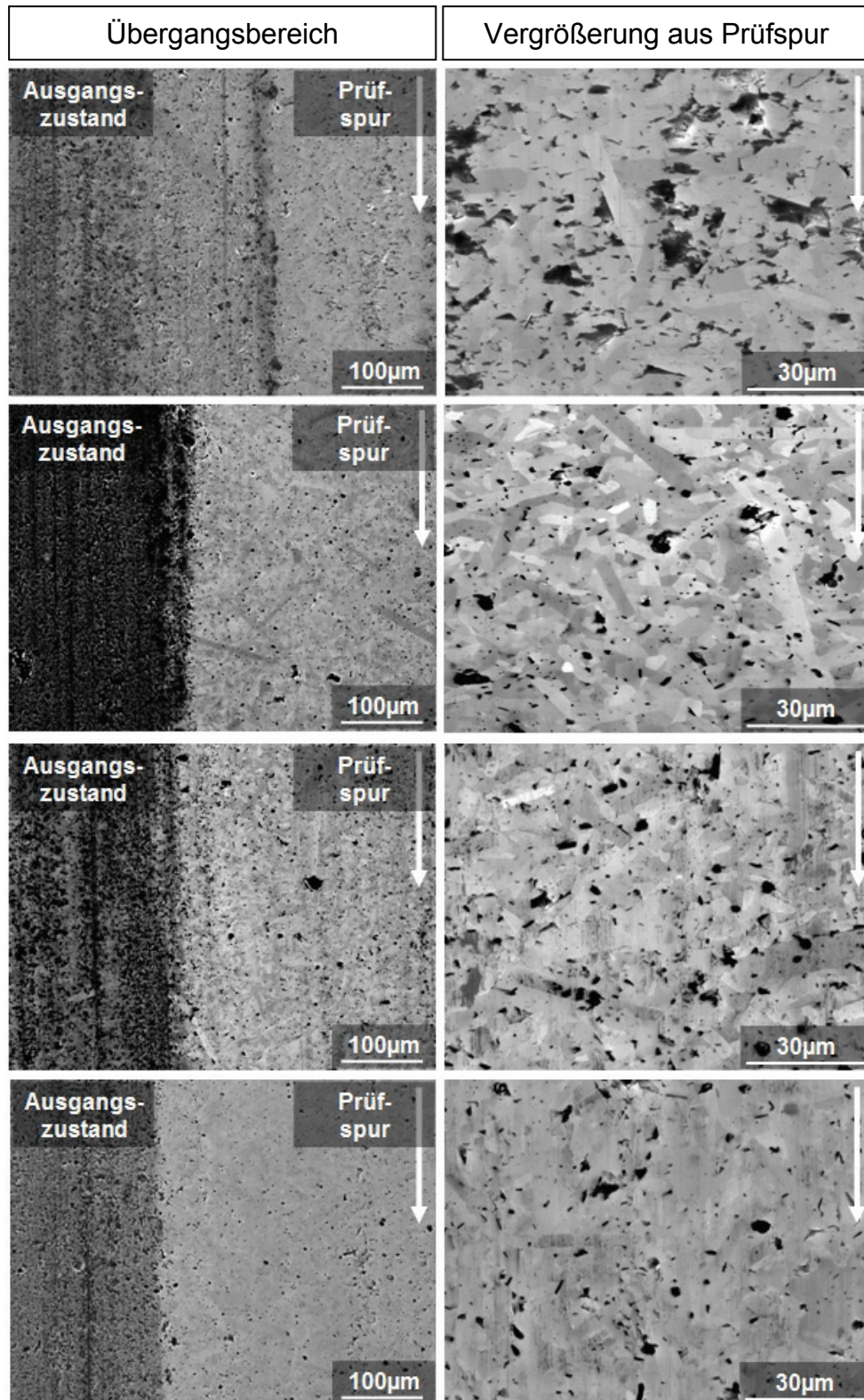


Abb. 7.4: Oberflächenstrukturen der SiC Gegenkörper nach den Block auf Ring Trockenprüfungen gegen die SiC Referenzprobe (Reihe oben), den EP basierten Verbundwerkstoff (2. Reihe von oben), den VE basierten Verbundwerkstoff (3. Reihe von oben) und den ETFE basierten Verbundwerkstoff (Reihe unten)

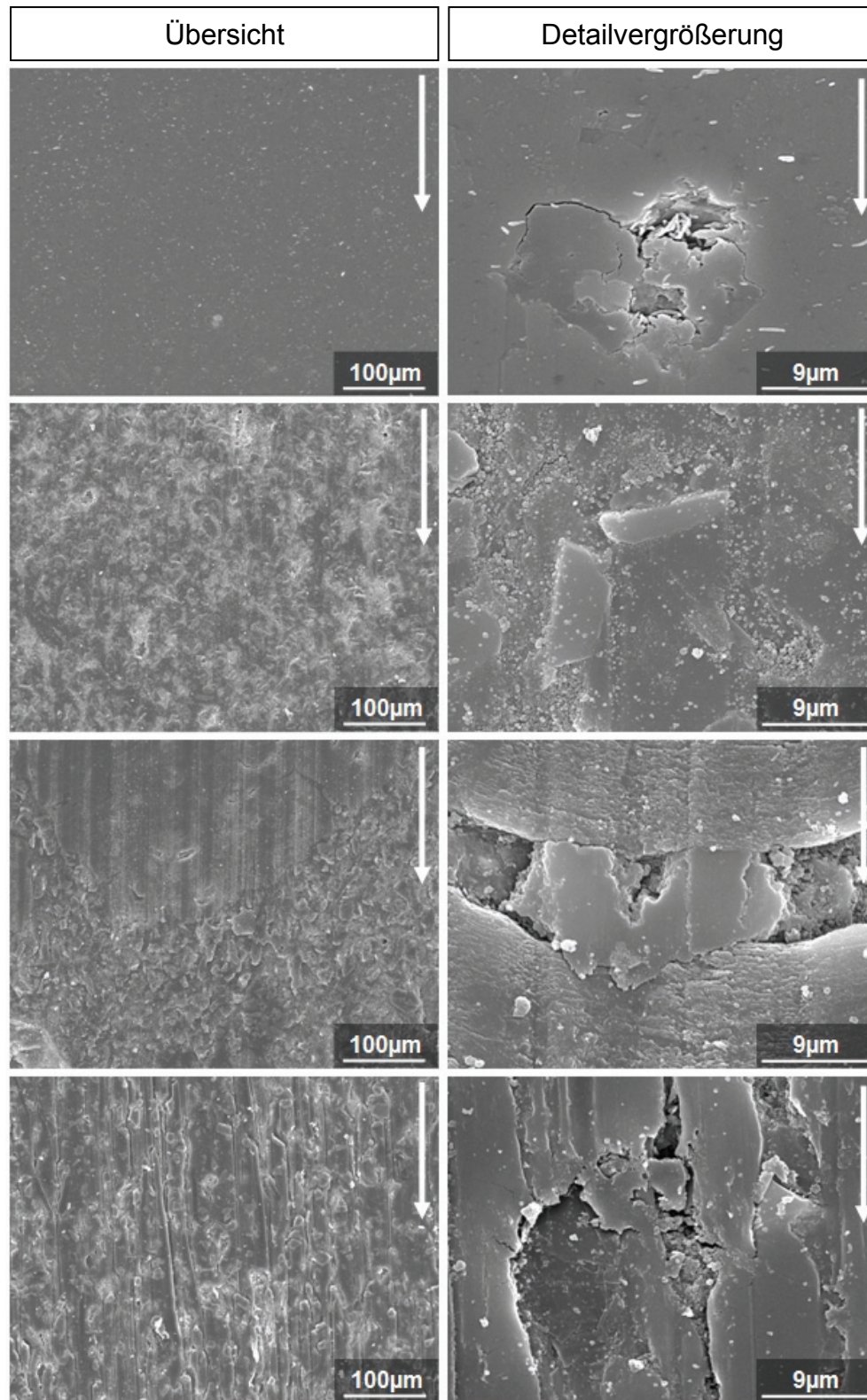


Abb. 7.5: Oberflächenstrukturen der Probekörper nach den Block auf Ring Trockenprüfungen gegen SiC Gegenkörper: (Reihe oben) Referenzprobe SiC, (2. Reihe von oben) EP basierter Verbundwerkstoff, (3. Reihe von oben) VE basierter Verbundwerkstoff und (Reihe unten) der ETFE basierte Verbundwerkstoff

erscheinen lässt. Des Weiteren sind keinerlei Risse in der Oberfläche und nur vereinzelt Körner der gesinterten Keramik erkennbar. Auch in diesem Fall werden die Poren des Gegenkörpers mit Abrieb zugesetzt (schwarze Punkte). Die Oberfläche der Probe zeichnet sich dadurch aus, dass sowohl die SiC Partikel als auch die SCF deutlich hervor treten. An den SiC Partikeln und den SCF kommt es, aufgrund des zähen und plastisch verformbaren Basiswerkstoffs, zu einem Fließen und Überdecken einzelner Konturen. Diese plastisch geformten dünnen Schichten zeigen teilweise Risse quer zur Fließrichtung. Insgesamt ergibt sich somit eine glatte, wellige Oberflächenstruktur mit Längsfurchen und feinen Querrissen, die in Teilbereichen rau und zerklüftet erscheint. Aus den Bildern kann somit gefolgert werden, dass der Gegenkörper einem sehr leichten, abrasiven Verschleiß unterliegt, dabei jedoch mit einem feinen Abriebfilm modifiziert wird. Die Probe hingegen weist eine durch Mikroplügen abrasiv geschädigte Oberfläche auf, bei der im Wesentlichen plastische Deformationsvorgänge eine Rolle spielen (vgl. Abb. 2.11).

Anhand der Bewertung der Verschleißmechanismen lässt sich der Einfluss des Basiswerkstoffes auf das Verschleißverhalten erkennen. Die Ergebnisse der Verschleißprüfungen unter trockenen, ungeschmierten Bedingungen ergaben zwar, dass die Verbundwerkstoffe aufgrund deren Zusammensetzung ein füllstoffdominiertes Verhalten zeigen und eine ähnliche spezifische Verschleißrate aufweisen. Doch bei dieser Betrachtungsweise bleibt der Verschleiß des SiC Gegenkörpers unberücksichtigt. Um diesen Aspekt mit zu berücksichtigen, wurden mit dem Weißlichtprofilometer die Verschleißspuren auf den SiC Gegenkörpern ausgemessen (siehe Abb. 7.6). Mittels Profil- bzw. Rauheitsanalysen quer zu den Verschleißspuren (siehe Abb. 7.7) können diese quantitativ ausgewertet und das Verschleißvolumen des Gegenkörpers bestimmt werden.

Bereits der qualitative Vergleich der Verschleißspuren auf den Gegenkörpern mit den zuvor beschriebenen Verschleißerscheinungsformen zeigt eine sehr gute Übereinstimmung. Hierbei wird deutlich, welche Unterschiede bezüglich des Verschleißverhaltens zwischen dem Referenzwerkstoff SiC und den Verbundwerkstoffen herrschen. Die quantitative Auswertung untermauert dies nochmals. In Abb. 7.8 sind die spezifischen Verschleißraten der Gegenkörper und der zugehörigen Probekörper, sowie deren Reibungskoeffizienten zusammengefasst.

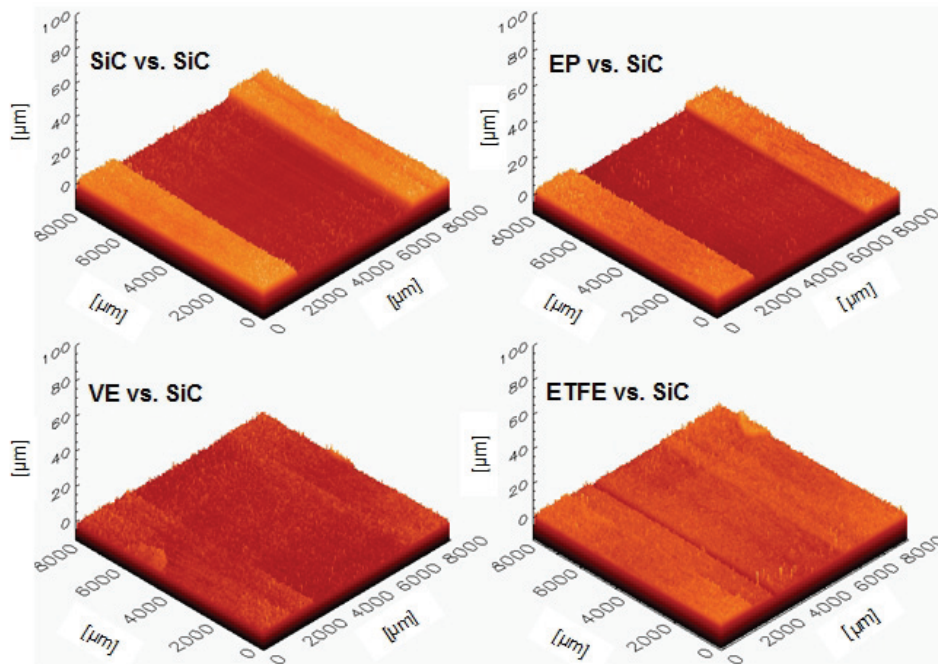


Abb. 7.6: Dreidimensionale Weißlichtprofilometerdarstellungen der Oberflächen der SiC Gegenkörper nach zwanzigstündiger Trockenprüfung

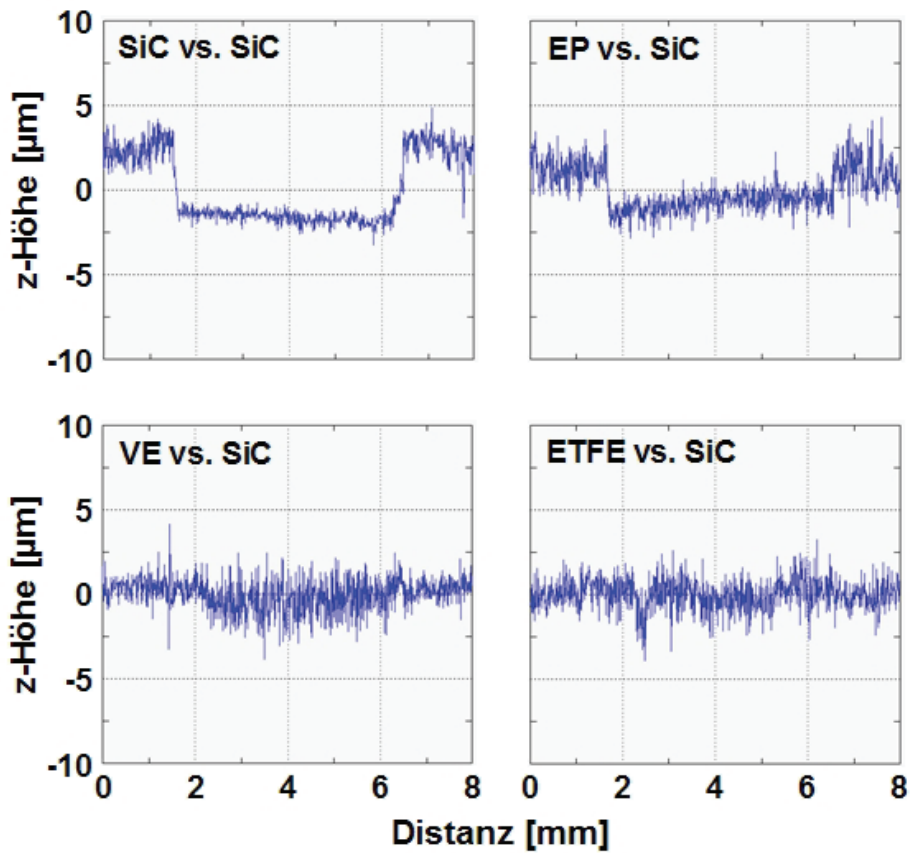


Abb. 7.7: Profildarstellungen der Prüfspuren auf den SiC Gegenkörpern nach zwanzigstündiger Trockenprüfung

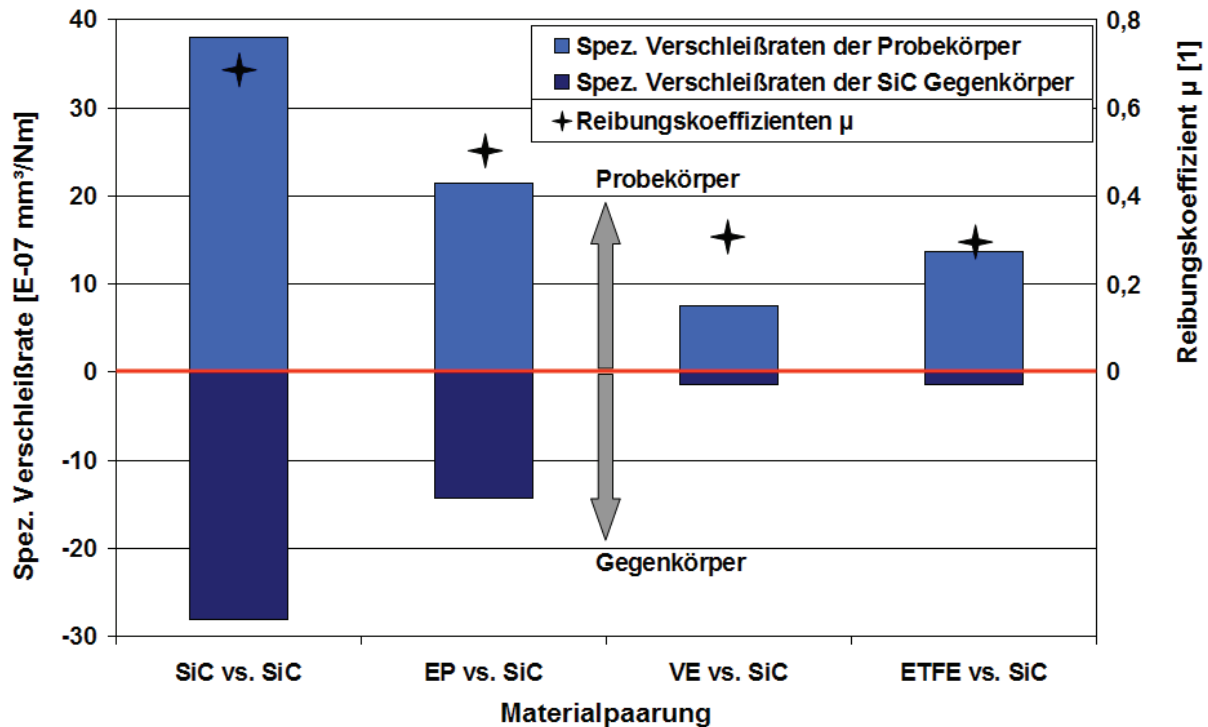


Abb. 7.8: Spez. Verschleißraten der SiC Gegenkörper und der zugehörigen Probekörper gleicher Rezeptur sowie deren Reibungskoeffizienten bei Block auf Ring Trockenverschleißprüfungen

Aus Abb. 7.8 geht hervor, dass die spezifischen Verschleißraten der Gegenkörper, die über das ausgemessene Verschleißvolumen berechnet wurden, ähnlich wie die Verschleißraten der Probekörper ausfallen. Durch diese Darstellung wird erst der gravierende Unterschied bezüglich des Verschleißverhaltens unter ungeschmierten Bedingungen zwischen dem Referenzwerkstoff SiC und den Verbundwerkstoffen offensichtlich. Damit lässt sich belegen, dass die entwickelten Verbundwerkstoffe unter diesen Bedingungen wesentlich besser abschneiden. Die Ursache hierfür liegt in der internen Schmierung (Graphit) der Verbundwerkstoffe begründet. Dies spiegelt sich auch in den resultierenden Reibungskoeffizienten wieder. Das bedeutet, der Referenzwerkstoff SiC zeigt wegen fehlender Eigenschmierung den höchsten Reibungskoeffizienten und damit verbunden den höchsten Verschleiß.

Weil die Verbundwerkstoffe die gleiche Rezeptur aufweisen, sind die Unterschiede zwischen diesen somit den verschiedenen Basispolymeren zuzuordnen. Das EP, das im Vergleich zu dem VE etwas zäher ist (vgl. Schlagzähigkeiten in Abb. 6.7) weist von den Verbundwerkstoffen den höchsten Reibungskoeffizienten und den höchsten Verschleiß auf. Die Reibungskoeffizienten des spröden VE und des zähen ETFE ba-

sierten Verbundwerkstoffs sind zwar ungefähr gleich, doch das wesentlich duktilere ETFE unterliegt einem höheren Verschleiß. Die Ursache hierfür ist, dass der weiche Basiswerkstoff leichter abgetragen werden kann und der Gegenkörper mit einem Transferfilm überzogen wird. Insgesamt betrachtet zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen den ermittelten Reibungskoeffizienten und den spezifischen Verschleißraten der Gegenkörper.

Vergleich der abrasiven Prüfmethode: geschmiert vs. ungeschmiert

Bei dem Vergleich der Ergebnisse der Prüfungen unter geschmierten abrasiven Bedingungen (abrasives Medium) mit den Ergebnissen bei trockenen abrasiven Bedingungen (Schleifpapier) zeigt sich (vgl. Abb. 6.16, Abb. 6.17, Abb. 6.18, Abb. 6.20, Abb. 6.21), dass die Werte der Prüfungen im abrasiven Medium und die Werte der Prüfungen gegen Schleifpapier der Körnung 320 die gleichen Tendenzen aufweisen. In Abb. 7.9 sind die Ergebnisse dieser beiden Prüfungen einander gegenübergestellt.

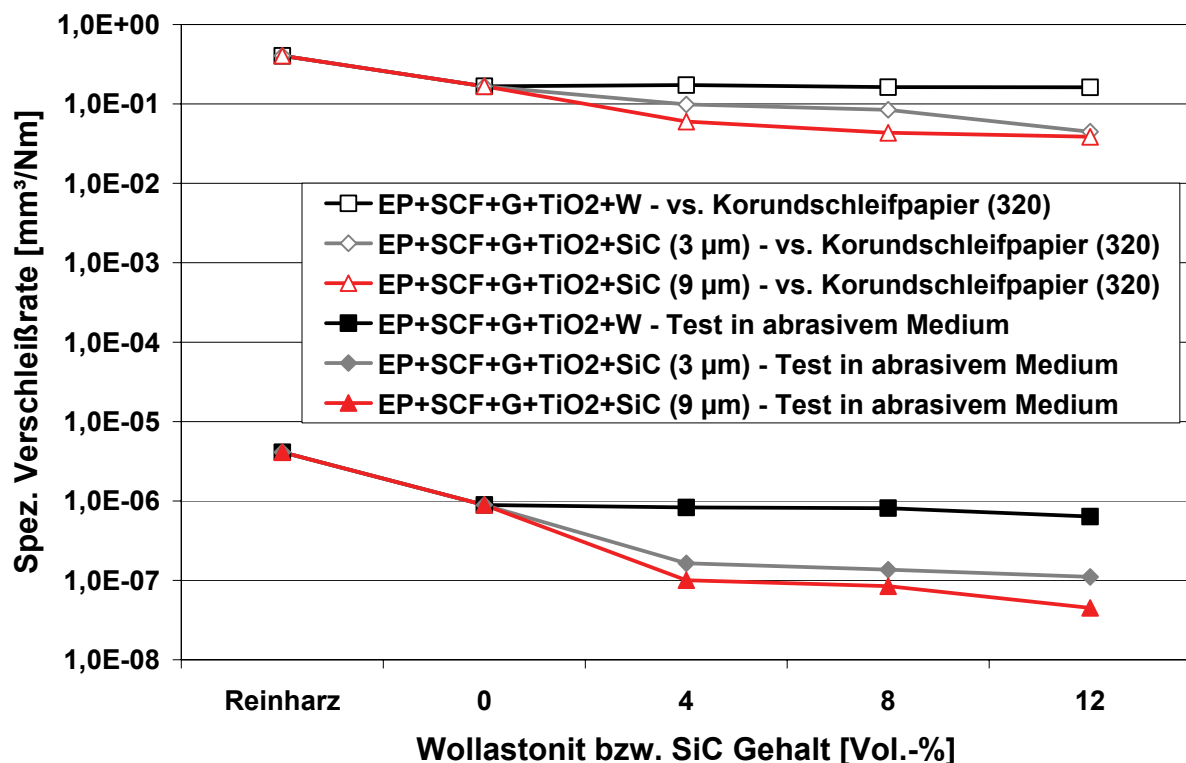


Abb. 7.9: Vergleich der spezifischen Verschleißraten EP basierter Werkstoffe bei der Prüfung in abrasivem Medium (Wollastonit+Wasser) und gegen Korundsleifpapier der Körnung 320 (Korngröße 27-30 µm)

Aus diesem Vergleich geht hervor, dass sich die Wertebereiche der Ergebnisse bei den Prüfungen, trotz gleicher Tendenzen, erheblich voneinander unterscheiden. Daraus ergibt sich die Fragestellung, inwieweit die herrschenden Verschleißmechanismen miteinander vergleichbar sind. Würden diese eine gute Übereinstimmung zeigen, so könnte die Prüfung gegen Schleifpapier als zeitlich stark geraffte Abrasivverschleißprüfung bewertet werden, bei der die relativen Aussagen bezüglich der getesteten Materialien (Werkstoffranking) erhalten bleiben.

In Abb. 7.10 und Abb. 7.11 sind rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Verschleißoberflächen des EP basierten Verbundwerkstoffs der SCF, G und SiC Partikel der Größe 9 μm enthält, nach der geschmierten abrasiven Prüfung in Wasser mit Wollastonit sowie Wasser mit Quarzsand dargestellt. Zum Vergleich sind in Abb. 7.12 die Oberfläche des abrasiven Gegenkörpers (SiC Schleifpapier der Körnung 320) und die Verschleißoberfläche des gleichen EP basierten Verbundwerkstoffs mit SCF, G und SiC (9 μm) zusammengestellt. Bei genauer Betrachtung der Verschleißoberflächen nach der Prüfung in einem abrasiven Medium fällt auf, dass bei beiden Prüfungen die Verstärkungstoffe freigelegt werden und erhaben aus der Oberfläche hervorstehten. Es zeigen sich Riefen in Bewegungsrichtung, die bei der Prüfung gegen Quarzsand, aufgrund der größeren Abrasivpartikel, stärker ausgeprägt sind. Beide Oberflächen weisen einen erosiv beanspruchten und ausgespülten Auslaufbereich auf. Dieser ist wiederum bei der Prüfung in Quarzsand stärker ausgeprägt. Die Aufnahmen der Probenoberfläche nach der trockenen abrasiven Prüfung gegen das SiC Schleifpapier zeigen eine ähnliche Oberflächenstruktur. Die Riefen in der Oberfläche sind vergleichbar mit denen bei der Prüfung in Wasser mit Quarzsand. Allerdings fehlt bei der Prüfung unter trockenen Bedingungen der erosive Verschleiß. Dadurch sind nur direkt an der Auslaufkante Ausbrüche zu erkennen. Weil sich das Schleifpapier zu einem gewissen Grad mit Abrieb zusetzt, stehen nur die großen Abrasivpartikel des Schleifpapiers erhaben hervor. Diese bewirken an der Probenoberfläche hohe Punktbelastungen, die zu lokalen Ermüdungserscheinungen führen. Insbesondere wenn sich unter der Oberfläche eine SCF befindet, die das Deformationsverhalten stark einschränkt, führt dies zu Rissen und lokalen Ausbrüchen (vgl. Abb. 7.12, rechtes Bild).

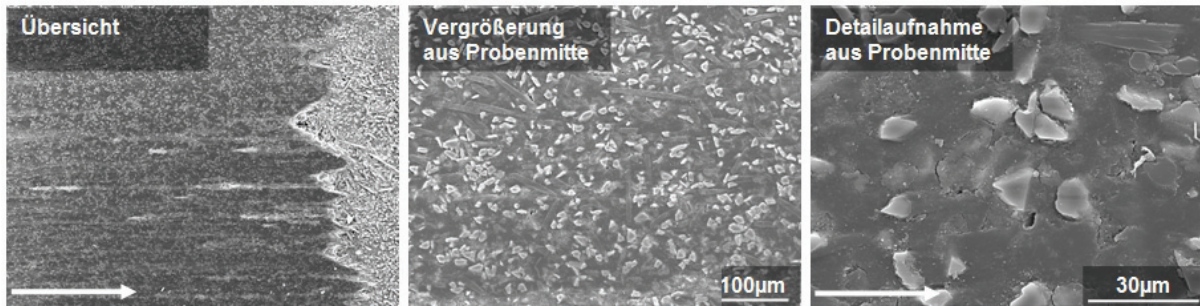


Abb. 7.10: REM Aufnahmen der Verschleißoberfläche der Probe EP+SCF+G +SiC (9 µm) nach der Prüfung in Wasser mit Wollastonit (200 g/l, Korngröße: 3,5-13 µm)

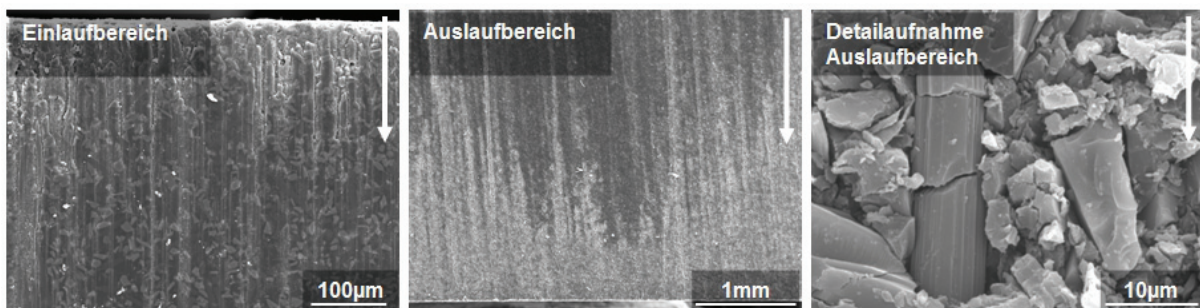


Abb. 7.11: REM Aufnahmen der Verschleißoberfläche der Probe EP+SCF+G +SiC (9 µm) nach der Prüfung in Wasser mit Quarzsand (100 g/l, Korngröße: 100-400 µm)

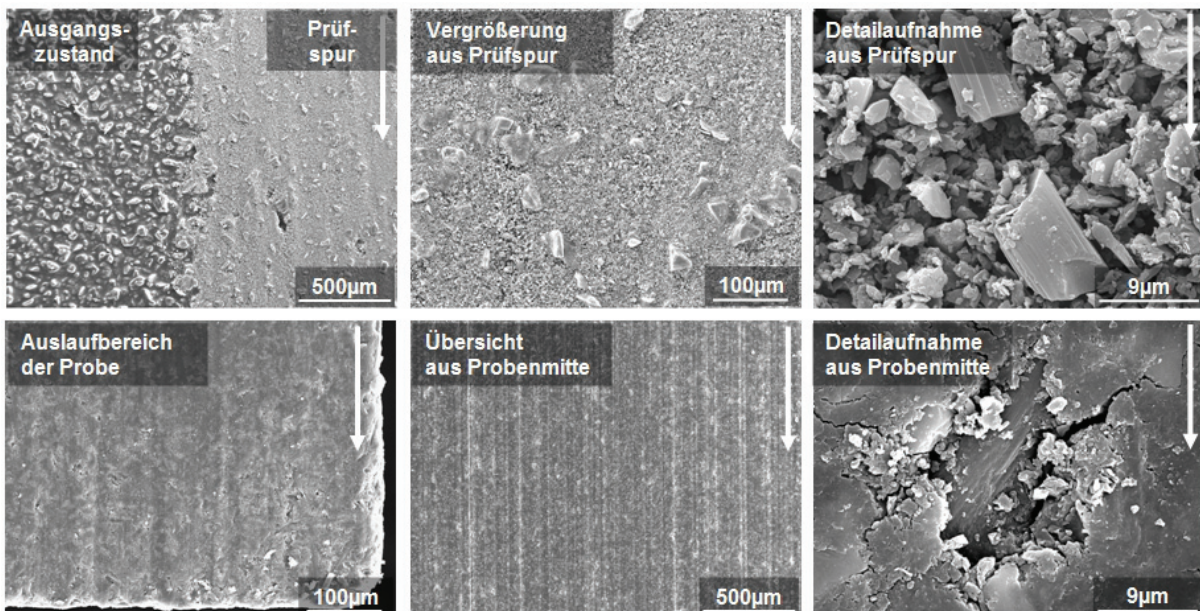


Abb. 7.12: REM Aufnahmen des abrasiven Gegenkörpers und der Probe EP+SCF+G+SiC (9 µm) nach der Verschleißprüfung
Oben: SiC Schleifpapier der Körnung 320 (Korngröße: 27-30 µm)
Unten: Verschleißoberfläche der zugehörigen Probe

Somit kann festgehalten werden, dass die auftretenden Verschleißerscheinungsformen zwar nicht identisch, aber dennoch ähnlich sind. Die Bilder verdeutlichen zudem, dass der Verschleiß im abrasiven Medium deutlich milder ausfällt als bei der Prüfung gegen das Schleifpapier. Auf diese deutlich höhere Belastung kann auch der Unterschied zwischen den spezifischen Verschleißraten zurückgeführt werden. Allerdings ermöglicht diese höhere Belastung zum einen wesentlich kürzere Prüfzeiten (60 Sekunden statt 20 Stunden). Zum anderen wird ein höheres Verschleißvolumen abgetragen, das gut wiegbar ist und sich nicht, wie bei der Prüfung im abrasiven Medium, an der unteren Grenze des Wiegebereichs der verwendeten Feinwaage befindet.

Vergleich der Prüfungen gegen Schleifpapier und Diamantschleifräder

Für den Vergleich der Prüfungen gegen die unterschiedlichen Schleifpapiere und die Diamantschleifräder sollen zunächst deren Ausgangszustände betrachtet werden. Diese sind in Abb. 7.13 (Schleifpapiere) und in Abb. 7.14 (Diamantschleifräder) dargestellt.

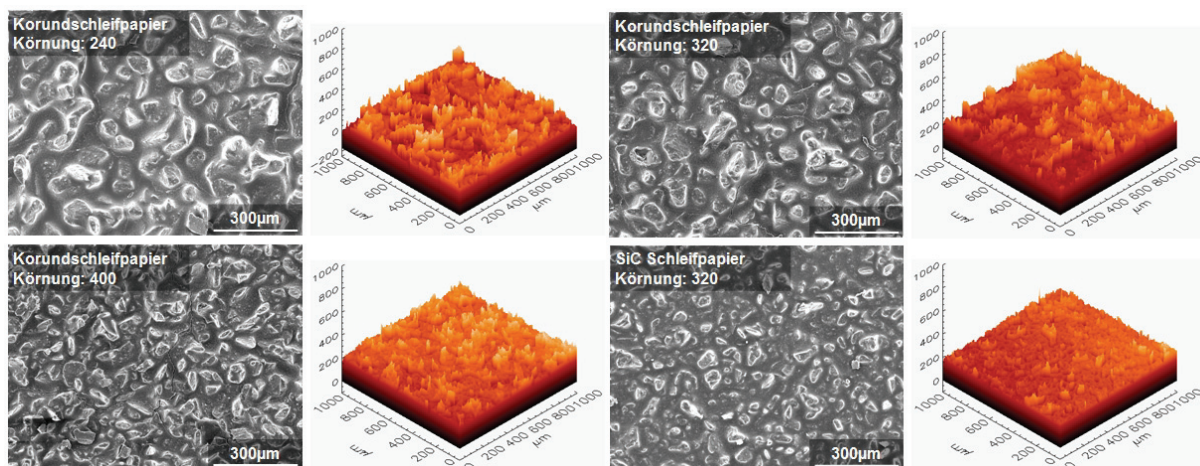


Abb. 7.13: REM und Weißlichtprofilometer Aufnahmen der Ausgangszustände der unterschiedlichen Schleifpapiere (Korundschleifpapiere der Körnungen: 240, 320, 400 und SiC Schleifpapier der Körnung 320)

Bei der Betrachtung der Ausgangszustände der Schleifpapiere lässt sich deutlich die Abstufung der unterschiedlichen Körnungen erkennen. Dabei fällt auf, dass das Korundschleifpapier der Körnung 320 eine höhere Oberflächenrauheit aufweist als das SiC Schleifpapier. Rautiefenmessungen gemäß DIN 4768 bestätigen diesen Eindruck:

- Korundschleifpapier der Körnung 320:
 $R_a = 9,80 \mu\text{m}$, $R_{\text{max}} = 47,42 \mu\text{m}$, $R_z = 35,96 \mu\text{m}$
- SiC Schleifpapier der Körnung 320:
 $R_a = 5,46 \mu\text{m}$, $R_{\text{max}} = 30,66 \mu\text{m}$, $R_z = 23,92 \mu\text{m}$

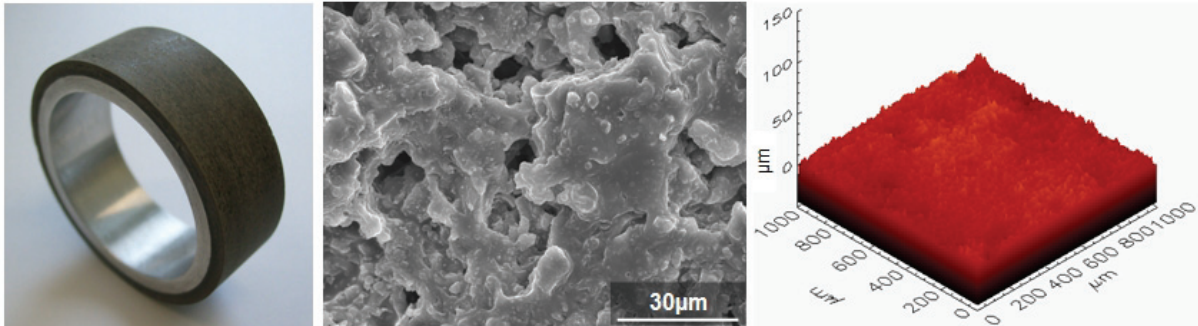


Abb. 7.14: Bild sowie REM und Weißlichtprofilometer Aufnahme des Ausgangszustands der Diamantschleifräder der Körnung D8-16

Diese Beobachtung spiegelt sich auch in den Ergebnissen der Verschleißprüfungen wider. So fallen die spezifischen Verschleißraten bei der Prüfung gegen das SiC Schleifpapier etwas niedriger aus als bei der Prüfung gegen das Korundschleifpapier der gleichen Körnung. Insgesamt zeigen sich jedoch keine gravierenden Unterschiede, die auf die höhere Härte der SiC Schleifkörper im Vergleich zu den Korund Schleifkörpern zurückgeführt werden könnten. Zwischen den verschiedenen Schleifpapieren zeigt sich erwartungsgemäß, dass der Verschleiß mit steigender Abrasivität, d.h. steigender Größe der Schleifkörper (sinkende Körnungszahl), ebenfalls ansteigt.

An den resultierenden Verschleißoberflächen des SiC Referenzwerkstoffes und der Werkstoffe gleicher Rezeptur (EP, VE, ETFE, die jeweils SCF+G+SiC (9 µm) enthalten), lässt sich, nach der Prüfung gegen SiC Schleifpapier (siehe Abb. 7.15) oder die Diamantschleifräder (siehe Abb. 7.16), der Unterschied zwischen diesen beiden Prüfmethoden erkennen.

Bei der Prüfung gegen das SiC Schleifpapier zeigt sich, dass der Referenzwerkstoff SiC die abrasiven Partikel des SiC Schleifpapiers zerstört bzw. die scharfen Kanten bricht. Folglich wird die Abrasivität des Gegenkörpers stark geschwächt und es tritt kaum noch Verschleiß auf (vgl. Abb. 6.24).

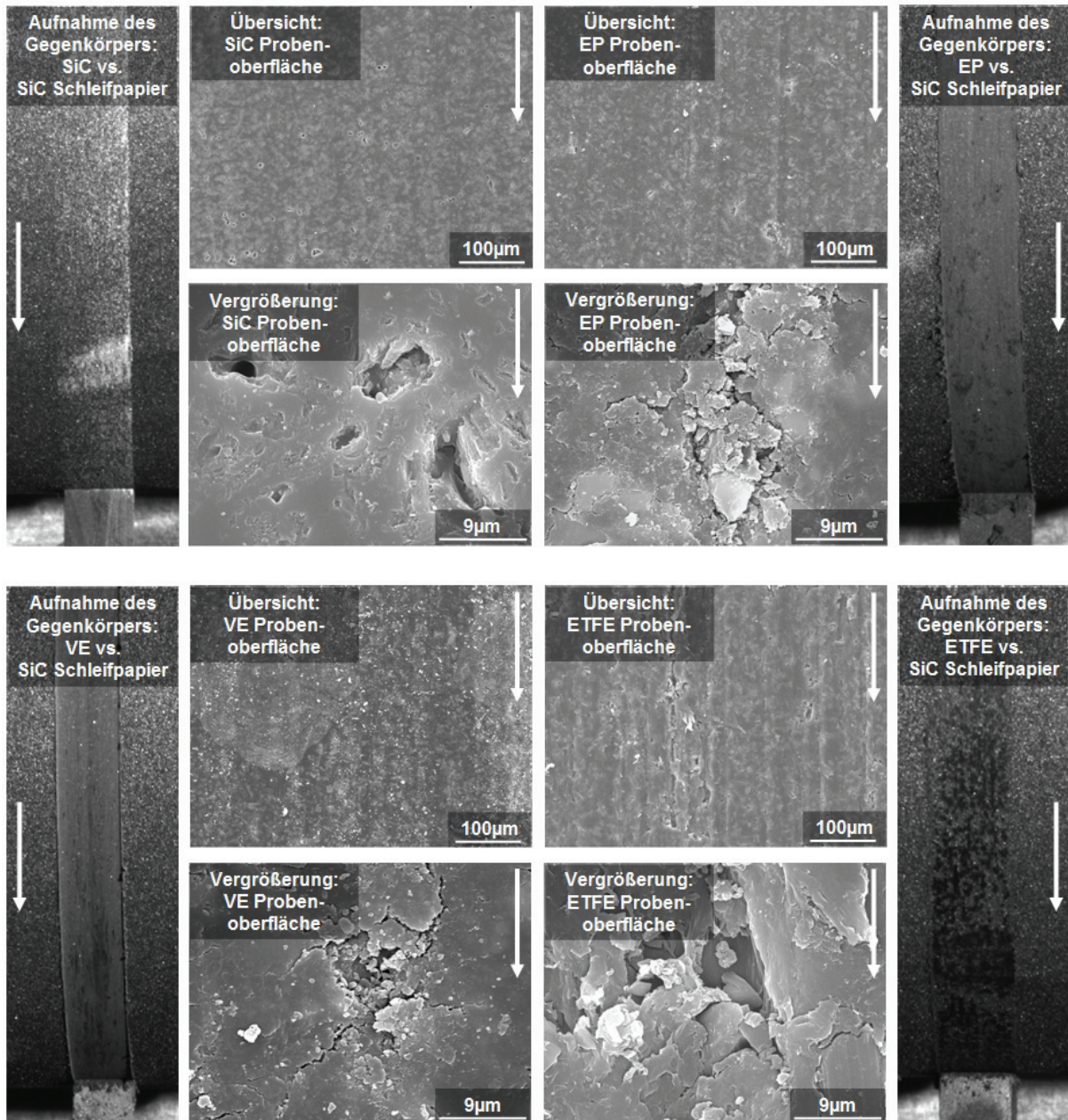


Abb. 7.15: Bilder der abrasiven Gegenkörper und REM Aufnahmen des Referenzwerkstoffes SiC sowie der Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur (SCF+G+SiC (9 µm)) nach der Verschleißprüfung gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320)

Bei den beiden Duroplasten (EP und VE) lässt sich erkennen, dass das SiC Schleifpapier stark mit Abrieb überzogen wird. Die Proben weisen eine raue Oberfläche mit wenigen, leichten Riefen auf. Im Detail zeigen sich Ausbrüche und Risse, die auf lokale Überbelastungen durch die abrasive Verschleißbeanspruchung zurückgeführt werden können. Bei dem Thermoplasten ETFE zeigt sich ein feiner, unvollständiger

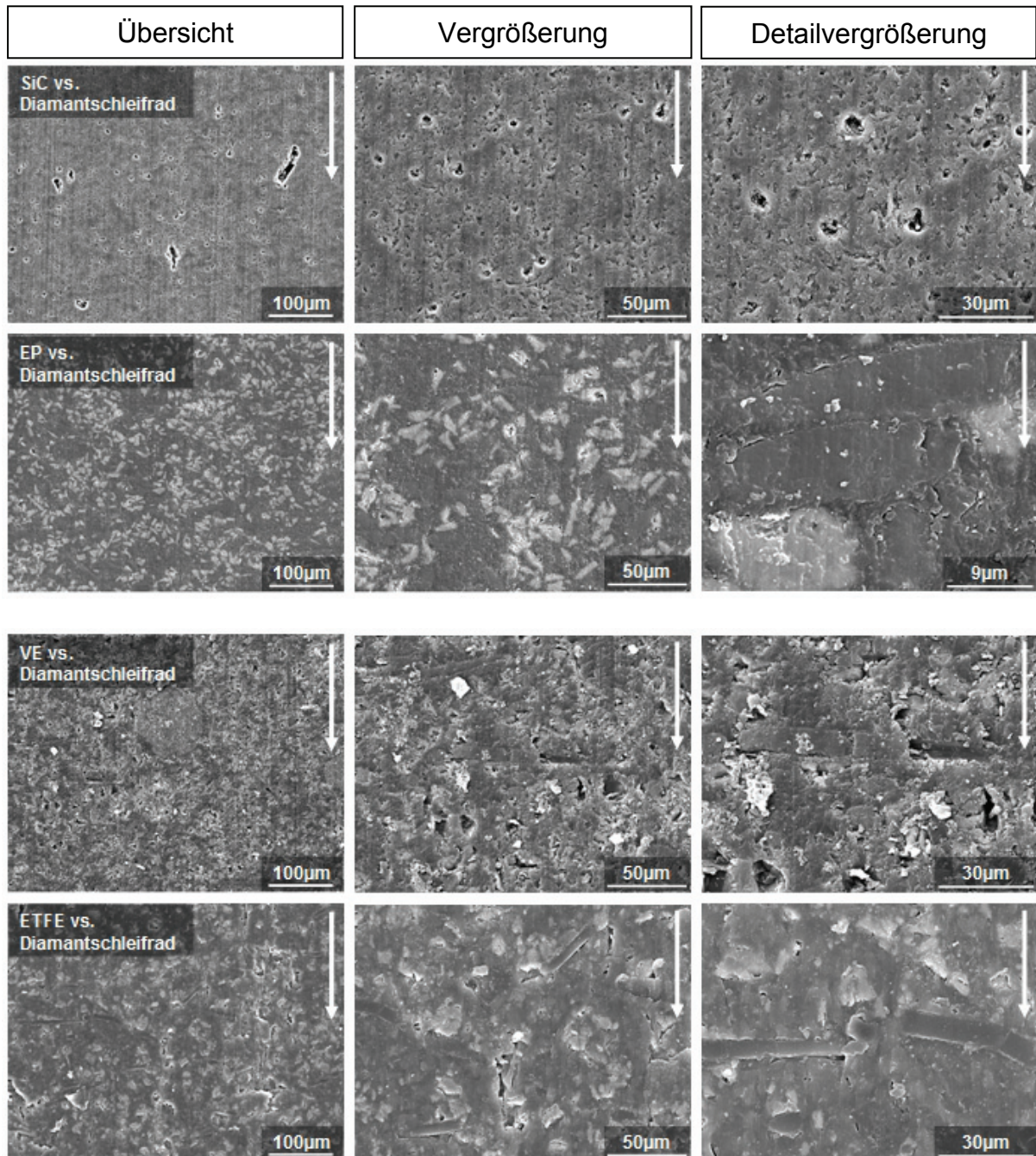


Abb. 7.16: REM Aufnahmen des Referenzwerkstoffes SiC sowie der Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur (SCF+G+SiC (9 µm)) nach der Verschleißprüfung gegen Diamantschleifräder (Körnung: D8-16)

Überzug auf dem Schleifpapier. Dabei wirken die mit Abrieb zugewetzten Bereiche wie zugeschmiert. Die Oberfläche der Probe ist ebenfalls rau und weist wenige leichte Riefen und einige tiefere Furchen auf. Im Detail zeigen sich Risse an den Verstärkungsstoffen (SCF oder SiC Partikel) und die für duktile Werkstoffe typischen, spitz zulaufenden plastischen Deformationen.

Die Verschleißoberfläche des SiC Referenzwerkstoffes nach der Prüfung gegen ein Diamantschleifrad (vgl. Abb. 7.16, oben) lässt deutlich eine raue Oberflächenstruktur mit gleichmäßig verteilten, leichten Riefen in Bewegungsrichtung und vielen Mikrorissen und kleinen Ausbrüchen erkennen (vgl. auch Abb. 7.5). Hier zeigt sich deutlich der spröde und harte Charakter des SiC. Daraus resultiert der Schwachpunkt, einer abrasiven Belastung nicht durch elastische Deformation ausweichen zu können. Des Weiteren kann das SiC nicht durch weichen Abrieb die Abrasivität des Gegenkörpers mindern und so den Verschleißvorgang vom Zwei-Körper Kontakt in einen selbstgeschmierten und milderen Drei-Körper Kontakt überführen. Auf dieser Tatsache basiert der Vorteil der Verbundwerkstoffe, weshalb diese unter den gegebenen Bedingungen niedrigere spezifische Verschleißraten aufweisen (vgl. Abb. 6.25). Auch die zugehörigen REM Aufnahmen bestätigen dies. So zeigt der EP basierte Verbundwerkstoff eine relativ glatte Oberfläche mit wenigen feinen Riefen. Im Detail zeigt sich, dass sowohl die SCF als auch die SiC Partikel in den Verschleißprozess einbezogen sind. Jedoch lassen sich in den Grenzschichten, zwischen der EP Matrix und den beiden Verstärkungsstoffen, auch Risse erkennen. Dies lässt auf lokale Überbelastungen bzw. Spannungsspitzen in den Grenzschichten schließen, die den Verschleiß begünstigen.

Der zweite duroplastische Verbundwerkstoff (VE) weist im Vergleich zu dem EP basierten Verbundwerkstoff eine rauere und stärker zerklüftete Oberfläche auf. Zudem zeigen sich kleine Ausbrüche und Mikrorisse, insbesondere in den Grenzschichten der Verstärkungsstoffe. Die enthaltenen SCF treten deutlich hervor, woraus geschlossen werden kann, dass diese einerseits stark in den Verschleißprozess involviert sind und andererseits die Faser-Matrix Haftung gut ist, weil diese nicht ausbrechen.

An den REM Aufnahmen des Thermoplasten ETFE lassen sich deutlich die Merkmale des duktilen Werkstoffcharakters erkennen. Die Oberfläche ist relativ glatt und zeigt einen dünnen Schmierfilm (Details wirken leicht milchig und verschwommen). Nur in den Grenzschichten der Verstärkungsstoffe finden sich kleine Ablösungen bzw. Löcher, die auf lokale Überbelastungen und dadurch hervorgerufene plastische Deformationen schließen lassen. Auch in diesem Fall treten die SCF deutlich hervor, woraus wiederum geschlossen werden kann, dass einerseits die Faser-Matrix Haf-

tung gut ist und andererseits diese in den Verschleißprozess involviert sind. Aus diesem duktilen, selbstgeschmierten Verschleißverhalten, bei dem die gesamte Kontaktfläche zwischen der Probe und dem Gegenkörper mit einbezogen wird, resultiert folglich auch die niedrigste spezifische Verschleißrate.

7.4 Einfluss enthaltener Korngrößen auf die tribologischen Eigenschaften

Aus den Ergebnissen der EP basierten Verbundwerkstoffe (vgl. Abb. 6.16 bis Abb. 6.22) geht hervor, dass die Materialien, die SiC Partikel der Größe 9 μm enthalten, bei den abrasiven Prüfungen niedrigere spezifische Verschleißraten aufweisen als die Werkstoffe, die SiC Partikel der Größe 3 μm beinhalten. Beim Vergleich mit den Kennwerten der mechanischen Prüfungen zeigt sich, dass die Verbundwerkstoffe mit den großen SiC Partikeln (9 μm) höhere Bruchspannungen (max. ca. 56 MPa) und Bruchdehnungen (max. ca. 1,2 %) aufweisen, dafür etwas niedrigere Universalhärtewerte (max. ca. 280 MPa) erzielen. Daraus lässt sich ableiten, dass das Verhältnis von Werkstofffestigkeit bzw. Steifigkeit zum Deformationsverhalten eine wichtige Rolle für das Verschleißverhalten spielt.

Bei den tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffen lässt sich beobachten, dass die Ergebnisse der abrasiven Verschleißexperimente stets eine Art parabelförmigen Verlauf aufweisen. Das bedeutet, weder die Verbundwerkstoffe mit der größten noch mit der feinsten Korngrößenverteilung schneiden am besten ab. In Tabelle 7.1 sind die Korngrößenverteilungen der multimodalen Verbundwerkstoffe mit den niedrigsten spezifischen Verschleißraten bei den verschiedenen abrasiven Prüfungen zusammengestellt.

Aus der Tabelle lässt sich ablesen, dass bei den abrasiven Prüfungen gegen die Schleifpapiere die niedrigsten Verschleißraten dann erzielt werden, wenn die Korngrößenverteilung in den Verbundwerkstoffen der Größe der Abrasivpartikel des jeweiligen Schleifpapiers ähnlich ist. Bei den Diamantschleifrädern zeigt sich hingegen, dass eher große SiC Partikel günstig sind. Die Ursache hierfür könnte damit zusammenhängen, dass unter Wasser geschmierten Bedingungen (Diamantprüfung) die enthaltenen SiC Partikel nicht so stark angegriffen werden wie unter trockenen Bedingungen. Dadurch wirken sich größere Partikel positiv in der Kontaktfläche aus, weil diese die reale Kontaktfläche mindern.

Tabelle 7.1: Korngrößenverteilungen der besten multimodalen Verbundwerkstoffe bei den abrasiven Verschleißprüfungen

Gegenkörper	Flächenpressung [MPa]	Enthaltene Körnungen des Verbundwerkstoffs mit der niedrigsten spez. Verschleißrate
Korundschleifpapier der Körnung 320	0,25	120-230-360-1500
	0,5	70-120-230
SiC Schleifpapier der Körnung 320	0,25	40-70-120 bzw. 40-70-120-1500
	0,5	70-120-230-1500
Diamantschleifräder der Körnung D8-16	0,25	20-40-70-1500
	0,5	20-40-70

Weiterhin fällt auf, dass die Erhöhung der Flächenpressung bei der Prüfung gegen Korundschleifpapier eine Verschiebung des Optimums hin zu der nächst gröberen Korngrößenverteilung bewirkt. Bei der Prüfung gegen SiC Schleifpapier, das eine etwas geringere Rautiefe aufweist, ergibt sich bei der Erhöhung der Flächenpressung eine Verschiebung des Optimums hin zu der nächst feineren Korngrößenverteilung. Bei der Prüfung mit der höheren Flächenpressung (0,5 MPa) zeigt sich jedoch, dass sowohl bei dem Korundschleifpapier als auch bei dem SiC Schleifpapier die gleiche Korngrößenverteilung die niedrigste Verschleißrate aufweist. Dabei schneidet bei dem etwas raueren Korundschleifpapier der trimodale Verbundwerkstoff etwas besser ab und bei dem etwas feineren SiC Schleifpapier der tetramodale Verbundwerkstoff. Die Auswertung der Prüfungsergebnisse gegen die Diamantschleifräder ergibt, dass bei beiden Flächenpressungen die Verbundwerkstoffe mit den gleichen Korngrößenverteilungen die niedrigsten Verschleißraten erzielen. Dabei schneidet bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa) der tetramodale Verbundwerkstoff etwas besser ab und bei der höheren Flächenpressung (0,5 MPa) der trimodale Verbundwerkstoff.

Daraus lässt sich insgesamt ableiten, dass bei mildereren Bedingungen, d.h. niedrigerer Flächenpressung oder geringerer Rautiefe des abrasiven Gegenkörpers, die tetramodalen Verbundwerkstoffe tendenziell besser abschneiden. Steigt hingegen die Flächenpressung oder die Rautiefe des abrasiven Gegenkörpers an, so lässt sich

erkennen, dass eher die trimodalen Verbundwerkstoffe bessere Werte erzielen. Als Erklärung für diese erkennbaren Tendenzen sollen die mechanischen Kennwerte näher betrachtet werden. Es zeigt sich, dass die Bruchspannungen bei sowohl den tri- als auch den tetramodalen Verbundwerkstoffen mit feiner werdenden Korngrößen kontinuierlich (nahezu linear) ansteigen (von ca. 14 auf 20 MPa). Die Bruchdehnungen hingegen sind für die tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffe, unabhängig von den enthaltenen Korngrößen, etwa gleich (ca. 0,27 %). Die Universalhärtewerte der tri- und tetramodalen Verbundwerkstoffe liegen ebenfalls alle in einem relativ engen Bereich beieinander (ca. 250 bis 300 MPa). Allerdings weisen die tetramodalen Verbundwerkstoffe bei den Bruchspannungen und bei den Universalhärten geringfügig höhere Werte auf. Die Erklärung hierfür ist, dass mit sinkenden Korngrößen die Anzahl der enthaltenen Partikel steigt. Dadurch verringert sich einerseits zunehmend der Abstand zwischen den Partikeln und andererseits steigt der Anteil der Grenzschichten zwischen den SiC Partikeln und der umgebenden Matrix. Weil die Grenzschichten jedoch einen Gradienten der Eigenschaften aufweisen (vorausgesetzt die Anbindung zwischen der Matrix und den Partikeln ist gut), verändern sich die Eigenschaften, und als Folge steigen die Bruchspannungs- und Universalhärtewerte mit feiner werdenden Korngrößen. So kann festgehalten werden, dass mit steigender Abrasivität bzw. Flächenpressung die elastischeren bzw. weicheren Verbundwerkstoffe besser abschneiden, weil diese die Belastungen besser abfangen bzw. schonender ins Material einleiten können.

Zur Quantifizierung des Einflusses der multimodalen Korngrößenverteilungen im Vergleich zu den monomodalen Korngrößen, sind in Abb. 7.17, Abb. 7.18 sowie Abb. 7.19 die spezifischen Verschleißraten des Referenzwerkstoffes SiC und der monomodalen Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur (Polymer+SCF+G+SiC (9 µm)) mit dem jeweils besten multimodalen Verbundwerkstoff (VE+SCF+G+SiC) unter trockenen (vs. SiC), und abrasiven Bedingungen (vs. SiC Schleifpapier und vs. die Diamantschleifräder) dargestellt. Da sowohl die monomodalen Verbundwerkstoffe als auch die multimodalen Verbundwerkstoffe eine identische Zusammensetzung aufweisen, sind Unterschiede der spezifischen Verschleißraten den verschiedenen Korngrößenverteilungen zuzuschreiben. Insbesondere zwischen dem VE basierten monomodalen und multimodalen Verbundwerkstoff können direkte Vergleiche gezogen werden.

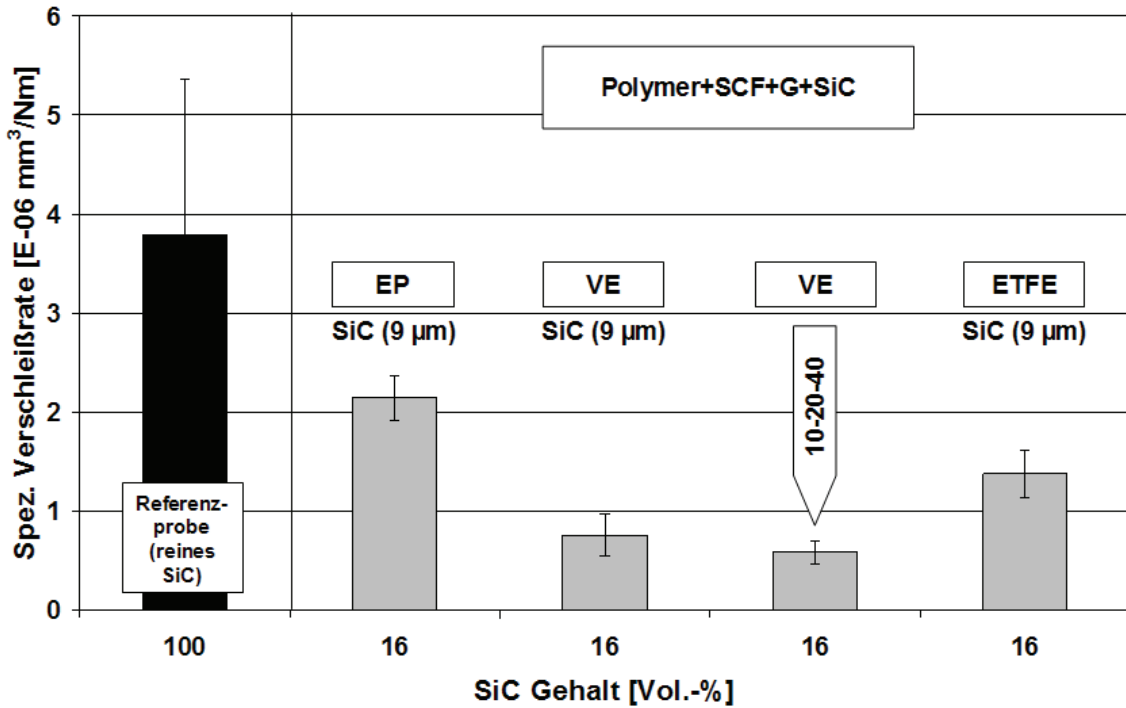


Abb. 7.17: Spez. Verschleißraten des Referenzwerkstoffes SiC und der mono-modalen Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur im Vergleich zum besten multimodalen Verbundwerkstoff bei der Prüfung unter trockenen Bedingungen gegen SiC Gegenkörper

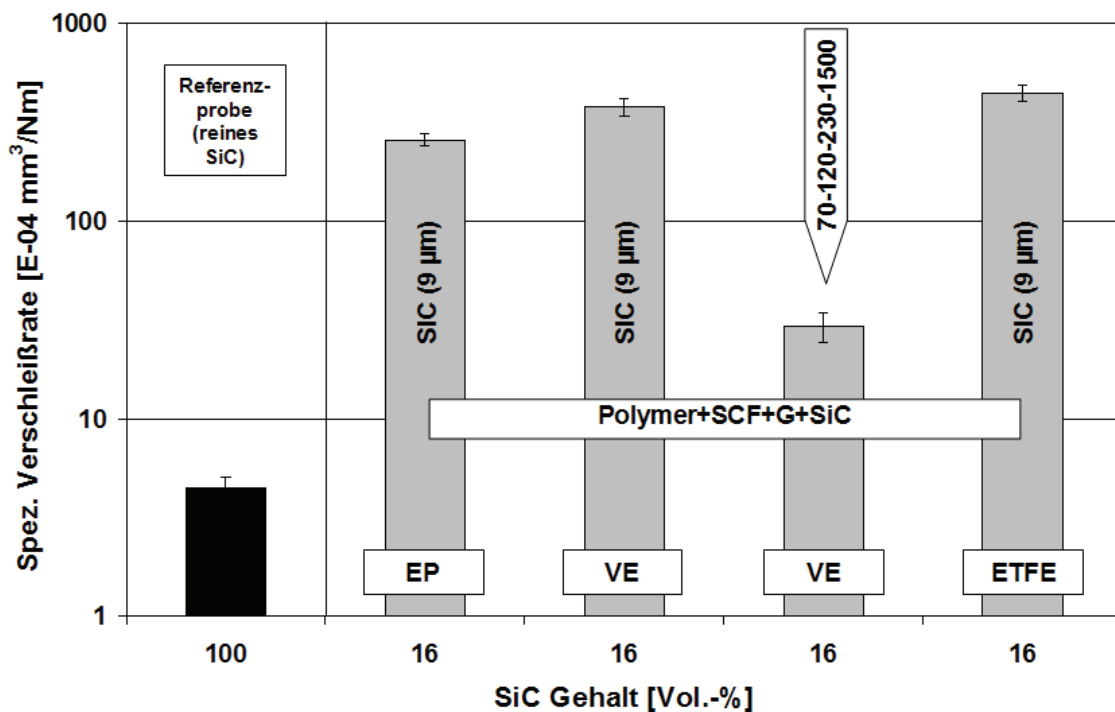


Abb. 7.18: Spez. Verschleißraten des Referenzwerkstoffes SiC und der mono-modalen Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur im Vergleich zum besten multimodalen Verbundwerkstoff bei der Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320)

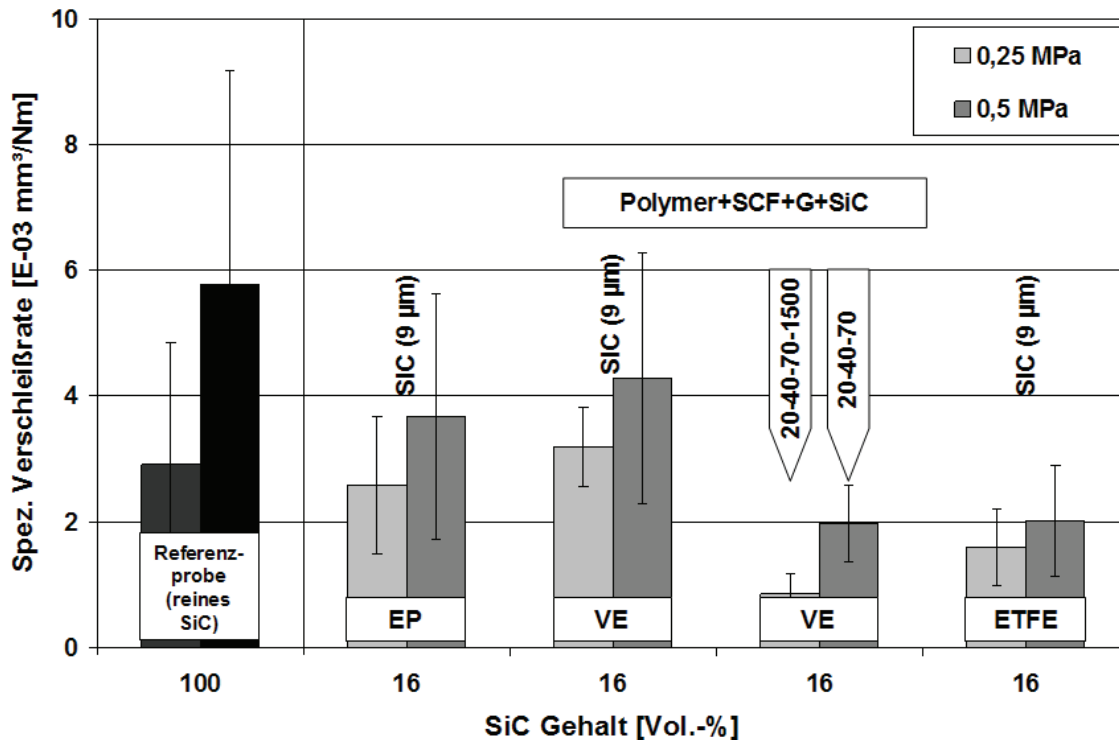


Abb. 7.19: Spez. Verschleißraten des Referenzwerkstoffes SiC und der monomodalen Verbundwerkstoffe gleicher Rezeptur im Vergleich zum besten multimodalen Verbundwerkstoff bei der Prüfung unter abrasiven Bedingungen gegen Diamantschleifräder (Körnung: D8-16)

Aus den Abbildungen geht hervor, dass unter allen drei Prüfbedingungen die VE basierten multimodalen Verbundwerkstoffe im Vergleich zu dem VE basierten monomodalen Verbundwerkstoff deutlich besser abschneiden. Bei den trockenen Verschleißprüfungen beträgt die Verbesserung ca. 25 %. Bei den Prüfungen unter abrasiven Prüfbedingungen zeigen sich noch deutlichere Verbesserungen. Im Falle der Prüfung gegen SiC Schleifpapier beträgt diese ca. 90 %. Bei den Prüfungen gegen die Diamantschleifräder betragen die Verbesserungen ca. 75 % (0,25 MPa) und ca. 55 % (0,5 MPa).

Insgesamt betrachtet weist der multimodale Verbundwerkstoff im Vergleich zu allen anderen Werkstoffen bei den Trockenprüfungen gegen SiC die niedrigste Verschleißrate auf. Bei der Prüfung gegen SiC Schleifpapier schneidet nur der Referenzwerkstoff SiC besser ab, während die monomodalen Verbundwerkstoffe Verschleißraten aufweisen, die eine Größenordnung über der des multimodalen Verbundwerkstoffes liegen. Bei der Prüfung gegen Diamantschleifräder erzielen die multimodalen Verbundwerkstoffe bei der niedrigeren Flächenpressung (0,25 MPa) die niedrigste Ver-

schleißrate (ca. 50 % niedriger als ETFE) und bei der höheren Flächenpressung etwa die gleiche Verschleißrate wie der ETFE basierte Verbundwerkstoff.

Als Erklärung für diese Ergebnisse sind in Abb. 7.20 exemplarisch die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Verschleißoberflächen der mono- und tetramodalen, VE basierten Verbundwerkstoffe nach der Prüfung gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320 (Korngröße: 27-30 μm) dargestellt.

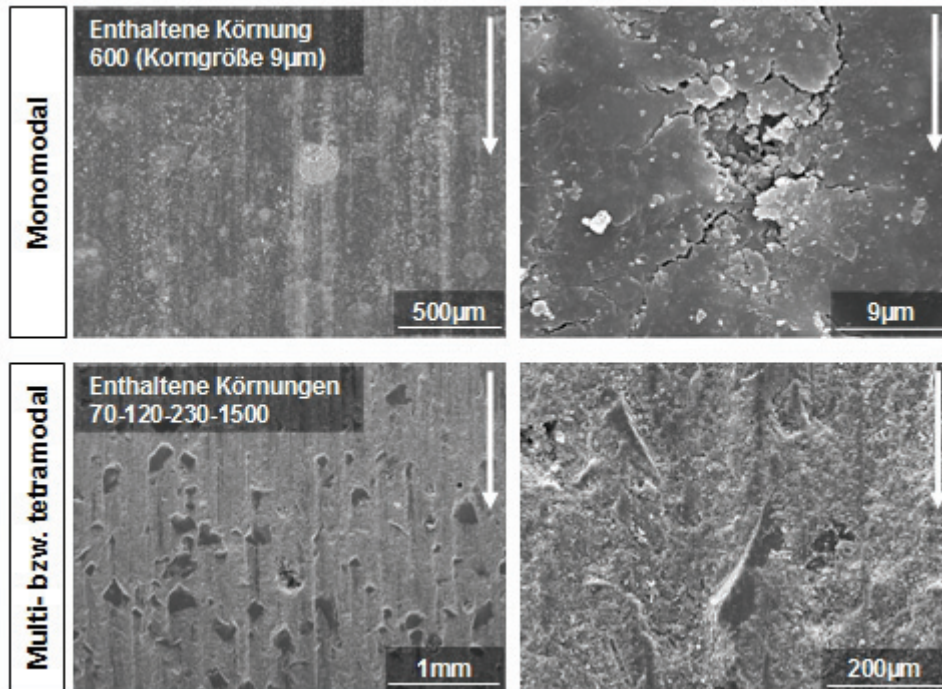


Abb. 7.20: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Verschleißoberflächen des mono- und des tetramodalen VE basierten Verbundwerkstoffs nach der Prüfung gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320)

Aus diesen Aufnahmen geht hervor, dass der monomodale Verbundwerkstoff mit nur einer Korngröße (9 μm) an SiC Partikeln eine wesentlich größere reale Kontaktfläche aufweist als der tetramodale Verbundwerkstoff. Die Oberfläche ist rau, mit Riefen und Furchen in Bewegungsrichtung. Die Detailaufnahme zeigt zudem, dass durch die abrasive Verschleißbelastung Mikrorisse und Ausbrüche entstehen. Im Gegensatz dazu treten bei dem tetramodalen Verbundwerkstoff, der SiC Partikel vier verschiedener Größen beinhaltet, die SiC Partikel erhaben aus der Oberfläche hervor wodurch die reale Kontaktfläche verringert wird. Die Verschleißoberfläche ist zwar auch rau, aber es zeigt sich eine eher wellige Struktur, bei der die Wellenberge die hervorstehenden SiC Partikel beinhalten und die Täler durch fehlende oder tiefer lie-

gende SiC Partikel verursacht werden. Die Detailaufnahme gibt zu erkennen, dass die hervorstehenden Kanten der SiC Partikel angeschliffen sind und somit maßgeblich die abrasive Verschleißbelastung aufnehmen.

Somit lässt sich festhalten, dass bei dem tetramodalen Verbundwerkstoff durch den Verschleißprozess die größeren SiC Partikel freigelegt werden. Dadurch wird die reale Kontaktfläche verringert. Die SiC Partikel müssen dann zwar höhere Belastungen aufnehmen, aber der Abrieb, der sich auf dem Gegenkörper festsetzt, mildert die abrasive Belastung. Dadurch kann insgesamt der Verschleiß deutlich reduziert werden. Je nach Prüfbedingungen bzw. tribologischem Belastungskollektiv ergibt sich somit stets für eine bestimmte Korngrößenverteilung eine optimale Kombination mit dem abrasiven Gegenkörper, welche die Belastungen am besten aufnehmen kann. Das bedeutet, das Zusammenspiel aus der Größe der verschleißmindernden SiC Partikel und den mechanischen Eigenschaften der umgebenden Matrix (z.B. Festigkeit und Härte) führt zu dem niedrigsten Verschleiß. Deshalb ergibt sich bei den unterschiedlichen Verschleißprüfungen auch stets ein Optimum für eine andere Korngrößenverteilung.

7.5 Vergleich experimenteller Ergebnisse mit Verschleißmodellen

Aus den Ergebnissen und Erkenntnissen resultiert die Fragestellung, ob sich die experimentellen Ergebnisse mit den bereits vorgestellten Verschleißmodellen (vgl. 2.4.2) korrelieren lassen. Hierzu wurden exemplarisch drei relativ einfache Modelle ausgewählt (Archard, Budinski und Ratner et al), die in der Literatur im Zusammenhang mit abrasiven Verschleißbedingungen häufig anzutreffen sind.

Das Modell von Archard beschreibt eine Proportionalität zwischen der Verschleißrate (w) und einem konstanten Faktor (K), der Normalkraft (F_N), dem Gleitweg (L), sowie dem Kehrwert der Härte des Grundkörpers (H). Dieser Ansatz lässt sich in Bezug auf die vorliegenden Ergebnisse weiter vereinfachen. Bei der experimentellen Bestimmung des Verschleißverhaltens der verschiedenen Werkstoffe wurden stets die gleichen Prüfbedingungen angewendet. Dadurch sind sowohl die Normalkraft (F_N) als auch der Gleitweg (L) immer gleich, weshalb diese beiden Faktoren aus dem Ansatz herausgenommen werden können. Dadurch ergibt sich der vereinfachte Ansatz:

$$w = \frac{K}{H} \quad [\text{mm}^3] \quad (\text{Gl. 7.1})$$

Aus diesem vereinfachten Ansatz geht hervor, dass sich eine Proportionalität zwischen der volumetrischen Verschleißrate und dem Kehrwert der Härte zeigen sollte.

Diese einfache Proportionalität zeigt sich jedoch nur bei vereinzelt Werten. Eine relativ gute Übereinstimmung liefern die Ergebnisse der tetramodalen, VE basierten, Verbundwerkstoffe bei der abrasiven Verschleißprüfung gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320, bei einer Flächenpressung von 0.5 MPa. In Abb. 7.21 sind diese Werte einander gegenübergestellt.

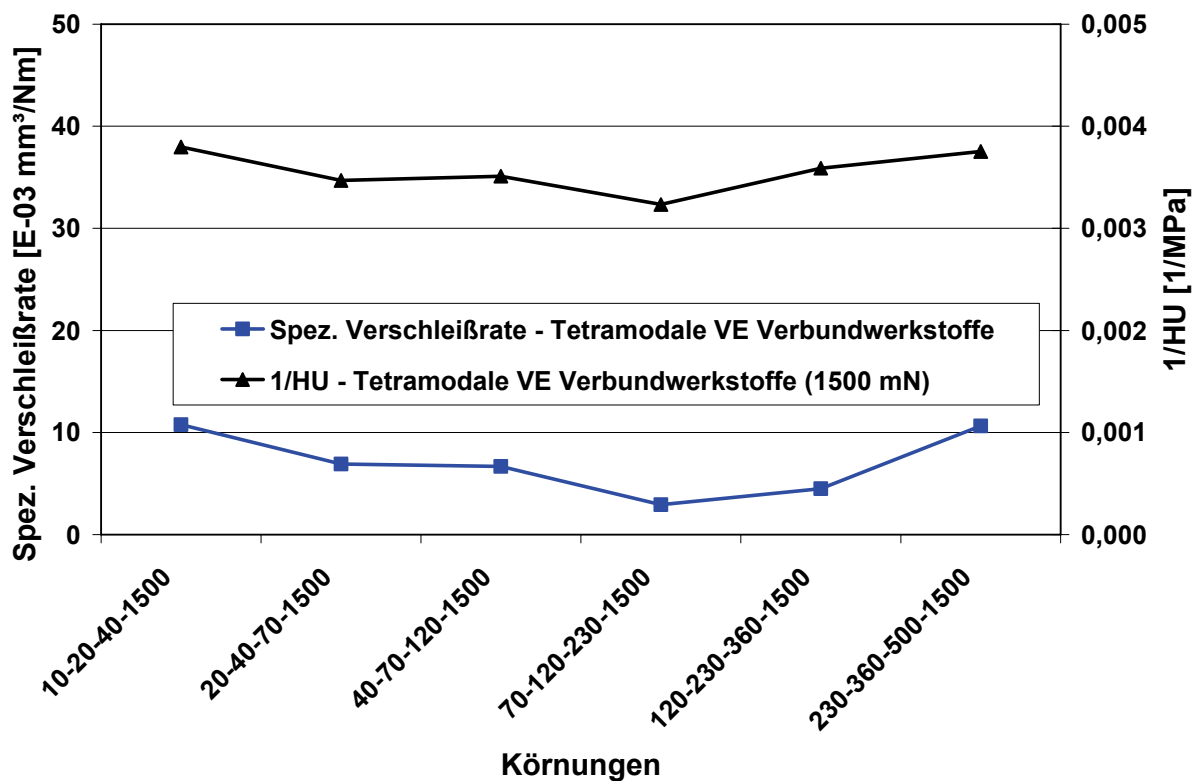


Abb. 7.21: Gegenüberstellung der spez. Verschleißraten (Prüfung gegen SiC Schleifpapier der Körnung 320 bei der Flächenpressung 0,5 MPa) und der Kehrwerte der Universalhärten der tetramodalen, VE basierten Verbundwerkstoffe

Um festzustellen, wie gut die spezifischen Verschleißraten mit dem Kehrwert der Härte übereinstimmen, wird der Korrelationskoeffizient bestimmt. Dabei handelt es sich um einen statistischen Zahlenwert (zwischen 0 und 1), mit dessen Hilfe sich feststellen lässt, ob es eine Beziehung zwischen zwei Eigenschaften gibt. Je größer dieser Wert ausfällt, desto wahrscheinlicher ist eine Abhängigkeit der beiden Eigen-

schaften. Im vorliegenden Fall beträgt der Korrelationskoeffizient 0,88. Ab dem Schwellenwert von 0,88 (es liegen 6 Werte zu Grunde) liegt eine 95 % Wahrscheinlichkeit vor, dass die beiden Eigenschaften voneinander abhängen. Das bedeutet, für die tetramodalen Verbundwerkstoffe zeigt sich bei dieser abrasiven Prüfmethode eine Abhängigkeit zwischen dem Verschleiß und der Härte.

Weil bei den anderen untersuchten Werkstoffen jedoch keine Proportionalität mit solch hoher Wahrscheinlichkeit gefunden werden konnten, wird dieser einfache Ansatz als unzureichend eingestuft, um das Verschleißverhalten unter abrasiven Bedingungen zuverlässig erfassen bzw. beschreiben zu können.

Als nächster Ansatz soll das Modell von Budinski herangezogen werden. Diesem Modell liegt die Proportionalität zwischen dem abrasiven Verschleiß (w) und dem Produkt aus der plastischen Deformationsenergie (S_e) sowie dem Reibungskoeffizienten zu Grunde (vgl. Gl. 2.13). In Abb. 7.22 und Abb. 7.23 sind exemplarisch die spezifischen Verschleißraten über den berechneten Budinski Faktoren für die EP basierten Verbundwerkstoffe bei abrasiven Prüfungen gegen Korund- bzw. SiC Schleifpapier der Körnung 320 dargestellt.

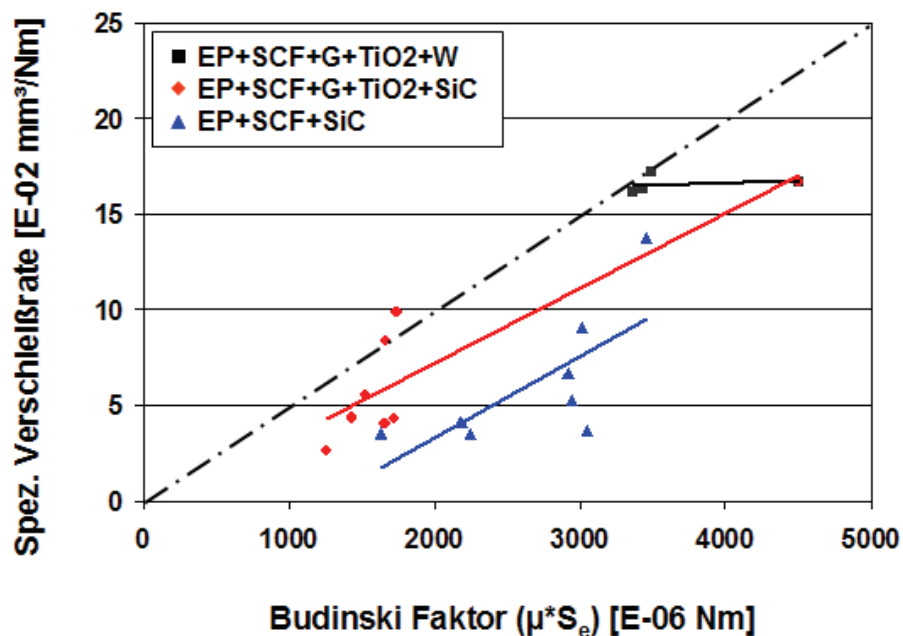


Abb. 7.22: Gegenüberstellung der spez. Verschleißraten und der Budinski Faktoren bei den EP basierten Verbundwerkstoffen bei der abrasiven Prüfung gegen Korundscheifpapier (Körnung: 320, $p=0,5$ MPa)

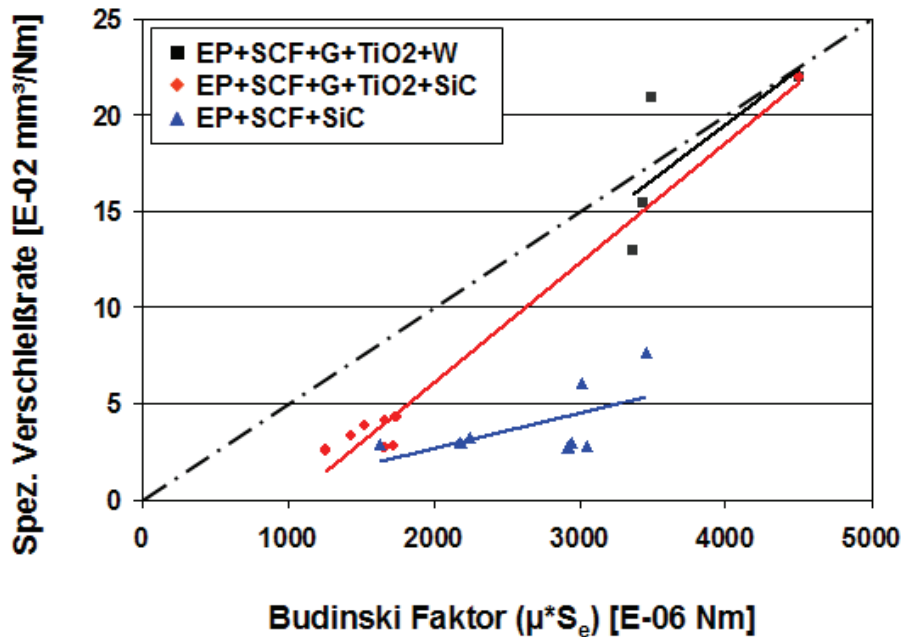


Abb. 7.23: Gegenüberstellung der spez. Verschleißraten und der Budinski Faktoren bei den EP basierten Verbundwerkstoffen bei der abrasiven Prüfung gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320, $p=0,5$ MPa)

Aus den beiden Abbildungen geht hervor, dass sich eine gewisse Abhängigkeit zwischen den spezifischen Verschleißraten und den Budinski Faktoren erkennen lässt. Mit Hilfe des Korrelationskoeffizienten kann jedoch nur bei den EP Verbundwerkstoffen, die TiO_2 und SiC enthalten, eine signifikante Abhängigkeit (95 % Wahrscheinlichkeit) gefunden werden. Das bedeutet, durch die Änderung des Reibungskoeffizienten oder der Deformationsenergie wird sich auch mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit die spezifische Verschleißrate verändern. Somit kann die Annahme, dass die plastische Deformation einen Einfluss auf das Verschleißverhalten hat, als gültig eingestuft werden.

In Tabelle 7.2 sind die Korrelationskoeffizienten für die Abhängigkeiten der spezifischen Verschleißraten von den Budinski Faktoren für die verschiedenen Verbundwerkstoffe zusammengefasst. Der Schwellenwert für eine signifikante Wahrscheinlichkeit einer Abhängigkeit liegt für die Verbundwerkstoffe mit Wollastonit bei 0,95 und für die Verbundwerkstoffe mit SiC bei 0,83.

Tabelle 7.2: Korrelationskoeffizienten zwischen der spezifischen Verschleißrate und den Budinski Faktoren

Gegenkörper	EP+SCF+G +TiO ₂ +W	EP+SCF+G +TiO ₂ +SiC	EP+SCF +SiC
Korundschleifpapier (320)	0,21	0,89	0,71
SiC Schleifpapier (320)	0,87	0,98	0,59

Bei dem dritten ausgewählten Modell von Ratner et al wird eine Proportionalität zwischen dem abrasiven Verschleiß und dem Reibungskoeffizienten sowie mechanischen Kennwerten (Normalkraft, Härte, Bruchspannung und Bruchdehnung) zu Grunde gelegt (vgl. Gl. 2.12). Mit Hilfe dieses Ansatzes kann der Ratner Faktor berechnet werden, der die Voraussetzung für das Ablösen von Abriebpartikeln beschreibt. In Abb. 7.24 und Abb. 7.25 sind wiederum exemplarisch die spezifischen Verschleißraten über den berechneten Ratner Faktoren für die EP basierten Verbundwerkstoffe bei abrasiven Prüfungen gegen Korund- bzw. SiC Schleifpapier der Körnung 320 dargestellt.

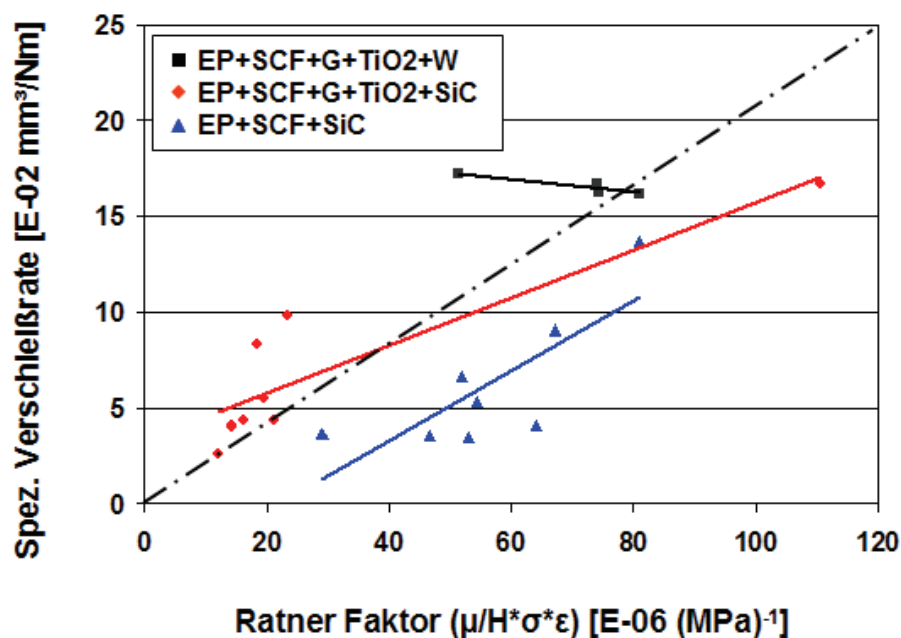


Abb. 7.24: Gegenüberstellung der spez. Verschleißraten und der Ratner Faktoren bei den EP basierten Verbundwerkstoffen bei der abrasiven Prüfung gegen Korundschleifpapier (Körnung: 320, $p=0,5$ MPa)

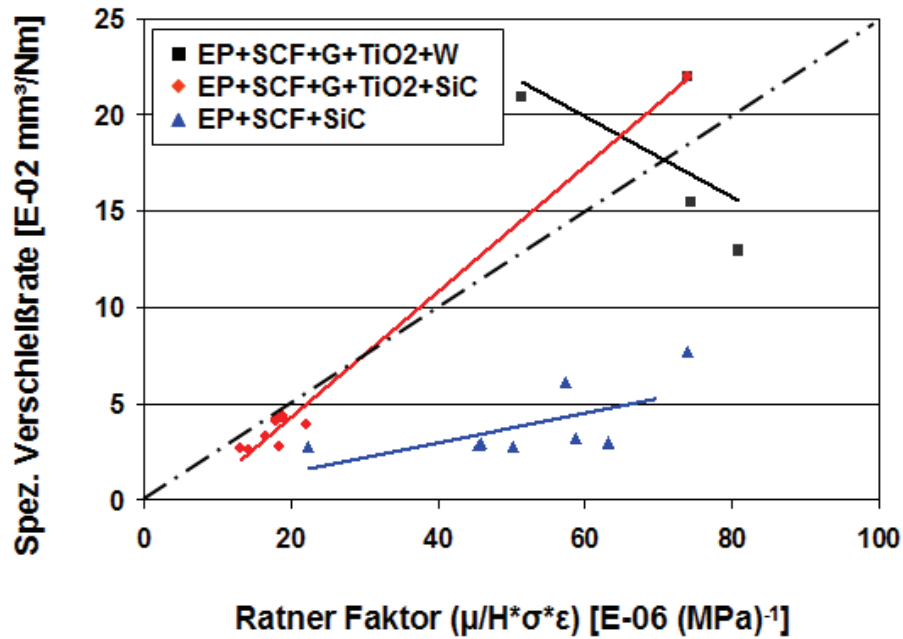


Abb. 7.25: Gegenüberstellung der spez. Verschleißraten und der Ratner Faktoren bei den EP basierten Verbundwerkstoffen bei der abrasiven Prüfung gegen SiC Schleifpapier (Körnung: 320, $p=0,5$ MPa)

Aus den beiden Abbildungen geht hervor, dass die Gegenüberstellung der spezifischen Verschleißraten und der Ratner Faktoren die beste Übereinstimmung von allen dargestellten Modellen liefert. Die zugehörigen Korrelationskoeffizienten für die Abhängigkeiten der Verschleißraten von den Ratner Faktoren sind für die verschiedenen Verbundwerkstoffe in Tabelle 7.3 zusammengestellt. Der Schwellenwert für eine signifikante Wahrscheinlichkeit einer Abhängigkeit liegt auch hier für die Verbundwerkstoffe mit Wollastonit bei 0,95 und für die Verbundwerkstoffe mit SiC bei 0,83.

Tabelle 7.3: Korrelationskoeffizienten zwischen der spezifischen Verschleißrate und den Ratner Faktoren

Gegenkörper	EP+SCF+G +TiO ₂ +W	EP+SCF+G +TiO ₂ +SiC	EP+SCF +SiC
Korundschleifpapier (320)	0,92	0,89	0,78
SiC Schleifpapier (320)	0,62	0,99	0,63

Die Korrelationskoeffizienten bestätigen, dass die Übereinstimmung für die EP Verbundwerkstoffe, die TiO₂ und SiC enthalten, signifikant ist. Daraus kann gefolgert werden, dass es eine hohe Wahrscheinlichkeit für die Abhängigkeit des Verschleiß-

verhaltens von den Voraussetzungen für die Entstehung von Verschleißpartikeln gibt. Das bedeutet, das Modell von Ratner et al, das sowohl mechanische Kennwerte (für das Deformations- und Bruchverhalten sowie die Härte) als auch das Reibungsverhalten (Verhältnis von Reibkraft zu Normalkraft) berücksichtigt, bietet eine relativ gute Basis, das Verschleißverhalten unter abrasiven Bedingungen zu erfassen. Dennoch lassen sich auch mit diesem Modell keine allgemeingültigen Aussagen treffen, weil die Wahrscheinlichkeiten für eine Abhängigkeit von den genannten Kennwerten nicht für alle Werkstoffe signifikant sind.

Insgesamt betrachtet zeigen alle drei gewählten Modellansätze nur für bestimmte Materialien signifikante Abhängigkeiten mit den jeweiligen, zu Grunde liegenden Annahmen. Allerdings bestätigt der Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit den ausgewählten Verschleißmodellen die zuvor formulierte Aussage, dass das Deformationsverhalten eine entscheidende Rolle spielt.

7.6 Modellierung des Deformationsverhaltens

Die experimentellen Ergebnisse und die Analysen der Verschleißoberflächen sowie die Vergleiche mit ausgewählten Verschleißmodellen weisen darauf hin, dass dem Deformationsverhalten der Werkstoffe bei abrasiven Verschleißvorgängen eine entscheidende Bedeutung zukommt. Es stellt sich jedoch die Frage, welche Auswirkungen mit der Inkorporation von Füll- und Verstärkungsstoffen verbunden sind. Durch die Zugabe von SiC Partikeln zeigt sich, dass das Verschleißverhalten unter abrasiven Bedingungen verbessert werden kann, die Partikelgröße dabei jedoch eine wichtige Rolle spielt. Daraus lässt sich ableiten, dass das resultierende Deformationsverhalten in Abhängigkeit von den enthaltenen Füll- und Verstärkungsstoffen eine entscheidende Rolle spielt. Dabei sind die Eindringverhältnisse der abrasiven Partikel bzw. der Rauheitsspitzen des Gegenkörpers (Kontaktwinkel und Belastungskollektiv) ebenfalls entscheidend.

Aus diesen Gründen soll mit Hilfe eines FEM Modells (Finite Elemente Methode) eine dynamische Mikrohärtmessung bzw. das Eindringverhalten eines Vickersindenter (Pyramide) in VE basierte Verbundwerkstoffe, die unterschiedliche SiC Korngrößen enthalten, simuliert werden (siehe Abb. 7.26). Ziel ist dabei, das Deformationsverhalten in Abhängigkeit der SiC Verstärkung zu ermitteln. Durch den Vergleich ex-

perimentell ermittelter Werte mit den Simulationsergebnissen soll dann das Deformationsverhalten mit dem Verschleißverhalten unter abrasiven Bedingungen korreliert werden.

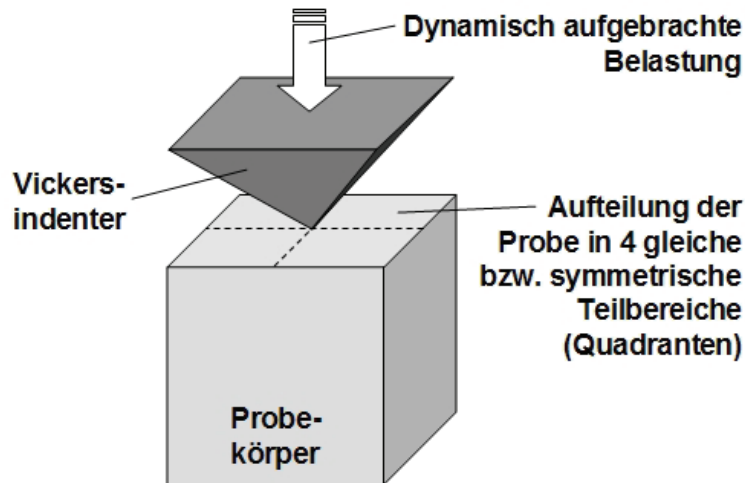


Abb. 7.26: Prinzipskizze der dynamischen Mikrohärtmessung mit einem Vickersindenter – Ausgangspunkt für FEM Modellierung

Um den Einfluss der Partikelgröße bei der Simulation zu berücksichtigen, wurden zwei Verbundwerkstoffe, die SiC Partikel mit einer mittleren Korngröße von 3 μm bzw. 9 μm enthalten, ausgewählt. Des Weiteren wurde ein dritter Verbundwerkstoff hinzugenommen, der SiC Partikel beider Größen (50 % der 3 μm Partikel und 50 % der 9 μm Partikel) enthält, um die Interaktion zwischen den beiden unterschiedlichen Partikelgrößen zu erfassen. Damit alle drei Verbundwerkstoffe miteinander verglichen werden können, enthalten diese einen SiC Partikelgehalt von jeweils 16 Vol.-% (vgl. Tabelle 4.2, Proben 25-27).

Um das Deformationsverhalten der Werkstoffe simulieren zu können, ist die Kenntnis des E-Moduls (Werkstoffsteifigkeit) und der Fließgrenze (Belastung bei der die plastische Deformation beginnt) des Matrixmaterials notwendig. Aus diesem Grunde wurden am VE Reinharz Druckprüfungen gemäß DIN 604, durchgeführt. Die Ergebnisse hierzu sind in Tabelle 7.4 aufgeführt.

Tabelle 7.4: Werkstoffkennwerte, die der Simulation zu Grunde liegen

Kennwert/ Werkstoff	Dichte [g/cm ³]	E-Modul [GPa]	Fließgrenze [MPa]	Korngröße [μm]
VE Reinharz (35 Vol.-% Styrol)	1,19	3,2	132	---
SiC	3,21	455	---	3 bzw. 9

Für die Simulation des Deformationsverhaltens wurde die Simulations-Software Cosmos Geostar eingesetzt. Bei den experimentell durchgeführten Mikrohärteprüfungen wurde ein Vickersindenter verwendet, der die Geometrie einer gleichseitigen Pyramide mit einem Winkel von 136° aufweist. Für die Simulation kann somit die Annahme getroffen werden, dass die durch den Indenter eingebrachten Belastungen an allen vier Seiten der Pyramide, aufgrund der Symmetrie, gleich sind. Diese Annahme ermöglicht die Reduktion der Simulation der Einflusszone auf ein Viertel des Indenters (vgl. Abb. 7.27). Damit können die zur Verfügung stehenden Knotenpunkte (ca. 60000 Knoten) direkt am Indenter engmaschiger verteilt werden. Dies ermöglicht die Erfassung auch sehr kleiner Änderungen in dem betrachteten Ausschnitt.

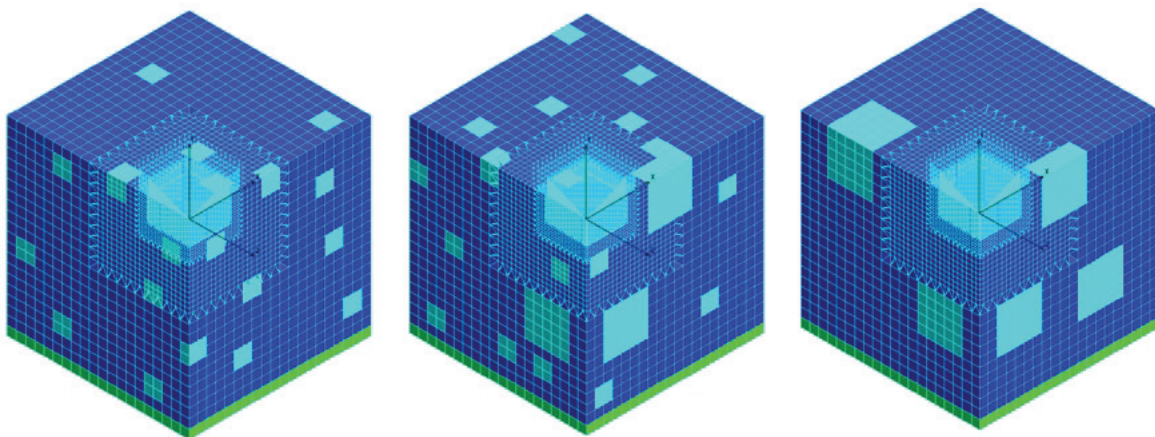


Abb. 7.27: Ausgangsmodelle für die Simulation (VE mit jeweils 16 Vol.-% SiC Partikeln): 3 μm Partikel (links), 3+9 μm Partikel (Mitte), 9 μm Partikel (rechts)

Eine weitere Annahme, die bei dieser Modellierung getroffen wurde, ist, dass die SiC Partikel zwar homogen, aber dennoch statistisch verteilt in den Werkstoffen vorliegen. An den Ausgangsmodellen der Werkstoffe, die in Abb. 7.27 dargestellt sind,

lässt sich dies erkennen. Die Partikel weisen keine streng vorgegebene Struktur, sondern eine unregelmäßige, statistische Anordnung auf.

Mit Hilfe dieser Annahmen kann das Eindringen einer definierten Spitze in die Werkstoffoberfläche simuliert und der Einfluss der dynamisch aufgebrachten Belastung in Bezug auf die resultierenden Spannungen (Von Mises Spannungen) und Verformungen berechnet und dargestellt werden. Auf diese Weise kann das Deformationsverhalten der Matrix bei den unterschiedlichen Kompositionen mit den verschiedenen großen Verstärkungstoffen beschrieben werden. Anhand der Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen soll die Modellierung abschließend validiert werden.

Die Größe der drei betrachteten Werkstoffmodelle der Simulation ist stets gleich und entspricht einem Volumen von $200 \times 200 \times 200 \mu\text{m}^3$. Dabei enthalten die Modelle jeweils 50907 Knotenpunkte und 59357 Elemente (Solid) mit 8 Knotenpunkten der Kantenlänge $2 \mu\text{m}$. Bei den Modellen handelt es sich um Mikromodelle, bei denen die Verstärkungspartikel (SiC) in der zusammenhängenden Matrix (VE) eingebettet sind. Sowohl die Matrix als auch die SiC Partikel weisen eigene, spezifische Materialeigenschaften auf. Dabei sind die Materialeigenschaften nichtlinear.

Für die Simulation wurde bei den Modellen die Oberfläche des Indenters mit der Oberfläche des jeweiligen Verbundwerkstoffes durch Kontaktelemente verknüpft. Die Berechnung wird dabei durch das kontrollierte Aufbringen der Eindringkraft gesteuert und basiert auf dem modifizierten Newton-Raphson Ansatz [97]. Modelliert wurde eine Mikrohärteprüfung mit einer maximalen Belastung von 100 mN. Bei dieser Belastung erreicht das VE Matrixmaterial bereits dessen Fließgrenze. Das bedeutet, die Unterschiede der Simulationsergebnisse der drei betrachteten Verbundwerkstoffe können anhand der resultierenden Deformationsverhaltensweisen abgelesen werden.

Weil die Modelle aus Würfeln der Kantenlänge $2 \mu\text{m}$ zusammengesetzt sind, wurden die SiC Partikel der Korngröße $3 \mu\text{m}$ vereinfacht als Würfel mit einer Kantenlänge von $4 \mu\text{m}$ implementiert. Gleiches gilt für die SiC Partikel mit der Korngröße $9 \mu\text{m}$. Diese wurden als Würfel der Kantenlänge $10 \mu\text{m}$ eingesetzt.

Die Ergebnisse der experimentell bestimmten Universalhärtewerte (Prüfkraft 100 mN bzw. 1500 mN) sind in Abb. 7.28 zusammengestellt. Es zeigt sich, dass das VE Reinharz im Vergleich zu den SiC verstärkten Verbundwerkstoffen erwartungsgemäß

eine niedrigere Universalhärte aufweist. Weiterhin lässt sich erkennen, dass die Universalhärte bei der niedrigeren Prüfkraft von 100 mN höher ausfällt als bei der Prüfkraft von 1500 mN. Die Ursache hierfür ist darin zu sehen, dass sich mit sinkender Prüfkraft das Verhältnis zwischen elastischer und plastischer Deformation ändert [98]. Das bedeutet, bei der niedrigeren Prüfkraft dringt der Vickersindenter nicht so tief in das Material ein und das an dieser Stelle vorherrschende, eher elastisch geprägte, lokale Deformationsverhalten, das beispielsweise durch die enthaltenen SiC Partikel verändert wird, tritt stärker hervor. Deshalb weisen die Messwerte bei der niedrigeren Prüfkraft auch größere Streubereiche auf. Bei der höheren Prüfkraft dringt der Vickersindenter tiefer in das Material ein und es wird ein integraler Wert für die Härte ermittelt, der wesentlich weniger von lokalen Unterschieden dominiert wird. Dies lässt sich zum einen an den deutlich kleineren Streubereichen erkennen, und zum anderen weisen die Messwerte der Verbundwerkstoffe bei der höheren Prüfkraft keinen signifikanten Unterschied mehr auf und können somit als gleich eingestuft werden.

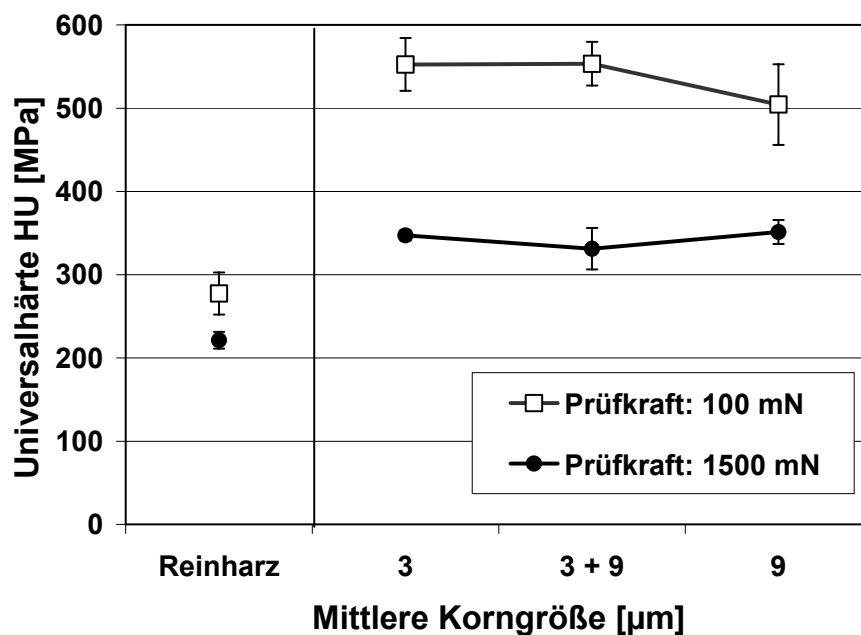


Abb. 7.28: Universalhärte der drei VE basierten Verbundwerkstoffe

In Bezug auf die Mikrohärteprüfungen lässt sich somit festhalten, dass die Messung mit der niedrigeren Prüfkraft (100 mN) eher geeignet ist die Unterschiede der verschiedenen Werkstoffzusammensetzungen zu erfassen. Es lässt sich erkennen, dass die beiden Verbundwerkstoffe, die 3 μm bzw. 3+9 μm SiC Partikel enthalten, die gleiche Universalhärte (bei 100 mN Prüfkraft) aufweisen. Hingegen zeigt sich ein deutlich niedrigerer Wert für die Universalhärte bei dem Verbundwerkstoff, der ausschließlich 9 μm SiC Partikel enthält.

In Abb. 7.29 sind die spezifischen Verschleißraten der Verschleißexperimente gegen die drei verschiedenen Korundschleifpapiere unterschiedlicher Körnungen dargestellt. Daraus geht hervor, dass die spezifischen Verschleißraten mit feiner werdender Körnung (bzw. Korngröße) des verwendeten Schleifpapiers sinken. Das bedeutet, mit sinkender Abrasivität des Gegenkörpers geht auch der Verschleiß zurück. Dabei schneidet der Verbundwerkstoff, der nur SiC Partikel der Größe 3 μm enthält, unter allen drei Bedingungen am schlechtesten ab und weist die höchsten Verschleißraten auf. Jedoch ergibt sich bei den Prüfungen gegen die beiden Korundschleifpapiere der Körnungen 320 und 400 etwa der gleiche Wert. Daraus kann gefolgert werden, dass die Abnahme der Abrasivität zwischen diesen beiden Körnungen sich nicht mehr positiv auf das Verschleißverhalten auswirkt. Im Gegensatz dazu zeigen die beiden Verbundwerkstoffe mit den SiC Partikeln der Größen 3+9 μm und 9 μm deutlich sinkende Verschleißraten mit abnehmender Abrasivität des Gegenkörpers. Dabei schneidet der Verbundwerkstoff mit 3+9 μm SiC Partikeln bei der größten Körnung von 240 zunächst schlechter ab als der Verbundwerkstoff der nur 9 μm Partikel enthält. Allerdings nähern sich die Verschleißraten mit sinkender Abrasivität einander an, bis diese bei der Körnung von 400 gleich sind. Die Ursache hierfür liegt darin begründet, dass die kleineren Partikel der Größe 3 μm bei hoher Abrasivität des Gegenkörpers leichter herausgelöst bzw. herausgebrochen werden können als die größeren Partikel (9 μm).

Während der Verschleißversuche wurden die auftretenden Reibungskräfte aufgezeichnet. Die Mittelwerte der Reibungskoeffizienten (letzte 30 s der Versuche) sind in Abb. 7.30 dargestellt.

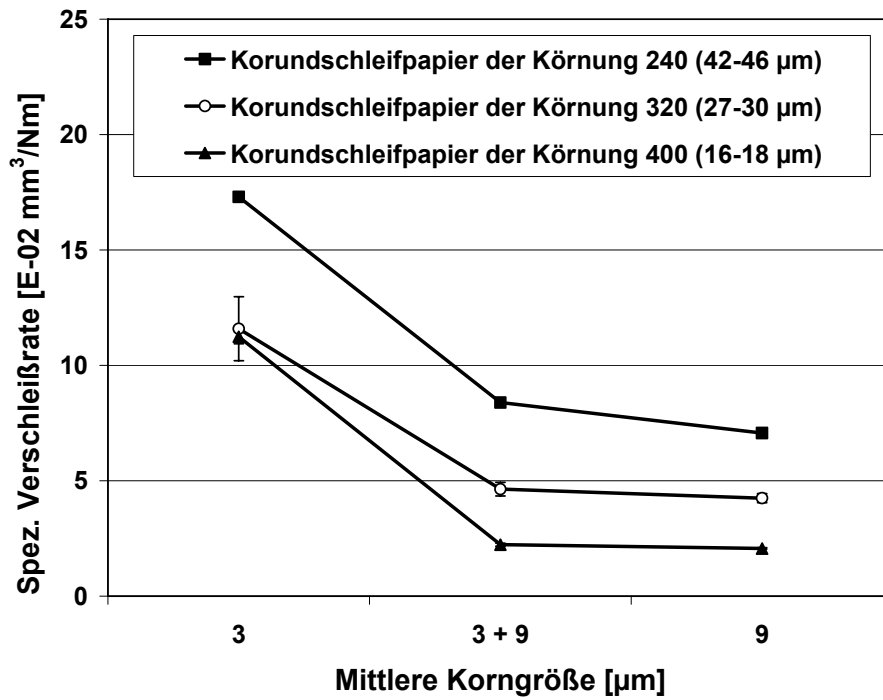


Abb. 7.29: Spez. Verschleißraten der drei VE basierten Verbundwerkstoffe bei der Prüfung gegen Korundscheifpapier (Körnung: 240, 320, 400)

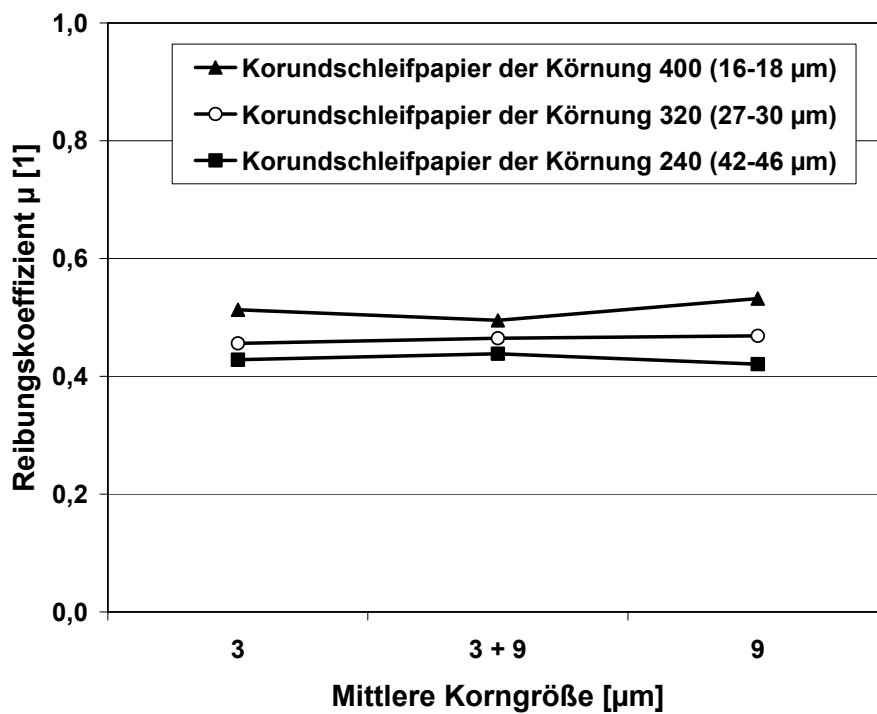


Abb. 7.30: Mittelwerte der Reibungskoeffizienten der drei VE basierten Verbundwerkstoffe bei der Prüfung gegen Korundscheifpapier (Körnung: 240, 320, 400)

Es zeigt sich, dass die drei Materialien unabhängig von den enthaltenen Korngrößen bei der gleichen Abrasivität des Gegenkörpers nahezu die gleichen Reibungskoeffizienten aufweisen. Daraus kann geschlossen werden, dass die Reibungskoeffizienten von der Zusammensetzung der Werkstoffe abhängen, weil alle drei Werkstoffe die gleichen Anteile an SiC Partikeln (16 Vol.-%) beinhalten. Des Weiteren ist zu erkennen, dass die Reibungskoeffizienten mit sinkender Abrasivität des Gegenkörpers ansteigen. Die Ursache hierfür könnte darauf zurückgeführt werden, dass mit sinkender Abrasivität das Größenverhältnis zwischen den Korundpartikeln im Schleifpapier und den SiC Partikeln in den Werkstoffen immer kleiner wird. Während große Partikel des groben Korundsleifpapiers weniger Kontaktpunkte (bzw. kleinere reale Kontaktfläche) mit den Oberflächen der Verbundwerkstoffe aufweisen und dadurch leichter aufeinander abgleiten, steigen die Kontaktpunkte (bzw. die reale Kontaktfläche) mit sinkender Korngröße des Korundsleifpapiers an. Dies ergibt eine stärkere Verzahnung, wodurch der Reibungskoeffizient ansteigt. Am deutlichsten zeigt sich dies bei dem Verbundwerkstoff, der nur SiC Partikel der Größe 9 μm enthält.

Der Vergleich der Ergebnisse der Mikrohärteprüfungen und der ermittelten Reibungskoeffizienten mit den spezifischen Verschleißraten lässt keine Interpretation zu, welche Auswirkungen die unterschiedlichen Korngrößen in den Verbundwerkstoffen auf das Verschleißverhalten haben. Deshalb soll nun das Deformationsverhalten simuliert und die Ergebnisse anschließend mit den experimentell ermittelten Verschleißraten korreliert werden.

Für die Simulation wurden Mikrohärteprüfungen mit einer maximalen Belastung von 100 mN modelliert. Bei dieser geringen Belastung wurde beim VE Reinharz und bei allen drei Verbundwerkstoffen die Fließgrenze der Matrix erreicht. Die durch die aufgebrachte Belastung entstehenden Spannungs- und Dehnungsverteilungen sind in Abb. 7.31 bis Abb. 7.35 dargestellt. Zur besseren Übersicht werden in den nachfolgenden Abbildungen die enthaltenen SiC Partikel nicht gezeigt. Dies ermöglicht, Spannungsspitzen und große Dehnungen im Kontaktbereich zwischen den Partikeln und der VE Matrix visualisieren zu können.

In Abb. 7.31 sind die Von Mises Spannungsverteilung und die äquivalente Dehnungsverteilung im VE Reinharz bei der maximalen Belastung mit 100 mN dargestellt. Es zeigt sich, dass sowohl die auftretenden Spannungen als auch Dehnungen

nach der Hertz'schen Druckverteilung ihren Maximalwert in geringer Tiefe unter der Kontaktoberfläche, insbesondere an der Kante des Indenters, erreichen. Mit zunehmendem Abstand von der Indenterspitze bzw. Tiefe im Material nehmen die Spannungen und Dehnungen ab, bis diese wieder das Nullniveau erreichen. Insgesamt betrachtet zeigt sich eine homogene Spannungs- und Dehnungsverteilung.

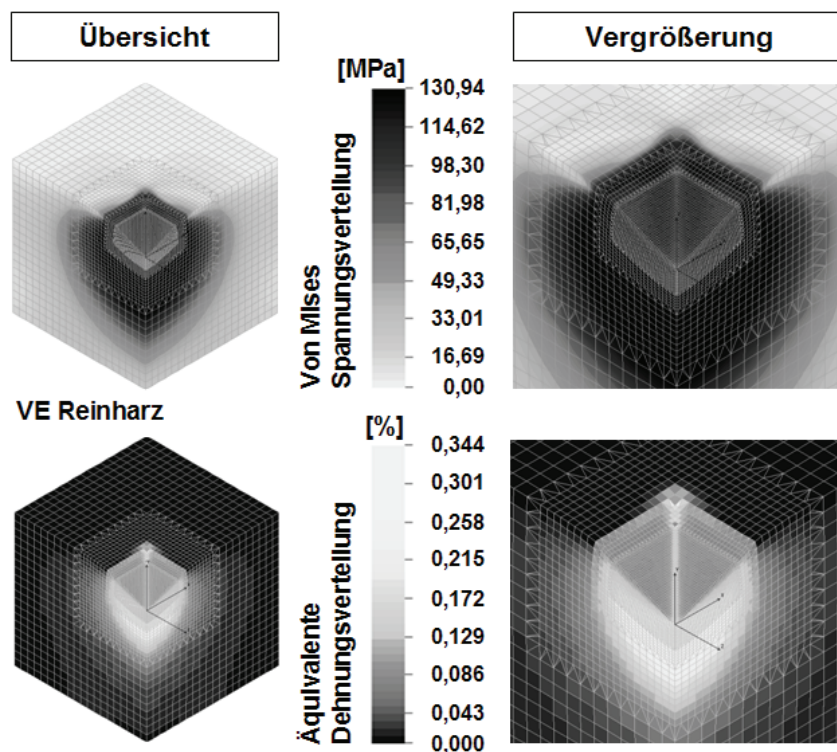


Abb. 7.31: Simulationsergebnisse für das VE Reinharz

Im Vergleich zu dem VE Reinharz zeigen sich bei dem Verbundwerkstoff, der SiC Partikel der Größe 3 μm enthält, ganz andere Simulationsergebnisse. Aus Abb. 7.32 geht hervor, dass sowohl die Von Mises Spannungsverteilung als auch die äquivalente Dehnungsverteilung in der Kontaktzone mit dem Indenter durch die SiC Partikel sehr stark beeinflusst werden. Durch die inkorporierten Partikel wird die gleichmäßige Verteilung der Spannungen und Dehnungen maßgeblich gestört. Es entstehen in der Kontaktzone zwischen einzelnen Partikeln und der Matrix (Partikel-Matrix Grenzschicht) lokale Spannungsspitzen und Bereiche mit starken Dehnungen bzw. Deformationen. Die Stelle mit der höchsten äquivalenten Dehnung von 79,5 % geht aus dieser Abbildung nicht hervor und ist deshalb in Abb. 7.34 (links) separat dargestellt. Insgesamt betrachtet zeigt sich allerdings, dass die kleinen SiC Partikel die Spannungs- und Dehnungsverteilung nicht behindern und diese sich bis tief ins Material

hinein ausbreiten. Die auftretende, maximale äquivalente Dehnung erreicht etwa den doppelten Wert des VE Reinharzes.

In Abb. 7.33 sind die Simulationsergebnisse für den Verbundwerkstoff, der beide SiC Partikelgrößen ($3\ \mu\text{m}$ und $9\ \mu\text{m}$) enthält, dargestellt. Es zeigt sich, dass die Von Mises Spannungsverteilung und die äquivalente Dehnungsverteilung wiederum von den inkorporierten Partikeln maßgeblich beeinflusst werden und völlig unregelmäßig sind. Der Maximalwert der Spannung wird dabei nicht ausschließlich unterhalb der Spitze des Indenters erreicht, sondern auch an der Partikel-Matrix Grenzschicht der kleineren Partikel, hauptsächlich an deren Ecken. Auch bei der Dehnungsverteilung kann dies beobachtet werden. Weil auch aus dieser Abbildung die Position des Maximalwerts der äquivalenten Dehnung nicht hervor geht, da sich diese an der Ecke eines kleinen Partikels an der Oberfläche befindet, ist diese Stelle separat in Abb. 7.34 (rechts) dargestellt. Hieran lässt sich erkennen, dass die Matrix an der Ecke des Partikels die höchste Dehnung erfährt und dort, aufgrund der Belastungskonzentration, eher versagt. Die maximale äquivalente Dehnung beträgt an dieser Stelle $97,9\ \%$.

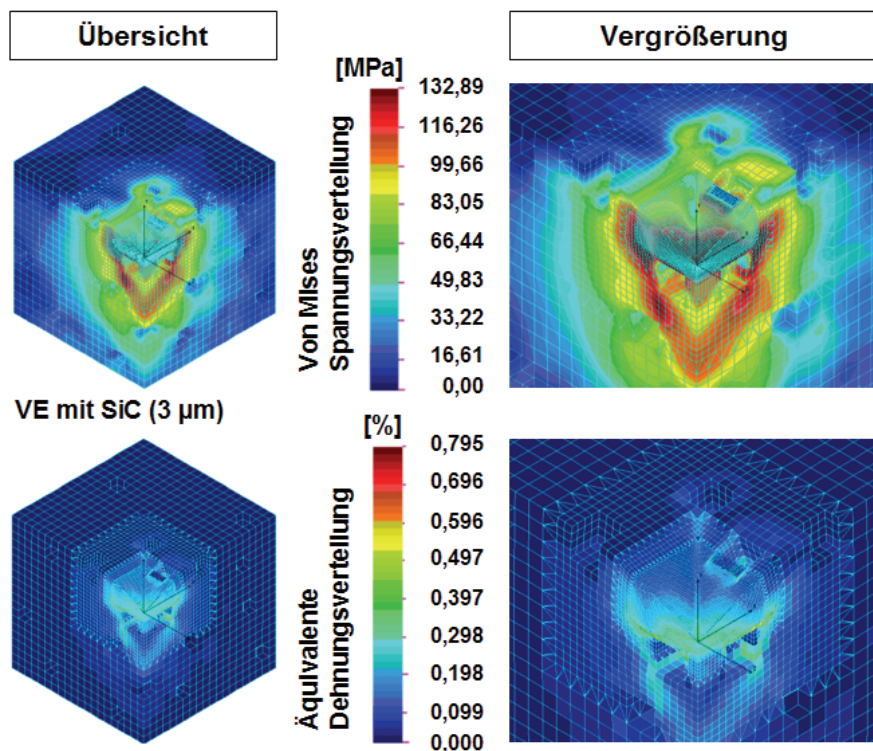


Abb. 7.32: Simulationsergebnisse für den Verbundwerkstoff mit $3\ \mu\text{m}$ Partikeln

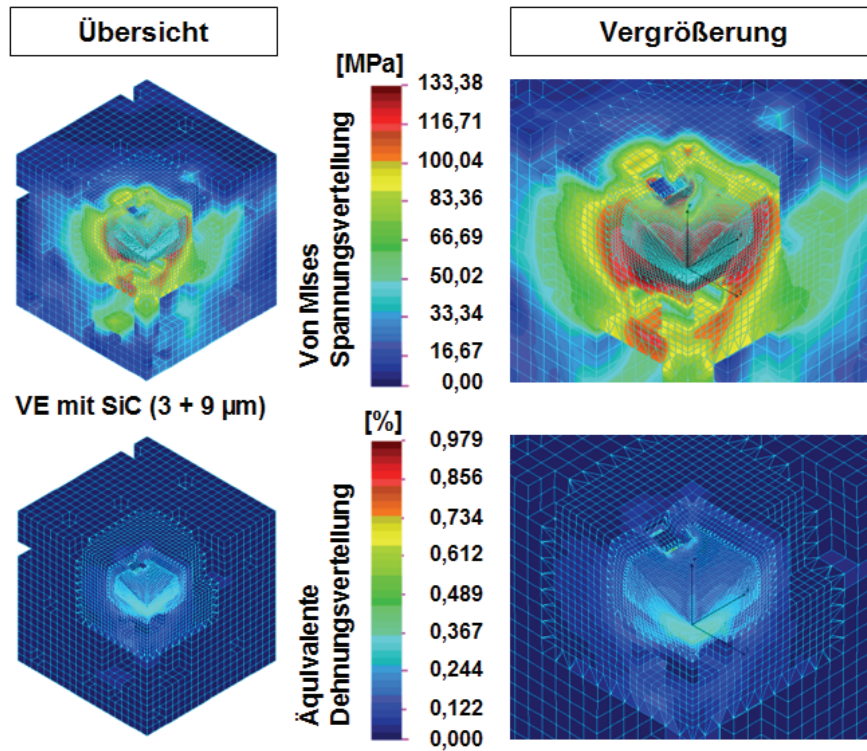


Abb. 7.33: Simulationsergebnisse für den Verbundwerkstoff mit 3+9 μm Partikeln

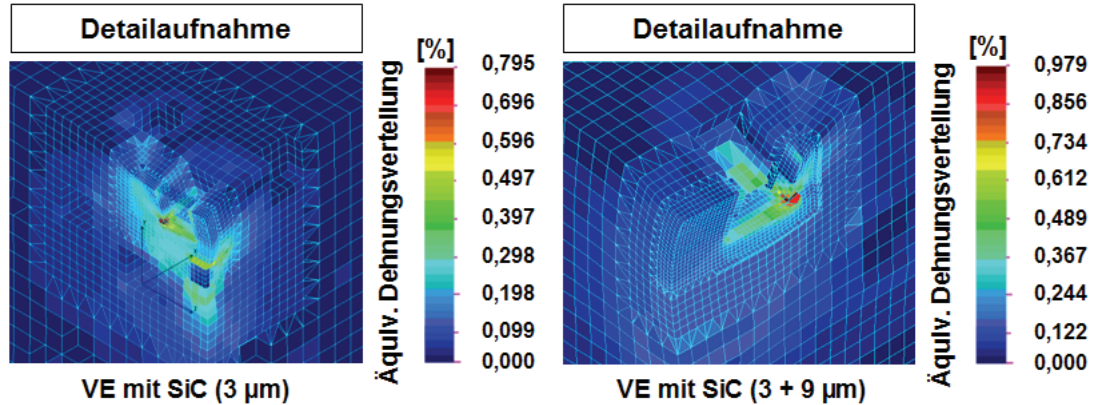


Abb. 7.34: Details zu den Simulationsergebnisse der Verbundwerkstoffe mit 3 μm Partikeln (links) und 3+9 μm Partikeln (rechts)

Insgesamt betrachtet zeigt sich eine stark gestörte Spannungs- und Dehnungsverteilung. Diese reicht jedoch durch die zwei unterschiedlichen Partikelgrößen (3 μm und 9 μm) nicht so tief ins Material hinein, wie bei dem Verbundwerkstoff, der nur Partikel der Größe 3 μm enthält. Die dabei auftretende, maximale äquivalente Dehnung erreicht allerdings einen deutlich höheren Wert, der zudem etwa dreimal so hoch ist wie bei dem VE Reinharz.

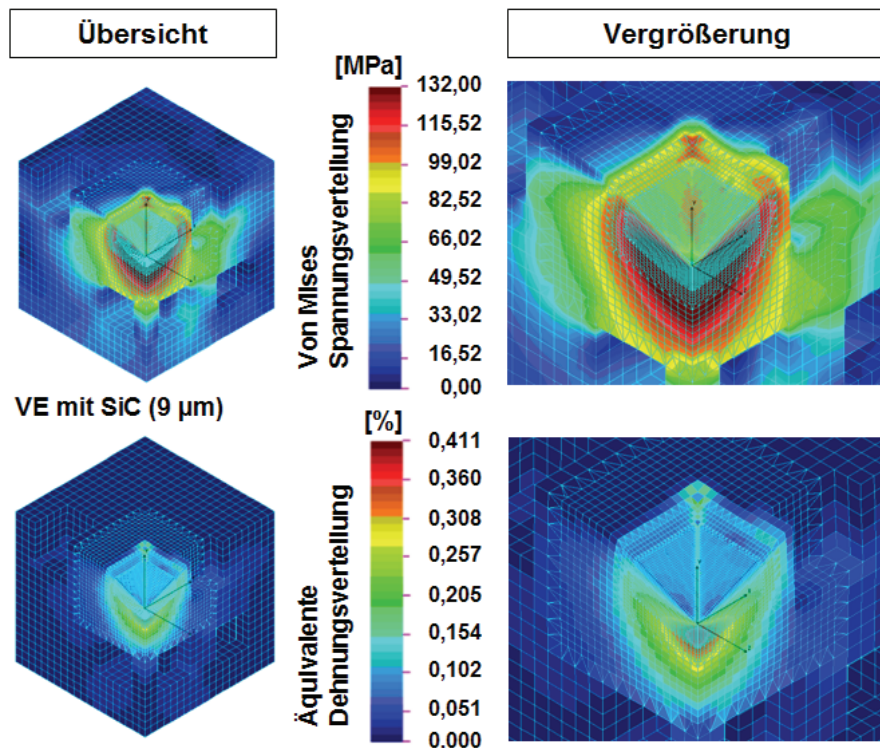


Abb. 7.35: Simulationsergebnisse für den Verbundwerkstoff mit 9 μm Partikeln

Die Von Mises Spannungsverteilung und die äquivalente Dehnungsverteilung für den Verbundwerkstoff, der SiC Partikel der Größe 9 μm enthält, sind in Abb. 7.35 dargestellt. Daraus geht hervor, dass die maximale Von Mises Spannung auch hier direkt unterhalb der Oberfläche des Indenters, insbesondere an dessen Kante (siehe Bild oben rechts), auftritt. Die großen SiC Partikel (9 μm), die sich in der Umgebung dieser Kontaktzone befinden, beeinflussen wiederum maßgeblich die Verteilung der Von Mises Spannung. Allerdings fällt in diesem Fall auf, dass sich die Spannungsverteilung im Wesentlichen unterhalb des Indenters konzentriert und weniger Interaktion mit dem Randbereich stattfindet. Die maximale äquivalente Dehnung tritt ebenfalls direkt unterhalb des Indenters auf. Die SiC Partikel beeinflussen die Dehnungsverteilung nur geringfügig. Der Maximalwert der äquivalenten Dehnung wird nur in einer kleinen, begrenzten Zone erreicht. Das bedeutet, das Materialversagen tritt auch nur in einem relativ kleinen Bereich auf. Daraus kann gefolgert werden, dass in diesem Bereich bei wiederholter Belastung ein Ausgangspunkt für die Entstehung von Rissen vorliegt. Insgesamt betrachtet zeigt sich, dass die großen SiC Partikel (9 μm) die Spannungs- und Dehnungsverteilung zwar beeinflussen, diese sich jedoch nur bis in einen relativ oberflächennahen Bereich im Material ausbreiten. Als Folgeerscheinung

zeigt sich auch, dass die auftretende, maximale äquivalente Dehnung einen Wert erreicht, der nur ca. 20 % oberhalb des Wertes für das VE Reinharz liegt.

Anhand der Ergebnisse der Verschleißexperimente lässt sich erkennen, dass die unterschiedlichen SiC Korngrößen einen maßgeblichen Einfluss auf das Verschleißverhalten bzw. die ermittelten spezifischen Verschleißraten haben. Die experimentell bestimmten Ergebnisse der Mikrohärteprüfungen (Universalhärtewerte) liefern jedoch keinen Anhaltspunkt, welchen Einfluss die enthaltenen Korngrößen auf das Verschleißverhalten ausüben. Es zeigte sich allerdings, dass die niedrigere Prüfkraft von 100 mN sensibel auf die enthaltenen Korngrößen reagiert. Aus diesem Grunde wurde auch die Simulation mit einer so niedrigen Belastung durchgeführt.

Der Vergleich der Ergebnisse der Mikrohärtemessungen bei der höheren Prüfkraft (1500 mN) mit den ermittelten Reibungskoeffizienten offenbart die gleichen Tendenzen. Bei beiden Prüfmethoden wird für alle drei Verbundwerkstoffe ein Wertenniveau erzielt. Daraus könnte gefolgert werden, dass hierbei die Zusammensetzung der Werkstoffe eine Rolle spielt und die beiden Prüfmethoden darauf in gleichem Maße ansprechen. Auch die Tatsache, dass mit geringerer Prüfkraft bei der Mikrohärtemessung und geringerer Abrasivität bei den Verschleißexperimenten sowohl die Universalhärte als auch der Reibungskoeffizient höhere Werte ergeben, spricht für einen solchen Zusammenhang.

Die Ergebnisse der Simulation zeigen, dass die Verstärkung der VE Matrix mit den kleinen SiC Partikeln (3 μm) zu größeren Deformationen bzw. Dehnungen in den Verbundwerkstoffen führt, als mit den großen Partikeln (9 μm). Dies lässt sich auf das Größenverhältnis zwischen der Kontaktzone des Indenters und der Größe der Partikel in der Kontaktzone zurückführen. Ist die Größe der Kontaktzone mit der Größe der Verstärkungspartikel vergleichbar, so entstehen kleinere Deformationen und Spannungen in der Matrix. Die Ursache hierfür ist, dass die großen Partikel die Spannungs- und Deformationsverteilung in der Kontaktzone behindern können. Im Gegensatz dazu werden die kleinen SiC Partikel, die sich in der Kontaktzone befinden, durch die einwirkende Belastung des Indenters bezüglich deren geometrischen Position im Werkstoff stark beeinflusst bzw. verändert. Dadurch wird sowohl die Partikel-Matrix Grenzschicht als auch die Matrix in der Umgebung der kleinen Partikel stark beansprucht und deformiert. Daraus lässt sich ableiten, dass die optimale Ver-

stärkungsstruktur bzw. die günstigste Größe der Verstärkungspartikel bei abrasiven Verschleißvorgängen in Relation zu der maximalen Größe der Rauheitsspitzen des Gegenkörpers gewählt werden muss. Denn die maximal auftretenden Deformationen sind abhängig von der maximalen Größe der Rauheitsspitzen.

Aus dieser Erkenntnis lässt sich vermuten, dass es für die Größe der Verstärkungspartikel eine Ober- und Untergrenze gibt. Werden die Partikel zu groß gewählt, so behindern diese wahrscheinlich die auftretenden Deformationen zu stark, weil diese ihre Position kaum oder nicht verändern können. Dadurch wirkt die Belastung direkt auf die Partikel ein und diese werden beschädigt oder zerstört. Die Folgen wären verstärkter abrasiver Verschleiß durch Partikelbruchstücke und Oberflächenzerstörungen (z.B. Ausbrüche). Werden die Verstärkungspartikel hingegen zu klein gewählt, so werden die Deformationen bis tief ins Material hinein weitergeleitet. Durch die damit einhergehende Veränderung deren geometrischer Positionen wird das Material bis in einen sich unterhalb der Kontaktzone befindlichen Bereich geschädigt. Diese Schädigungen führen dann wiederum, bei wiederholter Belastung, zu erhöhtem Verschleiß, weil das vorgeschädigte Material leichter abgetragen werden kann. Die Bestimmung dieser Ober- und Untergrenze bedarf jedoch weiterer grundlegender Untersuchungen.

Mit Hilfe der Simulationsergebnisse lässt sich auch erklären, warum sich bei den Verschleißversuchen mit abnehmender Abrasivität des Gegenkörpers, und somit abnehmender Deformation, die Verschleißraten der Verbundwerkstoffe mit SiC Partikeln der Größe 3+9 μm und nur 9 μm immer weiter annähern. Durch die Präsenz der großen SiC Partikel wird die Deformationsverteilung behindert und die Schädigung der Matrix unterhalb der Kontaktzone gemildert. Weil sich anteilig weniger große Partikel in dem Verbundwerkstoff befinden, der 3+9 μm Partikel enthält, kommt die Wirkung der größeren Partikel erst mit abnehmender Abrasivität stärker zum Tragen. Bei der Prüfung gegen Korundschleifpapier der Körnung 400 herrschen dann Bedingungen bzw. Deformationen, die von beiden Verbundwerkstoffen (3+9 μm oder 9 μm) etwa gleichermaßen ertragen werden.

Zur Überprüfung der Erkenntnisse aus der Simulation und deren Korrelation mit den experimentellen Ergebnissen wurden die Werkstoffproben, die bei den Verschleißversuchen zum Einsatz kamen, qualitativ mit einem Rasterelektronenmikroskop un-

tersucht. Exemplarisch sind die Verschleißoberflächen der Proben, die gegen Korundschleifpapier der Körnung 240 getestet wurden, in Abb. 7.36 zusammengestellt. Bei der Prüfung gegen das abrasivste Schleifpapier, das auch die größten Deformationen verursacht, zeigen sich die Effekte am deutlichsten.

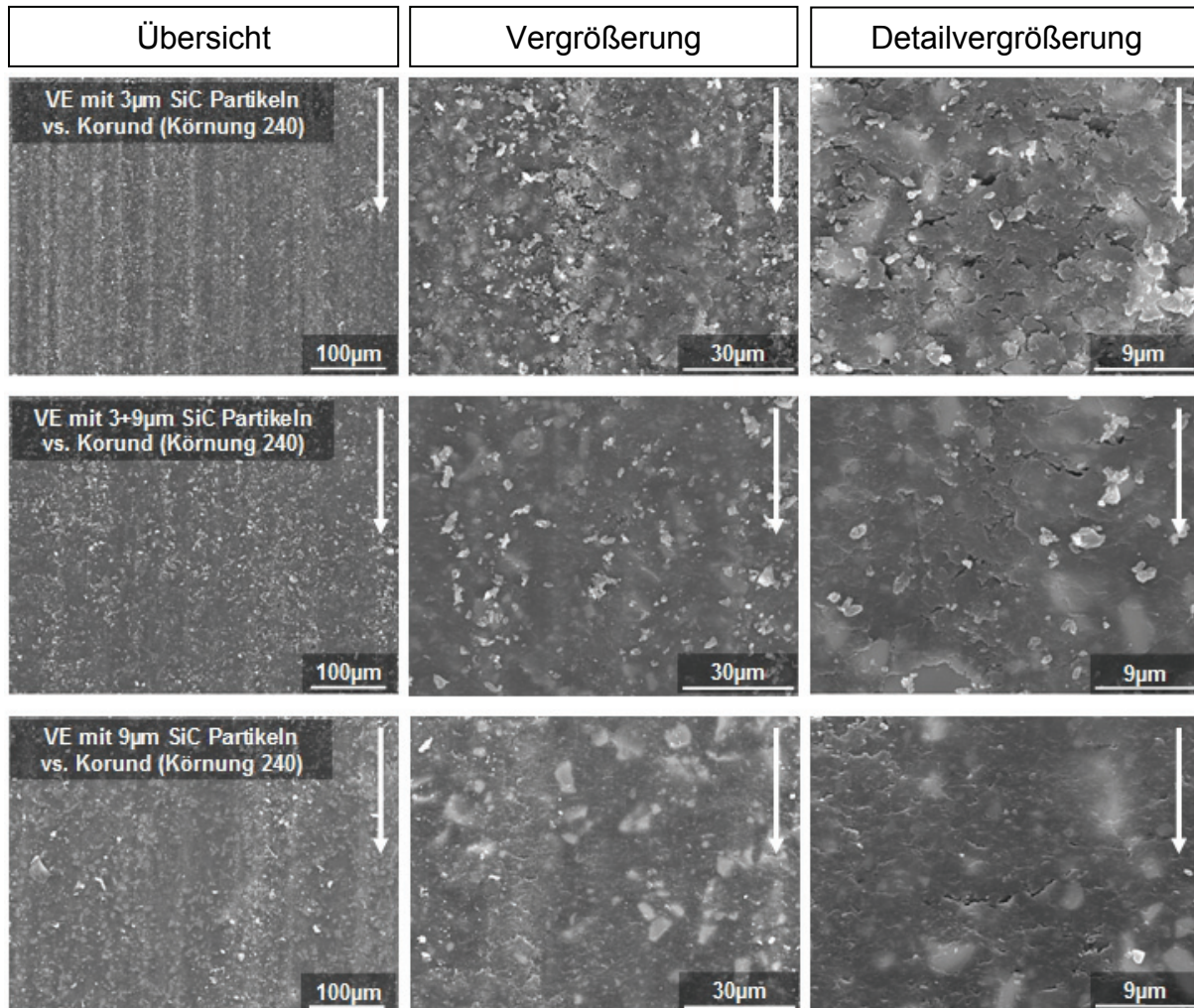


Abb. 7.36: REM Aufnahmen der Verschleißoberflächen der Verbundwerkstoffe mit SiC Partikeln der Größe 3 µm (oben), 3+9 µm (Mitte) und 9 µm (unten) nach der Prüfung gegen Korundschleifpapier (Körnung: 240)

Bei allen Verbundwerkstoffen zeigt sich bei der niedrigsten Vergrößerung (linke Bildreihe) deutlich die abrasive Verschleißbeanspruchung (Furchen bzw. Riefen). Doch der Verbundwerkstoff, der nur SiC Partikel der Größe 3 µm enthält, weist eine wesentlich stärker beanspruchte Oberfläche auf. Die Vergrößerungen dieser Oberfläche offenbaren, was bereits durch die Simulation prognostiziert wurde. Die Oberfläche ist stark geschädigt und mit vielen kleinen, aber relativ breiten Rissen übersät. Anhand

der Ausprägung der Risse lässt sich erkennen, dass nicht nur die Oberfläche, sondern auch das darunter liegende Material geschädigt wurde.

Der Verbundwerkstoff, der SiC Partikel der Größe 3 μm und 9 μm enthält, weist bei der niedrigsten Vergrößerung eine deutlich weniger beanspruchte Oberfläche als der Verbundwerkstoff mit den Partikeln der Größe 3 μm auf. Auch die beiden Vergrößerungen der Oberfläche zeigen geringere Schäden und weniger Risse. Die Ausprägung der Risse fällt ebenfalls wesentlich milder aus und lässt auf keine so tief greifende Schädigung des Materials unterhalb der Oberfläche schließen. Auch dieses Verschleißerscheinungsbild stimmt mit den Ergebnissen der Simulation sehr gut überein und spiegelt die ermittelte spezifische Verschleißrate wider.

Die offensichtlich niedrigste Beanspruchung der Oberfläche weist der Verbundwerkstoff, der nur SiC Partikel der Größe 9 μm beinhaltet, auf. Bei der niedrigsten Vergrößerung zeigt sich eine raue Oberfläche ohne tiefe Riefen oder Furchen. Die beiden Vergrößerungen der Oberfläche bestätigen die aufgeraute Struktur und es lassen sich zwei Risse erkennen. Diese Risse erscheinen relativ kurz und lassen auf keine tief greifende Schädigung des Materials unter der Oberfläche schließen. Auch diese Oberflächenstruktur befindet sich in sehr guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus der Simulation.

Damit lässt sich festhalten, dass die experimentell ermittelten spezifischen Verschleißraten gut mit den Ergebnissen der Simulation übereinstimmen. Diese Ergebnisse spiegeln sich auch in den beobachteten Verschleißoberflächen der Verbundwerkstoffe wider. Somit ist das Verschleißverhalten in guter Übereinstimmung mit dem simulierten Deformationsverhalten zu sehen und kann miteinander korreliert werden.

Als Schlussfolgerung kann formuliert werden, dass es keinen trivialen Zusammenhang zwischen den experimentell ermittelten Härten der Verbundwerkstoffe und deren Verschleißverhalten unter abrasiven Bedingungen gibt. Vielmehr hängt der abrasive Verschleiß von der Belastung und der Rautiefe bzw. von der Größe und der Form der abrasiven Partikel ab. Deshalb spielt auch die Korngröße der Verstärkungspartikel eine wesentliche Rolle. Je größer die Verstärkungspartikel in einem Werkstoff sind, desto größer ist auch die Grenzfläche, mit der sie in der Matrix anhaften. Wird eine äußere Kraft aufgebracht, so sinkt mit steigender Partikelgröße die

spezifische Belastung pro Fläche. Andererseits erhöht sich mit steigender Partikelgröße auch der Widerstand, dessen geometrische Position durch die Einwirkung einer Belastung zu verändern. Dadurch können größere Verstärkungspartikel größeren Deformationen, d.h. stärker ausgeprägten Rauheitsspitzen, standhalten. Werden die Verstärkungspartikel jedoch zu groß, dann steigt der Anteil an Reibung und Verschleiß zwischen den Verstärkungspartikeln und den Abrasivpartikeln. Damit steigt auch die Wahrscheinlichkeit, dass Rauheitsspitzen an den Kanten eines großen Verstärkungspartikels hängen bleiben. Weil die großen Partikel aber auch große Kräfte in den Werkstoff einleiten können, kommt es zu enormen, stoßartigen Belastungsspitzen. Das bedeutet, der Verschleißmechanismus wechselt vom abrasiven Pflügen und Spanen hin zu bruchmechanischen Effekten. Der ideale Werkstoff für abrasive Verschleißbedingungen hat demnach in Abhängigkeit der Gegenkörperrauheit bzw. der wirkenden Abrasivteilchen und der auftretenden Flächenbelastung ein entsprechendes Verhältnis von Verstärkungsstoffen zur Matrix und des Weiteren eine bestimmte Größenverteilung der Verstärkungsstoffe. Dadurch kann gewährleistet werden, dass die induzierten Deformationen möglichst gering bleiben und der Verschleißmechanismus nicht zu stark von bruchmechanischen Effekten dominiert wird.

Mit Hilfe der FE Simulation konnte gezeigt werden, dass es möglich ist, das abrasive Verschleißverhalten mit dem Deformationsverhalten zu korrelieren. Dabei kann das Zusammenspiel zwischen den enthaltenen Verstärkungsstoffen und den daraus resultierenden Belastungsgrenzen bestimmt werden. Dabei spielt jedoch die Kräfteinleitung sowie die Form der Verstärkungspartikel eine wesentliche Rolle. Mit dem vorliegenden Modell könnte dies auch für andere Kontaktbedingungen simuliert werden. Für die zu Grunde liegenden Ergebnisse und deren Interpretation gilt jedoch die Einschränkung, dass die Eindringtiefe einer vergleichbaren Größe der Verstärkungsstoffe entsprechen sollte.

8 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde umfassend die Entwicklung, Herstellung und Prüfung neuer polymerer Verbundwerkstoffe für den Einsatz unter abrasiven Bedingungen behandelt. Dabei wurde das Ziel verfolgt einen Werkstoff zu entwickeln, der sowohl in Bezug auf die Notlaufeigenschaften unter ungeschmierten Bedingungen wie auch unter chemisch aggressiven sowie abrasiven Bedingungen ausgewogene tribologische Eigenschaften aufweist. Weil hierfür keine adäquaten Prüfmethode zur Verfügung standen, mussten entsprechende Experimente und Modellprüfstände entwickelt sowie aussagekräftige Testparameter ermittelt werden. Auf diese Weise wurde ein Medienprüfstand, dem das Block auf Ring Prüfprinzip zu Grunde liegt, entwickelt, der für die Modellprüfungen unter geschmierten Bedingungen in einem abrasiven Medium genutzt wurde. Des Weiteren wurde der abrasive Schnelltest eingeführt, bei dem nach dem Block auf Ring Prüfprinzip eine Werkstoffprobe gegen einen abrasiven Gegenkörper, einen Stahlring, der entweder mit Korund- oder Siliziumkarbid-Schleifpapier überzogen wurde, getestet wird. Auch Diamantschleifräder wurden eingesetzt, um die entwickelten Werkstoffe mit dem Referenzwerkstoff Siliziumkarbid vergleichen zu können, denn dieses Material stellt für den Einsatz unter abrasiven Bedingungen den Stand der Technik dar.

Die Werkstoffentwicklung wurde auf der Basis eines Epoxidharzes durchgeführt. Zur Steigerung der tribologischen Leistungsfähigkeit kamen verschiedene Füll- und Verstärkungsstoffe, wie Kohlenstoff-Kurzfasern, Graphit, Wollastonit, nanoskaliges Titandioxid sowie Siliziumkarbid zum Einsatz. Durch Variation der Füll- und Verstärkungsstoffe, sowie deren Volumengehalte, konnte eine Formulierung mit sehr guten und ausgewogenen Eigenschaften erarbeitet werden. Diese Rezeptur, bestehend aus 10 Vol.-% Kohlenstoff-Kurzfasern, 10 Vol.-% Graphit und 16 Vol.-% Siliziumkarbid, wurde anschließend auf einen weiteren Duroplasten, Vinylester, sowie auf einen Thermoplasten, ETFE, übertragen. Aufgrund des hohen Füllgrades wurde erwartet, dass die tribologischen Eigenschaften von den Füll- und Verstärkungsstoffen dominiert werden und der Einfluss des Polymers relativ gering ist. Diese Erwartung wurde bestätigt, wodurch auch die in diesem Zusammenhang getroffene Aussage, dass eine derartige Werkstoffentwicklung auf der Basis von Duroplasten durchgeführt

werden kann, um sowohl maschinellen als auch personellen Aufwand einzusparen, zutreffend ist.

Die somit zur Verfügung stehenden Verbundwerkstoffe wurden danach mit dem Referenzwerkstoff Siliziumkarbid verglichen. In Bezug auf die hier zu Grunde gelegten Prüfmethode und Testparameter stellte sich heraus, dass die Verbundwerkstoffe teilweise einen niedrigeren Verschleiß als das Siliziumkarbid aufweisen. Diese Ergebnisse warfen die Frage auf, ob der verwendete abrasive Schnelltest das Verhalten unter geschmierten, abrasiven Bedingungen nachbildet. Der Vergleich der experimentellen Ergebnisse beider Prüfmethode (abrasiv geschmiert und abrasiv trocken) zeigte jedoch, dass das Verschleißverhalten der Werkstoffe tendenziell identisch ist, allerdings im Falle des abrasiven Schnelltests auf einem deutlich höheren und damit besser messbaren Niveau. Die Auswertung der Verschleißmechanismen hierzu ergab weiterhin, dass diese sehr ähnlich sind, jedoch bei den geschmierten Bedingungen noch ein erosiver Anteil hinzukommt. Dieser erosive Anteil ist allerdings im Vergleich zu dem abrasiven Anteil deutlich geringer, weshalb die Tendenzen gleich bleiben.

Zur Überprüfung des Zusammenhangs zwischen der Härte eines Werkstoffes und dessen tribologischer Eigenschaften unter abrasiven Bedingungen wurden zwei Vinylesterwerkstoffe, Reinharz und der Verbundwerkstoff mit der übertragenen Rezeptur, zusätzlich mit Styrol (25 und 35 Vol.-%) modifiziert und die Aushärtungstemperaturen (Raumtemperatur, 80 und 120 °C) variiert. Durch die Zugabe von Styrol wird das Polymer weicher und die Viskosität des Harzes niedriger, was sich als vorteilhaft bei der Herstellung erweist. Mit Hilfe der Aushärtungstemperatur kann der Vernetzungsgrad des Polymers beeinflusst werden. Mit steigender Aushärtungstemperatur nimmt der Vernetzungsgrad zu und somit auch die Werkstofffestigkeit bzw. die Härte. Hierbei zeigte sich, dass sich der höhere Styrolgehalt positiv auswirkt. Dennoch weist das Vinylesterharz im Vergleich zu dem Vinylesterverbundwerkstoff eine gegenläufige Tendenz auf. Während das Harz mit steigender Aushärtungstemperatur einen höheren Verschleiß zeigt, sinkt dieser bei dem Verbundwerkstoff. Damit bestätigt sich der in der Literatur beschriebene Zusammenhang für reine Polymere, dass sich das Verschleißverhalten mit abnehmender Härte des Werkstoffes verbessert. Für

den Verbundwerkstoff gilt im Gegenzug, dass die Wirkung der Füll- und Verstärkungsstoffe mit zunehmender Vernetzung verbessert wird.

Zur Klärung des Einflusses der Korngröße im Zusammenhang mit den abrasiven Bedingungen wurde die übertragene Werkstoffformulierung dahingehend verändert, dass der gleiche Volumengehalt an Siliziumkarbid (16 Vol.-%) auf verschiedene Korngrößen aufgeteilt wurde. So entstanden multimodale (tri- und tetramodale) Verbundwerkstoffe, die hinsichtlich des Verschleißverhaltens charakterisiert wurden. Es zeigte sich, dass die beiden Kombinationen mit den Korngrößen 70-120-230(-1500) insgesamt am besten abschneiden. Des Weiteren wurde bei diesen Versuchen die Flächenpressung variiert. Dabei stellte sich heraus, dass die höhere Flächenpressung (0,5 MPa) mit einem geringeren Verschleiß verbunden ist als die niedrigere Flächenpressung (0,25 MPa).

Zur Beurteilung der experimentell ermittelten Werte wurden diese mit Hilfe dreier Modelle (Archard, Budinski, Ratner et al) bewertet. Dabei ergab sich nur für das Ratner Modell, bei den mit Siliziumkarbid verstärkten, Epoxidharz basierten Verbundwerkstoffen, eine akzeptable Übereinstimmung. Das bedeutet, das Verschleißverhalten dieser Verbundwerkstoffe unter abrasiven Bedingungen korreliert mit den mechanischen Kennwerten, der Bruchfestigkeit und der Bruchdehnung, die wiederum ein Maß für das Deformationsverhalten der Werkstoffe darstellen. In Bezug auf die Härte der Werkstoffe konnten nur vereinzelt Übereinstimmungen festgestellt werden.

Die Bewertung des Deformationsverhaltens und damit des Verschleißverhaltens wurde dann mit Hilfe einer FEM Simulation durchgeführt. Hierzu wurde das Eindringen eines Indenters bei Mikrohärtmessungen bei drei Werkstoffen identischer Zusammensetzung, allerdings mit unterschiedlichen Korngrößen, nachgebildet. Alle Werkstoffe beinhalten 16 Vol.-% Siliziumkarbid, Werkstoff 1 jedoch nur 3 μm große Partikel, Werkstoff 2 beinhaltet 3 und 9 μm große Partikel und Werkstoff 3 beinhaltet nur 9 μm große Partikel. Anhand der Simulation zeigte sich eindeutig, dass der Werkstoff mit den 3 μm Partikeln die eingeleitete Kraft großflächig aufnimmt und dadurch die Deformationen und Spannungen an den beinhalteten Partikeln sehr groß werden. Diese Spannungsspitzen induzieren höhere Belastungen und somit Materialschädigungen. Diese Vorschädigungen schlagen sich dann in einem höheren Verschleiß nieder. Der Werkstoff mit den 9 μm Partikeln leitet die Kraft des Indenters auf

einer wesentlich kleineren Fläche ein, woraus geringere Deformationen resultieren. Zudem bilden sich an den größeren Partikeln kleinere Spannungsspitzen aus, woraus ein niedrigerer Verschleiß resultiert. Der Werkstoff der beide Korngrößen enthält liegt bezüglich des Deformationsverhaltens in der Mitte der beiden anderen die nur eine Korngröße enthalten, weshalb sich auch der Verschleiß in etwa zwischen den beiden einfindet. Zur Verifizierung dieser Ergebnisse wurden zum einen Härtemessungen und zum anderen Verschleißexperimente unter abrasiven Bedingungen durchgeführt. Es zeigte sich, dass anhand der Härtewerte keine oder nur geringe Unterschiede festzustellen waren. Zudem konnte zwischen den Härtewerten und dem Verschleißverhalten keine Proportionalität identifiziert werden. In Bezug auf die Verschleißexperimente konnten die Ergebnisse der Simulation jedoch eindeutig bestätigt werden. Auch das Verschleißverhalten aller anderen Werkstoffe zeigt eine gute Übereinstimmung mit den Simulationsergebnissen bzw. kann damit erklärt werden.

Somit stehen als Ergebnis dieser Arbeit neue Verbundwerkstoffe mit Erfolg versprechendem Potential für Anwendungen unter abrasiven Bedingungen zur Verfügung. Darüber hinaus konnte der Zusammenhang zwischen unterschiedlichen Zusammensetzungen und Variationen hinsichtlich der beinhalteten Korngrößen aufgezeigt werden. Weiterhin steht mit dem vorgestellten Simulationsmodell ein viel versprechender Ansatz zur Verfügung, das Verschleißverhalten von Verbundwerkstoffen im Voraus durch die Simulation des Deformationsverhaltens, unter Berücksichtigung der Zusammensetzung, abzuschätzen. Diese Methode sollte weiter erforscht werden, um auch Verbundwerkstoffe mit vielfältigeren Formulierungen (z.B. Fasern) abbilden zu können. Hierfür wäre allerdings ein sehr leistungsfähiges Simulationsprogramm notwendig, das eine hohe Anzahl an Vernetzungs- bzw. Knotenpunkten zulässt.

9 Literaturverzeichnis

- [1] Menges, G.: Werkstoffkunde Kunststoffe. 3., Aufl., München; Wien: Hanser, 1990, ISBN 3-446-15612-7.
- [2] Ehrenstein, G. W.: Polymer-Werkstoffe: Struktur – Eigenschaften – Anwendung. 2., Aufl., München; Wien: Hanser, 1999, ISBN 3-446-21161-6.
- [3] Michaeli, W.; Greif, H.; Kaufmann, H.; Vossebürger, F.-J.: Technologie der Kunststoffe. München; Wien: Hanser, 1992, ISBN 3-446-15821-9.
- [4] Michaeli, W.: Einführung in die Kunststoffverarbeitung. 3., Aufl., München; Wien: Hanser, 1992, ISBN 3-446-15635-6.
- [5] Linsmeier, K.-D.: Technische Keramik: Werkstoff für höchste Ansprüche. Landsberg/Lech: Verlag Moderne Industrie, 2000, Bd. 208, ISBN 3-478-93238-6.
- [6] Friedrich, K.: Einführung in die Verbundwerkstoffe. Skript zur Vorlesung, Universität Kaiserslautern, 2002.
- [7] Räckers, B.: Verbundwerkstoffe im Airbus. In: Degischer, H. P.(Hrsg.): Verbundwerkstoffe – 14. Smposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde. Weinheim: Wiley-VCH, 2003, S. 55-57, ISBN 3-527-30762-1.
- [8] Wacker-Chemie: Engineered Ceramics Materials Data, www.esk.com/Uploads/Engineered_Ceramics_e.pdf (17.12.2005).
- [9] Uetz, H.; Wiedemeyer, J.: Tribologie der Polymere: Grundlagen und Anwendungen in der Technik; Reibung – Verschleiß – Schmierung. München; Wien: Hanser, 1984, ISBN 3-446-14050-6.
- [10] Oberbach, K.: Saechtling – Kunststoff-Taschenbuch. 28., Aufl., München; Wien: Hanser, 2001, ISBN 3-446-21605-7.
- [11] Verein Deutscher Ingenieure, VDI-Gesellschaft Kunststofftechnik (Hrsg.): Mischen von Kunststoff- und Kautschukprodukten. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1993, ISBN 3-18-234183-9.
- [12] Ehrenstein, G. W.; Bittmann, E.: Duroplaste: Aushärtung – Prüfung - Eigenschaften. München; Wien: Hanser, 1997, ISBN 3-446-18917-3.
- [13] Goldschmidt, A.; Streitberger, H.-J.: BASF Handbuch Lackiertechnik. Hannover: Vincentz Verlag, 2002, ISBN 3-87870-324-4.
- [14] Wetzel, B.; Hauptert, F.; Friedrich, K.; Zhang, M. Q.; Rong, M. Z.: Nanopartikelverstärkte Verbundwerkstoffe: Herstellung, Struktur, Eigenschaften. 8th National Symposium SAMPE Deutschland e.V., Kaiserslautern, 7.-8. März 2002.
- [15] Bildquelle: <http://www.fbv.fh-frankfurt.de/mhwww/KUT/4Vorbereitung.htm> (11.12.2005).
- [16] Bildquelle: http://www.knorr-extrusion.de/maschinen_extruder.htm (11.12.2005).

- [17] Dt. Inst. für Normung e.V. (Hrsg.): Tribologie: Grundlagen, Prüftechnik, tribotechnische Konstruktionselemente; Normen. Berlin; Köln: Beuth, 1990, ISBN 3-410-12353-9.
- [18] Czichos, H.; Habig, K.-H.: Tribologie-Handbuch: Reibung und Verschleiß; Systemanalyse, Prüftechnik, Werkstoffe und Konstruktionselemente. Braunschweig; Wiesbaden: Vieweg, 1992, ISBN 3-528-06354-8.
- [19] Deters, L.: Grundbegriffe der Tribologie, Reibungs- und Verschleißmechanismen, Analyse tribologischer Systeme. In: Mettner, M; Wippler, E. (Hrsg.): Reibung und Verschleiß von Werkstoffen, Bauteilen und Konstruktionen; Tribologische Optimierung und Schadensbekämpfung. Kontakt und Studium, Bd. 602, Renningen: Expert Verlag, 2004, S. 1-35, ISBN 3-8169-2076-4.
- [20] Santner, E.: Grundlagen der Reibung und ihre Bedeutung für die Funktionsfähigkeit von Maschinenelementen. In: Mettner, M; Wippler, E. (Hrsg.): Reibung und Verschleiß von Werkstoffen, Bauteilen und Konstruktionen; Tribologische Optimierung und Schadensbekämpfung. Kontakt und Studium, Bd. 602, Renningen: Expert Verlag, 2004, S. 36-72, ISBN 3-8169-2076-4.
- [21] Beringer, H. P.; Heinke, G.; Strickle, E.: Polymere im Verschleißtest. Technische Rundschau, Vol. 25, 1991, S. 46-50.
- [22] Friedrich, K.: Friction and wear of polymer composites. Amsterdam; New York: Elsevier, 1986, ISBN 0-444-42524-1.
- [23] Friedrich, K.: Polymeric Matrix Composites - High Wear Resistance. Encyclopedia of Composites, Vol. 4, 1991, S. 255.
- [24] Friedrich, K.: Advances in Composite Tribology. Amsterdam; New York: Elsevier, 1993, ISBN 0-444-42524-X.
- [25] Friedrich, K.: Reibung und Verschleiß von Polymer-Verbundwerkstoffen. Zeitschrift für Werkstofftechnik, Nr. 17, 1986, S. 434-443.
- [26] Bahadur, S.; Gong, D.: The action of fillers in the modification of the tribological behavior of polymers. Wear, Vol.158, 1992, S. 49-61.
- [27] Robert Bosch: Krafftfahrtechnisches Taschenbuch. 22., Augsburg: Weltbild, 2002, ISBN 3-8289-5388-3.
- [28] LNP Engineering Plastics Deutschland: A Guide to LNP`s Internally Lubricated Plastics. Informationsbroschüre, 1994. – Firmenschrift.
- [29] Dynamic-Ceramic Ltd.: Erosives und korrosives Abnutzungsverhalten in Pumpen- und Ventilanwendungen. Firmenschrift, <http://www.dynacer.com> (25.10.2005).
- [30] Roberts, S.: Surface engineering – Foliensammlung, <http://www.surface-engineering.com> (23.06.2006).

- [31] Fischer, A.: Warmverschleiß durch körnige Medien. In: Mettner, M; Wippler, E. (Hrsg.): Reibung und Verschleiß von Werkstoffen, Bauteilen und Konstruktionen; Tribologische Optimierung und Schadensbekämpfung. Kontakt und Studium, Bd. 602, Renningen: Expert Verlag, 2004, S. 141-153, ISBN 3-8169-2076-4.
- [32] Zum Gahr, K.-H.: Microstructure and wear of materials. Amsterdam, New York: Elsevier, 1987, ISBN 0-444-42754-6.
- [33] Oster, F.: Hochtemperaturbeständige Polymer-Beschichtungen für tribologische Anwendungen. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Bd. 53, 2005, ISBN 3-934930-49-2.
- [34] Ikramov, U.; Machkamov, K.C.: Berechnung und Bewertung des abrasiven Verschleißes. Berlin: VEB Verlag Technik, 1987, ISBN 3-341-00268-5.
- [35] Smith, S.A.: Composite wear materials for rotating equipment. Hydrocarbon Asia, May/June, 2004, S. 30-35, <http://www.safan.com> (19.11.2005).
- [36] Schöfer, J.: Tribologische Prüf- und Analysetechnik in der industriellen Praxis. In: Mettner, M; Wippler, E. (Hrsg.): Reibung und Verschleiß von Werkstoffen, Bauteilen und Konstruktionen; Tribologische Optimierung und Schadensbekämpfung. Kontakt und Studium, Bd. 602, Renningen: Expert Verlag, 2004, S. 179-210, ISBN 3-8169-2076-4.
- [37] ASM International: ASM Handbook Vol. 8 – Mechanical Testing and Evaluation. USA: ASM International, 2000, ISBN 0-87170-389-0.
- [38] ASM International: ASM Handbook Vol. 18 – Friction, Lubrication and Wear Technology. USA: ASM International, 1992, ISBN 0-87170-380-7.
- [39] ASM International: ASM Source Book – Friction and Wear Testing. USA: ASM International, 1997, ISBN 0-87170-617-2.
- [40] Voss, H.; Friedrich, K.: On the wear behaviour of short fibre reinforced PEEK composites. Wear, 116, 1987, S. 1-18.
- [41] Bahadur, S.; Gong, D.: Formulation of the model for optimal proportion of filler in polymers for abrasive wear resistance. Wear, 157, 1992, S. 229-243.
- [42] Bijwe, J.; Logan, C.M.; Tewari, T.S.: Influence of filler and fibre reinforcement on abrasive wear resistance of some polymeric composites. Wear, 138, 1990, S. 77-92.
- [43] Rhee, S.K.: Wear equation for polymers sliding against metal surfaces. Wear, 16, 1970, S. 431-445.
- [44] Roberts, J.C.; Chang, H.-W.: Two body abrasion of some polymers against 6-50 μm SiC abrasives. Wear, 79, 1982, S. 363-374.
- [45] Friedrich, K.; Lu, Z.; Häger, A.M.: Recent advanced in polymer composites tribology. Wear, 190, 1995, S. 139-144.
- [46] Viswanath, N.; Bellow, D.G.: Development of an equation for polymeric materials. Wear, 181-183, 1995, S. 42-49.

- [47] Archard, J.F.: *Journal of Applied Physics*, 24, 1953, S. 981-996.
- [48] Späth, W.: *Physik und Technik der Härte und Weiche*. Berlin: Springer Verlag, 1940.
- [49] Cenna, A.A.; Allen, S.; Page, N.W.; Dastoor, P.: Modelling the three body abrasive wear of UHMWPE reinforced composites. *Wear*, 254, 2003, S. 581-588.
- [50] Rabinowicz, E.: *Friction and wear of materials*. New York: Wiley, 1965.
- [51] Giltrow, J.P.: A relationship between abrasive wear and the cohesive energy of materials. *Wear*, 15, 1970, S. 71-78.
- [52] Czichos, H.: Influence of adhesive and abrasive mechanisms on the tribological behaviour of thermoplastic polymers. *Wear*, 88, 1983, S. 27-43.
- [53] Friedrich, K.; Cyffka, M.: On the wear behaviour of reinforced thermoplastics by different abrasive papers. *Wear*, 103, 1985, S. 333-344.
- [54] Harsha, A.P.; Tewari, U.S.; Venkatraman, B.: Three body abrasive wear behaviour of PAEK composites. *Wear*, 254, 2003, S. 680-692.
- [55] Ratner, S.B.; Farbenova, I.I.; Radyukevich, O.V.; Lure, E.G.: Connection between wear resistance of plastics and other mechanical properties. *Sovietic plastics*, Vol. 12, Nr. 7, 1964, S. 37ff.
- [56] Lancaster, J.K.: Abrasive wear of polymers. *Wear*, 14, 1969, S. 223-239.
- [57] Lancaster, J.K.: Material-specific wear mechanisms: relevance to wear modeling. *Wear*, 141, 1990, S. 15-183.
- [58] Vaziri, M.; Spurr, R.T.; Stott, F.H.: An investigation of the wear of polymeric materials. *Wear*, 122, 1988, S. 329-342.
- [59] Rajesh, J.J.; Bijwe, J.; Tewari, U.S.: Influence of fillers on abrasive wear of short glass fibre reinforced polyamide composites. *Journal of Materials Science*, 36, 2001, S. 351-356.
- [60] Shipway, P.H.; Ngao, N.K.: Microscale abrasive wear of polymeric materials. *Wear*, 255, 2003, S. 742-750.
- [61] Hornbogen, E.: The role of fracture toughness in the wear of metals. *Wear*, 33, 1975, S. 251-259.
- [62] Yamaguchi, Y.: *Tribology of plastic materials*. Amsterdam: Elsevier, 1990.
- [63] Blau, P.J.: *Friction Science and Technology*. New York: Marcel Dekker, 1996.
- [64] Budinski, K.G.: Resistance to particle abrasion of selected plastics. *Wear*, 203-204, 1997, S. 302-309.
- [65] Bartenev, G.M.; Lavrentev, V.V.; Ludema, K.C. und Lee, L.H. (Hrsg.): *Friction and wear of polymers*. Amsterdam: Elsevier, 1981.
- [66] Bildquelle: <http://www.munsch.de> (23.06.2006).

- [67] Wacker-Chemie: Key to Performance EKasic® Silicon Carbide Materials – Advanced Material Solutions, www.esk.com/Uploads/EKasic_e.pdf (17.12.2005).
- [68] Hull, D.; Clyne, T. W.: An Introduction to Composite Materials. 2. Aufl., Cambridge: Cambridge University Press, 1996.
- [69] Michaud, P.: Epoxy resins in composites. JEC – Composites, Nr. 12 (2004), S. 24-25.
- [70] VDI 2010 Blatt 3: Faserverstärkte Reaktionsharzformstoffe, Epoxidharze (EP Harze), Hrsg. Verein Deutscher Ingenieure. Aug. Jan. 1980.
- [71] Burchill, P. J.; Pearce, P. J.: Epoxy acrylate-based resins. In: J.C. Salamone (Hrsg.): Polymeric Materials Encyclopedia, Vol. 3, Boca Raton: CRC Press, 1996, S. 2204-2210.
- [72] Rodermund, D.: Styrolfreie Vinylesterharze zur Verwendung von Verbunddübeln. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Bd. 37, 2003, ISBN 3-934930-33-6.
- [73] Büfa Reaktionsharze: Reaktionsmittel. [http://www.buefa.de/intranet/buefa_icm_de.nsf/vw_icons/Reaktionsmittel/\\$file/Reaktionsmittel.pdf](http://www.buefa.de/intranet/buefa_icm_de.nsf/vw_icons/Reaktionsmittel/$file/Reaktionsmittel.pdf) (23.05.2006).
- [74] VDI 2541: Gleitlager aus thermoplastischen Kunststoffen. Hrsg. Verein Deutscher Ingenieure, Aug. Okt. 1975.
- [75] Bohlender GmbH: Technischer Anhang zum Produkt-Katalog. <http://www.bola.de/d/x.pdf> (23.06.2006).
- [76] Hellerich, W.; Harsch, G.; Haenle, S.: Werkstoff-Führer Kunststoffe: Eigenschaften – Prüfungen – Kennwerte. 8., München; Wien: Hanser, 2001, ISBN 3-446-21437-2.
- [77] DuPont: Fluoroproducts, www.teflon.com (17.12.2005).
- [78] DuPont: Product information Tefzel 207 fluoropolymer resin, www.teflon.com (17.12.2005).
- [79] Ehrenstein, G.W.: Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe – Verarbeitung – Eigenschaften. München: Hanser 1992.
- [80] Zechel, R., Holinski, R.: Feststoffschmierung. Tribologie+Schmierungstechnik 40 (1993), S. 241/247.
- [81] Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Entwicklung von polymeren Hochleistungsgleitlagerwerkstoffen. 14. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Weinheim: Wiley-VCH, 2003, S. 919-924.
- [82] Römpp Chemie Lexikon. 9. Auflage. Stuttgart: Georg Thieme Verlag 1992.
- [83] Buchman, M., Gadov, R.: Mechanical and Tribological Characterization of APS and HVOF Sprayed TiO₂ Coatings on Light Metal. Proceedings Thermal Spray 2001: New Surfaces for a New Millenium. Berndt, C.C., Khor, K.A., Lugscheider, E.F. (eds.). ASM International, Ohio (2001), S. 1003/1008.

- [84] Wetzel, B., Hauptert, F., Friedrich, K., Zhang, M.Q., Rong, M.Z.: Impact and Wear Resistance of Polymer Nanocomposites at Low Filler Content. *Polym. Eng. Sci.* 42 (2002), S. 1919/1927.
- [85] Zhang, Z., Breidt, C., Chang, L., Hauptert, F., Friedrich, K.: Enhancement of the Wear Resistance of Epoxy: Short Carbon Fibre, Graphite, PTFE and Nano-TiO₂. *Composites Part A* 35 (2004), S. 1385/1392.
- [86] Shao, X., Liu, W., Xue, Q.: The Tribological Behavior of Micrometer and Nanometer TiO₂ Particle-Filled Poly(phthalazine ether sulfone ketone) Composites. *Journal of Applied Polymer Science* 92 (2004), S. 906/914.
- [87] Chang, L.: Friction and Wear of Nanoparticle Filled Polymer Composites. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe, Dissertation, 2005.
- [88] Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Sliding wear performance of polymer composites under abrasive and water lubricated conditions for pump applications. *Wear* 259, 2005, S. 693-696.
- [89] Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Polymere Verbundwerkstoff-Gleitlager für aggressive und abrasive Medien. *Tribologie und Schmierungstechnik*, Jg. 53, Heft 2 (2006), S. 10-15.
- [90] Müller, H.K.; Nau, H.: fachwissen-dichtungstechnik, www.fachwissen-dichtungstechnik.de (23.06.2006).
- [91] Ehrenstein, G.W. ; Riedel, G. ; Trawiel, P.: Praxis der Thermischen Analyse von Kunststoffen. 1. München; Wien : Carl Hanser Verlag München Wien, 1998.
- [92] Hemmann, U.; Patzelt, B.; Deters, L.: Untersuchungen zum Abrasiv-Gleitverschleiß nach dem Schleifpapierverfahren. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 30, H. 4 (1999), S. 200-207.
- [93] Siliciumcarbid. In: Brockhaus, Die Enzyklopädie in 24 Bänden, 20. Aufl., Bd. 20, SEIF-STAL. Leipzig, Mannheim: Brockhaus, 1998, S. 220.
- [94] Härte. In: Brockhaus, Die Enzyklopädie in 24 Bänden, 20. Aufl., Bd. 9, GOTLHERP. Leipzig, Mannheim: Brockhaus, 1998, S. 514.
- [95] Abe, H.; Chandan, H. C.; Bradt, R. C.: Low Blow Charpy Impact of Silicon Carbides. *Ceramic Bulletin*, Vol. 57, No. 6 (1978), S. 587-595.
- [96] Styrol, www.wikipedia.org/wiki/Styrol (23.06.2006).
- [97] Lyness, J.F.; Owen, D.R.J.; Zienkiewicz, O.C.: The finite element analysis of engineering systems governed by a non-linear quasi-harmonic equation. *Int. Journal for Composites & Structures*, Vol. 8, 1975, P. 65-79.
- [98] Domke, W.: *Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung*. 10., Bielefeld: Cornelsen-Velhagen & Klasing, 1986, ISBN 3-590-81220-6.

Liste der Veröffentlichungen

1. Friedrich, K.; Hauptert, F.; Prehn, R.; Yi, X.-S.; Lutz, A.: Polymer Based Composites for Ultralight Machine Components. Chinese-German Ultralight Symposium, Hahn–Yi, Düsseldorf, DVS-Berichte Band 218, 2001, S.11-20.
2. Prehn, R.; Xian, G.J.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Development of new calender roller cover materials. Posterbeitrag zur 5. Internationalen AVK-TV Tagung, Herausgeber: Arbeitsgemeinschaft Verstärkte Kunststoffe – Technische Vereinigung e.V. (AVK-TV), Baden-Baden, September 2002, Posterbeiträge, S. 2.
3. Prehn, R.; Xian, G.J.; Hauptert, F.; Friedrich, K.; Bellaire, T.; Lutz, A.; Yi, X.-S.: Manufacturing and optimisation of properties for new composite calender roller covering materials – Part 1. Materials Week 2002 – Proceedings (e-book), Ed.: Werkstoffwoche-Partnerschaft GbR, Publisher: Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, Frankfurt, 2003.
4. Bellaire, T.; Lutz, A.; Prehn, R.; Xian, G.J.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Manufacturing and optimisation of properties for new composite calender roller covering materials – Part 2. Materials Week 2002 – Proceedings (e-book), Ed.: Werkstoffwoche-Partnerschaft GbR, Publisher: Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, Frankfurt, 2003.
5. Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Entwicklung von polymeren Hochleistungsgleitlagerwerkstoffen. 14. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Weinheim: Wiley-VCH, 2003, S. 919-924.
6. Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Polymere Hochleistungsgleitlagerwerkstoffe für den Einsatz in Pumpen für aggressive und abrasive Medien. 15. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Weinheim: Wiley-VCH, 2005, S. 205-210.
7. Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Sliding wear performance of polymer composites under abrasive and water lubricated conditions for pump applications. Wear 259, 2005, S. 693-696.

8. Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Polymere Verbundwerkstoff-Gleitlager für aggressive und abrasive Medien. In: Reibung, Schmierung und Verschleiß (Forschung und praktische Anwendungen). 46. Tribologie-Fachtagung (Gesellschaft für Tribologie e.V.), Göttingen, 26.-28. September 2005. Band 1, S. 14/1-14/10.
9. Floeck, M.; Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.; Bickle, W.: Einfluss des Matrixwerkstoffes auf die adhäsiven und tribologischen Eigenschaften kurzfaserverstärkter Thermoplaste. In: Reibung, Schmierung und Verschleiß (Forschung und praktische Anwendungen). 46. Tribologie-Fachtagung (Gesellschaft für Tribologie e.V.), Göttingen, 26.-28. September 2005. Band 1, S. 16/1-16/12.
10. Wiedmer, S.; Prehn, R.; Schmidt, M.: Development of pultruded rods of fiber reinforced thermoplastic composites. NetComposites: Conference Proceedings of Composites Europe 2005, Barcelona.
11. Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Wear resistant polymer composite materials for slide bearings for aggressive and abrasive media. NetComposites: Poster Contribution at Composites Europe 2005, Barcelona.
12. Prehn, R.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Polymere Verbundwerkstoff-Gleitlager für aggressive und abrasive Medien. Tribologie und Schmierungstechnik, Jg. 53, Heft 2 (2006), S. 10-15.

Betreute Studien- und Diplomarbeiten

1. Petersen, J.: Untersuchung der Haftfestigkeit von Polyetherimid (PEI) an einem Stahlsubstrat (S235JR). Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, IVW-Bericht 03-014 (2003).
2. Simgen, S.: Konstruktion einer Vorrichtung zur Block auf Ring Prüfung in variablen Medien. Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, IVW-Bericht 03-050 (2003).
3. Hartmann, C.: Konstruktion einer Heißgasdüse. Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, IVW-Bericht 04-066 (2004).
4. Oberschmidt, J.: Entwicklung und Vergleich von Hochleistungsgleitlager-Verbundwerkstoffen. Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, IVW-Bericht 05-005 (2005).
5. Hartmann, C.: Entwicklung und Vergleich von Hochleistungsgleitlager-Verbundwerkstoffen. Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, IVW-Bericht 06-017 (2006).

Kontaktadresse:

E-Mail: R.Prehn@web.de

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name: Rolf Prehn
Geburtsdatum: 25. April 1970
Geburtsort: Würzburg

Schulbildung:

07/1976 – 06/1980 Grundschule Röttingen
07/1980 – 04/1989 Humboldt-Gymnasium Weikersheim; Abschluss: Abitur

Wehrdienst:

06/1989 – 08/1990 Panzeraufklärungsbataillon 12, Ebern

Hochschulbildung:

10/1990 – 10/2000 Studium an der Universität Kaiserslautern,
Fachrichtung Maschinenbau und Verfahrenstechnik,
Vertiefungsrichtung: Konstruktion
Abschluss: Diplom-Ingenieur

Praktika:

06/1990 – 08/1990 BMW Kohl Automobile, Aachen
03/1991 Guß- und Armaturenwerk Kaiserslautern, Kaiserslautern
03/1992 – 04/1992 MHZ Hachtel GmbH & Co., Niederstetten
12/1995 – 02/1996 Brose Fahrzeugteile GmbH & Co., Hallstadt
08/1998 – 10/1998 The Technical Supplies & Erecting Comany
El Fouly & Co., Kairo, Ägypten

Berufstätigkeit:

11/2000 – 06/2006 Wissenschaftlicher Mitarbeiter bei der
Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern
Seit 12/2006 Advanced Technology Development Engineer bei der
Federal-Mogul Sealing Systems GmbH, Burscheid