

IVW - Schriftenreihe Band 23

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

Joachim Flöck

Beitrag zur experimentellen und
modellhaften Beschreibung der
Geitverschleißmechanismen
kohlenstoffverstärkter
Polyetheretherketon-(PEEK)-Verbunde

Die Deutsche Bibliothek – CIP-Einheitsaufnahme

Flöck, Joachim:

Beitrag zur experimentellen und modellhaften Beschreibung der Gleitverschleißmechanismen kohlenstoffverstärkter Polyetheretherketon-(PEEK)-Verbunde / Joachim Flöck. – Kaiserslautern : IVW, 2001
(IVW-Schriftenreihe ; Bd. 23)

Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 2001

ISBN 3-934930-19-0

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Erwin-Schrödinger-Straße
Universität Kaiserslautern, Gebäude 58
67663 Kaiserslautern

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Universität Kaiserslautern
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D-386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2001

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X
ISBN 3-934930-19-0

**Beitrag zur experimentellen und modellhaften Beschreibung der
Gleitverschleißmechanismen kohlenstoffaserverstärkter
Polyetheretherketon (PEEK) Verbunde**

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

Doktor-Ingenieur (Dr. Ing.)

genehmigte

DISSERTATION

vorgelegt von

Dipl. Ing. Joachim Wolfgang Flöck

aus Koblenz

Tag der mündlichen Prüfung:	01. Juni 2001
Vorsitzender:	Professor Dr. Ing. W. Brockmann
Berichterstatter:	Professor Dr. Ing. K. Friedrich Professor Dr. K. Varadi

VORWORT

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH der Universität Kaiserslautern in den Jahren 1995 bis 2001.

Herrn Professor Dr. Ing. K. Friedrich gilt mein besonderer Dank für gute wissenschaftliche Betreuung und das Interesse, das er meiner Arbeit entgegen gebracht hat. Ebenfalls bedanke ich mich bei Herrn Professor Dr. K. Varadi für die Übernahme des Koreferates und Herrn Professor Dr. Ing. W. Brockmann für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission.

Weiterhin bedanke ich mich bei allen meinen Kolleginnen und Kollegen der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, die mich bei der Durchführung meiner Arbeit unterstützten.

Allen Studenten, die im Rahmen von Studien- und Diplomarbeiten einen großen Anteil an experimenteller Arbeit bewältigten, sei an dieser Stelle ebenfalls gedankt. Insbesondere möchte ich hier die Mithilfe von Frau Kerstin Nicole Baldus hervorheben, die durch ihren unermüdlichen Einsatz einen beträchtlichen Anteil am Gelingen dieser Arbeit hat.

Für die kostenlose Bereitstellung der Materialien danke ich den Firmen Kureha Chemicals (Japan) und ICI Fiberite (USA).

Teile dieser Arbeit wurden von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG FR 675/19-1 und 19-2) im Rahmen einer Zusammenarbeit mit Herrn Professor Dr. K. Varadi und seinen Mitarbeitern (Dr. Z. Neder, Mr. T. Goda, Mr. L. Konya) an der TU Budapest finanziell unterstützt. Dies sei ebenfalls dankend erwähnt. Weitere Kooperationen mit der Gruppe von Herrn Professor Varadi erfolgten im Rahmen eines DAAD geförderten Personenaustausches mit Ungarn (323 PPP) und einer wissenschaftlich-technischen Zusammenarbeit (WTZ), die auf deutscher Seite über das internationales Büro des BMBF finanziert wurde (HUN 99/020).

KURZFASSUNG

Die Arbeit entstand vor dem Hintergrund, daß bestehende Verschleißmodelle sich nicht beliebig auf jedes tribologische System übertragen lassen. Aus diesem Grund sollte auf Basis der finiten Elemente ein Werkzeug zum grundlegenden Verständnis der Gleitverschleißmechanismen geschaffen werden, welches systemunabhängig einsetzbar ist.

Zur Gleitverschleißmodellierung mit Hilfe der Methode der finiten Elemente (FE) mußte vorab eine genaue Bestimmung der Verschleißmechanismen sowie der Materialkennwerte zur Charakterisierung der Kontaktverhältnisse von Faser-Kunststoff-Verbund (FKV) / Stahl Reibpaarungen durchgeführt werden. Die Reibungs- und Verschleißigenschaften des genannten tribologischen Systems wurden mittels Modellverschleißversuchen nach dem Stift-Scheibe-Verfahren innerhalb eines Temperaturbereiches von Raumtemperatur bis $T=180^{\circ}\text{C}$ bestimmt. Eine mechanische Charakterisierung erfolgte anhand von Zug-, Druck- und Scherversuchen auf einer statischen Prüfmaschine. Die verschlissenen Probenoberflächen wurden anschließend mit verschiedenen mikroskopischen Verfahren charakterisiert. Wichtigstes Ergebnis dieser Untersuchungen war die starke Abhängigkeit des Verschleißbetrages und der wirkenden Verschleißmechanismen von der Faserorientierung und der Prüftemperatur.

Zur Berechnung der Spannungszustände im Reibkontakt wurde ein dreidimensionaler anisotroper Kontaktalgorithmus entwickelt. Zur Überprüfung dieses Kontaktalgorithmus wurden Kugeleindruckversuche an endlos kohlenstoffaserverstärktem PEEK durchgeführt. Es konnte gezeigt werden, daß die Modellierung sehr gut mit den experimentellen Ergebnissen übereinstimmte.

Im weiteren Verlauf der Arbeit wurde dieser Algorithmus zur Modellierung der wahren Kontaktverhältnisse herangezogen. Eine mikromechanische Charakterisierung der Materialien sowie die Bestimmung der Verschleißmechanismen unter Einzelrauigkeitsspitzenkontakt wurde mit Hilfe von Mikrohärteversuchen bzw. Kratzversuchen durchgeführt. Die Ergebnisse der Spannungsanalyse bestätigen die experimentell ermittelten Versagens- bzw. Verschleißmechanismen unter Belastung einzelner Rauigkeitsspitzen. Im Falle normaler Faserorientierung fanden Spannungsüberhöhungen in den Fasern und im Faser/Matrix-Grenzbereich statt, welche zu Faserbruch und Faser/Matrix-Delamination führen können.

Unter paralleler und antiparalleler Faserorientierung wurden die Fasern hauptsächlich Biegung ausgesetzt. Weiterhin herrschten im Faser/Matrix-Grenzbereich Scherspannungen, die zu Faser/Matrix-Delamination führen.

Eine Modellierung des thermischen Verhaltens einer CF/PEEK - Stahl - Reibpaarung zeigte, daß im Kontaktbereich Schmelztemperaturen vorliegen können. Weiterhin war eine starke Abhängigkeit des Wärmeflusses von der Faserorientierung zu verzeichnen. Anhand der Definition von Peclet-Nummern für anisotrope Verbundwerkstoffe konnte, abhängig von der Faserorientierung, zwischen langsam und schnell gleitenden Reibpaarungen unterschieden werden.

Es konnte gezeigt werden, daß sich mit Hilfe der Methode der finiten Elemente über herrschende Spannungszustände in sehr guter Annäherung die Gleitverschleißmechanismen von CF/PEEK - Stahl - Reibpaarungen beschreiben lassen. Letzte Aufgabe bleibt nun die Bestimmung einer Kenngröße zur Abschätzung des Materialverschleißes in Abhängigkeit von den Spannungszuständen im Mikrobereich.

ABSTRACT

Background of this work was the fact, that existing wear models are not applicable to all common tribological systems. For that purpose, based on the Finite Element Method, a tool should be created, independent of tribological systems, which is able to interpret the basic wear mechanisms of two rubbing bodies.

To model the sliding wear by the aid of the Finite Element Method (FEM), a detailed investigation of the existing wear mechanisms and the material properties to characterise the contact conditions between fiber reinforced polymers-steel-sliding pairs, had to be performed. The friction and wear properties of such a tribological system were evaluated by wear tests based on the pin-on-disc principle at temperatures varying from room temperature up to 180°C. A mechanical characterisation of the materials was done by tensile, compression and shear tests. Furthermore, the worn surfaces of the specimens were investigated by several microscopic methods. The main result of these investigations is focussed on the strong dependence of the amount of wear and the wear mechanisms on the fiber orientation and the testing temperature.

To calculate the stress state in the contact zone, a three dimensional anisotropic contact algorithm was developed. To revise this contact algorithm, ball indentation tests on unidirectional carbon fiber reinforced PEEK composites have been carried out. There was a very good correlation between the experimental and the modelled results.

In the further lapse of this work, this algorithm was pulled up to model real contact states. A micromechanical characterisation of the materials as well as the evaluation of the wear mechanisms occurring under contact of a single roughness asperity were performed by micro-hardness and scratch tests. The results of the stress analysis confirm the experimentally detected failure and wear mechanisms under single roughness asperity loading respectively. Under normal fiber orientation overloading in the fibers and the fiber/matrix interface occurred, which leads to fiber cracking and fiber/matrix debonding. Under parallel and antiparallel fiber orientation, the fibers were mainly subjected to bending. Furthermore, shear stresses at the fiber/matrix interface can result in fiber/matrix debonding.

The results of the thermal model of the CF/PEEK-steel sliding pair could show, that in the contact zone the temperature exceeds the melting temperature of the matrix. Additionally the

heat flow was strongly influenced by the fiber orientation. The definition of Peclet numbers for anisotropic composite materials could show, that, dependent on the fiber orientation, slow and fast sliding systems had to be distinguished.

The present work could show, that the Finite Element Method is an appropriate tool to characterise sliding wear mechanisms by evaluating existing stress states in the contact zone of two rubbing bodies. One last task is the determination of a characteristic parameter to estimate the amount of wear as a function of the stress states in the micro-range.

INHALTSANGABE

VORWORT	I
KURZFASSUNG	II
ABSTRACT	IV
INHALTSANGABE.....	VI
1. EINLEITUNG	1
1.1. Einsatz von HT-Thermoplasten in tribologischen Systemen.....	1
1.2. Ziele der Arbeit	3
2. GRUNDLAGEN.....	5
2.1. Allgemeines.....	5
2.1.1. Das Tribosystem.....	5
2.1.2. Verschleißmechanismen.....	6
2.1.2.1. Adhäsion	7
2.1.2.2. Abrasion.....	8
2.1.2.3. Oberflächenzerrüttung.....	9
2.1.2.4. Tribochemischer Verschleiß	10
2.2. Verschleißmechanismen bei polymeren Faserverbundwerkstoffen	10
2.3. Transferfilmbildung	12
2.4. Verschleißmodellierung anhand der Methode der finiten Elemente	12
2.4.1. Kraftübertragung im Reibkontakt.....	13
2.4.2. Temperaturentwicklung im Reibkontakt.....	17
2.4.3. Die „Displacement-Coupling“-Technik	23

3. EXPERIMENTELLES.....	24
3.1. Verwendete Materialien	24
3.1.1. Die Ausgangsmaterialien.....	24
3.1.2. Die Verbunde.....	28
3.1.2.1. Polyetheretherketon (PEEK) mit kontinuierlicher Kohlenstoffaser- verstärkung ("XC-2").....	28
3.1.2.2. Polyetheretherketon (PEEK) mit diskontinuierlicher Kohlenstoffaser- verstärkung.....	28
3.2. Prüfverfahren	29
3.2.1. Mechanische Charakterisierung.....	29
3.2.1.1. Dynamisch mechanische Thermoanalyse	29
3.2.1.2. Der Zugversuch.....	29
3.2.1.3. Der Druckversuch	30
3.2.1.4. Der Schertest.....	30
3.2.2. Mikromechanische Charakterisierung.....	31
3.2.2.1. Der Mikro-Zugversuch.....	31
3.2.2.2. Der Mikro-Druckversuch.....	32
3.2.2.3. Härteprüfung	32
3.2.2.4. Der Kugeleindruckversuch.....	34
3.2.3. Tribologische Prüfung	36
3.2.3.1. Stift-Scheibe-Prüfung.....	36
3.2.3.2. Block-Ring-Prüfung.....	38
3.2.4. Thermische Analyse	39
3.2.4.1. Differential Scanning Calorimetry.....	39
3.2.4.2. Temperaturleitfähigkeit.....	39
4. ERGEBNISSE	41
4.1. Mechanische Charakterisierung.....	41

4.1.1. Dynamisch mechanische Thermoanalyse.....	41
4.1.2. Der Zugversuch	43
4.1.3. Der Druckversuch.....	45
4.1.4. Der Schertest.....	47
4.2. Mikromechanische Charakterisierung	49
4.2.1. Mikrohärteprüfung.....	49
4.2.1.1. Ausgangsmaterialien	49
4.2.1.2. Die Härte von XC-2	50
4.2.1.3. Transferfilmcharakterisierung.....	52
4.2.2. Der Mikro-Zugversuch	54
4.2.3. Der Mikro-Druckversuch.....	56
4.3. Thermische Analyse.....	57
4.3.1. Temperaturleitung.....	57
4.3.2. Wärmeleitung	58
4.4. Tribologische Charakterisierung.....	59
4.4.1. Gleitverschleiß von endlos kohlenstoffaserverstärkten PEEK-Verbunden	59
4.4.1.1. Einfluß der Faserorientierung	59
4.4.1.2. Einfluß der Flächenpressung.....	63
4.4.1.3. Einfluß der Gleitgeschwindigkeit	66
4.4.1.4. Einfluß der Temperatur	68
4.4.1.5. Einfluß der Prüfdauer.....	71
4.4.2. Gleitverschleiß von kurzkohlenstoffaserverstärkten PEEK-Verbunden	73
4.4.2.1. Einfluß der Faserart.....	73
4.4.2.2. Einfluß der Flächenpressung.....	74
4.4.2.3. Einfluß der Temperatur	76
4.4.2.4. Einfluß der Gegenkörperhärte.....	78

5. DISKUSSION DER ERGEBNISSE	84
5.1. Kontakt- und Spannungsanalyse.....	84
5.1.1. Der Kugeleindruckversuch	85
5.1.1.1. Auswertung anhand anisotroper Makromodelle	86
5.1.1.2. Auswertung anhand von Mikromodellen.....	92
5.1.2. Beschreibung des Materialverhaltens im Mikrobereich	98
5.1.2.1. Spannungsanalyse bei Einzelrauigkeitsspitzenkontakt	98
5.1.2.2. Mikrohärtigkeit des Transferfilmes.....	105
5.2. Kontakttemperaturanalyse	108
5.2.1. Modellierung der Temperaturerhöhung im Mikrobereich während des Gleitverschleißes.....	108
5.2.2. Temperaturverhalten realer Oberflächen beim Gleiten	118
5.3. Gleitverschleiß.....	121
5.3.1. Einfluß der Faserorientierung auf den Verschleiß von "XC-2"	121
5.3.2. Beschreibung eines qualitativen Modells zur Darlegung des Verschleißfortschrittes endlos- und kurzfaserverstärkter polymerer Verbundwerkstoffe	125
5.3.3. Einfluß der Temperatur auf den Verschleiß von "XC-2"	128
5.3.4. Modellierung des Verschleißverhaltens kurzfaserverstärkter polymerer Verbundwerkstoffe	130
5.3.4.1. Einfluß der Faserart auf das Verschleißverhalten von diskontinuierlich kohlenstofffaserverstärkten PEEK-Verbunden	130
5.3.4.2. Einfluß der Gegenkörperhärtigkeit auf das Verschleißverhalten von diskontinuierlich kohlenstofffaserverstärkten PEEK-Verbunden	132
6. ZUSAMMENFASSUNG.....	135
7. ABKÜRZUNGEN UND FORMELZEICHEN	139
8. LITERATURVERZEICHNIS	143
9. ANHANG	153

1. EINLEITUNG

1.1. Einsatz von HT-Thermoplasten in tribologischen Systemen

Polymere Faserverbundwerkstoffe besitzen ein vielfältiges Eigenschaftsprofil, welches die Möglichkeit eines Einsatzes in den unterschiedlichsten Konstruktionen erlaubt. Viele der heutigen mechanischen und tribologischen Anforderungen an Bauteile können ohne den Einsatz faserverstärkter Polymere nicht mehr bewältigt werden. Die Marktentwicklung dieser Werkstoffe spiegelt diese steigenden Eigenschaftsanforderungen deutlich wieder [1].

Innerhalb der faserverstärkten Kunststoffe findet im Bereich der tribologischen Anwendungen, wie z.B. in der Gleitlagerindustrie, vermehrt eine Verdrängung der duromeren Werkstoffe durch Thermoplaste statt. Diese Materialgruppe erlaubt teilweise eine bedeutend einfachere Verarbeitung, wie z.B. durch Spritzgießen und Extrusion [2-4]. Durch die Entwicklung von Hochtemperatur (HT)-Thermoplasten ist man heute in der Lage, in Anwendungsbereiche vorzudringen, die bis vor kurzem nur den metallischen Sinterwerkstoffen vorbehalten war. Mit diesen Werkstoffen sind Dauergebrauchstemperaturen von bis zu 280°C möglich [5]. Im Bild 1.1 ist eine Einteilung der derzeit kommerziell erhältlichen Thermoplaste dargestellt [6]. Eine wichtige Rolle im Bereich der Hochtemperatur-Thermoplaste nimmt das Polyetheretherketon (PEEK) ein, welches sich nicht nur durch seine hervorragende Temperaturbeständigkeit auszeichnet, sondern auch ausgezeichnete mechanische Eigenschaften aufweist. Aus diesen Gründen steigt der Marktanteil an PEEK im Bereich ziviler und militärischer Anwendungen stetig an [7-9].

Wenngleich auch die thermischen Eigenschaften der genannten Werkstoffe stark verbessert werden konnten, so reichen die mechanischen Eigenschaften nicht an die der metallischen Werkstoffe heran. Weiterhin besteht im Anwendungsfall aufgrund einer schlechten Wärmeleitung das Problem einer Überhitzung und somit der Zerstörung des Werkstoffes, speziell im Falle hoher Gleitgeschwindigkeiten. Aus diesem Grund werden thermoplastische Kunststoffe für tribologische Anwendungen zur Erhöhung der Steifigkeit und der thermischen Leitfähigkeit meist mit Verstärkungsfasern aus Kohlenstoff modifiziert [10]. Oft findet man zur Verbesserung der Reibungs- und Verschleißigenschaften auch Beimischungen von verschiedenen Festschmierstoffen, wie z.B. PTFE [11].

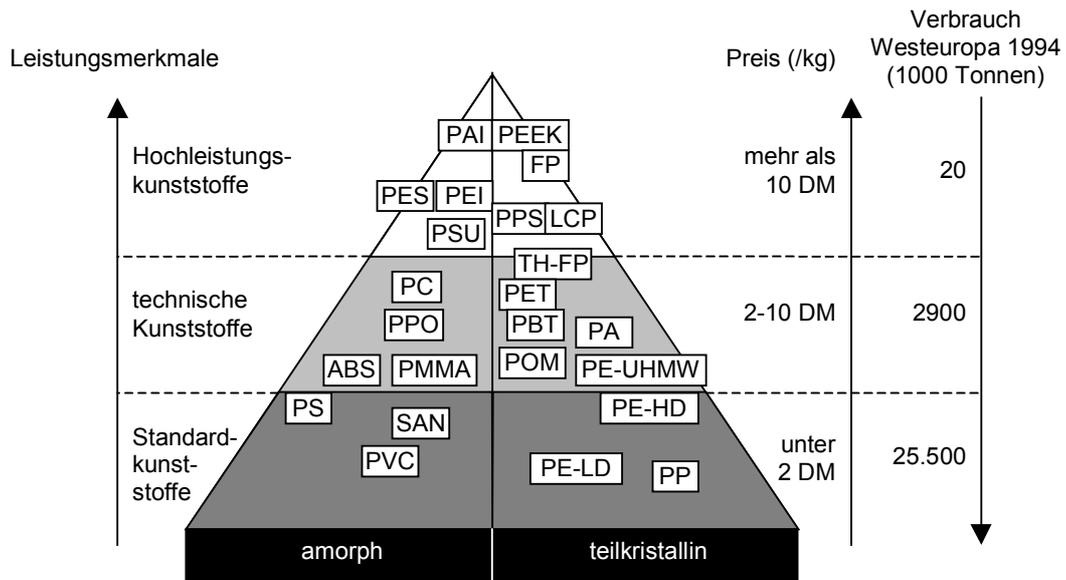


Bild 1.1: Beispiele kommerziell erhältlicher Thermoplaste [6]

Trotz der Optimierung tribologischer Systeme bewegt sich der volkswirtschaftliche Schaden aufgrund von Ausfällen von Baugruppen bzw. ganzen Produktionsanlagen in Deutschland als Folge von Verschleiß jährlich im Bereich von ca. 30 Mrd. DM. Ziel der Verschleißforschung ist die Reduzierung dieser Kosten zur Erhöhung der Wirtschaftlichkeit der Produktion. Ein wesentlicher Bestandteil zur Kostensenkung sind die Erkenntnisse über die Versagensgründe einzelner tribologisch beanspruchter Baugruppen. Hierzu zählt die detaillierte Untersuchung der Verschleißmechanismen diverser tribologischer Systeme und daraus resultierend der immer spezialisiertere Einsatz neuentwickelter Materialien.

Die Tatsache, daß tribologische Eigenschaften Systemeigenschaften darstellen, hat in der Vergangenheit zu zahlreichen Modellansätzen zur Beschreibung der Verschleißmechanismen tribologischer Systeme geführt. Leider ist eine Übertragbarkeit bestehender Modelle auf konkrete Anwendungsfälle teilweise nur bedingt gewährleistet. Des weiteren, führt die Weiterentwicklung tribologischer Systeme zu modifizierten Systembedingungen, die das Verschleißverhalten beeinflussen können.

1.2. Ziele der Arbeit

Ausgehend von der Tatsache, daß Reibung und Verschleiß immer auf ein System bezogen werden müssen, also keine Materialeigenschaften darstellen, ist eine allgemeine quantitative Modellierung dieser tribologischen Größen nur bedingt möglich. In allen Fällen üben die jeweiligen Systemgrößen wie z.B. die Eingriffsverhältnisse zweier aufeinander gleitender Materialien einen Einfluß auf die Verschleißigenschaften dieser Materialpaarung aus.

Viele mathematische Verschleißmodelle versuchen die Verschleißkenngrößen anhand von Materialeigenschaften zu charakterisieren. Hierzu zählen die Materialhärte, die Schlagzähigkeit sowie die Scher- und Druckfestigkeit. All diese Eigenschaften beeinflussen die Kontaktverhältnisse zweier unter einer definierten Last zueinander gleitender Materialien. Unterschiedliche Kontaktverhältnisse wiederum führen zu Veränderungen der Spannungszustände in den Materialien. Diese Spannungszustände üben unter anderem einen entscheidenden Einfluß auf die Verschleißmechanismen aus.

Da polymere Faserverbundwerkstoffe im Vergleich zu den heute gebräuchlichen Gleitmaterialien, wie z.B. Bronze, meistens ein anisotropes Verhalten zeigen und aus mehreren stofflichen Phasen bestehen, erweitern sich auch die möglichen auftretenden Verschleißmechanismen. Hierzu zählen unter anderem die Faser-Matrix-Delamination und der Faserbruch.

Ziele dieser Arbeit sind es, die Verschleißkennwerte und tribologischen Kenndaten bestimmter FKV / Stahl-Reibpaarungen genau zu bestimmen, Materialkennwerte zur Beschreibung der Kontaktbedingungen im Reibkontakt zu ermitteln und mit Hilfe der Berechnungen von Spannungszuständen im Kontaktbereich Korrelationen zu den tribologischen Verhältnissen aufzubauen. Zu diesem Zweck werden Modellversuche nach dem Stift-Scheibe-Verfahren durchgeführt. Die so verschlissenen Probenoberflächen sollen anschließend mit verschiedenen mikroskopischen Verfahren charakterisiert werden. Eine Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften erfolgt anhand von Druck-, Zug- und Schertests. Da bei realen Oberflächen ein Rauigkeitsspitzenkontakt vorliegt, ist eine mikromechanische Charakterisierung der Materialien mit Hilfe von Mikrohärteversuchen ebenfalls unerlässlich. Im Anschluß soll sowohl die Berechnung der Spannungszustände beim Gleitverschleiß als auch eine Abschätzung des Materialverschleißes in Abhängigkeit von den Spannungszuständen mit Hilfe der Methode der finiten Elemente erfolgen.

Um polymere Faserverbunde herzustellen bedient man sich heute unterschiedlicher Standardverarbeitungsprozesse, wie z.B. dem Spritzgießen. Die so gewonnenen Bauteile lassen sich mit einer Lang- bzw. Kurzfaserverstärkung ökonomisch herstellen, eignen sich für eine FEM-Modellierung aufgrund ihres geometrisch undefinierten Aufbaus aber nur bedingt, da eine genaue Ausrichtung der Fasern in eine Richtung nicht vorliegt. Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit eine genaue Untersuchung der Verschleißmechanismen zunächst an unidirektional endlos-faserverstärkten Polymeren vorgenommen, da hier eine Modellierung aufgrund des geometrischen Aufbaus einfacher ist. In einem nächsten Schritt soll versucht werden, die aus der Auswertung dieser sogenannten Modellwerkstoffe gewonnenen Ergebnisse auch auf kurzfaserverstärkte Werkstoffe zu übertragen.

2. GRUNDLAGEN UND STAND DER TECHNIK

2.1. Allgemeine Grundlagen

2.1.1. Das Tribosystem

Stehen zwei kontaktierende Oberflächen in einer Relativbewegung zueinander, so herrscht in der Kontaktfläche eine Reibkraft, die der Relativbewegung entgegenwirkt. Zusätzlich entsteht ein Materialverlust auf den Oberflächen, hervorgerufen durch den Kontakt und die o.g. Relativbewegung der beiden Körper (Verschleiß).

Die in Relativbewegung stehenden kontaktierenden Oberflächen, einschließlich eines Zwischenstoffes sowie des entsprechenden Umgebungsmediums, werden als tribologisches System bezeichnet. Diese Unterteilung beschreibt auch die vier Grundelemente eines solchen Systems. Kennzeichnend für ein tribologisches System ist, daß Eingangsgrößen eingespeist und Ausgangsgrößen dem System entnommen werden können. Es treten allerdings auch Verluste auf. Bild 2.1 zeigt eine allgemeine Skizze eines tribologischen Systems.

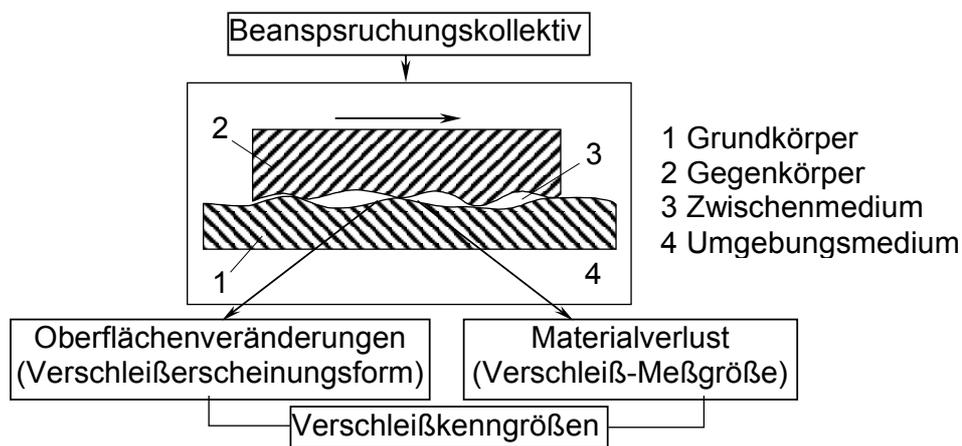


Bild 2.1: Darstellung des tribologischen Systems [1]

Die Verluste sind in Form von Materialabtrag aus dem Grund- und Gegenkörper (Verschleiß), sowie anhand von Energiedissipationen, hervorgerufen durch Reibkräfte, quantifizierbar. Abhängig von der jeweiligen Materialpaarung, dem Belastungskollektiv sowie der Verschleißart, treten verschiedene Verschleißmechanismen auf.

2.1.2. Verschleißmechanismen

Die sogenannten Verschleißmechanismen sind Prozesse des Verschleißes und werden ausgelöst durch tribologische Beanspruchungen, d.h. die kräftemäßigen und stofflichen Wechselwirkungen in kontaktierenden Oberflächen, verbunden mit der Umsetzung in Reibungsenergie [12]. Die kräftemäßigen Wechselwirkungen, welche noch um die spannungsmäßigen und energetischen Wechselwirkungen zu ergänzen sind, führen zu Rißvorgängen und Stoffabtrennungen der kontaktierenden Partner, die durch die Verschleißmechanismen „Oberflächenzerrüttung“ und „Abrasion“ gekennzeichnet werden. Bei den stofflichen Wechselwirkungen, die auf das Auftreten chemischer Bindungen im Kontaktbereich kontaktierender Werkstoffe oder Bauteile zurückgeführt werden und die unter Mitwirkung des Umgebungsmediums und unter Beteiligung von Materialabtrennprozessen auftreten, können zusammenfassend durch die Verschleißmechanismen „Adhäsion“ und „Tribochemische Reaktionen“ beschrieben werden [13]. Die folgende Abbildung gibt diese Einteilung in vereinfachter Form wieder:

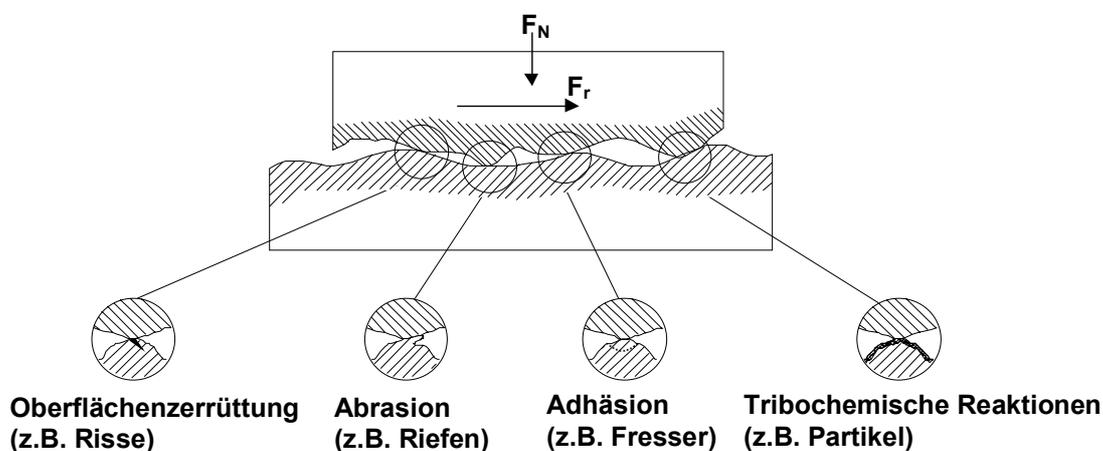


Bild 2.2: Grundlegende Verschleißmechanismen [13]

Ergänzend zu den Verschleißmechanismen sind bei Czichos [14] noch deren jeweilige Detailprozesse aufgeführt. Diese Prozesse sind teilweise schwer erkennbar, da sie meist in Kombinationen auftreten. In dieser Arbeit können nicht alle Detailprozesse überprüft werden, da dies mit den vorhandenen Meßmitteln nicht möglich ist. Zum besseren Verständnis werden folgend alle Detailprozesse aufgeführt.

2.1.2.1. Adhäsion

Unter Adhäsion versteht man die Ausbildung und Trennung von Grenzflächenhaftverbindungen auf atomarer Ebene [15]. Die Adhäsion ist derjenige Verschleißmechanismus, welcher bei reinen Polymeren überwiegend auftritt, wenn die Rauigkeit des Gegenkörpers nicht zu hoch ist [16]. Fuller und Tabor [17] und Maugis [18] konnten zeigen, daß die Adhäsionskräfte zwischen zwei im Kontakt befindlichen Oberflächen mit steigender Rauigkeit sinken. Adhäsion wird an unterschiedlichen Polymer/Gegenstoff - Paarungen aufgrund Werkstoffübertrags schon unter statischer Last nachgewiesen. Metalle haben eine hohe Affinität zu den oft in Polymerwerkstoffen enthaltenen Elementen Sauerstoff, Wasserstoff und Kohlenstoff, was in Verbindungen mit starken inneren Bindungskräften in der Regel den Übertrag des Polymers im Polymer/Metall-Kontakt bewirkt [1].

Der bei Adhäsion auftretende Verschleiß wurde von Archard [19] untersucht. Für plastische Verformungen im Kontaktbereich wurde ein linearer Zusammenhang zwischen dem Adhäsivverschleiß W_{ad} und dem Kehrwert der Härte H des weicheren Gleitpartners, die als einzige Materialkonstante das Verschleißverhalten beschreibt, gefunden.

$$W_{ad} = \frac{V}{L} = K \cdot \frac{F_N}{H} \quad \text{Gleichung (2.1)}$$

K entspricht dem Verschleißkoeffizienten. Dieses Modell setzt voraus, daß zwischen der Verschleißrate und dem realen plastischen Kontaktbereich ebenfalls ein linearer Zusammenhang besteht und gilt für plastisch verformte Kontaktzonen.

Hornbogen [20] erweiterte die von Archard aufgestellte Gleichung. Das von ihm vorgestellte Verschleißmodell beschreibt den Anstieg der Verschleißrate als Folge fallender Materialbruchzähigkeiten K_{Ic} .

$$W_{ad} = N^2 \cdot \frac{P_Y \cdot E' \cdot F_N^{3/2}}{K_{Ic}^2 \cdot H^{3/2}} \quad \text{Gleichung (2.2)}$$

2.1.2.2. Abrasion

Abrasion tritt auf, wenn Rauheitshügel des Gegenkörpers oder Partikel, die als Zwischenstoff oder ebenfalls als Gegenkörper vorhanden sind, in die Oberflächenbereiche des Grundkörpers eindringen und gleichzeitig eine Tangentialbewegung ausführen, so daß Riefen und Mikrospäne gebildet werden. Dieser Verschleißmechanismus kann zu einem sehr hohen Verschleißbetrag führen [21]. Bei [13] werden die Detailprozesse Mikropflügen, Mikroermüden, Mikrospanen und Mikrobrechen beschrieben. Hierbei ist das Mikrobrechen von spröden Werkstoffen von besonderem Interesse, da es dort zu größeren Materialausbrüchen kommt. Generell wird zwischen Zweikörper-Abrasion, bei der der härtere der beiden Gleitpartner Partikelabtrag verursacht, und Dreikörper-Abrasion unterschieden. Letztere beinhaltet zusätzlich harte Partikel, die als dritter Reibpartner Oberflächenschädigungen verursachen können.

Unter der Annahme konischer Rauigkeitsspitzen leitete Rabinowicz [22] aus der ursprünglich von Archard vorgestellten Gleichung zur Bestimmung des Adhäsivverschleißes ein Modell zur Beschreibung abrasiver Verschleißmechanismen her, welches besagt, daß der auftretende Verschleiß von den durchschnittlichen Neigungswinkeln α der im Kontakt befindlichen Rauigkeitsspitzen abhängt.

$$W_{ab} = \frac{V}{S} = \frac{K F_N}{\pi H} \tan \alpha \quad \text{Gleichung (2.3)}$$

Ein weiteres Modell wurde von zum Gahr [23] vorgestellt.

2.1.2.3. Oberflächenzerrüttung

Unter Oberflächenermüdung versteht man die durch ständige Wechselbeanspruchungen hervorgerufene Ermüdung und Ribbildung in den Oberflächenbereichen. Dies führt schließlich zu Materialabtrennungen [14]. Verstärkt werden die Wechsellastspannungen durch die überlagerten Normal- und Tangentialbeanspruchungen, die zu Spannungsmaxima in und unterhalb der Kontaktgrenzflächenbereiche führen können [22]. Suh [25-26] entwickelte die Delaminationstheorie, welche besagt, daß es aufgrund wiederholten Belastungen zu Aufschichtungen von Versetzungen im oberflächennahen Bereich des Kontaktes kommt. Auf dieser Basis stellte Kuhlmann-Wilsdorf [27] mehrere Bruchinitiierungs- und -fortschrittsmechanismen vor. Im Bereich der Aufschichtungen bilden sich mit der Zeit Poren, die sich wiederum allmählich miteinander verbinden und somit zu einem Rib führen. Es lösen sich plattenförmige Verschleißpartikel ab, bis letztlich eine komplette Verschleißschicht abgetrennt ist. Eine quantitative Beschreibung dieses Verschleißmechanismus besagt, daß die Verschleißrate W mit steigender Scherspannung σ_f und Normalkraft F_N , sowie mit fallender kritischer Gleitlänge S_0 ansteigt [25].

$$W = \frac{b}{4\pi} \cdot \left(\frac{K_1 G_1}{\sigma_{f_1} S_{0_1} (1 - \nu_1)} + \frac{K_2 G_2}{\sigma_{f_2} S_{0_2} (1 - \nu_2)} \right) \cdot F_N S \quad \text{Gleichung (2.4)}$$

Die kritische Gleitlänge entspricht hierbei dem Gleitweg, ab dem eine komplette Verschleißschicht abgetrennt ist. K_1 und K_2 entsprechen oberflächentopographieabhängigen Konstanten. Die Bildung von plattenförmigen Verschleißpartikeln beim Polymerverschleiß gegen glatte Stahlgegenkörper konnte von Ovaert [28] bestätigt werden.

Halling [29] entwickelte ein Modell, welches sowohl Ermüdungsversagen als auch Versagen aufgrund plastischer Deformationen vereint.

$$W_{fa} = K \frac{\eta \gamma}{\varepsilon_1 H} F_N \quad \text{Gleichung (2.5)}$$

Hierbei entspricht η der Linienverteilung der Rauigkeitsspitzen. γ beschreibt eine Konstante zur Definition von Partikelgrößen und $\bar{\varepsilon}_1$ ist die bei einem Belastungszyklus auftretende Versagensdehnung.

2.1.2.4. Tribochemischer Verschleiß

Dieser Verschleißmechanismus beschreibt die Entstehung von Reaktionsprodukten durch die Wirkung von tribologischer Beanspruchung bei chemischer Reaktion von Grundkörper, Gegenkörper und umgebendem Medium [14]. Dabei vollzieht sich der Reaktionsablauf unter tribologischer Beanspruchung schneller als im statischen Zustand. Je nach Art und Haftung der Reaktionsprodukte auf der Oberfläche kann eine verschleißsteigernde oder -mindernde Wirkung einsetzen [30]. Aktuelle Untersuchungen [31] haben gezeigt, daß beim Gleitverschleiß von verschiedenen Polymeren, wie z.B. PTFE, gegen metallische Gegenkörper Metallfluoride sowie verschiedene Polymerradikale gebildet werden.

2.2. Verschleißmechanismen bei polymeren Faserverbundwerkstoffen

Generell sind die vier genannten Verschleißmechanismen auch für polymere Faserverbundwerkstoffe gültig. Einen detaillierten Überblick über den Verschleiß von Polymeren gibt Briscoe [32].

Da polymere Faserverbundwerkstoffe aus mehreren Materialphasen bestehen, können zusätzlich zu den schon genannten Verschleißmechanismen noch weitere hinzukommen. Hierzu zählen die Faser/Matrix-Delamination, Faserschleifen und Faserbruch. Die Ursachen für diese Mechanismen können vielfältig sein. Lancaster und Giltrow haben gezeigt, daß eine große Anzahl von Faktoren den Verschleiß von polymeren Faserverbundwerkstoffen beeinflussen können [33-37]. Tsukizoe und Ohmae [38] untersuchten den Einfluß des

Faservolumengehaltes und der Faserart auf das Verschleißverhalten kohlenstoffaserverstärkter Polymere. In weiteren Untersuchungen entwickelten sie ein Verschleißmodell, welches Faserschleifen, Faserbruch und Faser/Matrix-Delamination als hauptsächliche Verschleißmechanismen betrachtet [39]. Die wichtigsten in dieses Modell eingehenden mechanischen Eigenschaften zur Beschreibung der spezifischen Verschleißrate \dot{W}_s , sind der E-Modul E und die interlaminare Scherfestigkeit I_s .

$$\dot{W}_s = k \cdot \frac{\mu \cdot p}{E} \cdot \frac{1}{I_s} \quad \text{Gleichung (2.6)}$$

Frühere Arbeiten [40-45] zeigten, daß die Faserart und die Faserorientierung das Verschleißverhalten ebenfalls sehr stark beeinflussen. Es konnte bestätigt werden, daß die Zugabe von Kohlenstoffasern das Verschleißverhalten von Polymeren stark verbessert. Cirino, Friedrich und Pipes [46] belegten, daß kohlenstoffaserverstärktes PEEK unter normaler Faserorientierung einen hohen Abrasivverschleiß mit intensivem Faserbruch aufweist, während unter paralleler und antiparalleler Faserorientierung glattere Oberflächen entstehen, verbunden mit geringer Faserschädigung. Elliot und Mitarbeiter [47] konnten belegen, daß eine Erhöhung der Oberflächenrauigkeit des Gegenkörpers den Verschleiß von PEEK und endlos kohlenstoffaserverstärktem PEEK erhöht. Aus den bei verschiedenen Faserorientierungen unterschiedlich stark vorherrschenden Verschleißmechanismen der einzelnen Werkstoffkomponenten entwickelten Friedrich und Mitarbeiter [42] auf der Basis eines Modells von Hawthorne [48] einen Ansatz zur Bestimmung der Verschleißrate faserverstärkter Verbundwerkstoffe. Grundlage dieses Modells bildete die lineare Mischungsregel. Dieses Modell wird in Kapitel 5 noch genauer betrachtet.

2.3. Transferfilmbildung

Wenn polymere Werkstoffe gegen Stahl gleiten, so kann ein bestimmter Anteil der Reibenergie einen Materialabtrag herbeiführen. Hier kann zwischen zwei unterschiedlichen Mechanismen unterschieden werden. Zum einen kann es, aufgrund hoher Adhäsionskräfte zwischen dem Polymer und dem Stahlgegenkörper, zu einem Materialübertrag kommen, zum anderen können Rauigkeitsspitzen ein mechanisches Herauslösen von Partikeln bewirken, die sich in den Rauigkeitstälern des Gegenkörpers festsetzen können [49]. Die Filmbildung kann deutlich durch die Oberflächenbeschaffenheit des Gegenkörpers beeinflusst werden. Rhee und Ludema [50] konnten zeigen, daß die Oberfläche des Gegenkörpers eine gewisse Rauigkeit aufweisen muß, damit es zu einer Bildung eines Transferfilmes kommt. Dieser sogenannte Transferfilm hat teilweise einen entscheidenden Einfluß auf das tribologische Verhalten der beiden Gleitpartner. In Abhängigkeit von der eingebrachten Reibenergie kann der Transferfilm im festen aber auch im flüssigen Zustand vorliegen [50]. Zhang und Mitarbeiter [51] konnten anhand einer thermischen Analyse von PEEK-Verschleißpartikeln belegen, daß während des Gleitens im Reibkontakt Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur auftreten.

2.4. Verschleißmodellierung anhand der Methode der finiten Elemente

Bis heute existieren nur wenige Modellansätze auf Basis der finiten Elemente, um das Verschleißverhalten und die Kontaktspannungen polymerer Verbundwerkstoffe beim Gleitverschleiß zu charakterisieren [52-54]. Da es sich bei Verbundwerkstoffen um Werkstoffe mit mehreren Materialphasen handelt, ist es unerlässlich bei einer Modellierung des Verschleißverhaltens nicht die makroskopischen Eigenschaften zu betrachten, sondern die gegenseitige Beeinflussung der Materialphasen im Mikrobereich mit einzubeziehen. Hier spielt sowohl das Kontaktverhalten als auch das thermische Verhalten im Mikrobereich eine wichtige Rolle. Bislang existieren nur einseitige Modellansätze, die sich nur auf einzelne Versagensmechanismen stützen.

2.4.1. Kraftübertragung im Reibkontakt

Werden zwei Oberflächen gegeneinander gepreßt, so findet ein Kontakt aufgrund von Oberflächenrauigkeiten nur zwischen den Rauigkeitsspitzen der beiden Oberflächen statt. Die wahre Kontaktfläche ist dementsprechend sehr viel kleiner als die nominelle. Der nominell applizierte Druck ist somit ebenfalls kleiner als der wahre Druck im Kontaktbereich.

In früheren Kontaktmodellen von Nowell und Hills [55] wurde eine Hertz'sche Druckverteilung im Kontaktbereich angenommen. Die wahren Oberflächenprofile wurden vernachlässigt und durch Kugeln, Zylinder und sinusförmige Wellenprofile ersetzt.

Yu und Zeng [56] entwickelten einen dreidimensionalen elastischen Kontaktalgorithmus auf der Basis der Einfluß-Matrix-Theorie [57]. Sie ermittelten die Kontaktdruckverteilung sowie die realen Kontaktflächen an vermessenen realen Oberflächen. In späteren Modellansätzen wurde ein elastisch-plastisches Materialverhalten den Berechnungen zugrunde gelegt [57-58]. Der maximal zulässige Druck betrug hier in etwa das 1,5- bis 3-fache der Streckgrenze der Materialien.

Basierend auf diesen Arbeiten präsentierten Varadi et al. [59] einen dreidimensionalen Kontaktalgorithmus zur Auswertung der realen elastisch-plastischen Kontaktbereiche bzw. der Kontaktdruckverteilung, welcher in mehreren Arbeiten bereits Anwendung fand [60-63]. Dieser Algorithmus wird im folgenden näher vorgestellt.

Um die Kontaktverhältnisse zweier Oberflächen zueinander in ein Modell integrieren zu können, wird zunächst eine der vermessenen Oberflächen in $(N-1) \times (M-1)$ Zonen mit der Größe $2a \times 2b$ unterteilt (Bild 2.3). Die Kontaktparameter werden den Eckpunkten der Zonen zugewiesen. Die Kontaktdruckverteilung ist eingeteilt in einzelne Drucksegmente, welche auf den Zonen rund um einen jeweiligen Eckpunkt wirken. In Bild 2.3 wirkt ein Einheitsdruckelement auf Punkt (k,l) . Weiterhin wird eine reale Kontaktfläche (A_r) durch fünf Drucksegmente aufgebaut. Die z-Achse repräsentiert hierbei Größe und Richtung des Kontaktdruckes.

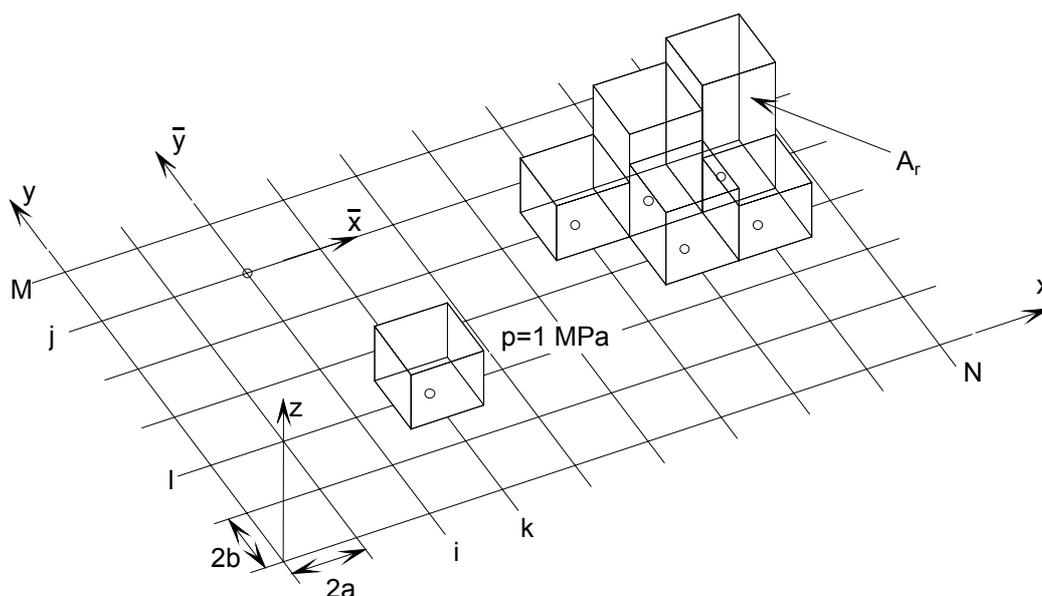


Bild 2.3: Theoretische Darstellung der Kontaktdruckverteilung auf einer unterteilten Oberfläche [24]

Zu Beginn werden die beiden Oberflächen in einen Einzelkontakt zueinander gebracht. Die anfänglichen Abständen zweier zugeordneter Punkte der beiden Oberflächen werden mit $h_{ij}^{(1)}$ und $h_{ij}^{(2)}$ bezeichnet, während $u_{ij}^{(1)}$ und $u_{ij}^{(2)}$ die aufgrund der realen Kontaktdruckverteilung herrschenden elastischen Verschiebungen der Oberflächen 1 und 2 bezeichnen. Die geometrischen Kontaktbedingungen für raue Oberflächen sind in Bild 2.4 nochmals dargestellt.

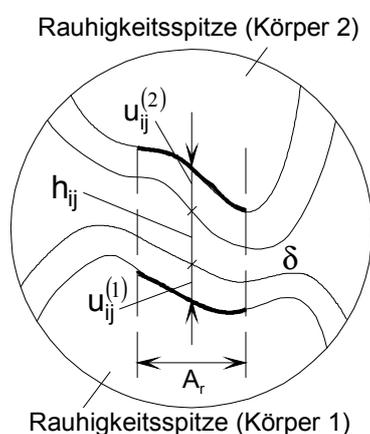


Bild 2.4: Geometrische Kontaktbedingungen

Die Gesamtverschiebungen der beiden starren Körper zueinander wird mit δ bezeichnet. Aufgrund der geometrischen Kontaktbedingungen entspricht die Summe aus den anfänglichen Abständen der Oberflächen zueinander ($h_{ij} = h_{ij}^{(1)} + h_{ij}^{(2)}$) und den elastischen Verschiebungen der Punkte im realen Kontaktbereich A_r den Gesamtverschiebungen der beiden Körper zueinander. Außerhalb des Kontaktbereiches ist diese Summe größer.

$$\delta_{ij} = h_{ij} + (u_{ij}^{(1)} + u_{ij}^{(2)}) \quad (\text{innerhalb des realen Kontaktbereiches}) \quad (\text{Gleichung 2.7})$$

$$\delta_{ij} < h_{ij} + (u_{ij}^{(1)} + u_{ij}^{(2)}) \quad (\text{außerhalb des realen Kontaktbereiches}) \quad (\text{Gleichung 2.8})$$

Aus diesen Bedingungen folgt, daß innerhalb des Kontaktbereiches der Druck größer Null ist. Weiterhin herrscht außerhalb des realen Kontaktes und entlang der Kontaktbereichsgrenzen kein Druck.

$$p_{ij} > 0 \quad (\text{innerhalb des realen Kontaktbereiches})$$

$$p_{ij} \equiv 0 \quad (\text{außerhalb des realen Kontaktbereiches})$$

Die Beziehung zwischen dem realen Kontaktdruck und den elastischen Verschiebungen kann wie folgt beschrieben werden:

Die Verschiebung im Punkt (i,j) des ersten Körpers, hervorgerufen durch ein Einheitsdruckelement um Punkt (k,l) wird mit $w_{ijkl}^{(1)}$ bezeichnet. Die Gesamtverschiebung des Punktes (i,j) , die sich durch alle Druckelemente einstellt, lautet folglich:

$$u_{ij}^{(1)} = \sum_{k=1}^N \sum_{l=1}^M w_{ijkl}^{(1)} p_{kl}, \quad (i=1,\dots,N), (j=1,\dots,M) \quad (\text{Gleichung 2.9})$$

Die gleiche Beziehung gilt für den Körper 2. Werden diese beiden Beziehungen nun in Gleichung 1 eingesetzt, so ergibt sich für die Gesamtverschiebungen der beiden starren Körper im Punkt (i,j) zueinander die Beziehung:

$$\delta_{ij} = h_{ij} + \sum_{k=1}^N \sum_{l=1}^M w_{ijkl} p_{kl}, \quad (i=1,\dots,N), (j=1,\dots,M) \quad (\text{Gleichung 2.10})$$

mit
$$w_{ijkl} = w_{ijkl}^{(1)} + w_{ijkl}^{(2)} \quad (\text{Gleichung 2.11})$$

Die Elemente dieser Einflußmatrix werden nach [57] bestimmt. Beschrieben wird diese iterative Kontakttechnik für rein elastisches Materialverhalten wird in [59].

Da bei größeren Lasten im Bereich der Rauigkeitsspitzen auch plastische Deformationen auftreten können, müssen für elastisch-plastisches Materialverhalten andere Kontaktbedingungen festgelegt werden. Unter der Annahme, daß der maximal höchste auftretende Druck im Kontakt im Bereich der Fließgrenze des weicheren Materials liegt, (Fließdruck p^*), so lautet die Druckentwicklung beim Schritt n des Iterationsprozesses:

$$\text{Wenn } p_{ij}^n > p^*, \text{ dann folgt } p_{ij}^n \equiv p^* .$$

In diesem Fall weist die wahre Kontaktfläche einen plastisch verformten Bereich auf, der von einer elastisch verformten Zone umgeben ist. Analog zum elastischen Kontaktverhalten lauten die Beziehungen für die Gesamtverschiebungen:

$$\delta_{ij} > h_{ij} + \left(u_{ij}^{(1)} + u_{ij}^{(2)} \right) \quad (\text{innerhalb des plastischen Kontaktbereiches}) \quad (\text{Gleichung 2.12})$$

$$\delta_{ij} = h_{ij} + \left(u_{ij}^{(1)} + u_{ij}^{(2)} \right) \quad (\text{innerhalb des elastischen Kontaktbereiches}) \quad (\text{Gleichung 2.13})$$

$$\delta_{ij} < h_{ij} + \left(u_{ij}^{(1)} + u_{ij}^{(2)} \right) \quad (\text{au\ss}erhalb \text{des realen Kontaktbereiches}) \quad (\text{Gleichung 2.14})$$

Die Druckbedingungen lauten:

$$p_{ij} \equiv p^* \quad (\text{innerhalb des plastischen Kontaktbereiches})$$

$$0 < p_{ij} < p^* \quad (\text{innerhalb des elastischen Kontaktbereiches})$$

$$p_{ij} \equiv 0 \quad (\text{au\ss}erhalb des realen Kontaktbereiches)$$

Gleichung 2.12 beinhaltet den Widerspruch, da\ss die Verschiebungen im Bereich der plastisch und elastisch verformten Kontaktbereiche unter der Annahme einer rein elastischen Verformung berechnet wurden. Bei der Lokalisierung der elastischen und plastischen Kontaktzonen handelt es sich um genaue Ergebnisse. Weiterhin befinden sich die plastisch verformten Kontaktbereiche immer innerhalb der elastisch verformten Zonen.

Der Fehler dieser Ann\aherung wurde mit Hilfe eines elastisch-plastischen FE-Modelles in [59] analysiert.

2.4.2. Temperaturentwicklung im Reibkontakt

Stehen zwei Kontaktfl\achen im gegenseitigen Reibkontakt, so wird die Last innerhalb der nominellen Kontaktfl\ache nur \uber kleine Kontaktpunkte \ubertragen. Im Bereich dieser Punkte entsteht aufgrund von reibbedingten Energieverlusten W\arme, die zu relativ hohen Kontakttemperaturen f\uhren kann. Diese Temperaturen \uoben einen dominanten Effekt auf das tribologische Verhalten der Kontaktpartner aus.

Im Falle eines Gleitens zweier Oberflächen gegeneinander hängen die Kontakttemperaturen von mehreren Faktoren, wie z.B. der Größe der wahren Kontaktfläche, des Reibungskoeffizienten sowie der Gleitgeschwindigkeit, der Flächenpressung und den thermischen Materialeigenschaften der beiden Gleitpartner, ab.

Um die Kontakttemperaturen analysieren zu können, wurden verschiedene analytische und numerische Techniken entwickelt [30, 58, 64-70], welche den Effekt stationärer bzw. sich bewegender Wärmequellen analysieren. Hier wurde allerdings häufig die Wärmekonvektion vernachlässigt.

Block [3] entwickelte die Blitztemperaturtheorie, die auch von Jaeger [64] und Archard [65-66] angewandt wurde, um verschiedene Wärmeleitfähigkeitsprobleme zu lösen. Archard untersuchte sich bewegende Wärmequellen, um unter Berücksichtigung der Wärmeverteilung auf Probe und Gegenkörper maximale und durchschnittliche Temperaturen im System zu berechnen. Tian und Kennedy [67] untersuchten die Kontakttemperaturerhöhung im Gleitsystem durch unterschiedlich geformte Wärmequellen. Zur Bestimmung der maximalen und durchschnittlichen Kontakttemperatur im Bereich der Rauigkeitsspitzen der beiden Gleitpartner wurden analytische Näherungslösungen für einen umfangreichen Gleitgeschwindigkeitsbereich vorgestellt.

Eine thermische Analyse verschiedener Gleitsysteme mit isotropen Gleitpartnern wird üblicherweise in zwei Kategorien aufgeteilt. Die Größe der Peclet-Nummern erlaubt eine Einteilung in langsam gleitende und schnell gleitende Kontaktpartner. Nach [58] sind die Peclet-Nummern definiert als der Quotient aus dem Produkt der Gleitgeschwindigkeit v mit dem Rauigkeitsspitzenradius a und der thermischen Diffusivität k :

$$Pe = \max \left\{ \frac{v \cdot a}{2 \cdot k^{(1)}}, \frac{v \cdot a}{2 \cdot k^{(2)}} \right\} \quad (\text{Gleichung 2.15})$$

Im Falle eines langsam gleitenden Systems weisen die Peclet-Nummern einen Wert von $Pe \leq 0,5$ auf [58]. Bei schnell gleitenden Systemen bewegen sich die Peclet-Nummern im Bereich $Pe > 5$ [70]. In Anlehnung an Gleichung 2.15 kann ein System als langsam gleitend

betrachtet werden, wenn entweder die Gleitgeschwindigkeit v niedrig oder das Wärmediffusionsvermögen k hoch ist.

Da das Wärmediffusionsvermögen für anisotrope Werkstoffe entlang der drei prinzipiellen Materialrichtungen unterschiedlich ist, so ist auch die Wärmeleitfähigkeit entlang dieser drei Richtungen während des Gleitkontaktes ungleich. Unter Betrachtung eines unidirektional endlosfaserverstärkten Verbundwerkstoffes wurden in Anlehnung an Gleichung 2.15 in [24] Peclet-Nummern für anisotrope Verbundwerkstoffe definiert. Die entsprechenden Gleitrichtungen werden mit N (normal), P (parallel) und AP (antiparallel) bezeichnet und beziehen sich auf die jeweilige Faserlängsachse.

$$(Pe)_{Nx} = \frac{va}{2k_{22}^{(2)}}, \quad (Pe)_{Ny} = \frac{va}{2k_{33}^{(2)}}, \quad (Pe)_{Nz} = \frac{va}{2k_{11}^{(2)}} \quad (\text{Gleichung 2.16})$$

$$(Pe)_{Px} = \frac{va}{2k_{11}^{(2)}}, \quad (Pe)_{Py} = \frac{va}{2k_{22}^{(2)}}, \quad (Pe)_{Pz} = \frac{va}{2k_{33}^{(2)}} \quad (\text{Gleichung 2.17})$$

$$(Pe)_{APx} = \frac{va}{2k_{22}^{(2)}}, \quad (Pe)_{APy} = \frac{va}{2k_{11}^{(2)}}, \quad (Pe)_{APz} = \frac{va}{2k_{33}^{(2)}} \quad (\text{Gleichung 2.18})$$

Werden nun langsam gleitende Systeme betrachtet, so berechnet sich unter der Voraussetzung, daß sämtliche Reibenergie in Wärme umgewandelt wird, die Wärme Q als Produkt aus dem Reibungskoeffizienten μ , der Gleitgeschwindigkeit v und der Normalkraft F_N .

Die Wärme fließt anteilig in die beiden Gleitpartner. Die Wärmefaufteilung α gibt den Anteil an, welcher in den Körper 1 bzw. 2 fließt.

$$Q^{(1)} = (1 - \alpha)Q \quad \text{und} \quad Q^{(2)} = \alpha Q \quad (\text{Gleichung 2.19})$$

Die Wärmeverteilung ist abhängig von den Wärmeleitfähigkeiten der beiden Gleitpartner und berechnet sich als:

$$\alpha = \frac{K^{(2)}}{K^{(1)} + K^{(2)}}. \quad (\text{Gleichung 2.20})$$

Wird nun eine gleichförmige Wärmequelle betrachtet, die über einer runden Kontaktfläche wirkt, so beträgt die maximale Kontakttemperatur im Körper 1

$$T_{\max}^{(1)} = \frac{Q^{(1)}}{\pi a K^{(1)}} \quad [59]. \quad (\text{Gleichung 2.21})$$

Bei einer Betrachtung schnell gleitender Systeme ($Pe > 5$) wird sowohl eine stationäre Wärmequelle (Körper 1 = Stahl-Rauhigkeitsspitze) als auch eine sich bewegende Wärmequelle (Körper 2 = CF/PEEK) angenommen. In Anlehnung an [67] beträgt die maximale Kontakttemperatur einer kreisförmigen einheitlichen Wärmequelle:

$$T_{\max} = \frac{2aq_0^{(2)}}{K^{(2)}} \frac{1}{\sqrt{\pi(1,2373 Pe^{(2)})}}. \quad (\text{Gleichung 2.22})$$

In diese Gleichung geht der spezifische Wärmefluss q_0 , der Kontaktflächenradius a , sowie die Wärmeleitfähigkeit K ein. Unter der Annahme, daß die maximal auftretende Kontakttemperatur in den beiden Körpern mit der Größe der wahren Kontaktfläche korreliert, erhält man für

$$T_{\max} = \alpha \cdot \bar{T}_{\max}^{(2)} = (1 - \alpha) \cdot \bar{T}_{\max}^{(1)}. \quad (\text{Gleichung 2.23})$$

$\bar{T}_{\max}^{(1)}$ und $\bar{T}_{\max}^{(2)}$ repräsentieren hier relative Maximaltemperaturen unter der Annahme, daß sämtliche erzeugte Wärme entweder in Körper 1 oder in Körper 2 übertragen wird. α entspricht der Wärmefaufteilung.

Betrachtet man reale raue im Reibkontakt zueinander stehende Oberflächen, so existieren keine ideal kreisförmigen Kontaktflächen. Die Kontaktfläche setzt sich vielmehr aus einzelnen geometrisch unterschiedlichen Kontaktpunkten zusammen.

Die Berechnung der Kontakttemperatur nach [24] basiert ebenfalls auf der Einflußmatrixtheorie [57, 71]. Die Aufteilung der Wärmequellen auf einer Oberfläche wird in der gleichen Weise vorgenommen wie im Falle der Kontaktdruckverteilung in Kapitel 2.3.1.

Die im Reibkontakt generierte Reibenergie hängt vom Kontaktdruck p_{ij} , dem Reibungskoeffizienten μ und der Gleitgeschwindigkeit v ab. Wenn die Reibenergie vollständig in Wärme umgewandelt wird, so kann die Wärmequelle q_{ij} innerhalb eines kleinen Umfeldes um den Kontaktpunkt i,j ausgedrückt werden durch

$$q_{ij} = \mu \cdot v \cdot p_{ij} \quad (\text{Gleichung 2.24})$$

In Anlehnung an die Einflußmatrixtheorie berechnet sich die Temperatur des Körpers 1 bei Annahme einer konstanten Wärmeleitung als

$$T_{ij}^{(1)} = \sum_{l=1}^M \sum_{k=1}^N z_{ijkl}^{(1)} q_{kl}^{(1)} \quad (\text{Gleichung 2.25})$$

Hierbei entspricht $z_{ijkl}^{(1)}$ der thermischen Einflußmatrix des Körpers 1 und $q_{kl}^{(1)}$ stellt die Wärmequelle im Punkt k, l , die auf den Körper 1 einwirkt dar. Eine entsprechende Gleichung kann auch für den Körper 2 aufgestellt werden. Im Falle anisotroper Materialien ist die Wärmefaufteilung der einzelnen Kontaktpunkte innerhalb der realen Kontaktfläche nicht

konstant. Da jedoch vorausgesetzt wird, daß im Bereich des realen Kontaktes alle Kontaktpunkte die gleiche Temperatur aufweisen, bedient man sich des folgenden Iterationsprozesses:

$$q_{ij}^{(1)} = (1 - \alpha)q_{ij} = q_{ij} \frac{\max\{z_{ijkl}^{(2)}\}}{\max\{z_{ijkl}^{(1)} + z_{ijkl}^{(2)}\}} \text{ und } q_{ij}^{(2)} = \alpha q_{ij} = q_{ij} \frac{\max\{z_{ijkl}^{(1)}\}}{\max\{z_{ijkl}^{(1)} + z_{ijkl}^{(2)}\}} . \quad (\text{Gleichung 2.26})$$

Die „max“-Werte repräsentieren die Temperatur des Kontaktpunktes an dem die Einheitswärmequelle angreift. Die weiterführenden Iterationsschritte basieren auf den Unterschieden in der Kontakttemperatur, d.h.

$$\Delta T_{ij}^{(1)} = \frac{T_{ij}^{(1)}}{(T_{ij}^{(1)} + T_{ij}^{(2)})/2} \quad \text{und} \quad \Delta T_{ij}^{(2)} = \frac{T_{ij}^{(2)}}{(T_{ij}^{(1)} + T_{ij}^{(2)})/2} . \quad (\text{Gleichung 2.27})$$

In einem nächsten Schritt wird die Wärmeverteilung anhand folgender Gleichung korrigiert:

$$\left(q_{ij}^{(1)}\right)^{n+1} = \left(q_{ij}^{(1)}\right)^n \left(1 + C \frac{T_{ij}^{(1)} - T_{ij}^{(2)}}{(T_{ij}^{(1)} + T_{ij}^{(2)})/2}\right) \text{ und } \left(q_{ij}^{(2)}\right)^{n+1} = q_{ij} - \left(q_{ij}^{(1)}\right)^{n+1} \quad (\text{Gleichung 2.28})$$

n entspricht der Nummer des letzten Iterationsschrittes,

$n+1$ ist die Nummer des nächsten Iterationsschrittes und

C entspricht einer Konstante, die die Annäherungsgeschwindigkeit kontrolliert.

2.4.3. Die „Displacement-Coupling“-Technik

Um genauere Ergebnisse zum Spannungs- und Dehnungsverhalten zu erlangen, wurde sich bei beiden Modelltypen der sogenannten „Displacement-Coupling“-Technik [72] bedient. Hierbei wird die FE-Kontaktanalyse zunächst an einem größeren Modellausschnitt durchgeführt. In einem weiteren Schritt wird ein kleinerer Ausschnitt betrachtet, der im größeren Modell integriert ist. Die berechneten Verschiebungen aus dem größeren Modell (an der Schnittstelle zum kleineren Mikromodell) werden nun an den entsprechenden Seitenflächen als Randbedingungen an das Mikromodell angekoppelt. Im Vergleich zum größeren Modell hat das kleinere Modell aufgrund seiner feineren Struktur eine bedeutend größere Anzahl an Kontaktelementen. Man geht davon aus, daß die gesamte Last auf beiden Modellebenen gleich ist. Bild 2.5 zeigt die FE-Netzstruktur gekoppelter Makromodelle. Ein großer Vorteil dieser Technik liegt darin, daß mit einem vertretbaren Rechenaufwand sowohl eine makroskopische als auch eine mikroskopische Kontaktanalyse durchgeführt werden kann. Würde die Netzstruktur des Mikromodells auf das Makromodell angewandt werden, so würde die Rechnerzeit immens erhöht werden.

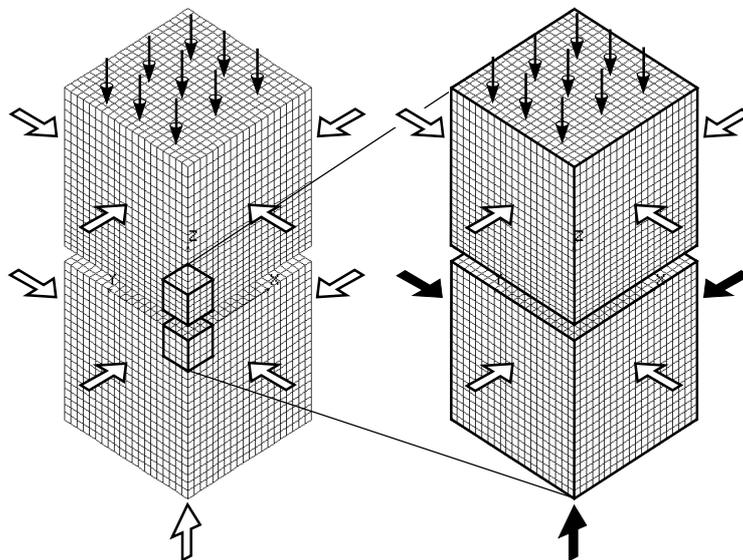


Bild 2.5: FE-Netz gekoppelter Makro-Modelle

( - gekoppelte Oberflächen,  - Oberflächen ohne Verschiebung

3. EXPERIMENTELLES

3.1. Verwendete Materialien

3.1.1. Die Ausgangsmaterialien

Kohlenstoffasern (CF)

In der hier vorgestellten Arbeit wurden sowohl Kohlenstoffasern auf Polyacrylnitrilbasis (PAN-CF), als auch auf Pech-Basis (Pitch-CF) untersucht.

Polyacrylnitril oder PAN sind Begriffe, die in der Kohlenstoffasernerindustrie ein Polymer beschreiben, welches hauptsächlich aus dem Monomer Acrylnitril besteht.

Die Umwandlung von PAN-Fasern in Kohlenstoffasern findet in mehreren Schritten statt. Zuerst werden die Fasern in einer oxidierenden Atmosphäre bei Temperaturen zwischen 200°C und 300°C einer Zugbelastung ausgesetzt. Dieser Schritt ist nötig, um eine Widerstandsfähigkeit der Fasern gegen hohe Temperaturen zu erzielen. Im nächsten Schritt werden die Fasern in einer inerten Atmosphäre Temperaturen zwischen 800°C und 1200°C ausgesetzt, um alle kohlenstofffremden Elemente zu entfernen. Diese Prozedur wird auch Carbonisierungs-Schritt genannt. Zuletzt findet durch eine zusätzliche Pyrolyse eine Graphitisierung der Fasern in einer inerten Atmosphäre bei Temperaturen von ca. 2000°C statt. Je höher hier die Temperaturen gewählt werden, desto höhere E-Moduli der Fasern können erzielt werden [73-74].

Pech wird als Nebenprodukt bei der Pyrolyse von Polyvinylchlorid gewonnen. Die chemische Struktur von Pech ist äußerst komplex, da es aus tausenden verschiedener aromatischer Kohlenwasserstoffe besteht. Das durchschnittliche Molekulargewicht von Pech liegt bei ca. 300 bis 400.

Unter Raumtemperatur ist Pech ein Feststoff. Durch eine Erhöhung der Temperatur kann die Viskosität von Pech gesenkt werden, allerdings wird kein stabiles Level erreicht. Eine weitere Temperaturerhöhung resultiert in einer erneuten Umwandlung in einen spröden Feststoff, der auch als grüner Koks bezeichnet wird.

Zur Herstellung von pechbasierten Kohlenstofffasern wird das Pech unter Beisein eines Katalysators (Tetrahydroquion) mit Wasserstoff behandelt. Dies geschieht in einer Stickstoffatmosphäre unter hohem Druck und einer Temperatur von ca. 450°C bis 500°C. Auf diese Weise können die Anteile mit niedrigem Molekulargewicht aus dem Pech entfernt werden. Das so entstandene Produkt (auch Mesophase-Pitch (MP) genannt) wird gesponnen und zu Fasern gezogen. In einem nächsten Schritt müssen die Fasern stabilisiert werden, um ein Zusammenschmelzen während der Hochtemperaturbehandlung zu vermeiden. Dieser Stabilisierungsprozeß findet in einer Luftatmosphäre bei Temperaturen von ca. 250°C statt und dauert 2 bis 3 Stunden.

Eine Carbonisierung der Fasern findet in zwei Schritten statt. Zuerst wird die Temperatur auf bis zu 1000°C aufgeheizt, um die Gasentwicklungsrate zu reduzieren. Danach wird die Temperatur weiter auf ca. 1200°C bis 3000°C, abhängig von der angestrebten Faserfestigkeit und des Fasermoduls, aufgeheizt [75-76].

Aufgrund ihres relativ günstigen Preises und des hohen Graphitisierungsgrades, konnte die Attraktivität dieser Fasern als Alternative gegenüber den PAN-Fasern in den letzten Jahren kontinuierlich gesteigert werden [77].

In der Tabelle 3.1 sind die Eigenschaften der in dieser Arbeit verwendeten Kohlenstofffasern aufgelistet.

	PAN-CF (AS-4)	Pitch-CF (Kreca T-101T)
Faserdurchmesser [μm]	8	18
Zugfestigkeit [MPa]	3600	590
E-Modul (E_{11}) [GPa]	235	30
Bruchdehnung [%]	1,53	2
Dichte [g/cm^3]	1,8	1,65

Tab. 3.1: Eigenschaften der untersuchten Kohlenstofffasern [78-79]

Polyetheretherketon (PEEK)

PEEK ist ein teilkristalliner Thermoplast und verfügt über eine hohe Zug- und Biegefestigkeit, die fast bis zum Erreichen der Glasübergangstemperatur (143°C) unverändert bleibt. Weitere mechanische Eigenschaften sind die hohe Schlagzähigkeit und die hohe dynamische Beanspruchbarkeit. PEEK kann bis 250°C eingesetzt werden und ist nur schwer entflammbar, kurzzeitig ist PEEK sogar bis 300°C einsetzbar [5]. Weiterhin verfügt PEEK über gute elektrische Isoliereigenschaften und ist beständig gegen fast alle Chemikalien [80].

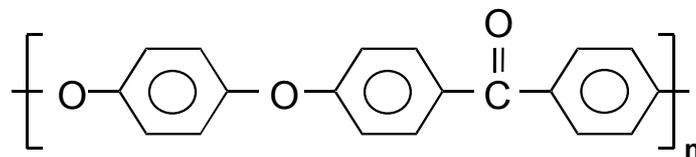


Bild 3.1: Molekularer Aufbau von Polyetheretherketon (PEEK)

In der folgenden Tabelle sind einige der mechanischen und thermischen Eigenschaften von PEEK aufgelistet.

Dichte [g/cm³]	1,32
Biegemodul bei 23°C [GPa]	3,66
Biegefestigkeit bei 23°C [MPa]	170
Bruchdehnung [%]	50
Scherfestigkeit [MPa]	95
Schermodul bei 23°C [GPa]	1,30
Härte (HRC)	126
Glasübergangstemperatur [°C]	143
Schmelzpunkt [°C]	334

Tab. 3.2: Eigenschaften von PEEK [80]

Polytetrafluorethylen (PTFE)

Polytetrafluorethylen (PTFE) ist ein kristallines Polymer mit einer Schmelztemperatur von 325°C. Die chemische Struktur von PTFE ist in Bild 3.2 dargestellt.

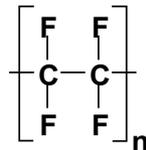


Bild 3.2: Chemische Struktur von PTFE [81]

PTFE besitzt einen sehr geringen Reibungskoeffizienten [82-83] und zeigt bei Gleitbeanspruchung hervorragende Selbstschmierungseigenschaften. Dieses Verhalten liegt begründet in den auf einer PTFE-Oberfläche wirkenden geringen Adhäsionskräften [84] sowie der Fähigkeit des Materialübertrages beim Gleiten auf einem Gegenkörper [85]. Dieser Filmaufbau sorgt für eine Glättung der Gegenkörperrauigkeit und ermöglicht zudem ein Gleiten des PTFE gegen sich selbst [81].

Graphit

Graphit, oder kristalliner Kohlenstoff, ist ein Feststoff mit einem atomaren hexagonalen Lagenaufbau. Aufgrund seiner geringen Härte und seiner guten Gleitfähigkeit wird es oft als Festschmierstoff eingesetzt. Der Selbstschmierungseffekt von Graphit ist auf dessen atomaren Lagenaufbau, sowie dessen Fähigkeit starke chemische Bindungen mit Gasen einzugehen, zurückzuführen. In das atomare Gitter eingelagerte Gasmoleküle können den Lagenaufbau schwächen und so ein Gleiten der einzelnen Lagen gegeneinander fördern. Graphit besitzt eine ausgezeichnete Temperaturstabilität. Eine Oxidation setzt erst bei 425°C ein, es kann allerdings in inerten Atmosphären auch bei sehr viel höheren Temperaturen als Schmierstoff eingesetzt werden [81].

3.1.2. Die Verbunde

3.1.2.1. Polyetheretherketon (PEEK) mit kontinuierlicher Kohlenstoffaserverstärkung ("XC-2")

"XC-2" ist der Handelsname für ein reibmodifiziertes Polyetheretherketon mit einer unidirektionalen Endlos-Kohlenstoffaserverstärkung und einem Faservolumengehalt von 60% (ICI Fiberite, Orange, USA). Bei den Kohlenstoffasern handelt es sich um AS-4 Fasern (hochfest) der Firma Hercules Ltd.

3.1.2.2. Polyetheretherketon (PEEK) mit diskontinuierlicher Kohlenstoffaserverstärkung

Bei den diskontinuierlich kohlenstoffaserverstärkten PEEK-Materialien kamen insgesamt 7 verschiedene Werkstoffe zum Einsatz. Es erfolgt eine Kurzfaserverstärkung. Die Materialzusammensetzung ist in der Tabelle 3.3 angegeben.

Matrix	Verstärkung / Reibmodifizierung			
	Kohlenstoffasern		PTFE	Graphit
	PAN	Pitch		
PEEK450	10 Gew.-%	-	-	-
	20 Gew.-%	-	-	-
	30 Gew.-%	-	-	-
	10 Gew.-%	-	10 Gew.-%	10 Gew.-%
	-	10 Gew.-%	-	-
	-	20 Gew.-%	-	-
	-	30 Gew.-%	-	-

Tab. 3.3: Materialzusammensetzung der diskontinuierlich kohlenstoffaserverstärkten Materialien

3.2. Prüfverfahren

3.2.1. Mechanische Charakterisierung der Materialien

3.2.1.1. Dynamisch mechanische Thermoanalyse (DMTA)

Zur Bestimmung des komplexen Zug-E-Moduls (E^*) sowie des mechanischen Verlustfaktors ($\tan \delta$) des Materials wurden DMTA-Versuche durchgeführt. Zu diesem Zweck wurden Proben mit den Abmaßen $60 \times 6 \times 3 \text{ mm}^3$ ausgesägt und über einen vordefinierten Temperaturbereich einer sinusförmigen dynamischen Zugbelastung ausgesetzt. Die gewählte Last betrug $100\text{N} \pm 50\text{N}$ bei einer Schwingfrequenz von $f = 10 \text{ Hz}$. Es wurde innerhalb eines Temperaturbereiches von $T = -20^\circ\text{C}$ bis $T = 400^\circ\text{C}$ bei einer Heizrate von $1^\circ\text{C}/\text{min}$ geprüft. Die Berechnung und Speicherung des komplexen Moduls sowie des Verlustfaktors erfolgte über elektronische Datenerfassung.

3.2.1.2. Der Zugversuch

Der Zugversuch erfolgte auf einer Universalprüfmaschine (Zwick) in Anlehnung an die DIN EN 2561. Ermittelt wurden der Zug-E-Modul und die Zugfestigkeit bei Prüftemperaturen von 23°C (Raumtemperatur) und bei 150°C . Weiterhin wurde der Einfluß der Faser-orientierung untersucht. Zu diesem Zweck wurden die Proben parallel und senkrecht zur Faserrichtung belastet. Der 2 mm dicke Prüfkörper hatte eine Länge von 250 mm und eine Dicke von 10 mm. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 2 mm/min.

Aufgrund der Tatsache, daß die kurzfaserverstärkten Materialien nicht als Granulat vorlagen, war es nicht möglich, normgerechte Schulterstäbe für die Zugprüfung herzustellen. Aus diesem Grund wurde nur das kontinuierlich verstärkte Material (XC-2) getestet.

3.2.1.3. Der Druckversuch

Die Druckversuche wurden ebenfalls auf einer Universalprüfmaschine (Zwick) in Anlehnung an die DIN 53454 vorgenommen. Dabei wurden der Druck-E-Modul und die Druckfestigkeit bei Raumtemperatur und 150°C ermittelt. Aufgrund der Abmessungen des vorliegenden Probenmaterials wurde eine Probengeometrie mit einem Prüfquerschnitt von 16 mm² und einer Länge von ca. 6 mm gewählt. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 1 mm/min. Auftretende Dehnungen wurden über Dehnmeßstreifen aufgenommen.

3.2.1.4. Der Schertest

Die maximal ertragbare Scherspannung des kontinuierlich verstärkten PEEK (XC-2) wurde mit einer von Lauke [86] entwickelten Schervorrichtung bestimmt. Sie besteht aus einem drehbar gelagerten Hebel und einer feststehenden Stütze, zwischen welchen ein Probenelement eingebracht wird. Hebel und Stütze haben verschiebbare Auflageschneiden. Diese Auflageschneiden sind so einzustellen, daß sie sich beim Durchschwingen des Hebels gerade nicht mehr berühren und die Scherlinie ideal mittig durch das Verbundsegment läuft. Bild 3.3 zeigt die schematische Anordnung der Schervorrichtung.

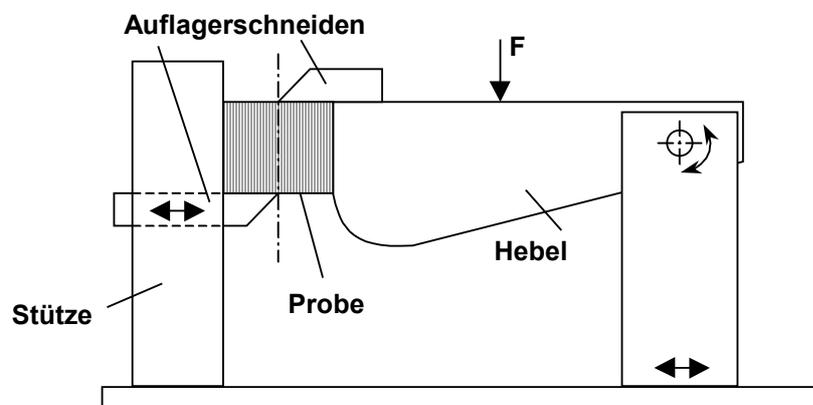


Bild 3.3: Schervorrichtung nach Lauke [86]

3.2.2. Mikromechanische Charakterisierung

3.2.2.1. Der Mikro-Zugversuch

Anhand des Mikro-Zugversuches sollte dargestellt werden, wie sich ein CF/PEEK-Stift beim quasistatischen Gleiten über eine glatte Oberfläche verhält. Hierbei wurde sowohl das Kontaktbild der Rauigkeitsspitzen als auch eventuelle Versagensfälle näher untersucht.

In einem ersten Schritt wurde eine mit Isopropanol gereinigte Glasplatte mit einer dünnen Gold-Palladium-Schicht besputtert, in einer Mikrozugvorrichtung fixiert und in eine statische Prüfmaschine eingebaut. Alle CF/PEEK-Proben wurden einer Vorpräparierung mit Schleifpapier (Korngröße 800) unterzogen um gleiche Startbedingungen zu realisieren. Die Normalbelastung der Proben auf die Glasplatte erfolgte über die Quertraverse der Prüfmaschine. Nach Erreichen der vorgegebenen Last wurden die Proben mit Hilfe einer Mikrometerschraube 300 μm über die Glasplatte gezogen. Bild 3.4 zeigt einen skizzenhaften Aufbau der Prüfvorrichtung. Der Mikro-Zugversuch wurde bei drei verschiedenen Laststufen durchgeführt (0,5 N, 1 N, 1,5 N). Nach Wegnahme der Last konnten die Glasplatten im Lichtmikroskop weiter untersucht werden. Die Bereiche, in denen die Goldschicht zerstört wurde, zeigten ein bedeutend niedrigeres Lichtreflexionsverhalten als die intakte Goldschicht.

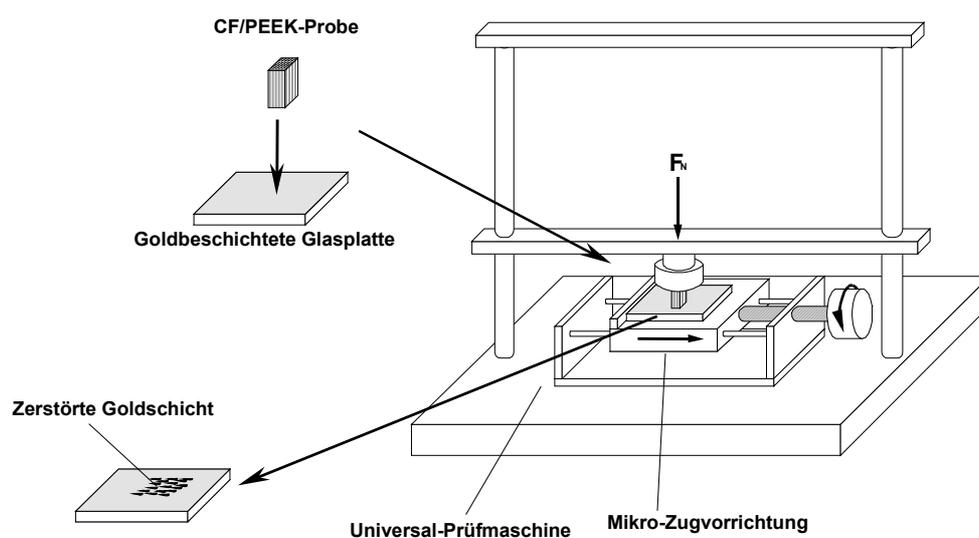


Bild 3.4: Aufbau des Mikro-Zugversuches

3.2.2.2. Der Mikro-Druckversuch

Der Aufbau des Mikro-Druckversuche entspricht in den Grundzügen dem des Mikro-Zugversuches. Es handelt sich allerdings hier um einen rein statischen Versuch, d.h. es wird keine Bewegung ausgeübt. Alle CF/PEEK-Proben werden erneut mit Schleifpapier (Korngröße 800) eingeschliffen, gesäubert und im Anschluß daran mit einem niedrigviskosem Öl benetzt. Nach einer erneuten Probenreinigung mit Isopropanol im Ultraschallbad ist die Probenoberfläche noch immer mit einem dünnen Ölfilm bedeckt. Die so vorbehandelten Proben werden in einer Universalprüfmaschine mit einer Pressung von 10 MPa gegen eine gereinigte Glasplatte gedrückt. Innerhalb der realen Kontaktstellen überträgt sich das Öl auf die Glasplatte. Das so gewonnene Abdruckbild kann im Anschluß im Lichtmikroskop ausgewertet werden.

3.2.2.3. Härteprüfung

Die Härteprüfung wurde in Anlehnung and die DIN 50359-1 [88] auf einem Ultra-Mikrohärte-Prüfgerät (DUH 202, Shimadzu Cooperation, Japan) mit einem Vickers-Diamanten durchgeführt. Es erfolgte eine kontrollierte Be- und Entlastung des Eindringkörpers in die Probe. Die Universalhärte berechnet sich aus der maximalen Eindringkraft F , bezogen auf die Eindringtiefe unter Maximallast h [87].

$$HU = \frac{F}{A(h)} = \frac{F}{26,43h^2} \text{ [MPa]} \quad \text{Gleichung (3.1)}$$

Um bei der Härtebestimmung von Verschleiß-Schichten eine Verfälschung des Ergebnisses durch Substrateffekte zu vermeiden, wurden zusätzlich zu den Kraft / Deformations-Kurven Härte / Deformations-Kurven berechnet. Diese lassen eine Bestimmung der Härte zu jedem Zeitpunkt des Eindringens des Vickers-Diamanten zu.

Um weitere Informationen bezüglich der mechanischen Eigenschaften der Verschleißschichten zu erhalten, wird der elastische Eindringmodul bestimmt, welcher mit dem E-Modul verglichen werden kann [88].

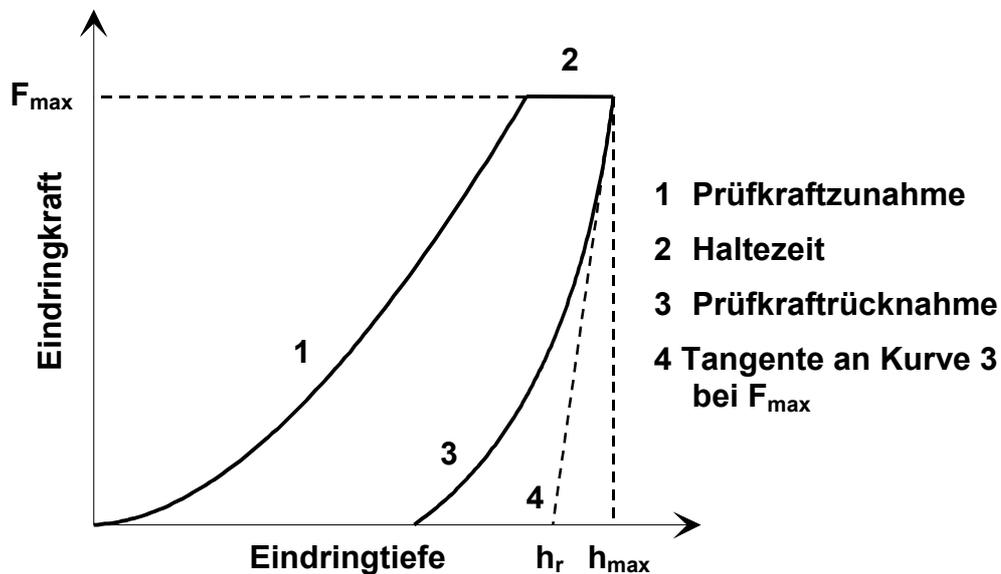


Bild 3.5: Schematische Darstellung des Prüfvorgangs [88]

Eine Herleitung des elastischen Eindringmoduls erfolgte in Anlehnung an Oliver und Mitarbeiter [87]. Hier ergibt sich der reduzierte E-Modul E_r des Systems als Quotient aus der Steigung der Tangente an die Kraft-Eindring-Kurve bei Maximalkraft $S = \Delta F / \Delta h$ und der Kontaktfläche A . Die Kontaktfläche stellt wiederum eine Funktion der Eindringtiefe h des Diamantindentors dar.

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \cdot \frac{S}{\sqrt{A}} = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \cdot \frac{\Delta F}{\Delta h \sqrt{26,43 \cdot h^2}} \quad [\text{GPa}] \quad \text{Gleichung (3.2)}$$

Weiterhin entspricht der Reziprokwert des reduzierten E-Moduls E_r des Systems der Summe der Reziprokwerte des E-Moduls der Diamantspitze E_{Dia} und des zu prüfenden Materials E :

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1 - \nu^2)}{E} + \frac{(1 - \nu_{\text{Dia}}^2)}{E_{\text{Dia}}} \quad \text{Gleichung (3.3)}$$

ν_{Dia} : Poissonzahl von Diamant (0,25)

E_{Dia} : E-Modul von Diamant ($1,2 \cdot 10^6 \text{ N/mm}^2$)

Durch Gleichsetzen der Gleichung (3.2) und (3.3) erhält man den elastischen Eindringmodul des zu prüfenden Materials als:

$$E = Y_{\text{HU}} = \frac{1 - \nu^2}{5,797 * h * \frac{\Delta h}{\Delta F} - 7,813 * 10^{-7}} \text{ [GPa]}. \quad \text{Gleichung (3.4)}$$

h entspricht dem Schnittpunkt der Tangente der Kraft-Eindring-Kurve bei Maximalkraft (Bereich der Prüfkraftrücknahme) mit der Eindringtiefenachse (s. Bild 3.5) in mm, ν ist die Poissonzahl des zu prüfenden Materials.

3.2.2.4. Der Kugeleindruckversuch

Der Kugeleindruckversuch ist eine gebräuchliche Methode zur Bestimmung der Festigkeiten von Metallen sowohl im elastischen als auch im plastischen Bereich. Innerhalb der letzten Jahre wurde dieser Versuch auch zur Charakterisierung anisotroper Verbundwerkstoffe angewandt [89].

Beim Kugeleindruckversuch wurde eine Stahlkugel aus 100Cr6 mit einem Durchmesser $d=2 \text{ mm}$ in die polierte Oberfläche der unidirektional verstärkten CF/PEEK-Probe eingedrückt. Der Test wurde auf einer Universalprüfmaschine der Firma Zwick mit

definierten Belastungen und Belastungsgeschwindigkeiten durchgeführt. Insgesamt wurde unter 6 verschiedenen Belastungsstufen getestet (10 N, 20 N, 30 N, 40 N, 50 N, 100 N). Die Belastungsgeschwindigkeit betrug 0,3 mm/min. Um reproduzierbare Ergebnisse zu erhalten mußte mit größter Sorgfalt auf eine senkrechte Ausrichtung der Probenoberfläche zur Belastungsrichtung geachtet werden.

Während der Tests wurde die Normalkraft und der Maschinenweg aufgenommen. Da es sich bei diesem Maschinenweg um Verformungen des Gesamtsystems handelt (Stahlkugel, Probe und Prüfmaschine), wurden die Probe und die Stahlkugel in weiteren Tests bei gleichen Laststufen durch einen Stahlklotz ersetzt. Auf diese Weise ließ sich in sehr guter Annäherung der Fehler aus der Verformung der Prüfmaschine messen und somit beim Deformationsverhalten der CF/PEEK-Probe berücksichtigen. Die bei der Prüfung mit dem Stahlklotz gemessenen Deformationen wurden von den Gesamtdeformationen (bei der Prüfung der CF/PEEK-Probe) subtrahiert. Die so gewonnenen „korrigierten Verformungen“ entsprechen dem Deformationsverhalten der CF/PEEK-Probe.

Unter Annahme einer starren Stahlkugel entspricht die maximale Deformation der CF/PEEK-Probe h den gemessenen korrigierten Verformungen. Bild 3.6 zeigt die Verformungen der Probe. $2r_{\text{eff}}$ entspricht dem Durchmesser der wahren Kontaktfläche. $2r_{\text{eff}}^*$ stellt den maximal möglichen Durchmesser der wahren Kontaktfläche dar. Dieser läßt sich aus der maximalen Deformation nach folgender Formel berechnen:

$$2r_{\text{eff}}^* = 2 \cdot \sqrt{h \cdot (D - h)} \quad \text{Gleichung (3.5)}$$

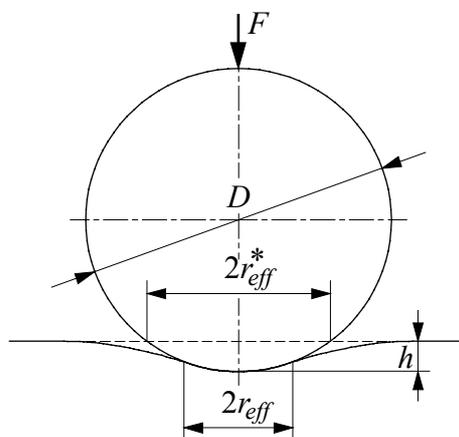


Bild 3.6: Verformungen beim Kugeleindruckversuch

3.2.3. Tribologische Prüfung

3.2.3.1. Stift-Scheibe-Prüfung

Zur Durchführung der Verschleißexperimente wurde ein kommerziell erhältliches Stift-Scheibe-Tribometer der Firma Dr. Wazau, Berlin, eingesetzt. Die Apparatur war an einen Rechner gekoppelt, der die Meßdatenerfassung übernahm. Von diesem Rechner wurden vier Meßeingänge aufgezeichnet, und zwar die Normalkraft, das Reibmoment, die Höhenabnahme der Probe und die Gleitflächentemperatur. Die Probe war auf einer rotierenden Welle montiert. Die Normalkraft wurde über ein an einem Hebel montierten Gewicht auf die Kontaktfläche aufgebracht. Die Gleitgeschwindigkeit konnte stufenlos über ein Potentiometer eingestellt werden. Die Genauigkeit des Motors lag bei 0,1 Hz, was einer Geschwindigkeit von 0,033 m/s entsprach. Bild 3.7 zeigt die schematische Darstellung des Stift-Scheibe-Prüfstandes.

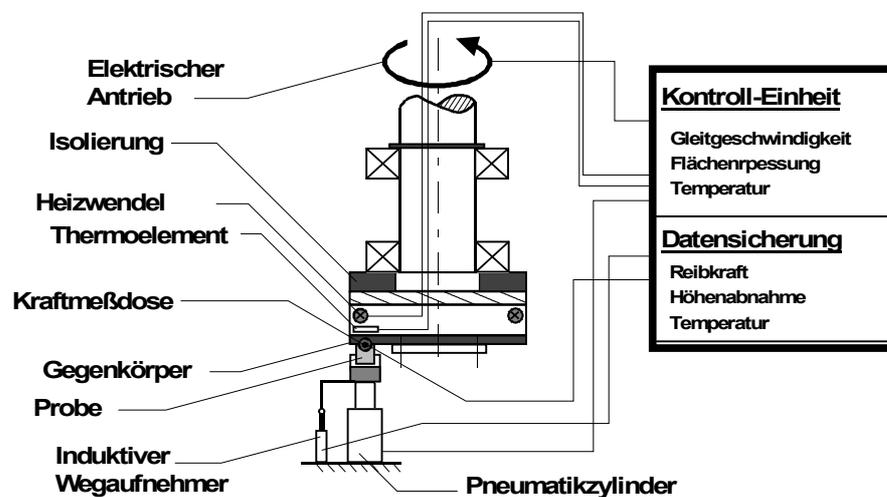


Bild 3.7: Stift Scheibe Prüfstand zur Ermittlung der tribologischen Kenndaten

Als feststehender Gegenkörper diente eine Laufscheibe aus 100Cr6-Nadellager-Stahl. Der Außendurchmesser betrug hier 42 mm, der Innendurchmesser 25 mm und die Dicke 3 mm. Der mittlere Reibradius r_r der Probe betrug beim Einsatz in der Stift-Scheibe-Prüfmaschine 16,5 mm. Die Härte des Gegenkörpers lag bei ca. 58 bis 63 HRC. Der Mittenrauhwert R_a der

Gegenkörperoberfläche war mit etwa 0,1 bis 0,2 μm angegeben. Die gemittelte Rauhtiefe R_z betrug ca. 1 bis 2 μm . Die Dimension des zu prüfenden Werkstoffe maßen ca. 4 mm * 4 mm * 12 mm. Dabei war die 16 mm² große Stirnfläche in Kontakt mit dem Gegenkörper.

Das Reibmoment M_r wurde über eine im Antriebsstrang befestigte Drehmomentmeßwelle gemessen. Über den Reibradius und die applizierte Normalkraft F_N ließ sich der Reibungskoeffizient nach folgender Formel berechnen:

$$\mu = \frac{M_r}{r_r \cdot F_N} \quad \text{Gleichung (3.6)}$$

Zur Berechnung der spezifischen Verschleißrate \dot{W}_S erfolgte eine Messung der Höhenabnahme Δh der Probe und des Gegenkörpers über einen induktiven Wegaufnehmer. Mittels dieses Verfahrens konnte allerdings nur die spezifische Verschleißrate des Systems Stift-Scheibe bestimmt werden. Die Berechnung erfolgte über die Höhenabnahme pro Zeit t (entspricht der linearen Verschleißtiefe \dot{W}_t), bezogen auf die nominelle Flächenpressung p und die Gleitgeschwindigkeit v :

$$\dot{W}_S = \frac{\Delta h}{t \cdot p \cdot v} = \frac{W_t}{p \cdot v} \quad \text{Gleichung (3.7)}$$

Zur Bestimmung der spezifischen Verschleißrate der Probekörper mußte zusätzlich eine Messung des Massenverlustes Δm der Materialien über der Versuchsdauer t durchgeführt werden. Eine Berechnung erfolgte nun nach folgender Formel:

$$\dot{W}_S = \frac{\Delta m}{\rho \cdot F_N \cdot s} \quad \text{Gleichung (3.8)}$$

Dies entsprach einem Volumenverlust, berechnet aus dem Massenverlust geteilt durch die Dichte ρ , bezogen auf die wirkende Normalkraft und den Gleitweg s . Je geringer der Verschleiß des Gegenkörpers ist, desto mehr gleichen sich die Ergebnisse der beiden unterschiedlichen Auswertemethoden an. In der Regel erhält man jedoch bei einer Auswertung der Verschleißrate über den Massenverlust einen etwas höheren Wert, da hier der meist höhere Verschleiß während der Einlaufzeit eines Versuches nicht berücksichtigt wird.

Sämtliche Versuche wurden bei nominellen Flächenpressungen zwischen 1-3 MPa und Gleitgeschwindigkeiten zwischen 1-3 m/s durchgeführt. Es wurde das Reibungs- und Verschleißverhalten von Raumtemperatur (23°C) bis $T=180^\circ\text{C}$ untersucht. Die Temperatur wurde auf der Rückseite des Stahlgegenkörpers mit einem Thermoelement gemessen. Der Temperaturwert dient gleichzeitig der Temperaturregelung. Als Umgebungsmedium kam Luft mit einer Temperatur von 23°C und einer relativen Feuchte von 30% zum Einsatz.

Die gewünschte Versuchszeit wird über eine Prüfsoftware der Maschine vorgegeben. Nach Ablauf der Zeit schaltet die Maschine automatisch ab. Die gewonnenen Meßdaten werden von einem Laborrechner zu Auswertungszwecken abgespeichert.

3.2.3.2. Block-Ring Prüfung

Zusätzlich zu den Stift-Scheibe-Versuchen wurden die Materialien nach dem Stift-Ring-Verfahren geprüft. Eine Skizze des Prüfstandes ist in Bild 3.8 gegeben.

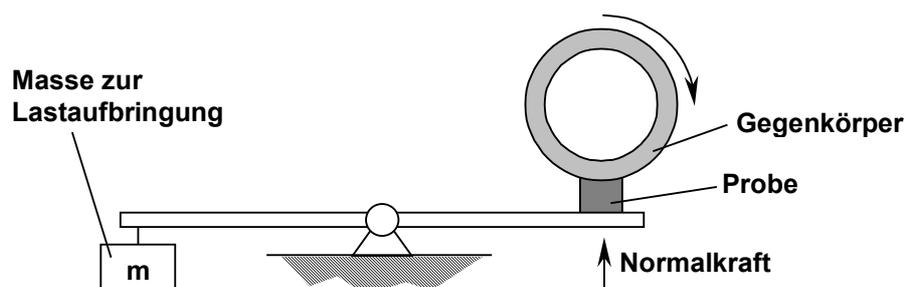


Bild 3.8: Block-on-Ring Prüfstand

Die Prüfparameter entsprachen denen der Stift-Scheibe-Prüfung. Untersuchungen bei Temperaturen von 150 °C konnten hier allerdings aufgrund einer fehlenden Heizvorrichtung nicht durchgeführt werden. Weiterhin konnte auch nur die spezifische Verschleißrate bestimmt werden. Eine Berechnung erfolgte anhand von Gleichung (3.8).

3.2.4. Thermische Analyse

3.2.4.1. Differential Scanning Calorimetry

Anhand der Differential Scanning Calorimetry können außer Aussagen zum Glasübergangs- und Schmelzpunkt sowie zur Kristallinität polymerer Materialien auch Daten bezüglich der spezifischen Wärmekapazität bei konstantem Druck gewonnen werden. Diese sollte hier unterhalb und oberhalb der Glasübergangstemperatur der untersuchten Verbundwerkstoffe bestimmt werden. Für die Untersuchungen stand ein Gerät der Fa. Mettler (Typ DSC 30, TA 4000) zur Verfügung. Bei allen Untersuchungen wurde eine Einwaage von ca. 10 mg mit einer Geschwindigkeit von 2 °C/min aufgeheizt.

3.2.4.2. Temperaturleitfähigkeit

Zur Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit wurde das Wärmepulsverfahren angewandt, bei dem die Proben mit der Dicke x von einer Seite einem Wärmepuls ausgesetzt werden. Gleichzeitig wird auf der Probenrückseite die zeitliche Temperaturänderung beobachtet. Sind die spezifische Wärmekapazität und die Dichte des Materials bekannt, so kann von der Temperaturleitfähigkeit auf die spezifische Wärmeleitfähigkeit zurückgerechnet werden. Die Temperaturleitfähigkeit wurde mit einem Gerät der Firma CompoTherm (Typ XP 20/IR) bestimmt. Derartige Messungen können in einem Vakuumofen durchgeführt werden, so daß

ein Einfluß der Proben­temperatur auf die Temperaturleitfähigkeit untersucht werden kann. Die Probenvorbereitung erfolgte in Anlehnung an [16].

4. ERGEBNISSE

4.1. Mechanische Charakterisierung

4.1.1. Dynamisch mechanische Thermoanalyse

Bild 4.1 zeigt den dynamischen Zug-Modul von "XC-2" und PEEK450 in Abhängigkeit von der Temperatur. Im Falle des faserverstärkten Materials ist deutlich die Anisotropie des Werkstoffes zu erkennen. Bei einer Prüfung in Faserrichtung (N) werden in etwa die dreifachen Werte erreicht als bei einer Prüfung quer zur Faserrichtung (P). In beiden Fällen liegt der dynamische Zugmodul des Verbundes über dem der reinen Matrix. Im Bereich der Glasübergangstemperatur ($T_{G(\text{PEEK})} = 143 \text{ °C}$) fallen alle E-Moduli ab. Bei Erreichen der Schmelztemperatur sinken die Werte bis auf Null ab.

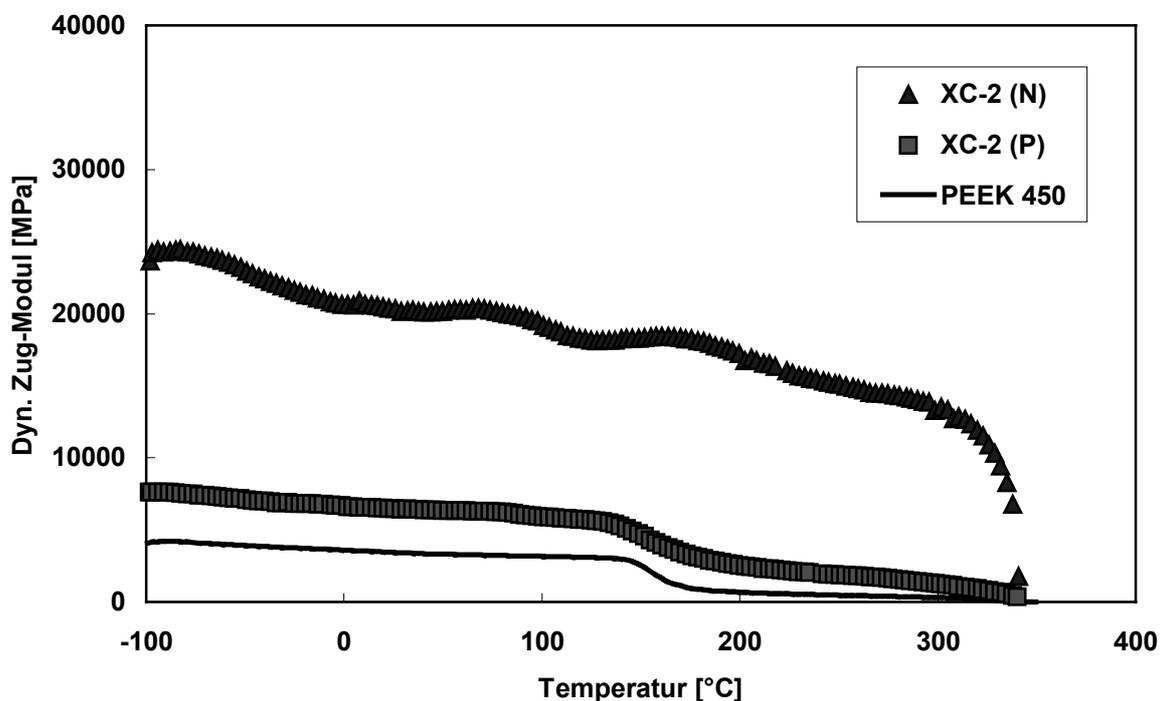


Bild 4.1: Dynamischer Zug-Modul von PEEK450 und "XC-2"

Im Falle der kurzfaserverstärkten PEEK-Materialien führt eine Verstärkung mit PAN-CF, wie erwartet, zu deutlich höheren dynamischen Zug-Moduli als bei einer Verstärkung mit Pitch-

CF. Bei beiden Faserarten fällt der dynamische Zug-E-Modul mit fallenden Fasergehalten ab (Bild 4.2 und 4.3). Eine Zugabe von Pitch-CF resultiert weiterhin in einer Verschiebung der Glasübergangstemperatur auf $T_G = 167\text{ °C}$. Mit zunehmendem Pitch-CF-Gehalt steigt der α -Relaxations-Peak (Glasübergangstemperatur) von $T_G = 164\text{ °C}$ bei einer Verstärkung mit 10 Gewichts-% Pitch-CF auf $T_G = 174\text{ °C}$ bei einer Verstärkung mit 30 Gewichts-% Pitch-CF.

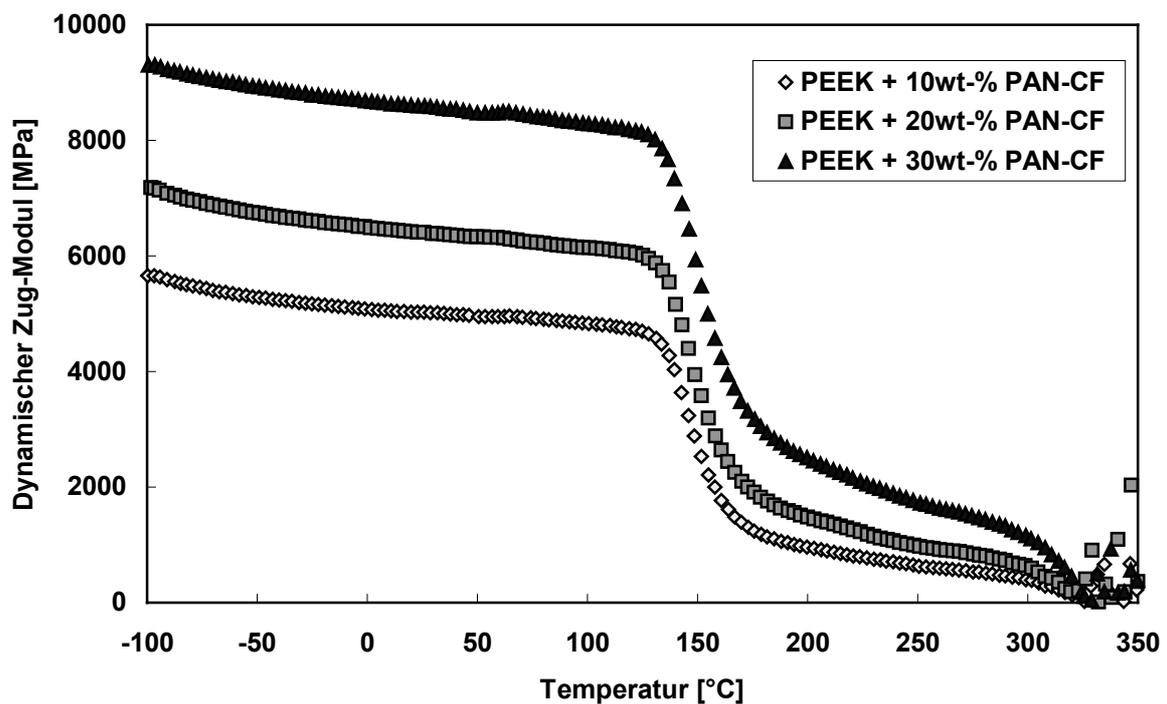


Bild 4.2: Dynamischer Zug-Modul der PAN-CF-verstärkten PEEK-Materialien

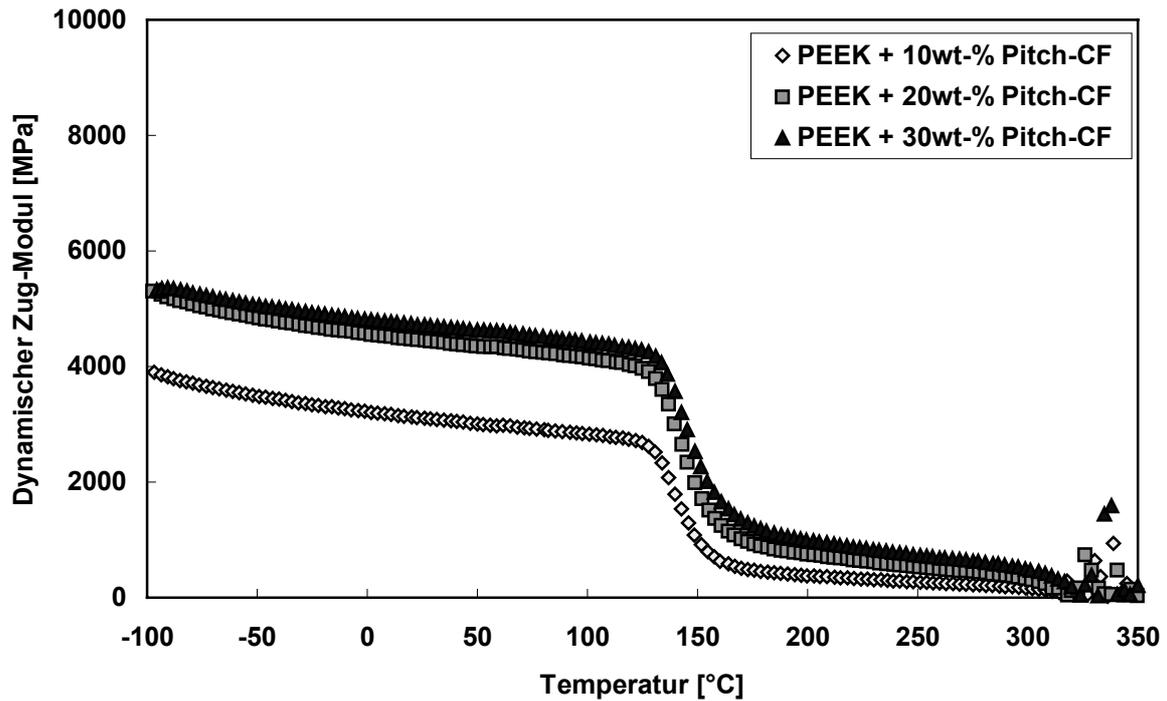


Bild 4.3: Dynamischer Zug-Modul der PAN-CF-verstärkten PEEK-Materialien

4.1.2. Der Zugversuch

Die im Zugversuch getesteten Materialien wurden hinsichtlich ihres Zug-E-Moduls und ihrer Zugfestigkeit ausgewertet. Zur Bestimmung des Zug-E-Moduls wurden Dehnmeßstreifen auf den Probekörpern appliziert. Dagegen erfolgte die Auswertung der Zugfestigkeit über die an der Prüfmaschine angezeigte Maximalkraft. In den Bildern 4.4 und 4.5 ist der Zug-E-Modul bzw. die Zugfestigkeit von „XC-2“ dargestellt.

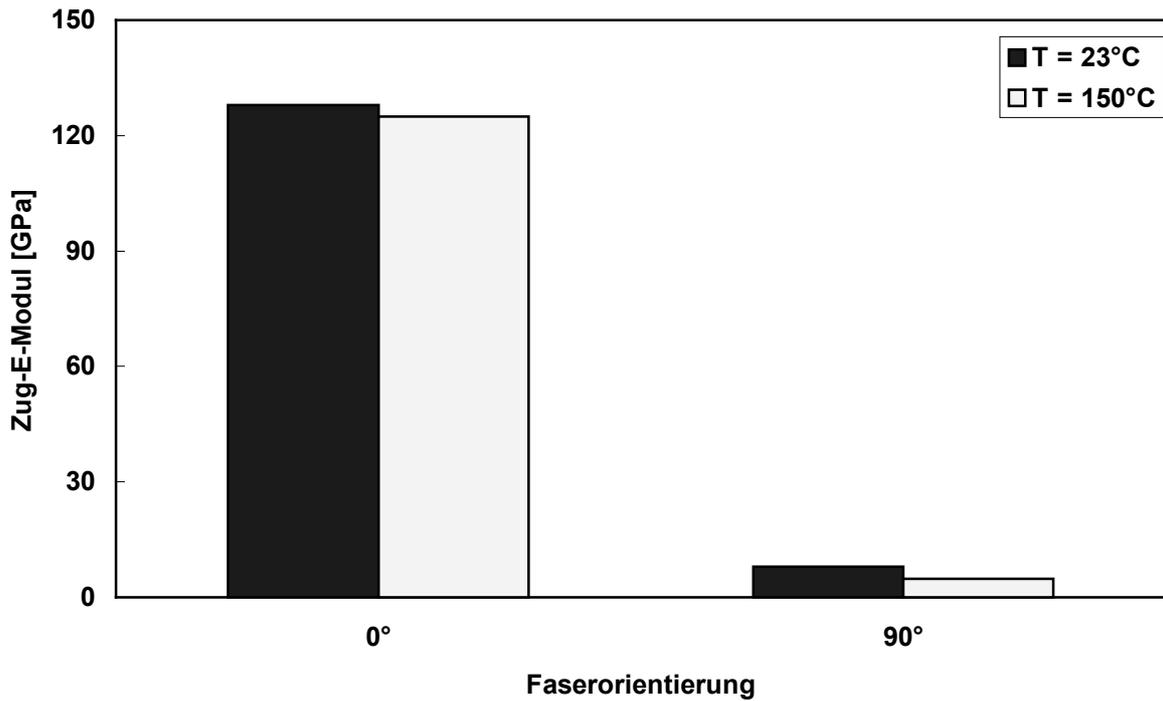


Bild 4.4: Zug-E-Modul von "XC-2" in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Temperatur

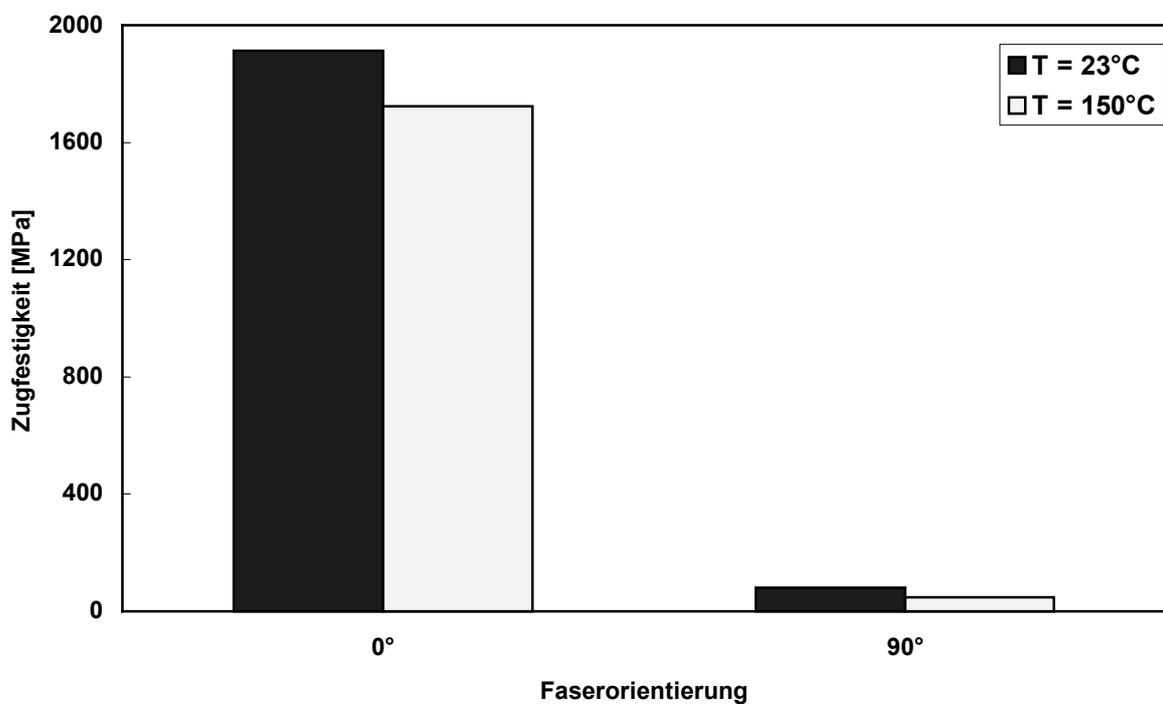


Bild 4.5: Zugfestigkeit von "XC-2" in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Temperatur

4.1.3. Der Druckversuch

Der in Kapitel 3.2.1.3 beschriebene Druckversuch wurde hinsichtlich des Druck-E-Moduls und der Druckfestigkeit ausgewertet. Es wurden sowohl die unidirektional endlosfaserverstärkten als auch die kurzfaserverstärkten Materialien getestet. In Bild 4.6 sind die Druck-E-Moduli der endlosfaserverstärkten Materialien dargestellt. Bild 4.7 zeigt die Druckfestigkeit dieser Materialien in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Temperatur.

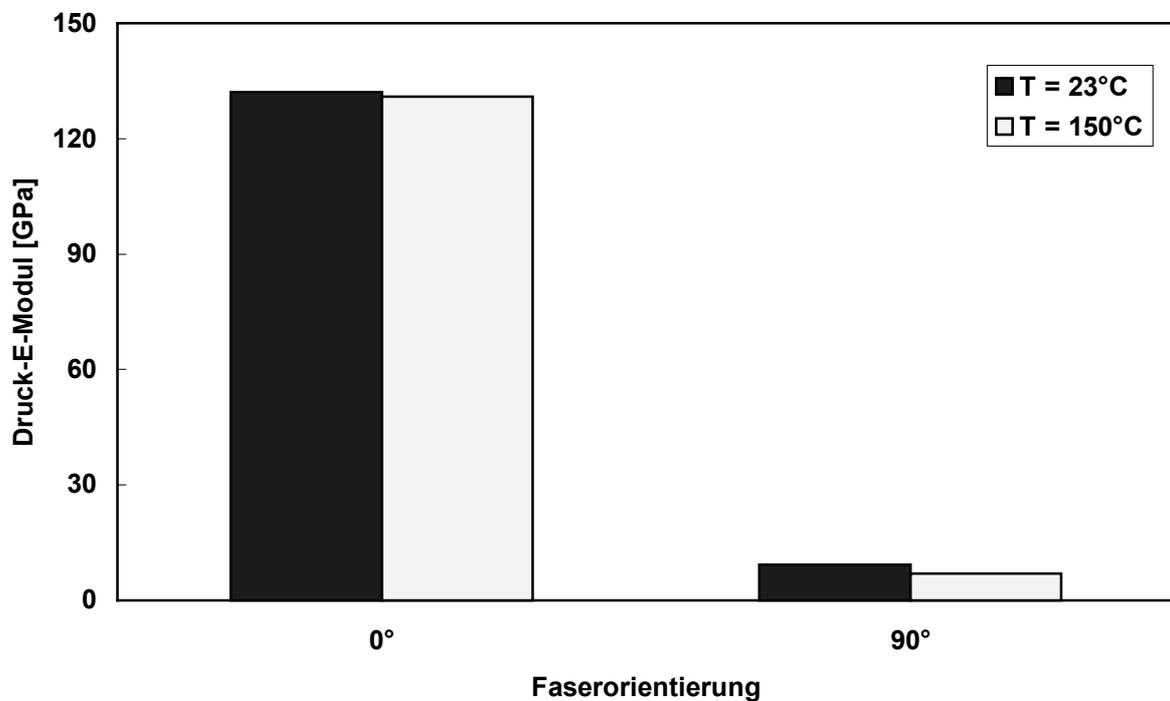


Bild 4.6: Druck-E-Modul von "XC-2" in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Temperatur

Die Ergebnisse zeigen eine deutliche Abhängigkeit der Materialeigenschaften von der Faserorientierung. Die deutlich höhere Fasersteifigkeit und -festigkeit führt zu erheblich höheren Materialkennwerten in Faserrichtung (0°). Werden die Materialien auf 150°C erhitzt, so fallen die Festigkeiten von "XC-2" ab. Die Steifigkeit des Materials bleibt bei diesen Temperaturen fast unbeeinflusst.

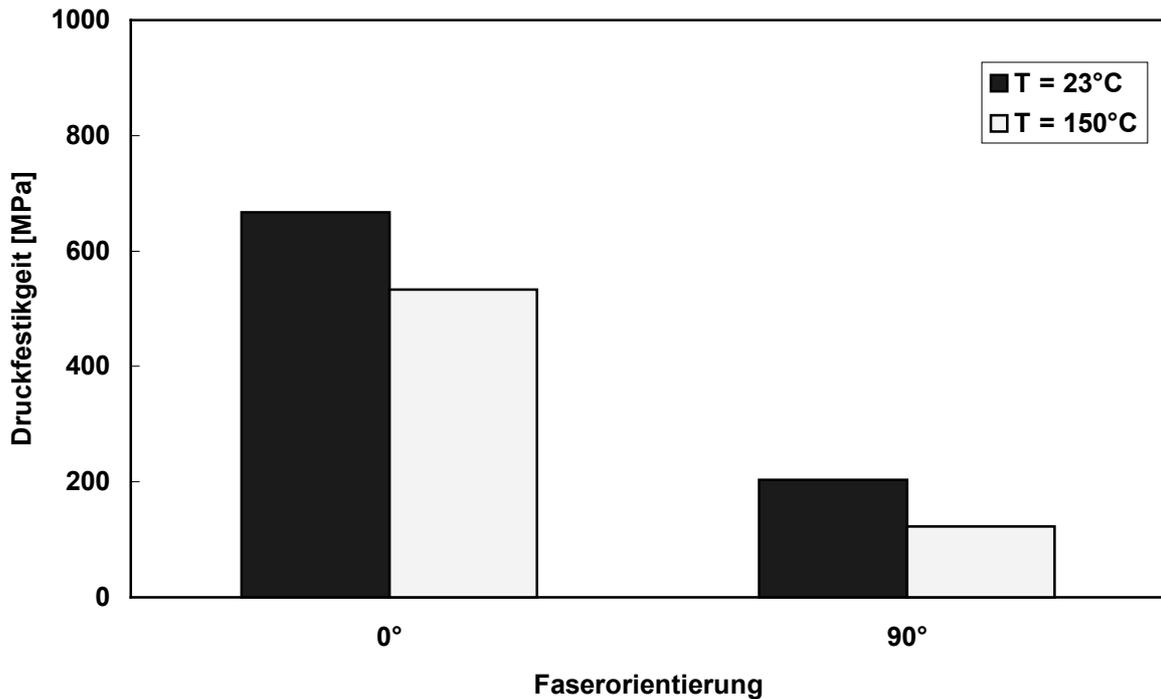


Bild 4.7: Druckfestigkeit von "XC-2" in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Temperatur

Eine Betrachtung der Druckfestigkeiten der kurzfaserverstärkten Materialien (Bild 4.8) zeigte, daß hier die Werte, wie erwartet, deutlich niedriger lagen als bei "XC-2". Lediglich bei einer Verstärkung mit 30 Gewichts-% Kohlenstoffasern auf PAN-Basis konnten Druckfestigkeiten im Bereich des endlosfaserverstärkten Materials bei einer Prüfung unter 90° Faserorientierung erreicht werden. Weiterhin zeigte sich, daß die Druckfestigkeiten der Pitch-CF verstärkten Materialien niedriger lagen als die der PAN-CF verstärkten Werkstoffe. Mit steigendem Fasergehalt ist bei beiden Materialgruppen ein Anstieg der Druckfestigkeit zu verzeichnen. Reines PEEK zeigt die niedrigste Druckfestigkeit.

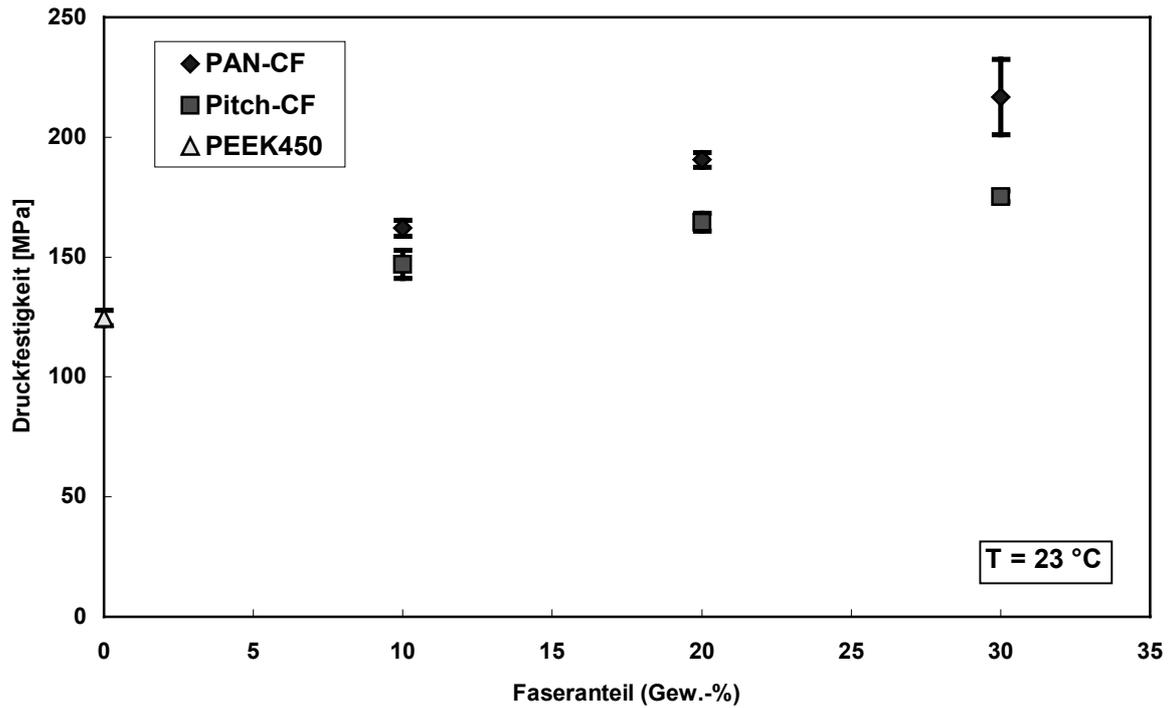


Bild 4.8: Druckfestigkeit der kurzfaserverstärkten Materialien bei Raumtemperatur

4.1.4. Der Schertest

Der Schertest wurde nicht nur parallel zur Faserlängsachse, d.h. hinsichtlich des klassischen interlaminaren Scherens, sondern auch quer zu den Fasern durchgeführt (Bild 4.9). Bild 4.10 zeigt die Scherfestigkeiten von "XC-2" in Abhängigkeit von der jeweiligen Prüfrichtung.

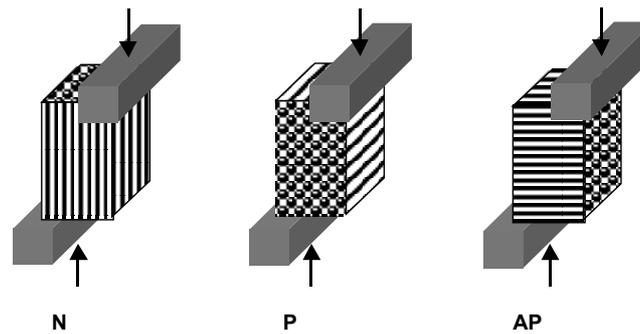


Bild 4.9: Faserorientierung beim Scherversuch

Es wird deutlich, daß bei normaler (N) Faserorientierung bei Raumtemperatur die höchsten Scherfestigkeiten erreicht werden ($\tau_{(N)} = 61,88 \text{ MPa}$). Unter dieser Faserorientierung spricht man auch von der interlaminaren Scherfestigkeit I_s . Unter P-Orientierung fallen die Scherfestigkeitswerte um mehr als 50% ab. Hier wird zwar auch zwischen den Fasern geschert, allerdings quer zur Faserrichtung. Bei AP-Orientierung werden bei Raumtemperatur noch ca. 50% der interlaminaren Scherfestigkeit erreicht. Die Kohlenstofffasern werden hier ebenfalls durchtrennt.

Wird die Prüftemperatur auf 150°C erhöht, so fällt die interlaminare Scherfestigkeit um ca. 30% ab. Bei paralleler und antiparalleler Faserorientierung ist ebenfalls ein Abfall der Scherfestigkeiten festzustellen, allerdings in geringerem Maß. Dies läßt den Schluß zu, daß eine Temperaturerhöhung bei diesem Material mehr zu einer Absenkung der Faser/Matrix-Haftung führt als zu einem generellen Absenken der einzelnen Materialkennwerte.

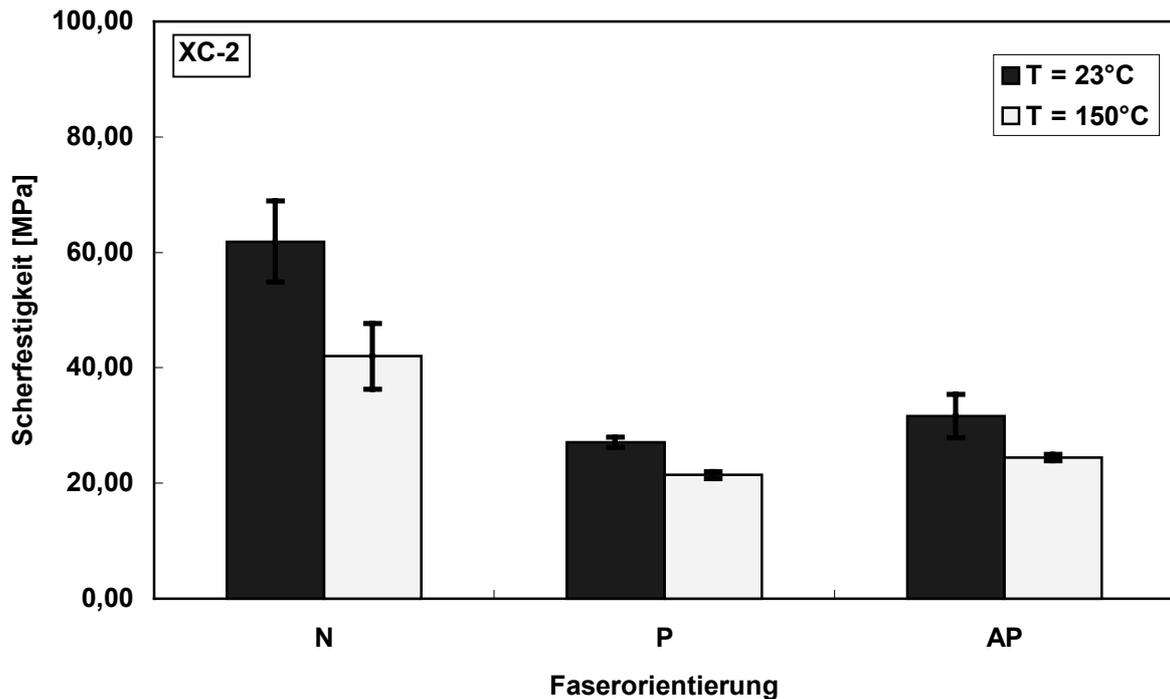


Bild 4.10: Scherfestigkeit von "XC-2" in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Temperatur

4.2. Mikromechanische Charakterisierung

4.2.1. Mikrohärteprüfung

4.2.1.1. Ausgangsmaterialien

Im folgenden werden die Mikrohärteprüfungen hinsichtlich der Universalhärte, d.h. der Härte unter Normalbelastung ausgewertet. Eine Bestimmung der Vickers-Härte war im Falle der Fasermaterialien nicht möglich, da der Eindruck zu klein war. In Anlehnung an eine ausreichend kleine Eindruckgröße auf den Fasern zur Vermeidung von Matrixeffekten wurde eine Eindringkraft von $F_N = 15 \text{ mN}$ gewählt.

Die Auswertung der Härte der Fasermaterialien zeigt deutlich die Anisotropie der Kohlenstoffasern. Wird auf die Faserstirnfläche eingedrückt, so liegen die Härtewerte im Vergleich zu einer Prüfung auf der Faserlängsachse ca. doppelt so hoch. Weiterhin besitzen

die Kohlenstofffasern auf Polyacrylnitril-Basis eine höhere Härte als die Pech-Kohlenstofffasern (Bild 4.11).

Das Matrixmaterial zeigt im Vergleich zu den Verstärkungsfasern sehr niedrige Werte. Ähnlich verhält es sich mit der Universalhärte von PTFE und Graphit. Die deutlich höchsten Universalhärtewerte weist der Stahlgegenkörper auf. Bei den Gegenkörpern aus Aluminium wurden in etwa die gleichen Härtewerte gemessen wie bei den Verstärkungsfasern aus Kohlenstoff.

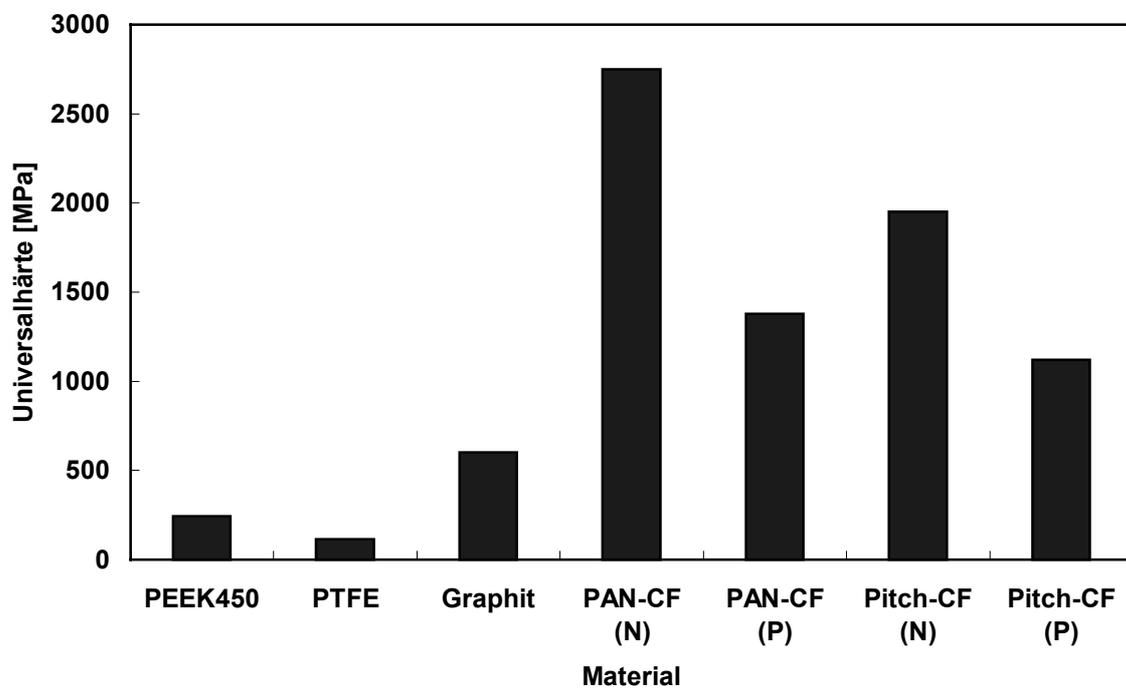


Bild 4.11: Universalhärte der einzelnen Materialien

4.2.1.2. Die Härte von XC-2

Die experimentellen Ergebnisse zeigen, daß die Härte von „XC-2“ entscheidend sowohl von der Eindringkraft als auch vom Eindringort abhängig ist. Wird die Vickerspyramide auf einer Faser plaziert, so ergeben sich unter normaler Faserorientierung höhere Härtewerte als bei

einer Plazierung im Matrixbereich (Bild 4.12). Unter paralleler Faserorientierung (Bild 4.13) erreichen die Härtewerte bei einer Plazierung auf einer Faser nur ca. 50% der Härtewerte unter N-Orientierung. Unterschiede bei einer Plazierung in der Matrix zur normalen Faserorientierung sind nicht zu erkennen.

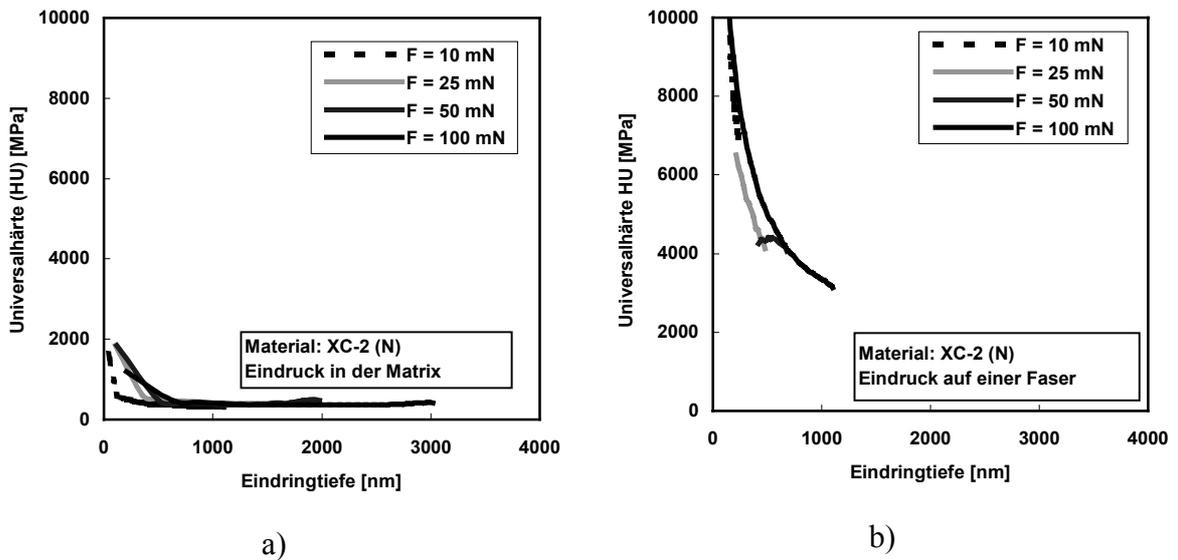


Bild 4.12: Härte von XC-2 (N-Orientierung) in Abhängigkeit von der Eindringkraft und der Eindringposition

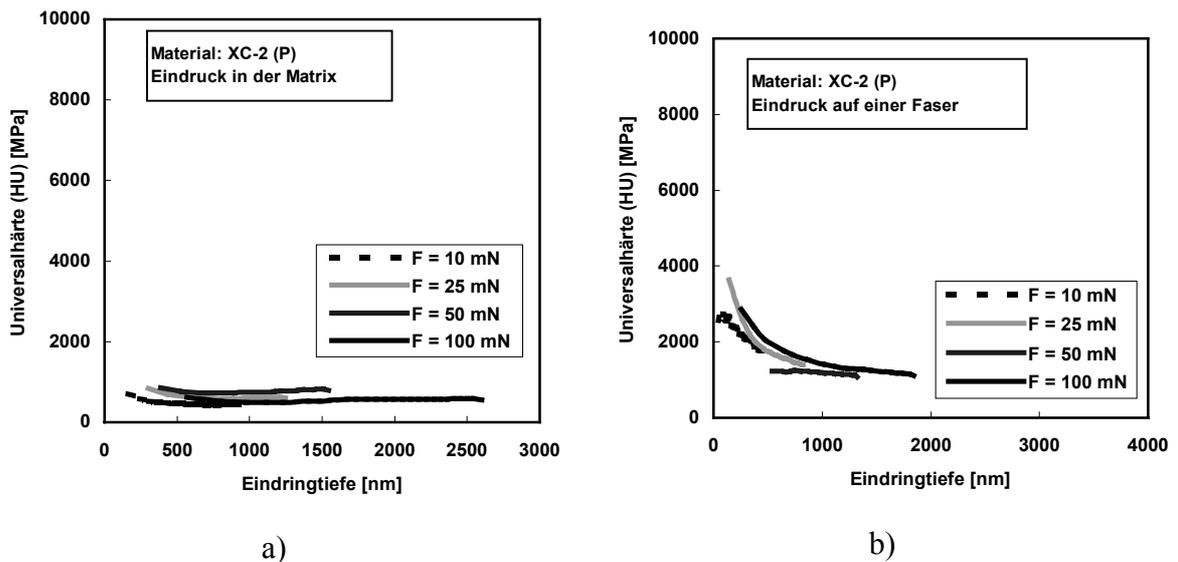


Bild 4.13: Härte von XC-2 (P-Orientierung) in Abhängigkeit von der Eindringkraft und der Eindringposition

4.2.1.3. Transferfilmcharakterisierung

Bei der Härtecharakterisierung des beim Gleitverschleißes gegen Stahl auftretenden Transferfilmes ist zu beachten, daß dieser zum einen deutliche Inhomogenitäten aufweist und zu anderen sich dessen Härte mit fortschreitender Verschleißdauer ändert. Aus diesem Grund werden hier die Transferfilmhärtewerte in Abhängigkeit von der Verschleißdauer angegeben. Es ist zu bemerken, daß zur Bestimmung eines einzelnen verlässlichen Härtewertes mindestens 20 Einzelmessungen durchgeführt werden mußten. Weiterhin war eine Transferfilmcharakterisierung bei erhöhten Prüftemperaturen mittels Mikrohärteprüfung nicht möglich, da hier aufgrund einer zu geringen Filmdicke fast ausschließlich die Substrathärte (100Cr6-Stahl) gemessen werden konnte.

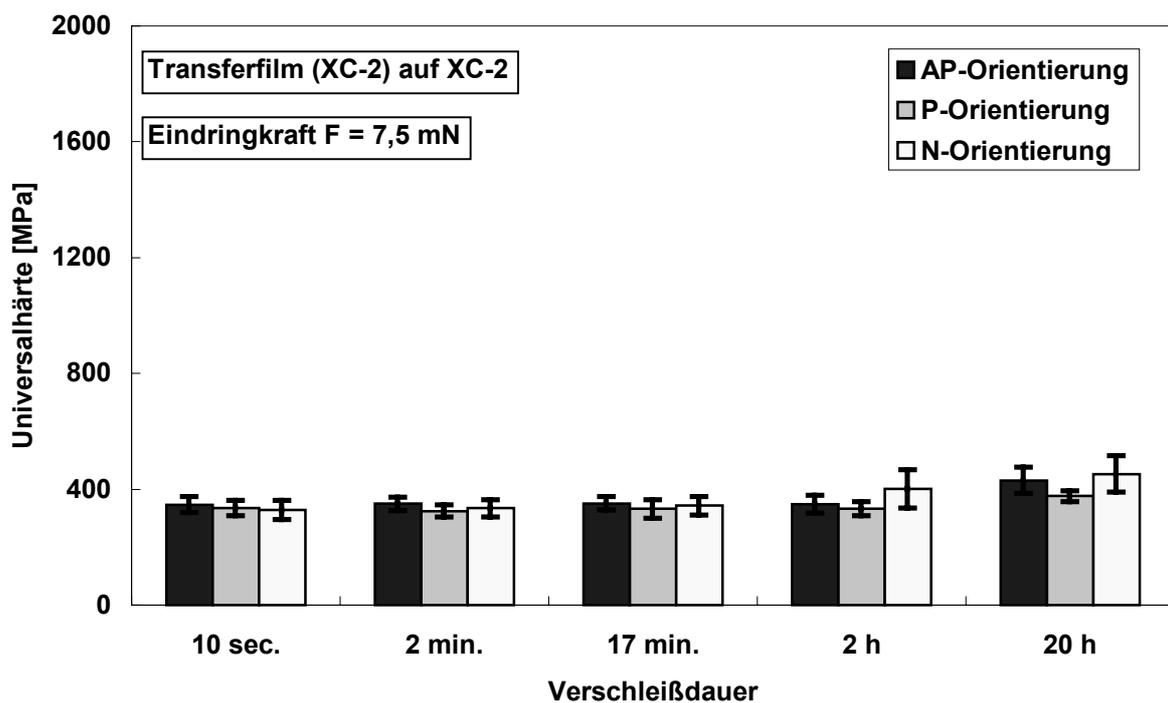


Bild 4.14: Transferfilmhärte auf der Verschleißprobe in Abhängigkeit von der Zeit

Das Substrat beeinflusst auch bei Raumtemperatur die Härte des Transferfilmes. Die Bilder 4.14 und 4.15 zeigen den von XC-2 gebildeten Transferfilm zum einen auf dem Verbundwerkstoff und zum anderen auf dem Stahlgegenkörper. Obwohl es sich um den gleichen Transferfilm handelt, liegen die Härtewerte bei einer Messung auf dem Stahlgegenkörper deutlich höher. In Bild 4.14 zeigen die Härtewerte des Transferfilmes keine deutliche Abhängigkeit von der Verschleißdauer und der Faserorientierung Sie liegen im Bereich der Matrixhärte ($HU_{\text{Matrix}} \approx 300 \text{ MPa}$).

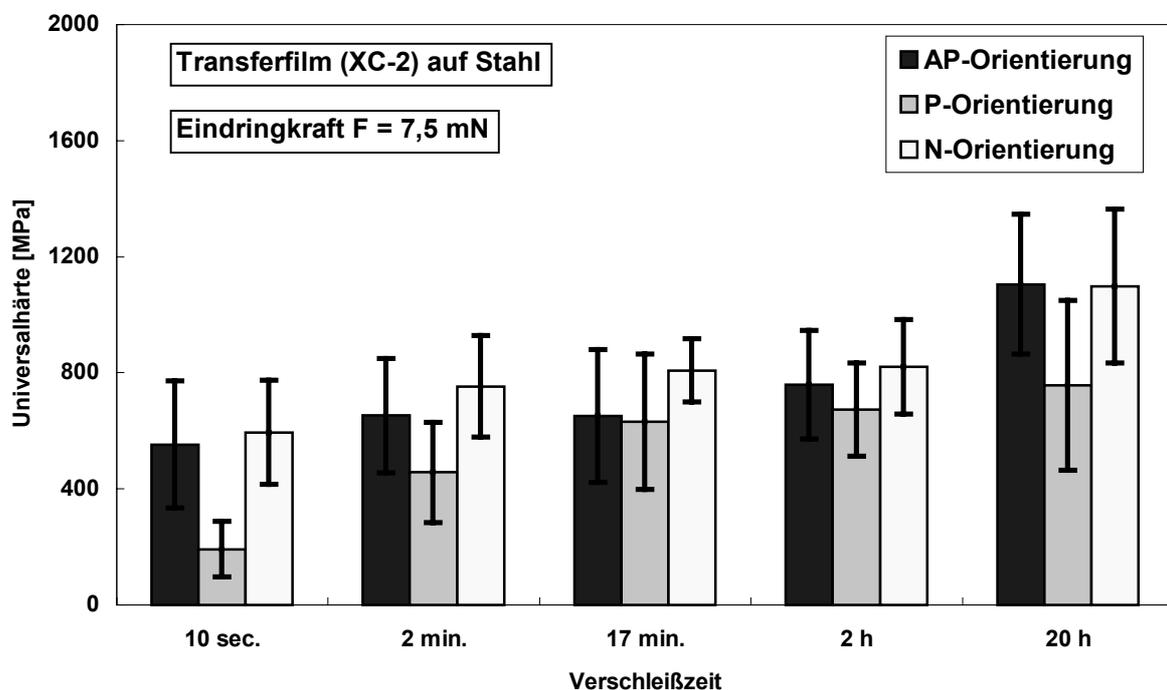


Bild 4.15: Transferfilmhärte auf dem Stahlgegenkörper in Abhängigkeit von der Zeit

Im Falle einer Messung auf Stahl variieren die Transferfilmhärten stark (Bild 4.15). Mit fortlaufender Verschleißdauer steigt die Transferfilmhärte stark an. Unter paralleler Faserorientierung wurde bei allen Verschleißdauern die niedrigste Härte des Transferfilmes gemessen. Sie liegt im Bereich der Matrixhärte bzw. leicht darunter ($t = 10 \text{ sec.}$). Bereits nach einer Verschleißzeit von 17 Minuten liegt die Transferfilmhärte über der Matrixhärte. Unter antiparalleler bzw. normaler Faserorientierung weisen die Transferfilme durchgehend höhere Härtewerte auf als das reine Matrixmaterial. Die deutlich höchste Härte wird unter N-Orientierung bei einer Verschleißzeit von 20 Stunden erreicht.

Die gemessenen Werte verdeutlichen, daß das jeweilige Substrat einen großen Einfluß auf die Härte dünner Filme ausübt. Gleichzeitig konnten auch die Unterschiede zwischen den einzelnen Faserorientierungen dargestellt werden. Aufgrund der Tatsache, daß im Falle des XC-2-Substrates keine deutlichen Abhängigkeiten der Transferfilmhärte von der Zeit festgestellt werden konnten, liegt der Schluß nahe, daß hier höhere Substratrauhigkeiten vorhanden sein können, welche zu einer inhomogeneren Transferfilmschichtdicke führen. Weiterhin stören bei der Auswertung die unterschiedlichen Materialkennwerte der einzelnen Werkstoffkomponenten. Es ist nicht möglich, festzustellen, ob eine Härtemessung oberhalb einer Faser oder der Matrix durchgeführt wurde.

4.2.2. Der Mikro-Zugversuch

Die Ergebnisse des Mikro-Zugversuches verdeutlichen, daß beim Stift-Scheibe-Versuch ein Kontakt einzelner Rauigkeitsspitzen vorliegt. In den Bildern 4.16 bis 4.18 werden die Schleifspuren der im Kontakt befindlichen Rauigkeitsspitzen von XC-2 auf einer mit Gold besputterten Glasplatte in Abhängigkeit von der Faserorientierung gezeigt. Der Schleifweg betrug 300 µm. Es wurde mit einer nominellen Flächenpressung von $p=1$ MPa geprüft.

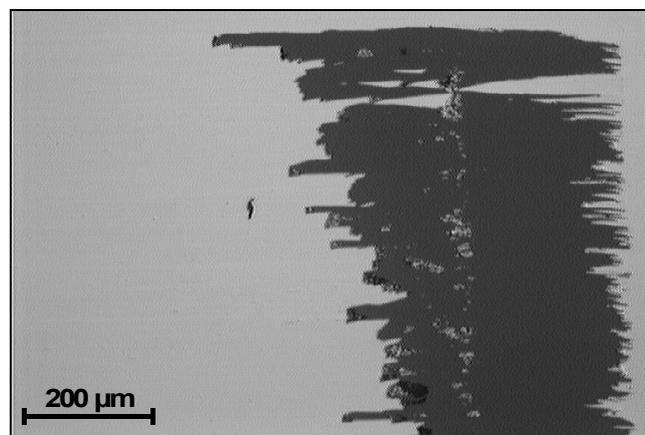


Bild 4.16: Schleifspuren von "XC-2" (N-Orientierung) auf einer Glasplatte

In allen Bildern sind deutlich einzelne Kratzspuren auf der Goldoberfläche sichtbar, was auf einen Kontakt einzelner Rauigkeitsspitzen hindeutet. Quantitative Aussagen über die gesamte Anzahl der einzelnen im Kontakt befindlichen Rauigkeitsspitzen konnten allerdings nicht gemacht werden. Theoretisch sollten bei paralleler bzw. antiparalleler Faserorientierung aufgrund der geringeren mechanischen Eigenschaften des Materials in Belastungsrichtung größere Verformungen in der Kontaktfläche stattfinden und somit eine größere reale Kontaktfläche vorliegen als bei normaler Faserorientierung. Da es jedoch nicht möglich war, eine exakte parallele Ausrichtung der Kontaktfläche zur Glasplatte zu gewährleisten, schwankten auch die nominellen Kontaktflächen bzw. der nominelle Anpreßdruck. Die beschriebene Problematik ist deutlich in Bild 4.16 zu erkennen. Hier fand nur ein nomineller Kontakt mit einer Kante der Gesamtfläche statt.

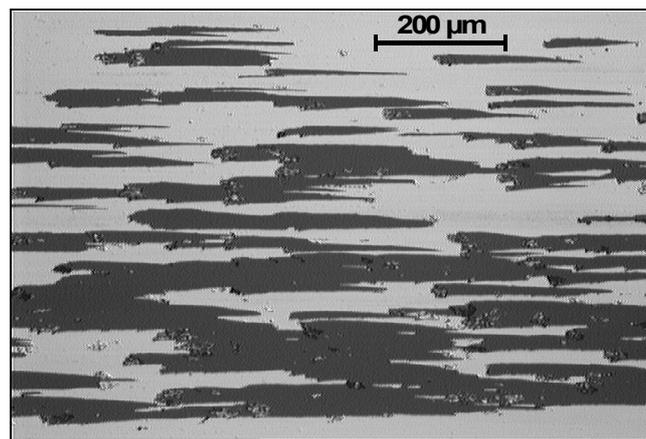


Bild 4.17: Schleifspuren von XC-2 (P-Orientierung) auf einer Glasplatte

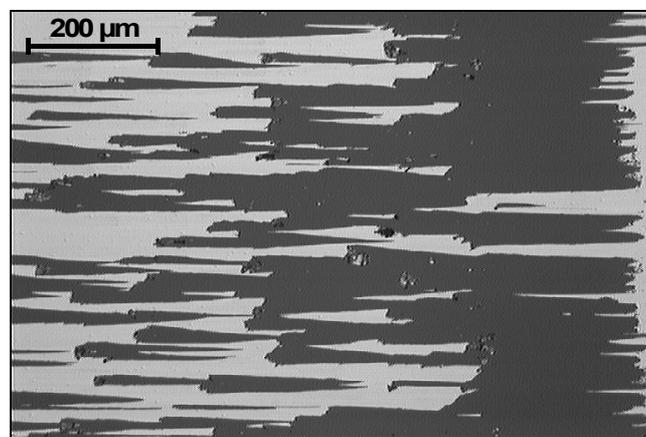


Bild 4.18: Schleifspuren von XC-2 (AP-Orientierung) auf einer Glasplatte

4.2.3. Der Mikro-Druckversuch

Bild 4.19 verdeutlicht die Kontaktbereiche zwischen den unverschlissenen "XC-2"-Proben und einer Glasplatte nach dem in Kapitel 3 beschriebenem Versuch. Da eine eindeutige Darstellung des Abdruckes bei einer Pressung von 1 MPa nicht möglich war wurde mit höheren Drücken von $p = 10$ MPa gearbeitet.

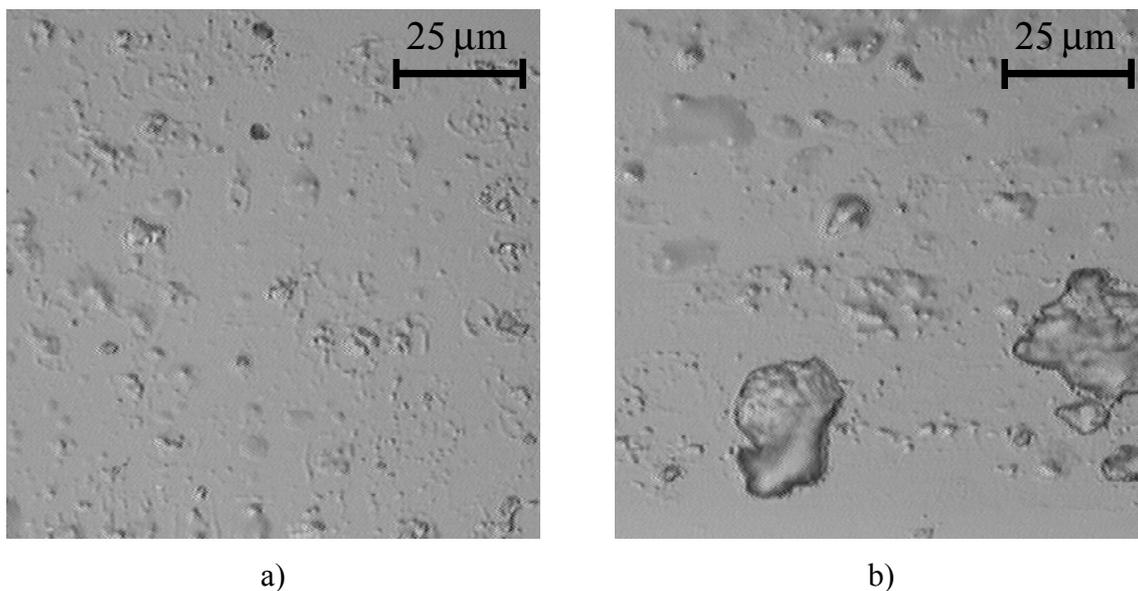


Bild 4.19: Gemessene Kontaktfläche zwischen XC-2 (a) N-Orientierung; b) P-Orientierung) und einer Glasplatte bei einer nominellen Pressung von 10 MPa

Sowohl bei normaler (N) als auch bei paralleler (P) Faserorientierung konnte ein Kontakt einzelner Rauigkeitsspitzen beobachtet werden. Unter P-Orientierung erscheinen die Kontaktpunkte etwas größer. Dieser Effekt resultiert aus den höheren plastischen Deformationen, die aufgrund der niedrigeren Materialeigenschaften unter P-Orientierung entstehen.

Anhand dieser Ergebnisse läßt sich belegen, daß für die in der Modellierung getroffene Annahme eines Rauigkeitsspitzenkontaktes zu Beginn der Verschleißtests richtig war.

4.3. Thermische Analyse

4.3.1. Temperaturleitung

Die Temperaturleitfähigkeit wurde in Abhängigkeit vom Fasergehalt bestimmt. Es ist deutlich zu erkennen, daß, unabhängig von der Kohlenstofffaserart, die Temperaturleitfähigkeit mit steigendem Fasergehalt zunimmt (Bild 4.20). Für XC-2 wurde die Temperaturleitfähigkeit unter paralleler Faserorientierung ebenfalls bestimmt. Sie beträgt $a = 5,51 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s}$.

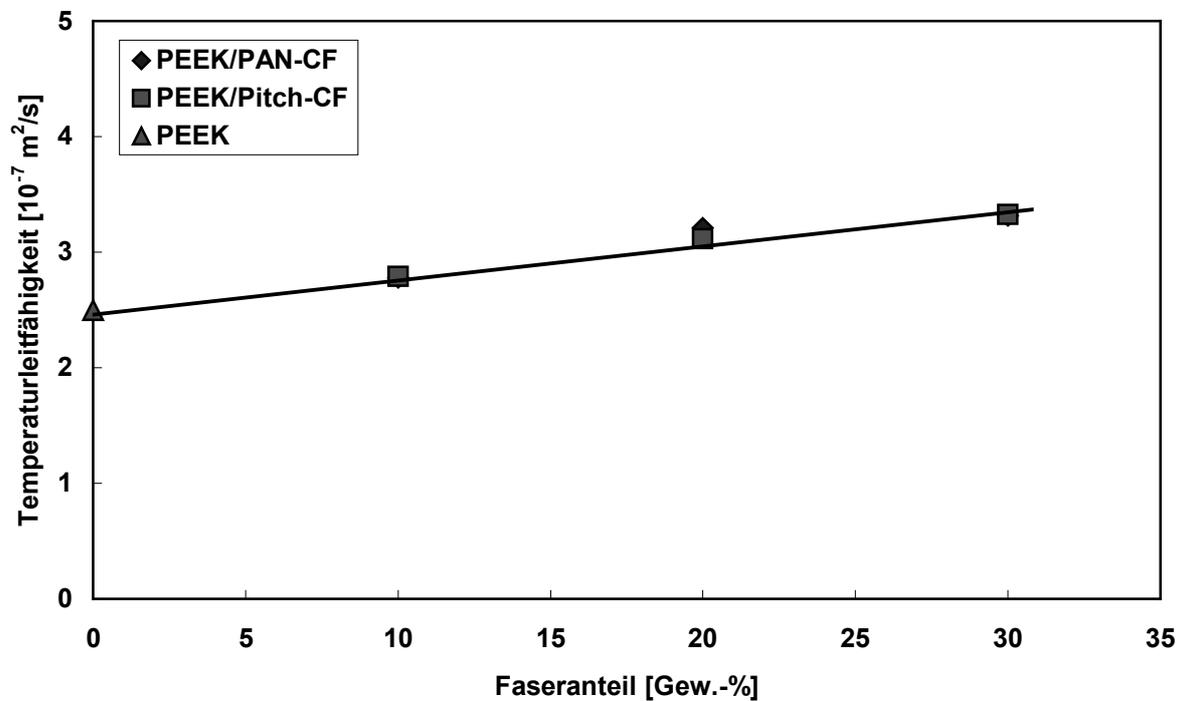


Bild 4.20: Temperaturleitfähigkeit der kurzfaserverstärkten Materialien

4.3.2. Wärmeleitung

Aus den Ergebnissen zur Wärmekapazität, der Temperaturleitfähigkeit und der Dichte läßt sich die spezifische Wärmeleitfähigkeit bestimmen. Bild 4.21 zeigt die entsprechenden Ergebnisse für die kurzfaserverstärkten Materialien. Es findet ein leichter Anstieg der spezifischen Wärmeleitfähigkeit mit ansteigendem Faseranteil statt. Für die verschiedenen Faserarten lassen sich keine nennenswerten Unterschiede feststellen. Für XC-2 unter paralleler Faserorientierung ergab sich eine spezifische Wärmeleitfähigkeit von $\lambda = 0,801$ W/mK. Dieser Wert liegt aufgrund des bedeutend höheren Faseranteils (60 Vol.-%) deutlich über den Wärmeleitfähigkeitswerten der kurzfaserverstärkten Materialien.

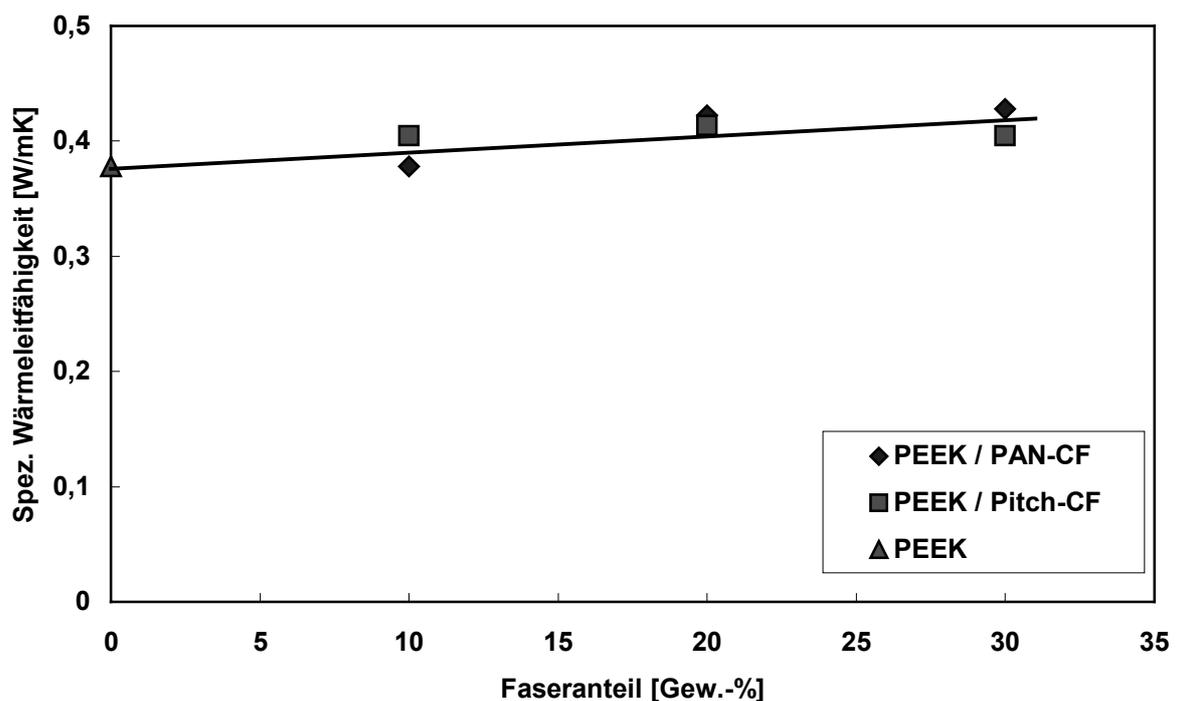


Bild 4.21: Spezifische Wärmeleitfähigkeit der kurzfaserverstärkten Materialien

4.4. Tribologische Charakterisierung

4.4.1. Gleitverschleiß von endlos kohlenstoffaserverstärkten PEEK-Verbunden

4.4.1.1. Einfluß der Faserorientierung

Im folgenden sind die Ergebnisse der Reibungs- und Verschleißuntersuchungen an „XC-2“ (CF/PEEK) nach dem Stift-Scheibe-Prinzip dargestellt. Die Versuche wurden mit einer nominellen Pressung von $p=1\text{MPa}$ und einer Gleitgeschwindigkeit von $v=1\text{m/s}$ durchgeführt. Bild 4.22 zeigt den Reibungskoeffizienten dieses Werkstoffes gegen 100Cr6-Lagerstahl im eingelaufenen Zustand. Unter normaler (N) Faserorientierung liegt der Reibungskoeffizient mit einem Wert von $\mu_{(N)}=0,45$ deutlich höher als unter paralleler (P) bzw. antiparalleler (AP) Faserorientierung ($\mu_{(P)}=0,29$; $\mu_{(AP)}=0,32$).

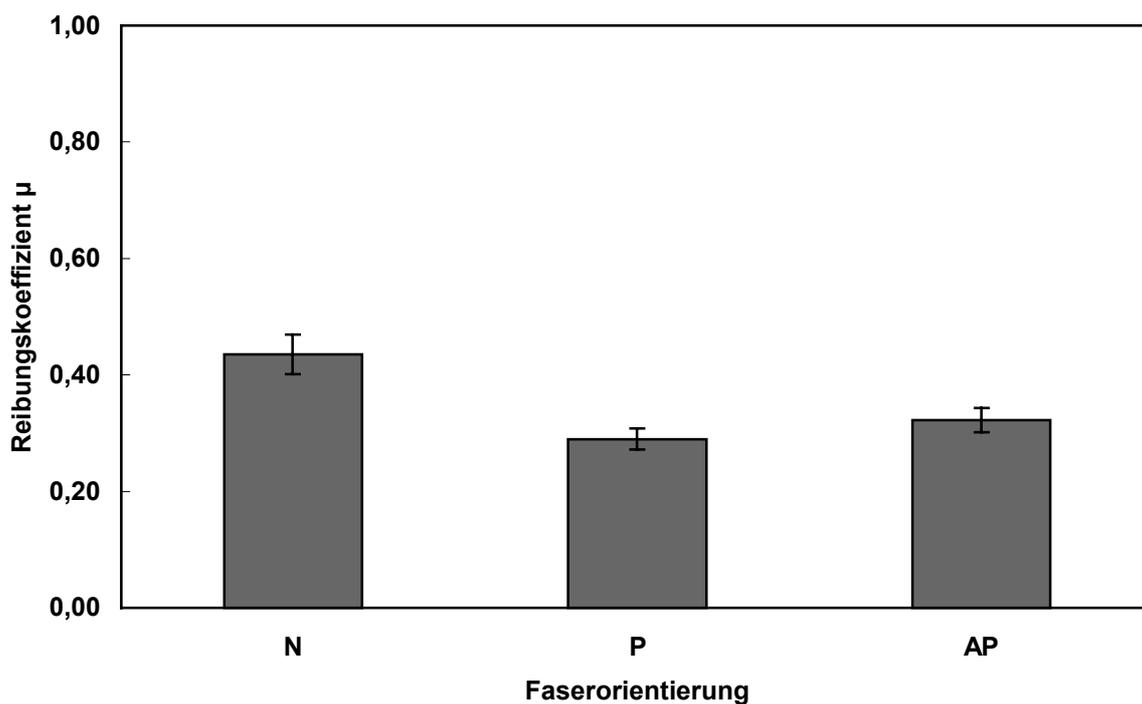


Bild 4.22: Reibungskoeffizient von „XC-2“ in Abhängigkeit von der Faserorientierung

Die Faserorientierung wirkt sich ebenfalls auf deutlich auf das Verschleißverhalten von „XC-2“ aus. Bild 4.23 zeigt die spezifische Verschleißrate von „XC-2“ bei Raumtemperatur

in Abhängigkeit von der Faserorientierung. Unter normaler Faserorientierung liegt die spezifische Verschleißrate um mehr als eine Größenordnung höher als unter paralleler bzw. antiparalleler Faserorientierung. Insgesamt wurden bei paralleler Faserorientierung die niedrigsten Verschleißraten gemessen.

Diese Ergebnisse lassen sich auch durch rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Verschleißflächen bestätigen. Im Falle einer N-Orientierung brechen große Faserstücke aus dem Verbund aus (Bild 4.24b), die zu einem derart erhöhten Abrasivverschleiß führen, so daß selbst die Stahlscheibe stark geschädigt wird. Bild 4.24a zeigt dagegen tiefe Furchen im Stahlgegenkörper, mit der Folge, daß die Originaloberfläche nicht mehr sichtbar ist.

Die Auswertung der anhand von Laserprofilometermessungen erzielten Rauigkeitsparameter ergab, daß die Rauheit der Stahlgegenkörper in einem umgekehrt proportionalen Verhältnis zu den Verschleißwerten steht. Tabelle 4.1 zeigt die Rauigkeitsparameter in Abhängigkeit von der Faserorientierung.

Faserorientierung		Rauigkeitsparameter			
		Urzustand	N	P	AP
R_a	[μm]	0,57	0,14	0,51	0,36
R_{max}	[μm]	10,02	3,04	6,53	4,19
R_p	[μm]	5,23	2,19	3,5	1,73
R_{pm}	[μm]	2,86	1,39	2,31	1,37
R_q	[μm]	0,75	0,22	0,67	0,48
R_t	[μm]	11,12	3,25	6,98	4,54
R_z	[μm]	8,68	2,62	5,75	3,91

Tab. 4.1: Rauigkeitswerte der bei Raumtemperatur verschlissenen Stahlgegenkörpern in Abhängigkeit von der Faserorientierung

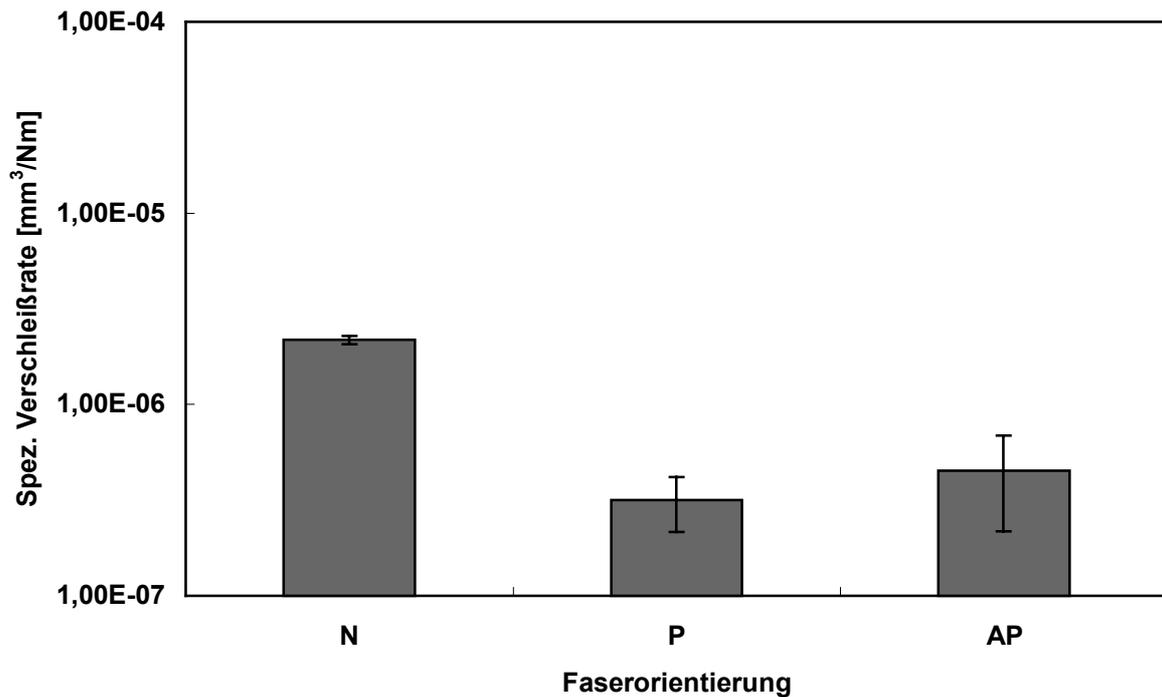


Bild 4.23: Spezifische Verschleißrate von "XC-2" bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Faserorientierung

Eine Betrachtung der verschlissenen Oberflächen unter P-Orientierung zeigt, daß die CF/PEEK-Probe sehr fein abgeschliffen wurde. Es sind keine großen Faserausbrüche feststellbar (Bild 4.25b). Die Stahloberfläche zeigt noch ihre Originaltopographie (Bild 4.25a). Unter AP-Orientierung ist nach einer Verschleißzeit von 20 Stunden ebenfalls kein Abrasivverschleiß auf der Stahloberfläche zu verzeichnen (Bild 4.26a) Es bilden sich kleinere Agglomerate aus Verschleißpartikeln. Auf der CF/PEEK-Oberfläche ist schon ein vermehrtes Ausbrechen von Faserstücke festzustellen (Bild 4.26b).

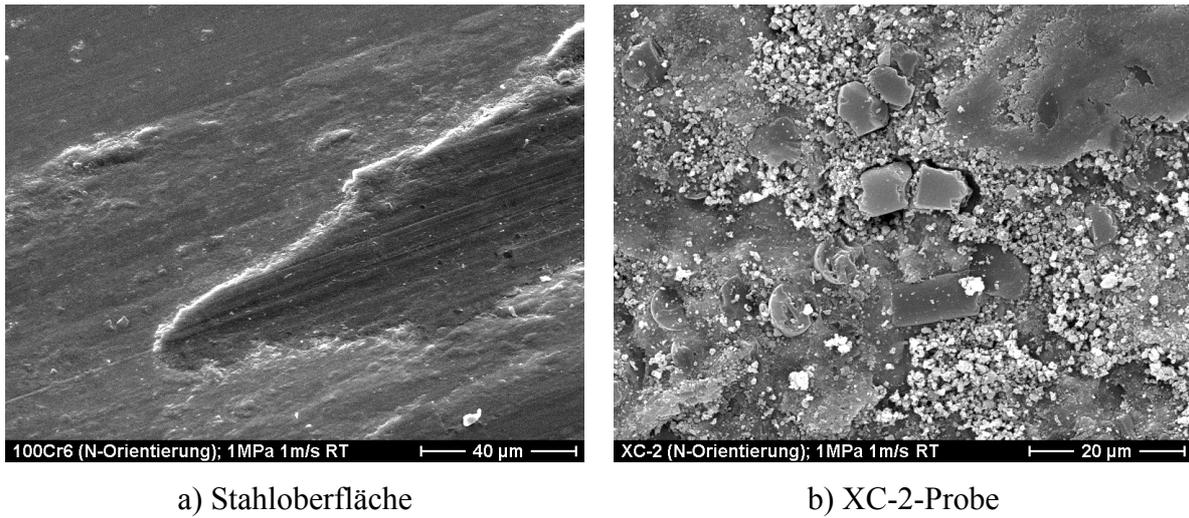


Bild 4.24: Verschlissene Oberflächen einer XC-2 / Stahl-Reibpaarung (N-Orientierung; 1MPa, 1m/s, RT, 20h)

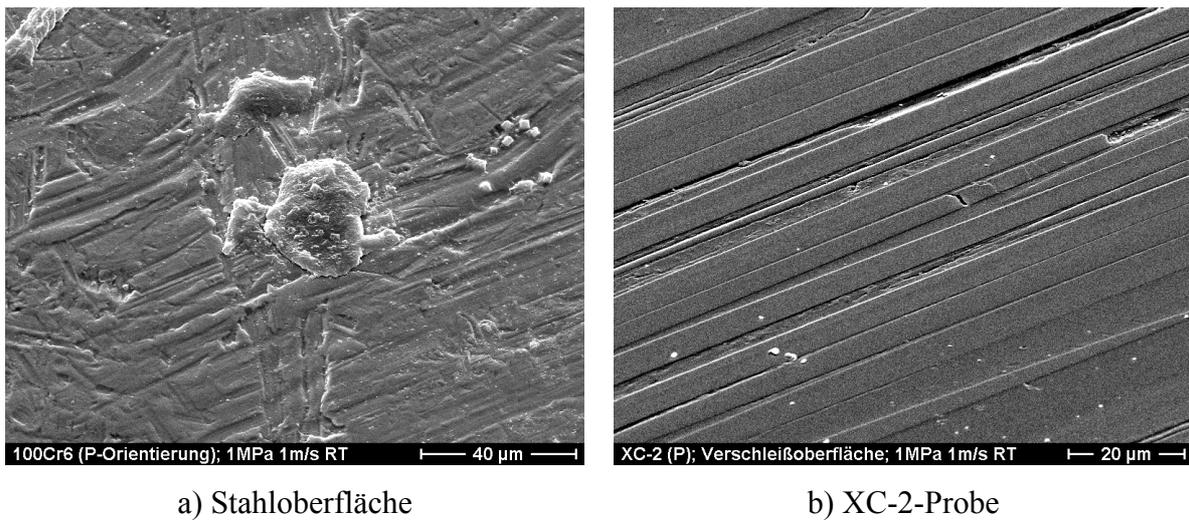


Bild 4.25: Verschlissene Oberflächen einer XC-2 / Stahl-Reibpaarung (P-Orientierung; 1MPa, 1m/s, RT, 20h)

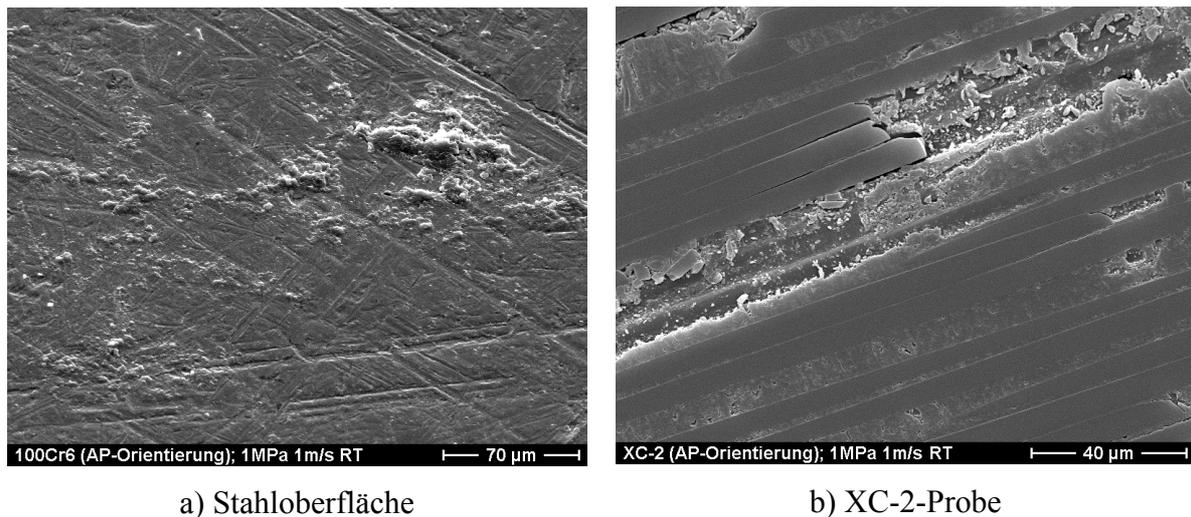


Bild 4.26: Verschlissene Oberflächen einer XC-2 / Stahl-Reibpaarung (AP-Orientierung; 1MPa, 1m/s, RT, 20h)

4.4.1.2. Einfluß der Flächenpressung

In einem nächsten Schritt wurden die Flächenpressungen für alle drei Faserorientierungen zwischen 1MPa und 3 MPa variiert. Bild 4.27 zeigt die spezifische Verschleißrate von XC-2 in Abhängigkeit von der Flächenpressung.

Wird der Druck von 1 MPa auf 2 MPa erhöht, so steigt die spezifische Verschleißrate von XC-2 bei allen drei Faserorientierung deutlich an. Eine weitere Erhöhung der Flächenpressung auf 3 MPa wirkt sich dagegen nur noch geringfügig auf die spezifische Verschleißrate des Materials aus. Bei allen drei Laststufen zeigt XC-2 unter N-Orientierung die höchsten spezifische Verschleißraten. Während bei einer Flächenpressung von 1 MPa unter paralleler Faserorientierung noch die niedrigste spezifische Verschleißrate gemessen wird ($\dot{W}_{S(P)} = 3,18 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$), so zeigt sich bei einem Druck von 3 MPa das beste Verschleißverhalten unter antiparalleler Faserorientierung ($\dot{W}_{S(AP)} = 1,04 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$).

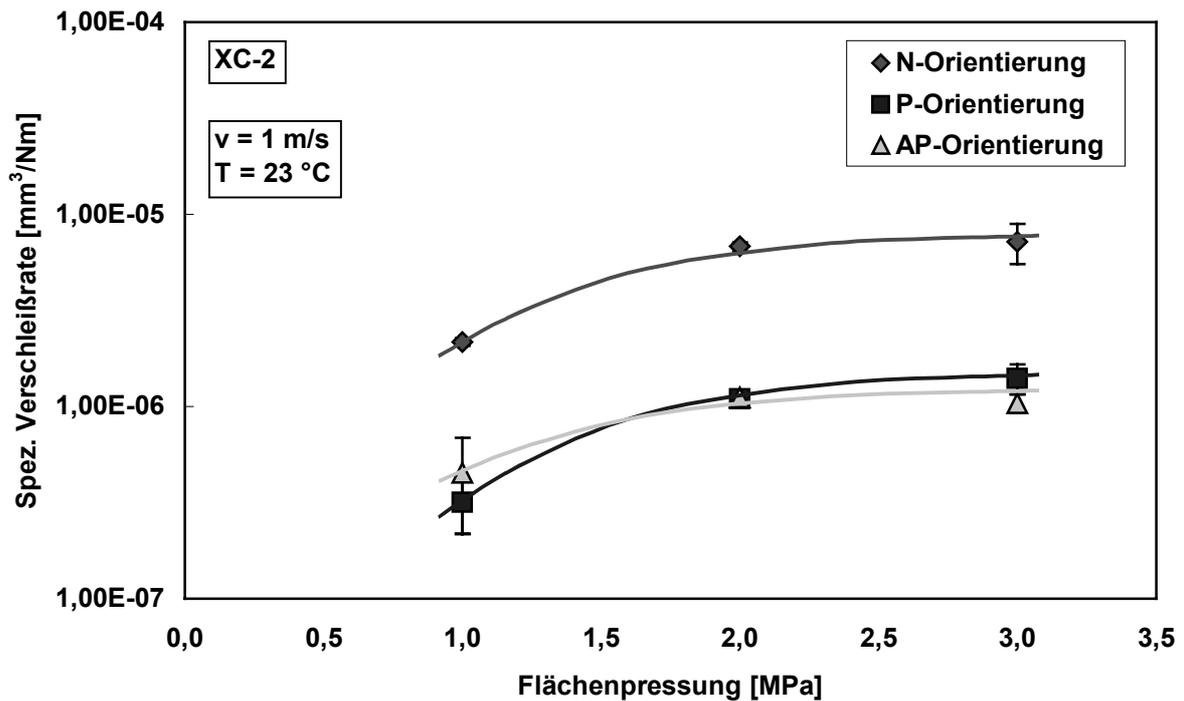


Bild 4.27: Spezifische Verschleißrate von XC-2 in Abhängigkeit von der Flächenpressung

Betrachtungen der verschlissenen Oberflächen unter N-Orientierung (Bild 4.28) zeigen, daß mit einer Zunahme der Flächenpressungen keine Änderung der Verschleißmechanismen zu verzeichnen ist.

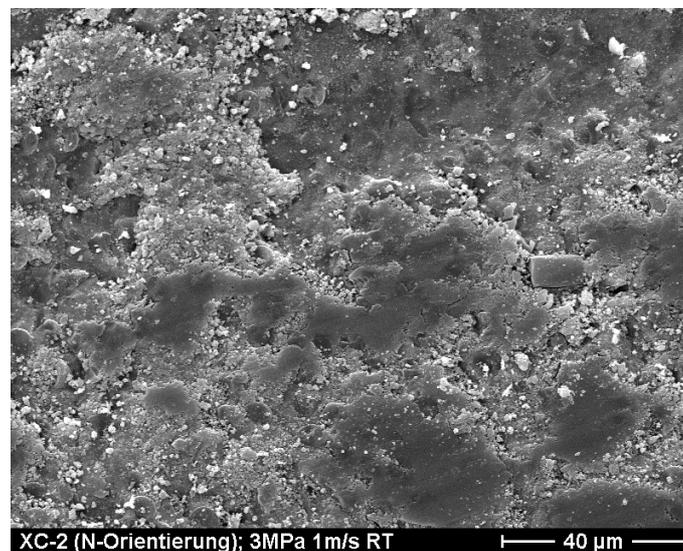


Bild 4.28: Verschlissene Oberfläche von XC-2 (N-Orientierung; 3MPa 1m/s, RT, 20h)

Unter paralleler Faserorientierung findet bei einer Erhöhung der Flächenpressung von 1 MPa auf 3 MPa eine deutliche Steigerung der Faser/Matrix-Delamination und des Faserausbruchs statt (Bild 4.29). Faserschleifen ist zwar auch noch zu erkennen, kann allerdings nicht mehr, wie bei einer Flächenpressung von 1 MPa, als dominierenden Verschleißmechanismus bezeichnet werden. Es sind zwar primär nur kleine Verschleißpartikel zu finden, aufgrund der großen Löcher in der Verschleißoberfläche liegt die Vermutung allerdings nahe, dass unter paralleler Faserorientierung bei höheren Pressungen auch große Faserstücke aus dem Verbund herausgelöst werden können.

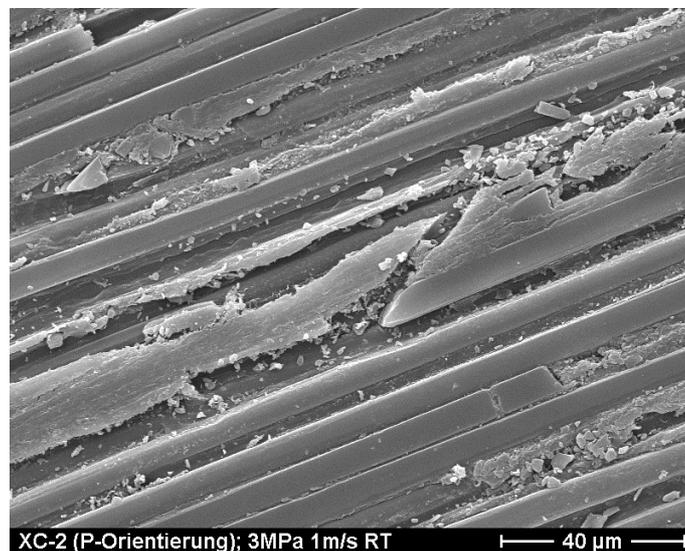


Bild 4.29: Verschlossene Oberfläche von XC-2 (P-Orientierung; 3MPa 1m/s, RT, 20h)

Im Falle einer AP-Orientierung sind ebenfalls deutliche Steigerungen des Abrasivverschleißes zu verzeichnen (Bild 4.30). Bei einem Druck von 3 MPa findet verstärkt Faserbrechen statt. Man kann größere Faserpartikel erkennen, so daß der Schluß gezogen werden darf, daß die Fasern nicht kontinuierlich in kleinen Stücken aus dem Verbund herausgebrochen werden, sondern große Faserstücke von der Matrix abgelöst werden und mit fortlaufender Verschleißdauer zerkleinert werden. Es findet weiterhin eine vermehrte Ablagerung der Verschleißpartikel in den ehemaligen Faserbetten statt.

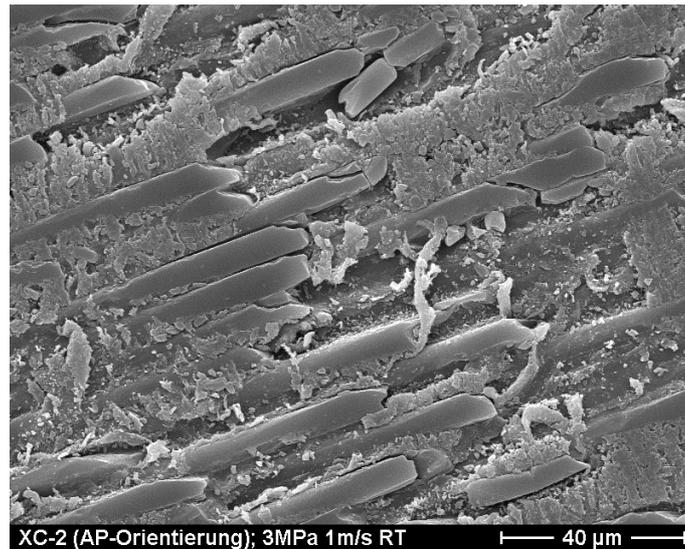


Bild 4.30: Verschlossene Oberfläche von XC-2 (AP-Orientierung; 3MPa 1m/s, RT, 20h)

4.4.1.3. Einfluß der Gleitgeschwindigkeit

Zur Untersuchung des Einflusses der Gleitgeschwindigkeit auf das Verschleißverhalten von XC-2 wurden drei verschiedene Geschwindigkeiten bei konstanter Flächenpressung eingestellt. Bild 4.31 zeigt die spezifische Verschleißrate von XC-2 in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit. Unter normaler Faserorientierung ist praktisch kein Einfluß der Geschwindigkeit auf das Verschleißverhalten zu erkennen. Die Werte liegen nahezu alle auf einem Niveau von $\dot{W}_{S(N)} \approx 1..2 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$. Unter antiparalleler Faserorientierung ist ein leichter Anstieg der spezifischen Verschleißrate bei einer Steigerung der Gleitgeschwindigkeit von 1 m/s auf 3 m/s zu verzeichnen. Insgesamt liegt hier das Niveau allerdings noch deutlich unter dem von XC-2 unter normaler Faserorientierung.

Unter paralleler Faserorientierung steigt die spezifische Verschleißrate bei einer Steigerung der Gleitgeschwindigkeit von 1 m/s auf 3m/s um fast zwei Zehnerpotenzen an. Hier wird auch im Bereich der maximalen Prüfgeschwindigkeit die höchste spezifische Verschleißrate gemessen ($\dot{W}_{S(P)} \approx 1 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$).

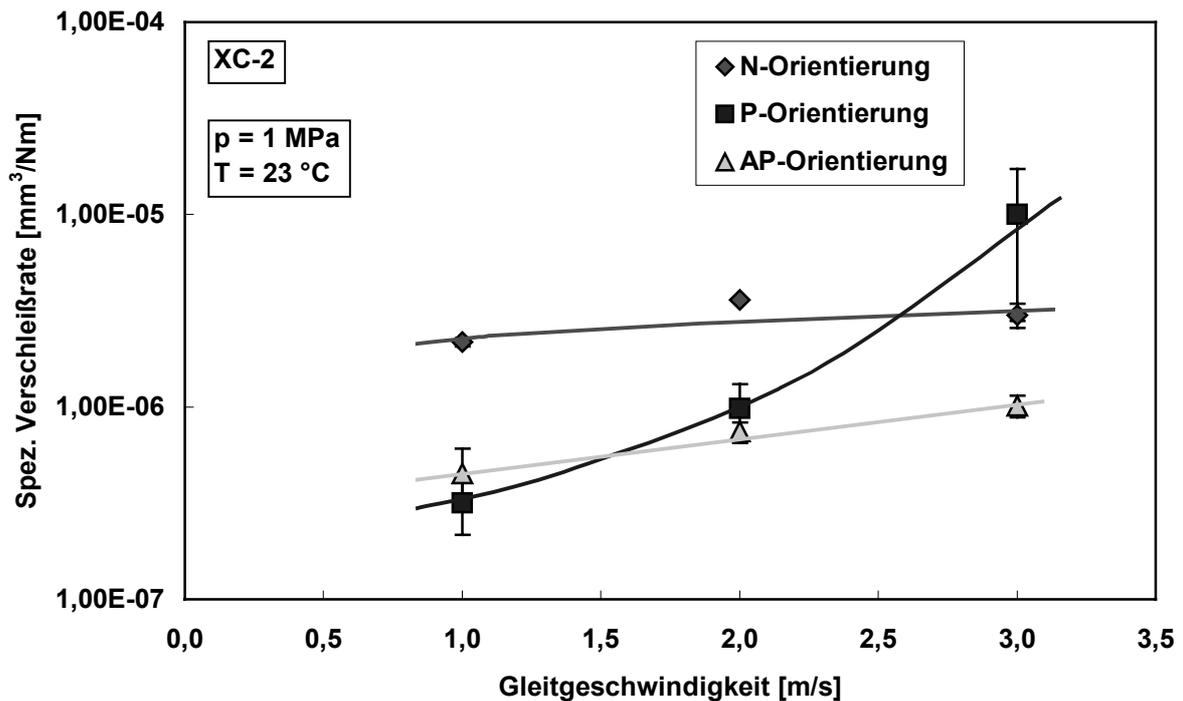


Bild 4.31: Spezifische Verschleißrate von XC-2 in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit

Interessant ist die Betrachtung der Verschleißoberfläche des bei 3 m/s verschlissenen XC-2 unter N-Orientierung (Bild 4.32). Es sind tiefe Risse zwischen den Fasern zu erkennen, was auf eine deutliche Absenkung der Festigkeit des Faser/Matrix-Verbundes schließen läßt. Diese kann durch eine deutliche Temperaturerhöhung zustande gekommen sein. Spätere Betrachtungen der Verschleißflächen bei erhöhten Prüftemperaturen zeigen ähnliche Versagensmechanismen. Es kann also damit geschlossen werden, daß die Prüfgeschwindigkeit einen höheren Einfluß auf die Temperaturentwicklung im Verbundwerkstoff ausübt als die Flächenpressung.

Unter antiparalleler Faserorientierung sind bei erhöhter Gleitgeschwindigkeit die gleichen Versagensstrukturen zu erkennen wie bei erhöhter Flächenpressung.

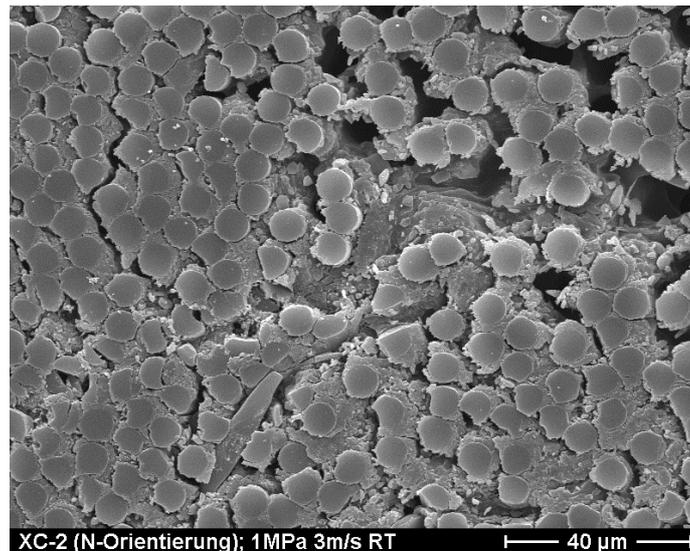


Bild 4.32: Verschlossene Oberfläche von XC-2 (N-Orientierung; 1MPa 3m/s, RT, 20h)

4.4.1.4. Einfluß der Temperatur

Die Abhängigkeit der spezifischen Verschleißrate von „XC-2“ von der Temperatur wird in Bild 4.33 dargestellt. Wird die Prüftemperatur erhöht, so steigen die spezifischen Verschleißraten im Falle einer parallelen und antiparallelen Faserorientierung deutlich an. Dieses Phänomen läßt sich durch den starken Abfall der mechanischen Kennwerte von CF/PEEK bei Temperaturen über dem Glasübergang erklären. Unter normaler Faserorientierung steigt die spezifische Verschleißrate bei Prüftemperaturen bis $T = 50^{\circ}\text{C}$ stark an um dann bei Prüftemperaturen von $T = 80^{\circ}\text{C}$ überproportional stark abzufallen. Im Anschluß findet bei einer weiteren Erhöhung der Prüftemperatur über die Glasübergangstemperatur ein erneuter Anstieg der spezifischen Verschleißrate statt. Bei einer Prüftemperatur von $T = 180^{\circ}\text{C}$ liegt die spezifische Verschleißrate unter N-Orientierung allerdings noch immer unterhalb der Verschleißrate bei einer Prüfung bei Raumtemperatur. Vergleiche der drei Faserorientierungen bei maximaler Prüftemperatur ($T = 180^{\circ}\text{C}$) zeigen, daß hier unter paralleler Faserorientierung die höchsten spezifischen Verschleißraten gemessen wurden. Unter antiparalleler und normaler Faserorientierung stellen sich bei dieser Temperatur keine Unterschiede im Verschleißverhalten ein.

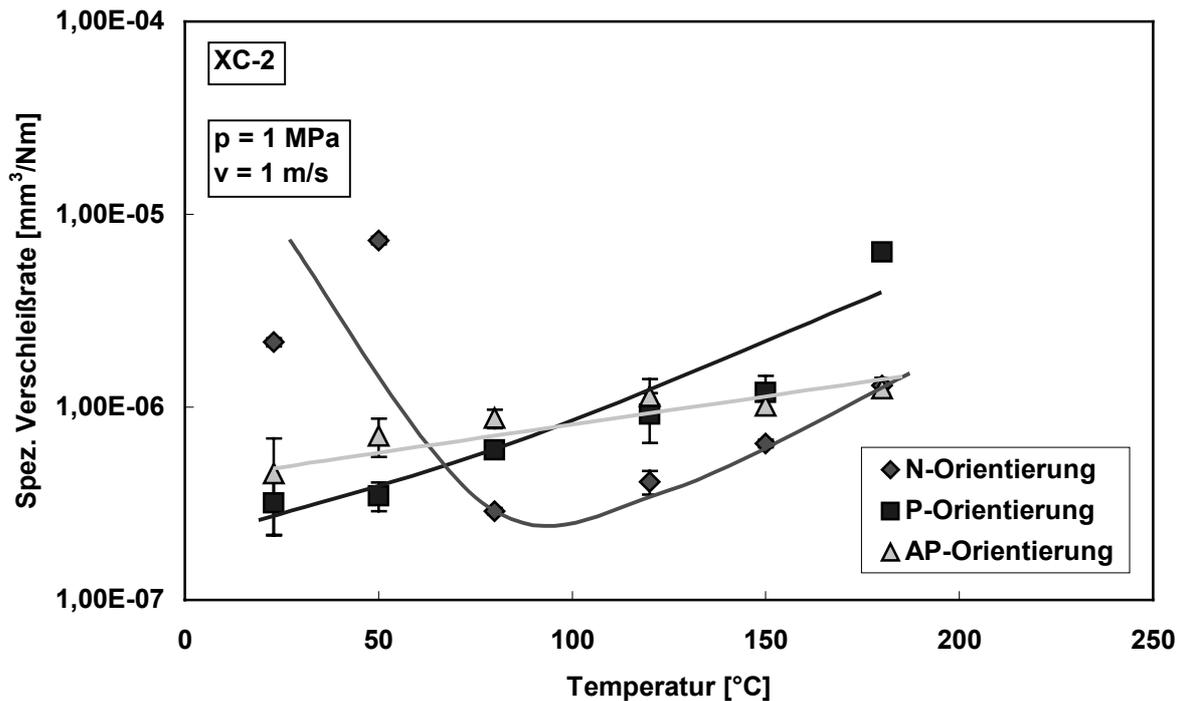


Bild 4.33: Spezifische Verschleißrate von „XC-2“ in Abhängigkeit von der Prüftemperatur

Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Verschleißflächen von „XC-2“, die bei Temperaturen von bereits $T=150^{\circ}\text{C}$ unter normaler Faserorientierung verschliffen wurden, zeigen intensive Materialschädigungen (Bild 4.34b). Es wird hauptsächlich Faser/Matrix-Delamination beobachtet. Zusätzlich ziehen sich tiefe Risse quer durch die Probe und vereinzelt findet ein Ausbrechen von einzelnen Faserfragmenten statt. Weiterhin fehlt ein dicker, unterbrochener Transferfilm auf den Probekörpern, wie er unter Raumtemperatur beobachtet wurde. Weitere Betrachtungen der verschliffenen Stahlscheiben zeigen, daß kein ausgeprägter Abrasivverschleiß stattgefunden hat (Bild 4.34a). Es findet sich hier zwar auch ein Transferfilm, dieser erscheint allerdings relativ dünn. Bei erhöhten Temperaturen ist, im Gegensatz zu einer Prüfung bei Raumtemperatur, unter N-Orientierung noch deutlich die Originaloberfläche erkennbar.

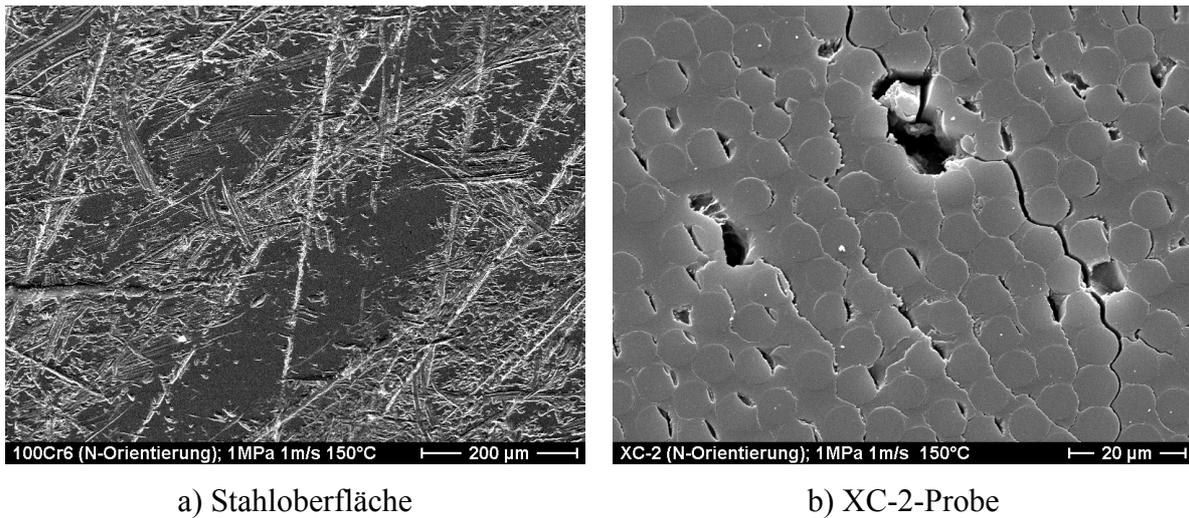


Bild 4.34: Verschlissene Oberflächen einer XC-2 / Stahl-Reibpaarung (N-Orientierung; 1MPa, 1m/s, 150°C, 20h)

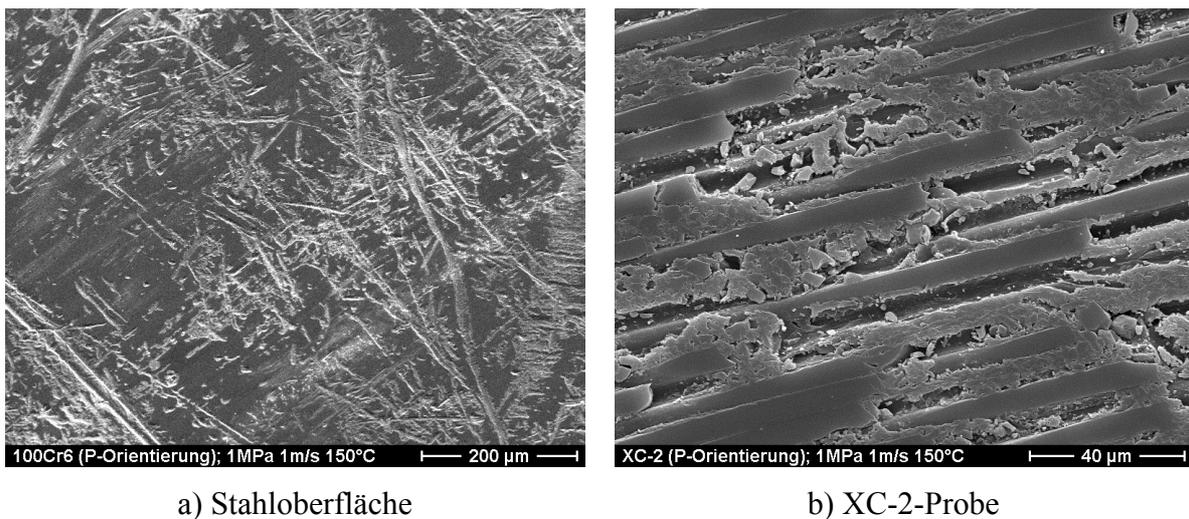


Bild 4.35: Verschlissene Oberflächen einer XC-2 / Stahl-Reibpaarung (P-Orientierung; 1MPa, 1m/s, 150°C, 20h)

Betrachtungen der bei $T = 150^\circ\text{C}$ unter P-Orientierung verschlissenen Oberflächen (Bild 4.35) zeigen ein anderes Verschleißbild. Auf der Stahloberfläche lassen sich Transferfilmbereiche nur anhand von dunkleren Schatten ebenfalls deutlich erkennen (Bild 4.35a). Ansonsten besitzt der Stahlgegenkörper noch seine Originaltopographie. Auf der Oberfläche der XC-2-Probe finden sich viele kleine bis mittelgroße Faserausbrüche (Bild 4.35b).

Unter AP-Orientierung zeigt die Stahloberfläche in etwa die gleiche Topographie wie unter P-Orientierung (Bild 4.36a). Es ist erneut deutlich die Stahloberfläche im Original zu erkennen. Die Oberfläche der XC-2-Probe zeigt allerdings deutlich stärkere Verschleißerscheinungen (Bild 4.36b). Es tritt massiv Faserfragmentation und Faser/Matrix-Delamination auf. In den Rauigkeitstälern sammeln sich vermehrt Abriebpartikel an.

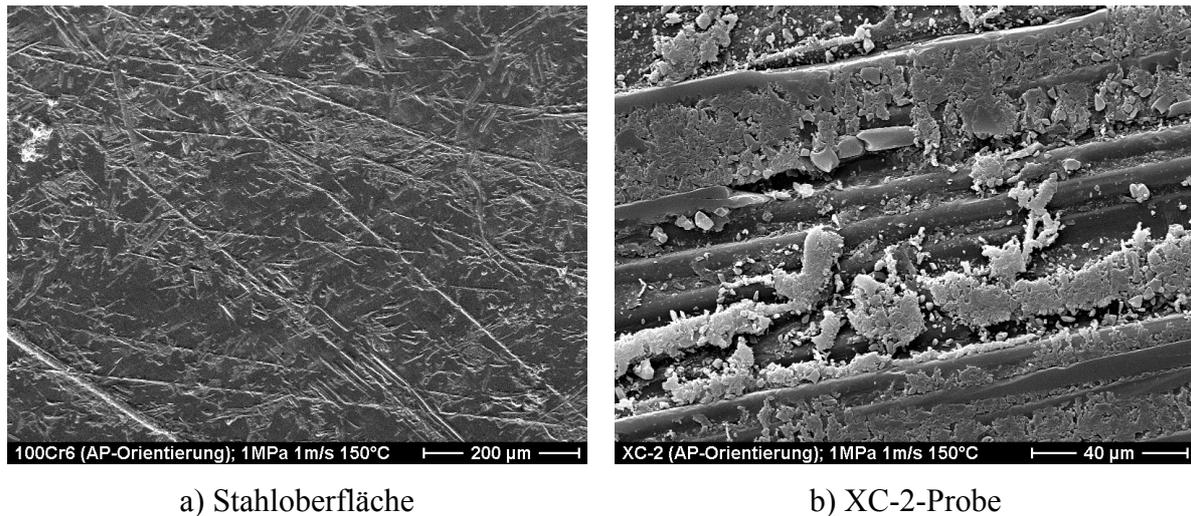


Bild 4.36: Verschlissene Oberflächen einer XC-2 / Stahl-Reibpaarung (AP-Orientierung; 1MPa, 1m/s, 150°C, 20h)

4.4.1.5. Einfluß der Prüfdauer

Betrachtet man den Verlauf der spezifischen Verschleißrate von „XC-2“ bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Zeit (Bild 4.37) so fällt auf, daß der Verschleiß von $\dot{W}_s \approx 3 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$ (alle Faserorientierungen) bei einer Verschleißzeit von $t=10\text{sec.}$ auf ein Niveau von $\dot{W}_{s(P)} \approx 3 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$ bzw. $\dot{W}_{s(N/AP)} \approx 6 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$ abnimmt. Diese Verschleißreduktion setzt sich bei paralleler und antiparalleler Faserorientierung bis zu einer Verschleißzeit von $t = 20 \text{ h}$ fort. Bei einer normalen Faserorientierung steigt die spezifische Verschleißrate bei einer Verschleißzeit von $t=20\text{h}$ deutlich an ($\dot{W}_{s(N)} \approx 3 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$).

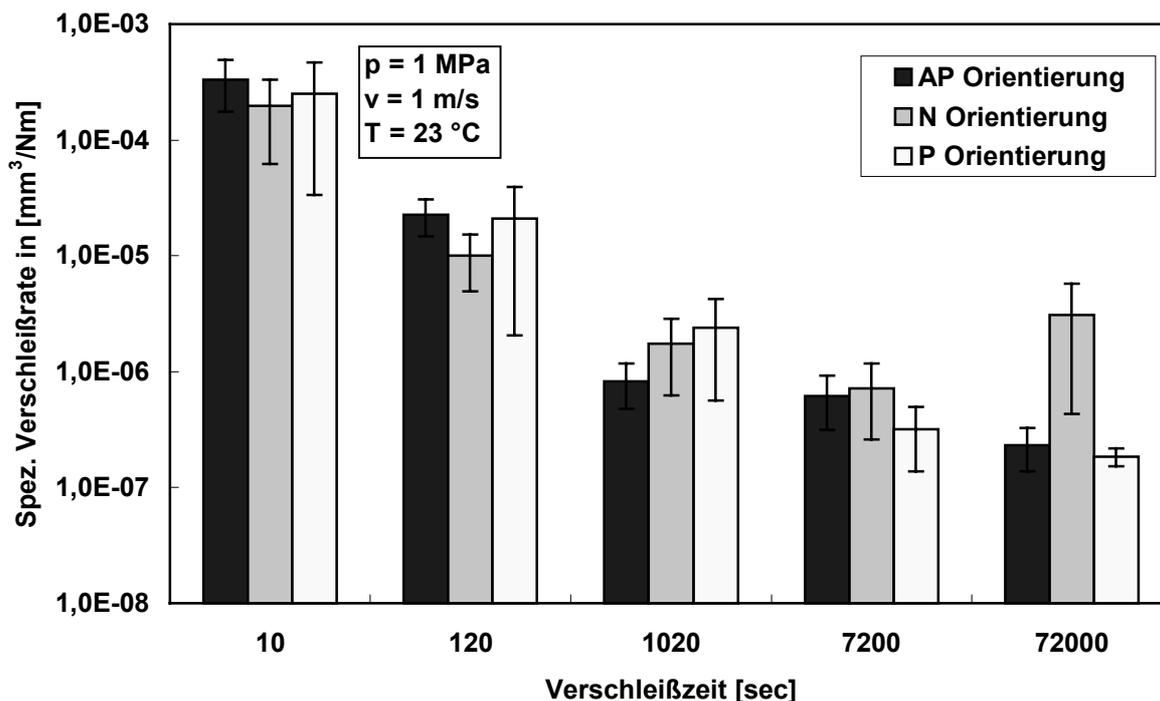


Bild 4.37: Spezifische Verschleißrate von "XC-2" bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Verschleißdauer

Bei Temperaturen von $T=150^{\circ}\text{C}$ verhält sich der Verschleißverlauf von „XC-2“ etwas anders (Bild 4.38). Zunächst fällt erneut die spezifische Verschleißrate bei allen Faserorientierungen bis zur einer Verschleißzeit von $t = 1020$ sec. ab. Bei paralleler Faserorientierung bildet sich ab dieser Zeit ein konstantes Niveau von $\dot{W}_{S(P)} \approx 3 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$. Unter normaler und antiparalleler Faserorientierung steigen die Verschleißwerte bei einer Verschleißzeit von $t = 7200$ sec. nochmals etwas an. Nach der gesamten Verschleißdauer von $t = 72000$ sec. weisen die Probekörper unter N- und AP-Orientierung beide ihr Verschleißminimum auf. Insgesamt wurde unter normaler Faserorientierung mit $\dot{W}_{S(N)} \approx 5 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3 / \text{Nm}$ die niedrigste spezifische Verschleißrate gemessen.

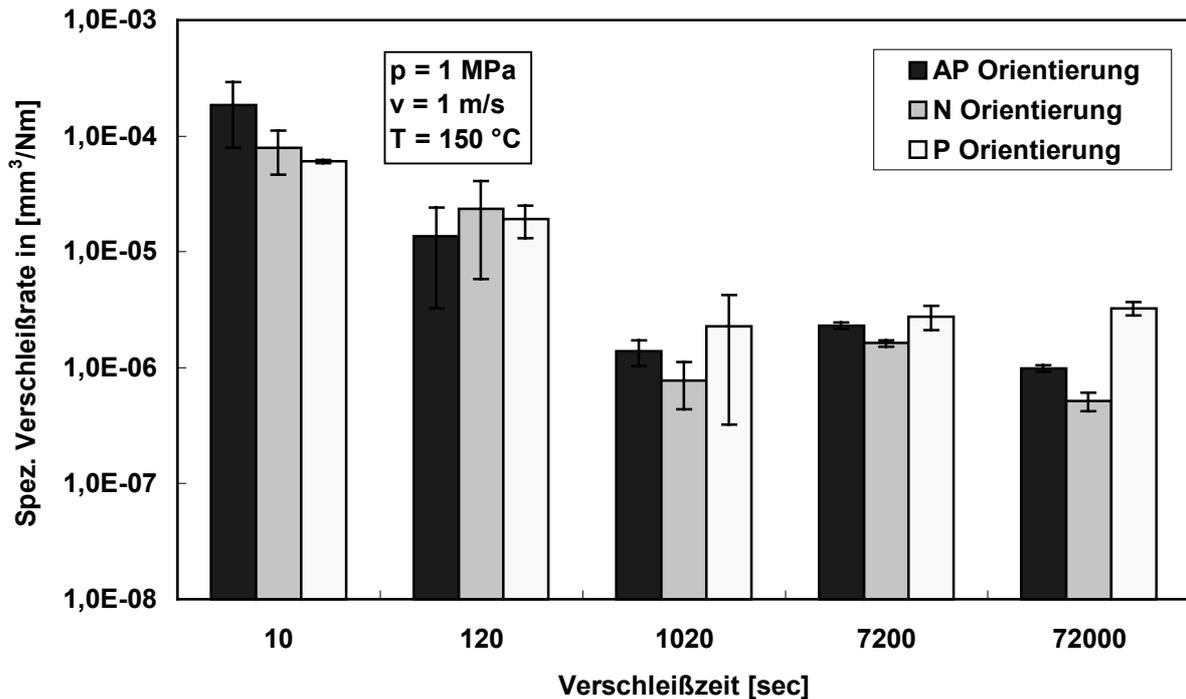


Bild 4.38: Spezifische Verschleißrate von "XC-2" bei 150 °C in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Verschleißdauer

4.4.2. Gleitverschleiß von kurzkohlenstoffaserverstärkten PEEK-Verbunden

4.4.2.1. Einfluß der Faserart

Bei der Prüfung der PAN- bzw. Pitch-kohlenstoffaserverstärkten PEEK-Verbunde konnte gezeigt werden, daß nur ein geringfügiger Unterschied im Verschleißverhalten der beiden Faserarten besteht. Bild 4.39 zeigt die spezifische Verschleißrate der beiden Materialgruppen in Abhängigkeit vom Fasergehalt. Werden dem reinen Matrixwerkstoff jeweils 10 Gew.-% Kohlenstoffasern zugegeben, so läßt sich die spezifische Verschleißrate um mehr als eine Zehnerpotenz absenken. Bei weiterer Zugabe von Kohlenstoffasern steigt die spezifische Verschleißrate wieder leicht an. Sämtliche gemessenen Verschleißwerte liegen allerdings unter einem Niveau von $W_s = 1 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$.

Wird dem 10 Gew.-% PAN-CF verstärkten PEEK zusätzlich jeweils 10 Gew.-% Graphit und PTFE hinzugegeben, so verbessern sich die Verschleißigenschaften des Verbundes nicht.

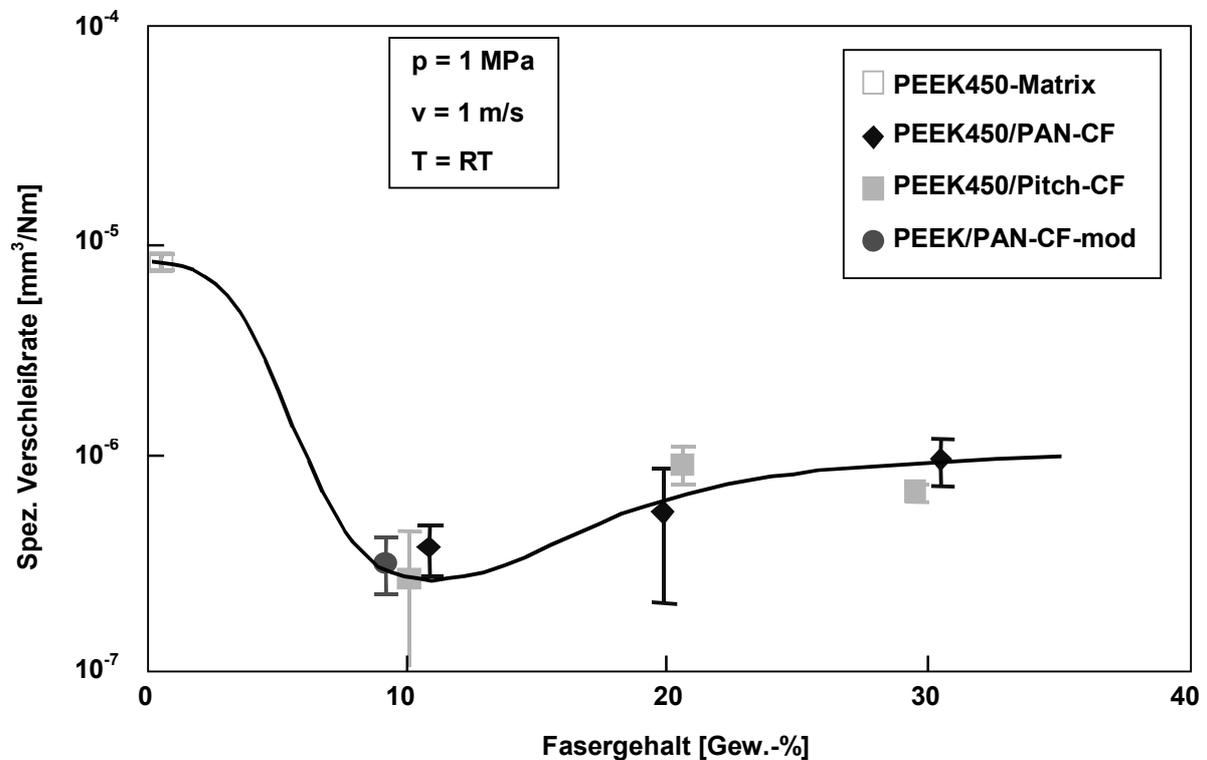


Bild 4.39: Spezifische Verschleißrate von CF/PEEK in Abhängigkeit von der Faserart und dem Fasergehalt

4.4.2.2. Einfluß der Flächenpressung

Wird die Flächenpressung von 1 MPa auf 3 MPa gesteigert verschieben sich die spezifischen Verschleißraten der Materialien hin zu einem höheren Level (Bild 4.40). Es scheint, daß bei diesen Prüfbedingungen die Pitch-CF verstärkten PEEK-Verbunde schneller verschleifen. Dieser Trend tritt verstärkt bei höheren Fasergehalten auf. Dieser Unterschied wird besonders deutlich, wenn die lineare Verschleißtiefe W_t als Funktion des Produktes aus Gleitgeschwindigkeit und Flächenpressung aufgetragen wird ($W_t = W_s \cdot p \cdot v$) (Bild 4.41).

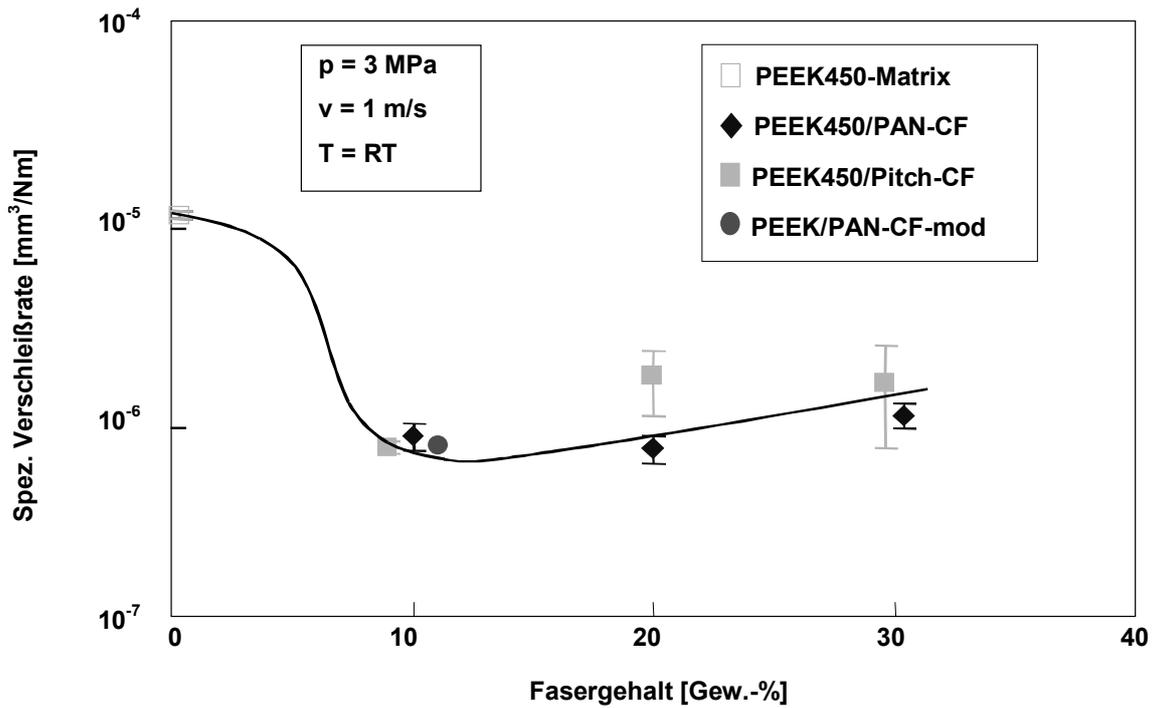


Bild 4.40: Spezifische Verschleißrate als Funktion des Fasergehaltes und der Faserart (1 m/s, 3 MPa, RT)

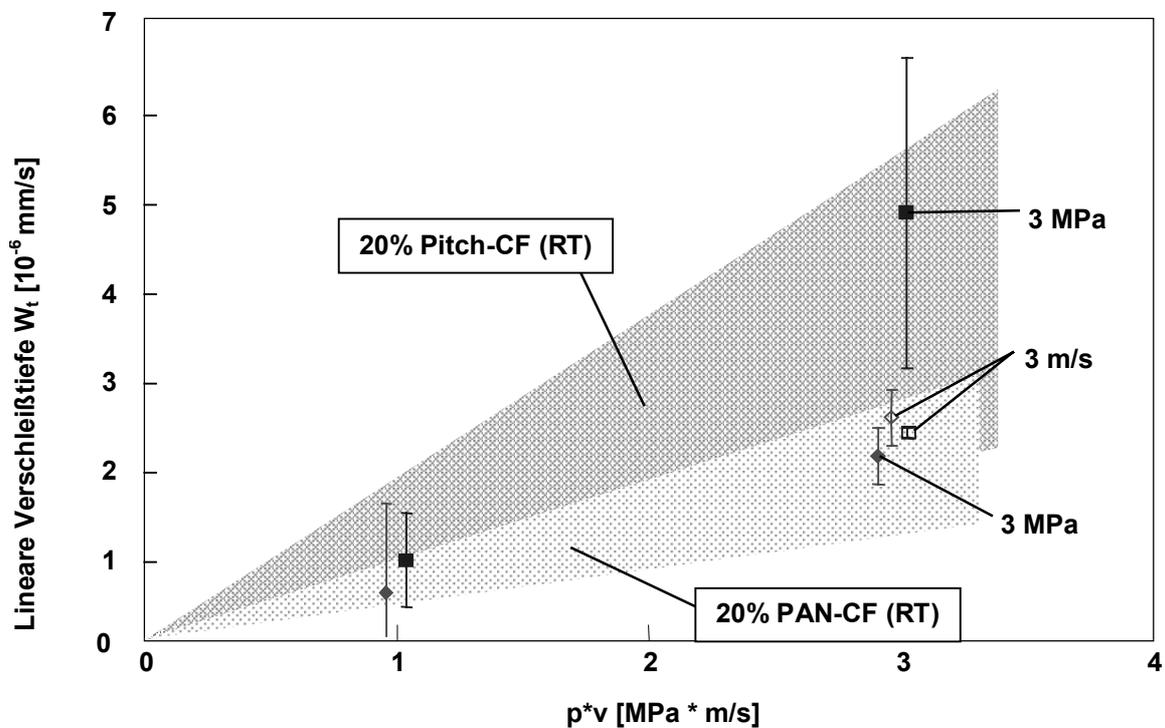


Bild 4.41: Lineare Verschleißtiefe der 20 Gew.-% verstärkten Materialien bei Raumtemperatur als Funktion des PV-Produktes

4.4.2.3. Einfluß der Temperatur

Werden die Verschleißversuche bei Temperaturen oberhalb der Glasübergangstemperatur von PEEK (143°C) durchgeführt, so steigt die spezifische Verschleißrate der Verbunde nochmals an, es werden allerdings erneut keine signifikanten Unterschiede zwischen den einzelnen Verstärkungsarten festgestellt (Bild 4.42).

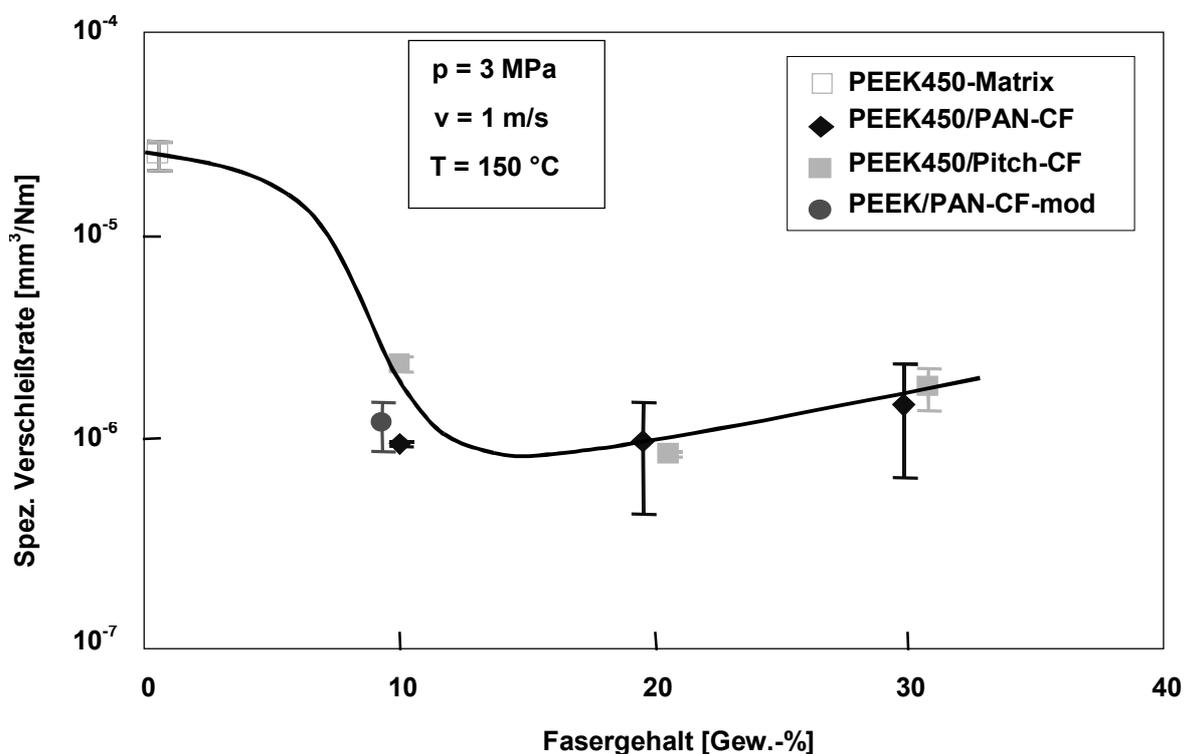


Bild 4.42: Spezifische Verschleißrate der Materialien bei erhöhten Temperaturen und Pressungen

Erneut konnte durch die Zugabe von Festschmierstoffen zum 10 Gew.-% CF verstärkten PEEK keine dramatische Verbesserung des Verschleißverhaltens erzielt werden. Ein Vergleich der verschlissenen Oberflächen der beiden Materialgruppen zeigte ebenfalls keine bedeutenden Unterschiede im Verschleißverhalten (Bild 4.43 und 4.44).

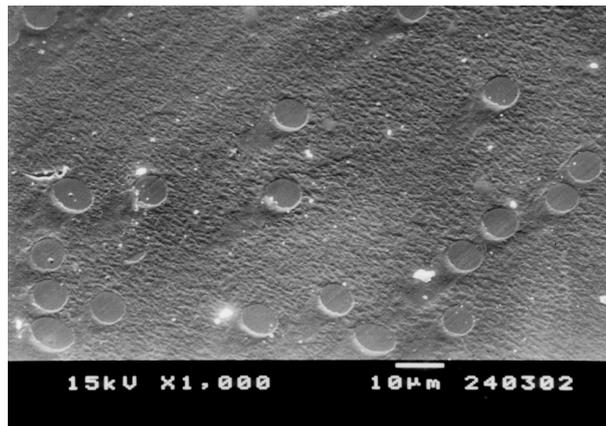


Bild 4.43: Verschlissene Oberfläche von PEEK/10Gew.-% PAN-CF (1 m/s, 1 MPa, 150°C)

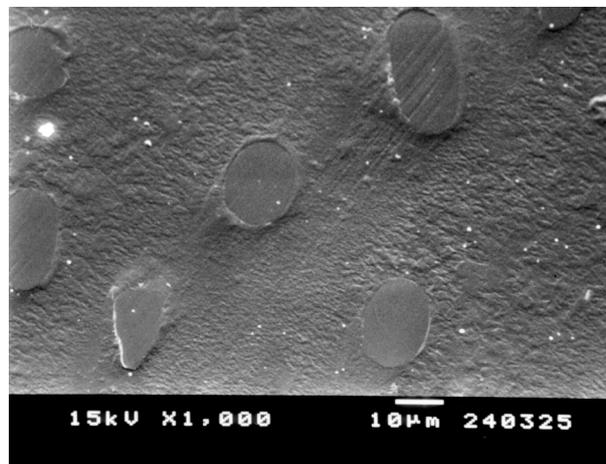


Bild 4.44: Verschlissene Oberfläche von PEEK/10Gew.-% Pitch-CF (1 m/s, 1 MPa, 150°C)

Ein Vergleich der gewonnenen Daten mit denen vorrangegangener Arbeiten [43-45], teilweise unter leicht abgeänderten Testbedingungen, zeigten, daß die Ergebnisse in der gleichen Größenordnung wie die hier gewonnenen liegen und somit als typisch für diese Materialgruppen betrachtet werden kann.

4.4.2.4. Einfluß der Gegenkörperhärte

Beim Gleiten von CF/PEEK-Werkstoffen über Stahl werden normalerweise keine externen Schmierstoffe eingesetzt, da diese Materialien ausgezeichnete Selbstschmierseigenschaften besitzen. Findet allerdings ein Gleiten gegen weichere Gegenkörper wie z.B. Aluminium statt, so wird normalerweise ein externer Schmierstoff angewendet um im Falle eines Aussetzens der Selbstschmierung ernste Schädigungen der weichen Gegenkörperoberfläche zu vermeiden. Sollte trotzdem der Schmierfilm abreißen, so ist es wichtig, die Gefahr einer Zerstörung des Tribosystems abschätzen zu können. Zu diesem Zweck wurden ausgewählte kurzfaserverstärkte PEEK-Verbunde (PEEK/30Gew.-% PAN-CF bzw. Pitch-CF) gegen Aluminium verschlissen. Während der Einlaufphase tritt ein immenser Massenverlust sowohl bei den CF-PEEK-Proben als auch bei den Aluminium-Scheiben auf. Im Falle von PEEK/Pitch-CF fällt dieser Materialabtrag bedeutend höher aus als bei den PAN-CF verstärkten Werkstoffen (Bild 4.45). Im eingelaufenen Zustand verläuft der Materialabtrag über der Zeit linear. Auch in diesem Fall verschleißt PEEK/30Gew.-% Pitch-CF schneller.

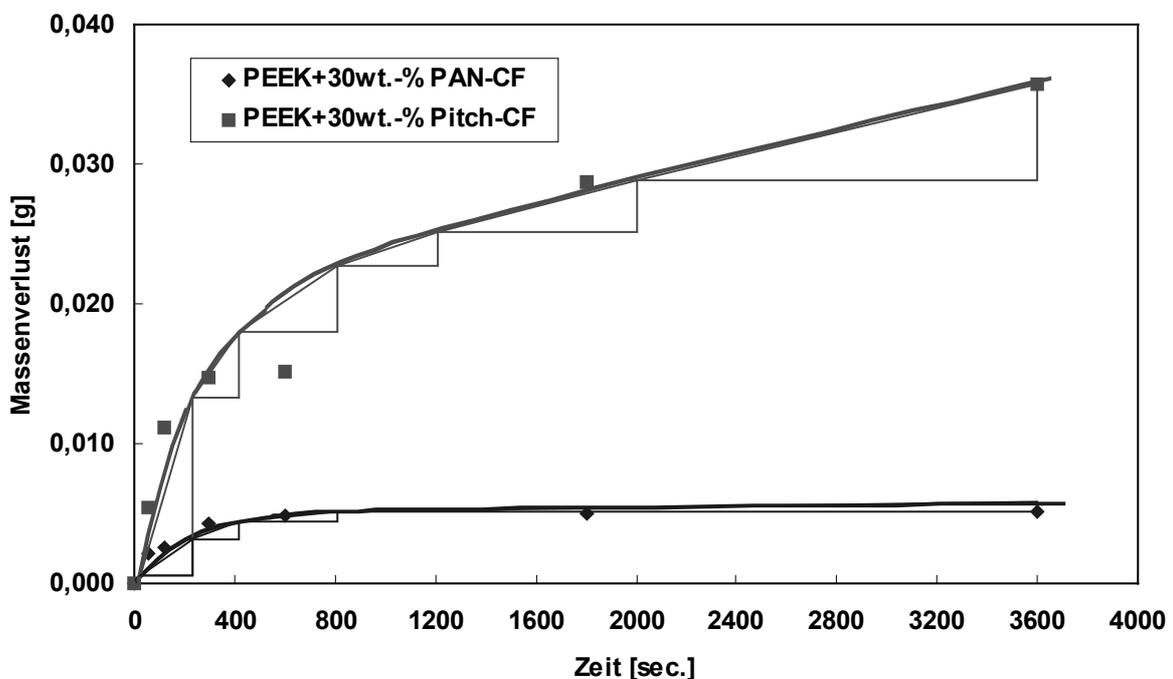


Bild 4.45: Auswertung des Massenverlustes in Abhängigkeit von der Zeit

Der höhere Materialabtrag bei dem Pitch-CF verstärkten Werkstoff resultiert in einer höheren spezifischen Verschleißrate sowohl während des Einlaufens als auch im eingelaufenen Zustand (Bild 4.46). Es ist anzumerken, daß sich die spezifische Verschleißrate lediglich auf die Verbundwerkstoffe bezieht und nicht auf das System Verbundwerkstoff-Aluminium.

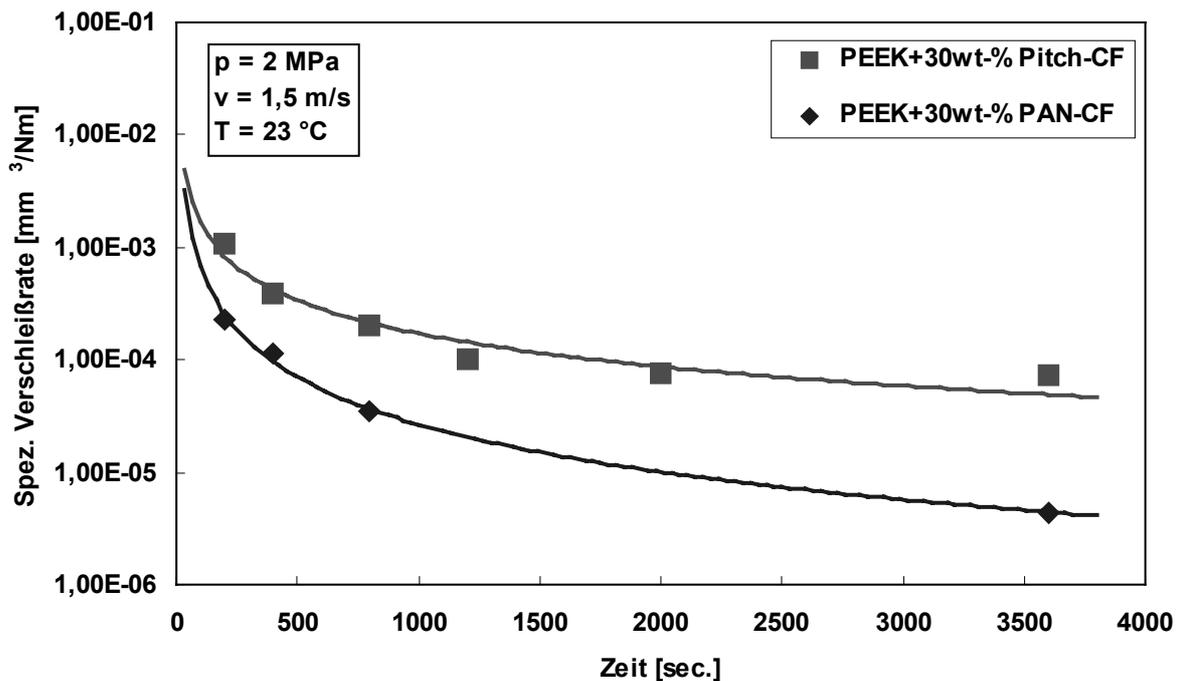


Bild 4.46: Spezifische Verschleißrate in Abhängigkeit von der Zeit

Um Matrixeffekte auf das Abrasivverschleißverhalten des Verbundwerkstoff-Aluminium Systems zu untersuchen, wurden weiterhin Stift-Scheibe-Versuche mit reinem PEEK durchgeführt. Bild 4.47 zeigt den Massenverlust von PEEK während des Gleitens gegen Aluminium in Abhängigkeit von der Zeit. Diese Massenverlust-Kurve resultiert in der in Bild 4.48 dargestellten spezifischen Verschleißrate von PEEK beim Gleiten gegen Aluminium.

Es ist deutlich zu erkennen, daß die spezifische Verschleißrate von reinem PEEK im Bereich des PAN-CF verstärkten PEEK liegt. Es wird also keine Verbesserung des Verschleißverhaltens durch die Zugabe von PAN-CF erreicht. Andererseits verschlechtert die Zugabe von Pitch-CF das Verschleißverhalten des reinen PEEK.

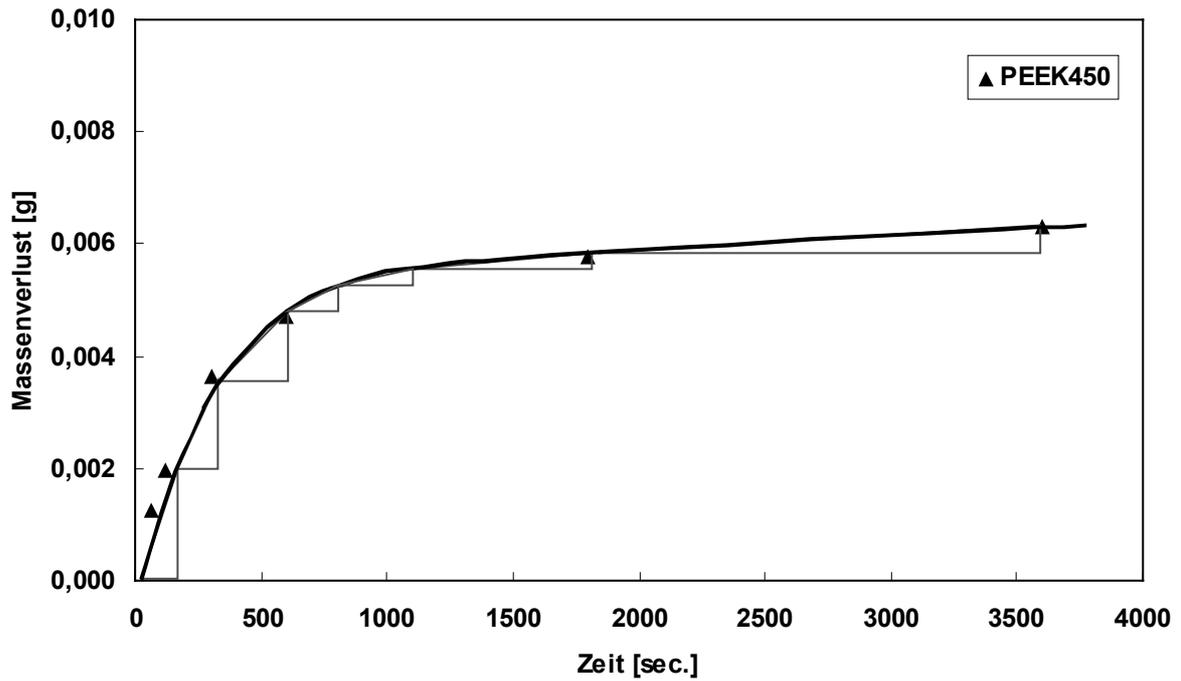


Bild 4.47: Massenverlust von reinem PEEK beim Gleiten gegen Aluminium

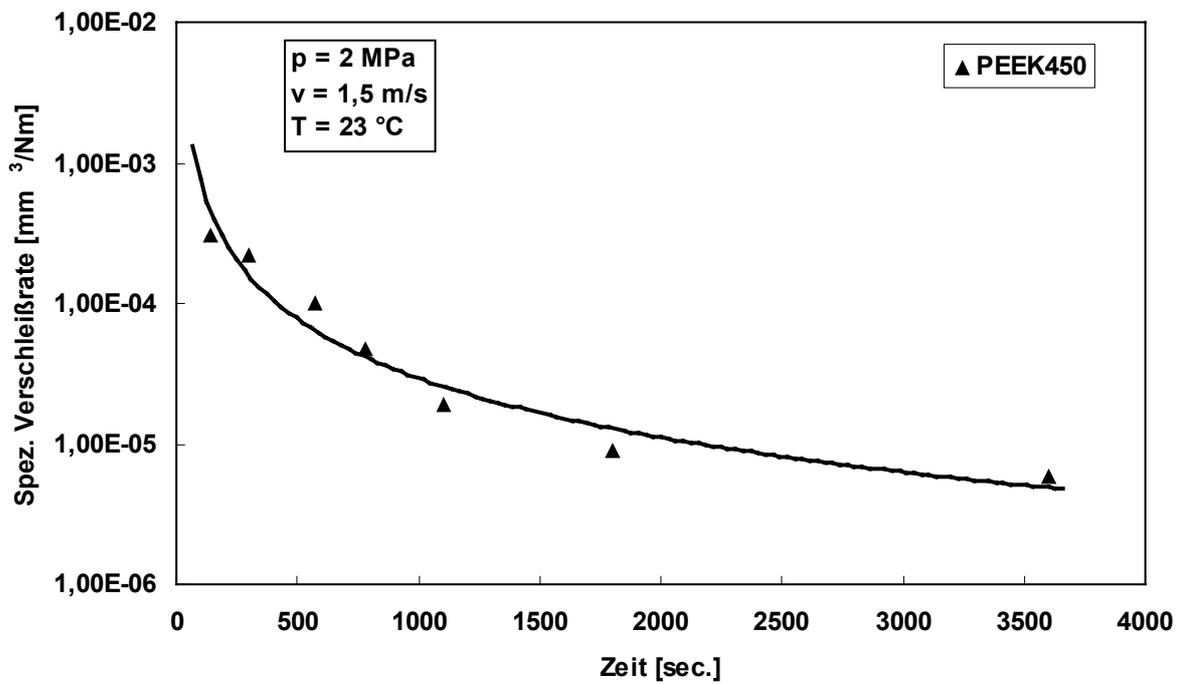


Bild 4.48: Spezifische Verschleißrate des PEEK-Aluminium Tribosystems

Eine Untersuchung der verschlissenen Oberflächen der Proben zeigte bereits nach sehr kurzer Zeit ($t = 2\text{min.}$) einen massiven Abrasivverschleiß sowohl auf den Verbundwerkstoffproben als auch auf den Aluminiumgegenkörpern (Bilder 4.50 - 4.53). Teilweise wurden aus dem Aluminium ganze Späne herausgelöst (Bild 4.49).

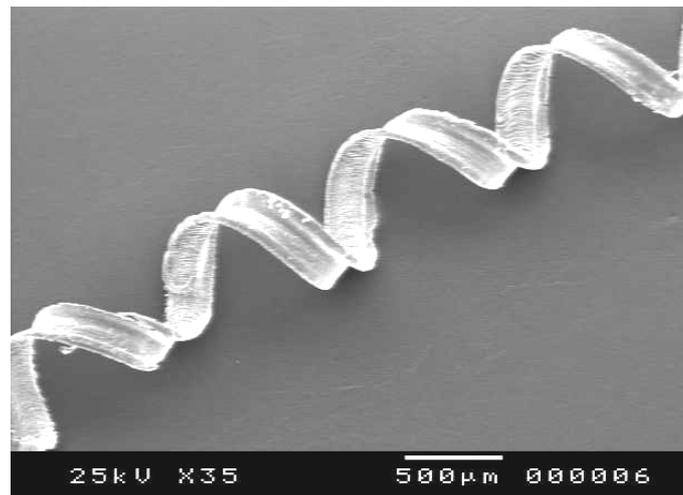


Bild 4.49: Aluminium-Verschleißpartikel nach Abrasivverschleiß

Auf den Aluminium-Scheiben bilden sich tiefe Kratzspuren (Bilder 4.50 und 4.51). Weiterhin sind sehr große Verschleißpartikel zu erkennen. Es scheint, daß sich durch eine Verstärkung mit Pitch-CF tiefere Kratzer in den Aluminiumscheiben bilden, als bei einer Verstärkung mit PAN-CF. Während der gesamten Verschleißtests werden Aluminiumpartikel in die Verbundwerkstoffproben eingebettet (Bilder 4.52 und 4.53). Ein Vergleich der verschlissenen Oberfläche zu unterschiedlichen Verschleißzeiten zeigt, daß sich die Verschleißmechanismen über die Prüfzeit nicht ändern; es tritt durchgehend hoher Abrasivverschleiß auf. Diese Tatsache erschwert es auch, anhand der REM-Aufnahmen Unterschiede in den Verschleißmechanismen zwischen den beiden getesteten Materialien zu erkennen.

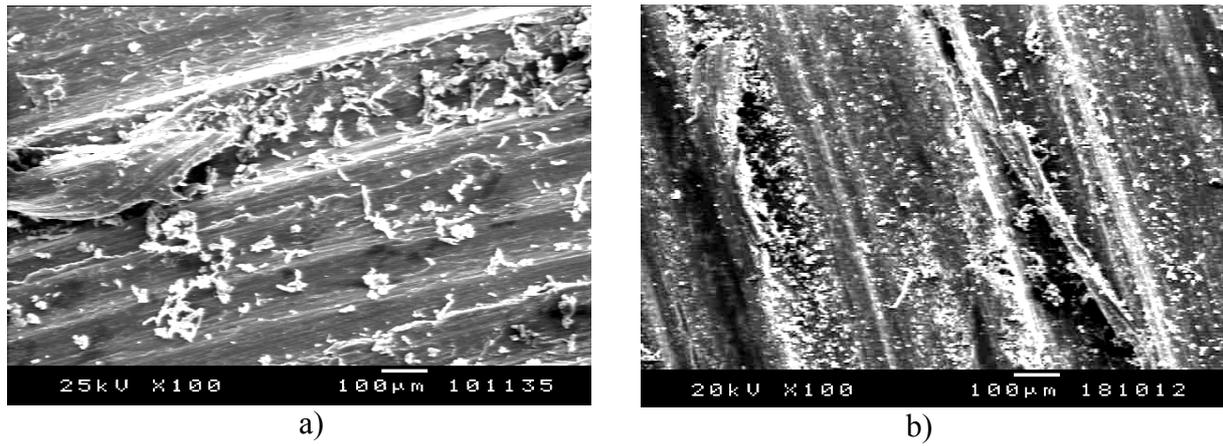


Bild 4.50: Verschlissene Aluminium-Scheibe (PEEK+30wt-% PAN-CF);
a) 2min. verschlissen, b) 60min. verschlissen

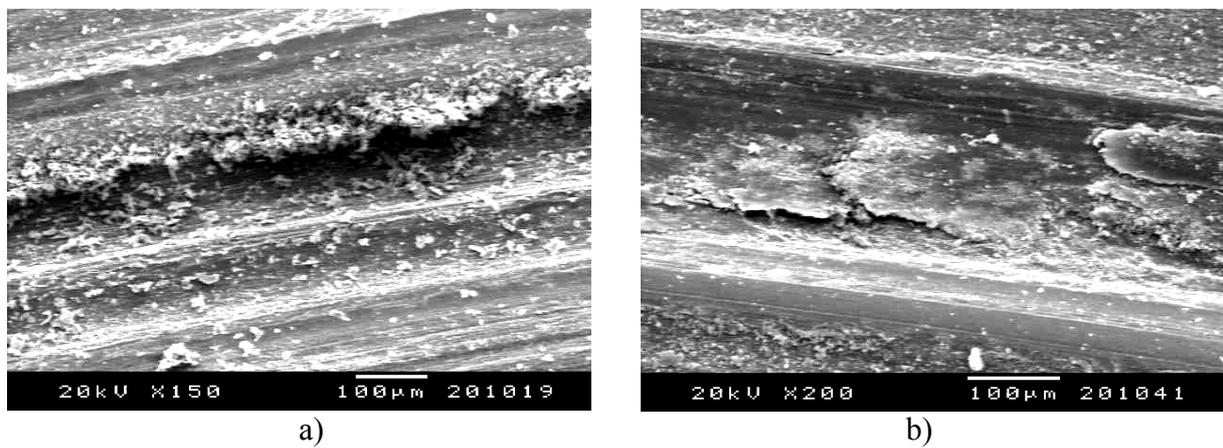


Bild 4.51: Verschlissene Aluminium-Scheibe (PEEK+30wt-% Pitch-CF);
a) 2min. verschlissen, b) 60min. verschlissen

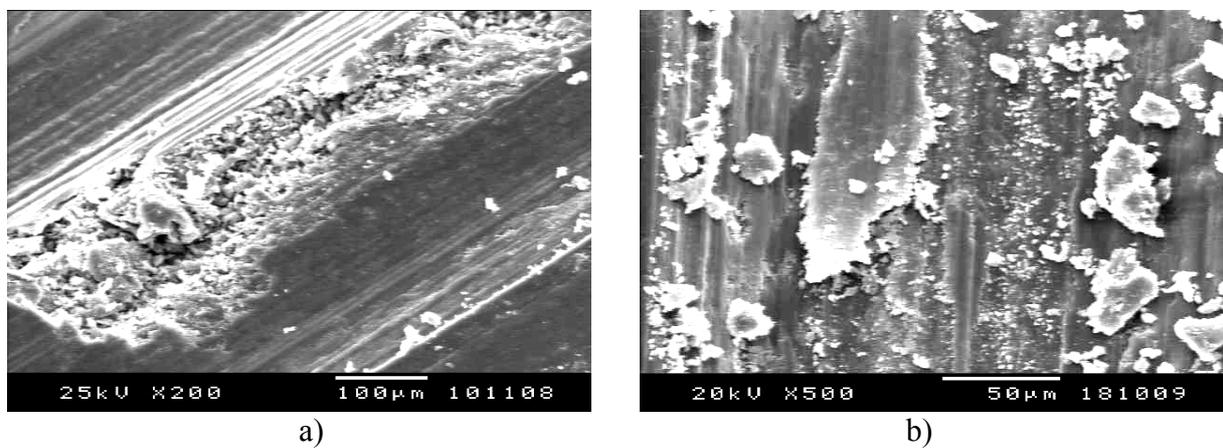
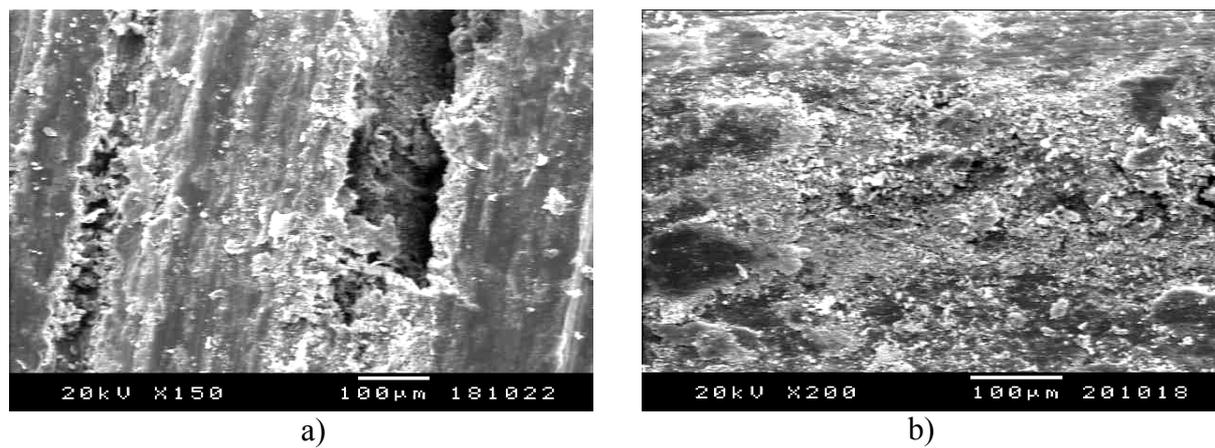


Bild 4.52: Verschlissene PEEK+30wt-% PAN-CF-Probe;
a) 2min. verschlissen, b) 60min. verschlissen



*Bild 4.53: Verschlissene PEEK+30wt-% Pitch-CF-Probe;
a) 2min. verschlissen, b) 60min. verschlissen*

5. DISKUSSION DER ERGEBNISSE

5.1. Kontakt- und Spannungsanalyse

Ziel der Kontakt- und Spannungsanalyse ist die Entwicklung eines FE-Modelles zur Charakterisierung des Verschleißverhaltens der unidirektional endlos kohlenstoff-faserverstärkten PEEK-Verbunde. Der hierfür entwickelte Kontaktalgorithmus wird nun in einem ersten Schritt anhand von Ergebnissen mikromechanischer Untersuchungen (Kugelein-druckversuch) verifiziert. In einem nächsten Schritt wird eine Kontakt- und Spannungsanalyse zur Charakterisierung eines Rauigkeitsspitzenkontaktes, so wie er unter realen Bedingungen im Verschleißversuch auftritt, durchgeführt. Die FE-Berechnung erfolgt mittels der in Tabelle 5.1 vorgestellten Materialkennwerte für den Stahlgegenkörper und den CF/PEEK-Verbund. Deren Berechnung basiert auf der im Anhang vorgestellten Gleichungen [2, 90].

$V_f = 0,6$	Stahl [91]	CF [92]	PEEK [92]	CF/PEEK (berechnet)	XC-2 [93] $V_f = 0,61$
E_{11} [MPa]	210000	235000	3600	142440	(≈ 140000)
E_{22} [MPa]		15000		6618	(≈ 9800)
E_{33} [MPa]		15000		6618	(≈ 9800)
G_{12} [MPa]	80769	6432	1286	2473	
G_{13} [MPa]		6432		2473	
G_{23} [MPa]		5357		2196	
ν_{12}	0,3	0,166	0,4	0,26	
ν_{13}		0,166		0,26	
ν_{23}		0,4		0,507	
K_{11} [W/mK]	50	16	0,25	10,6	(4,86)
K_{22} [W/mK]		3		0,555	(0,599)
K_{33} [W/mK]		3		0,555	(0,599)
ρ [kg / m ³]	7850	1780	1320	1596	
c [J / kgK]	460	750	1300	932	
k_{11} [m ² / s]	$13,8 \times 10^{-6}$	12×10^{-6}	$0,146 \times 10^{-6}$	$7,13 \times 10^{-6}$	($2,84 \times 10^{-6}$)
k_{22} [m ² / s]		$2,24 \times 10^{-6}$		$0,373 \times 10^{-6}$	($0,335 \times 10^{-6}$)
k_{33} [m ² / s]		$2,24 \times 10^{-6}$		$0,373 \times 10^{-6}$	($0,335 \times 10^{-6}$)

Tab. 5.1: Zur Modellierung herangezogene Materialkennwerte

5.1.1. Der Kugeleindruckversuch

Bei der Berechnung der beim Kugeleindruckversuch entstehenden Spannungen und Verformungen kam der in Kapitel 2.3.1 vorgestellte Kontaktalgorithmus zum Einsatz. Weiterhin wurde die im Kapitel 2.3.3 beschriebene „Displacement-Coupling“-Technik angewandt.

Es wurden sowohl Berechnungen mit FE-Makro- als auch mit Mikromodellen durchgeführt. Beide Modelle sind aus „8-node SOLID“-Elementen aufgebaut. Im Falle der FE-Makromodelle handelt es sich um homogene anisotrope Modelle.

Bei den Mikromodellen wurden zwei Materialgruppen (anisotrope Fasern und isotrope Matrix) in das jeweilige Modell implementiert. Aufgrund der Symmetrie wurde jeweils nur ein Viertelmodell aufgebaut. Bild 5.1 zeigt die FE-Mikromodelle unter normaler bzw. paralleler Faserorientierung. Beide Modelle besitzen die gleichen Dimensionen. Im Falle einer parallelen Faserorientierung besitzt das Modell aufgrund des geometrischen Aufbaus des Verbundes eine größere Elementanzahl als unter normaler Faserorientierung.

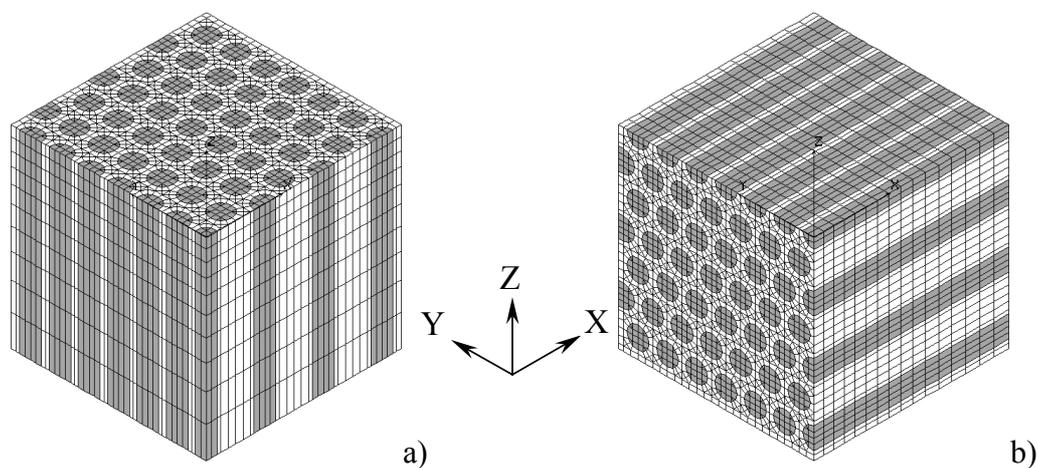


Bild 5.1: FE-Mikromodelle: a) N-Orientierung; b) P-Orientierung)

5.1.1.1. Auswertung anhand anisotroper Makromodelle

Das beim Kugeleindruckversuch verwendete Makromodell besteht aus 4 einzelnen gekoppelten Modellen deren Größe in Tabelle 5.2 dargestellt ist.

Schritt-Nr.	FE-Modellgröße [μm]	FE-Elementgröße [μm]
1.	2500×2500×2500	125×125×125
2.	500×500×500	25×25×25
3.	100×100×100	5×5×5
4.	20×20×20	1×1×1

Tab. 5.2: Aufbau des gekoppelten FE-Makromodells

Die Kontaktanalyse wurde zum einen unter Annahme eines rein elastischen Materialverhaltens als auch bei elastisch-plastischem Materialverhalten durchgeführt. Laut [92] liegt im Falle einer normalen Faserorientierung die maximale Druckbelastung von XC-2 bei $\sigma_{\parallel C}^* = 1100..1260 \text{ MPa}$. In Anlehnung an diese Werte wurde hier ein Versagensdruck des Verbundes in Höhe der maximalen Druckbelastung von

$$p^* = \sigma_{\parallel C}^* = 1200 \text{ MPa}$$

gewählt. Im Falle einer parallelen Faserorientierung liegt die maximale Druckspannung von XC-2 im Bereich von $\sigma_{\perp C}^* = 192..253 \text{ MPa}$ [92]. Es wurde eine maximale Druckspannung von $\sigma_{\perp C}^* = 220 \text{ MPa}$ gewählt. In der Literatur lassen sich zwei unterschiedliche Versagensgrenzen für Faserverbunde unter paralleler Faserorientierung finden:

$$p^* = 1,6 \cdot \sigma_{\perp C}^* \approx 350 \text{ MPa}$$

$$p^* = 3,0 \cdot \sigma_{\perp C}^* = 660 \text{ MPa}$$

Die erste Versagensgrenze ($1,6 \cdot \sigma_{\perp C}^*$) repräsentiert die einleitende Phase plastischer Deformationen in der Matrix, während sich bei der zweiten Versagensgrenze ($3,0 \cdot \sigma_{\perp C}^*$) die plastische Deformation bereits über größere Bereiche ausbreitet.

Aus den experimentellen Messungen ergaben sich drei verschiedene Eindruckswerte. Zunächst wurde direkt beim Versuch die Eindringtiefe gemessen und daraus über die Gleichung (3.5) die Größe des Abdruckes berechnet. Weiterhin wurde die Abdruckgröße mit Hilfe der Laserprofilometrie (entspricht $2r_l$ in Bild 5.2) und der Lichtmikroskopie (entspricht $2r_m$ in Bild 5.2) bestimmt. Bezogen wurden die Berechnungen auf die Belastungen von $F_N=10, 20, 50$ und 100N . Die Analyse wurde sowohl unter der Annahme eines rein elastischen als auch eines elastisch-plastischen Materialverhaltens durchgeführt.

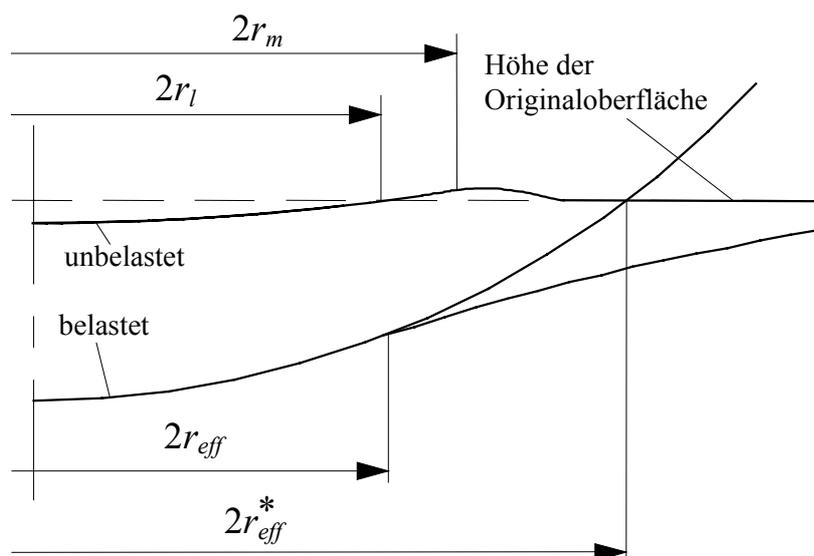


Bild 5.2: Verformungsprofil beim Kugeleindruckversuch

Im folgenden ist ein Vergleich der beim Kugeleindruckversuch gemessenen und der berechneten Verformungen dargestellt. Bild 5.3 zeigt das Kontaktverhalten unter normaler Faserorientierung. Die gemessene Eindringtiefe h (korrigiert) wird in Bild 5.3a mit der in der Kontaktanalyse berechneten Normalannäherung an die Probe verglichen. Bild 5.3b zeigt die aus der korrigierten Eindringtiefe berechneten bzw. mittels Laserprofilometrie und Lichtmikroskopie gemessenen Kalottendurchmesser, sowie die aus der Kontaktanalyse berechnete Kalottenlänge $2a$.

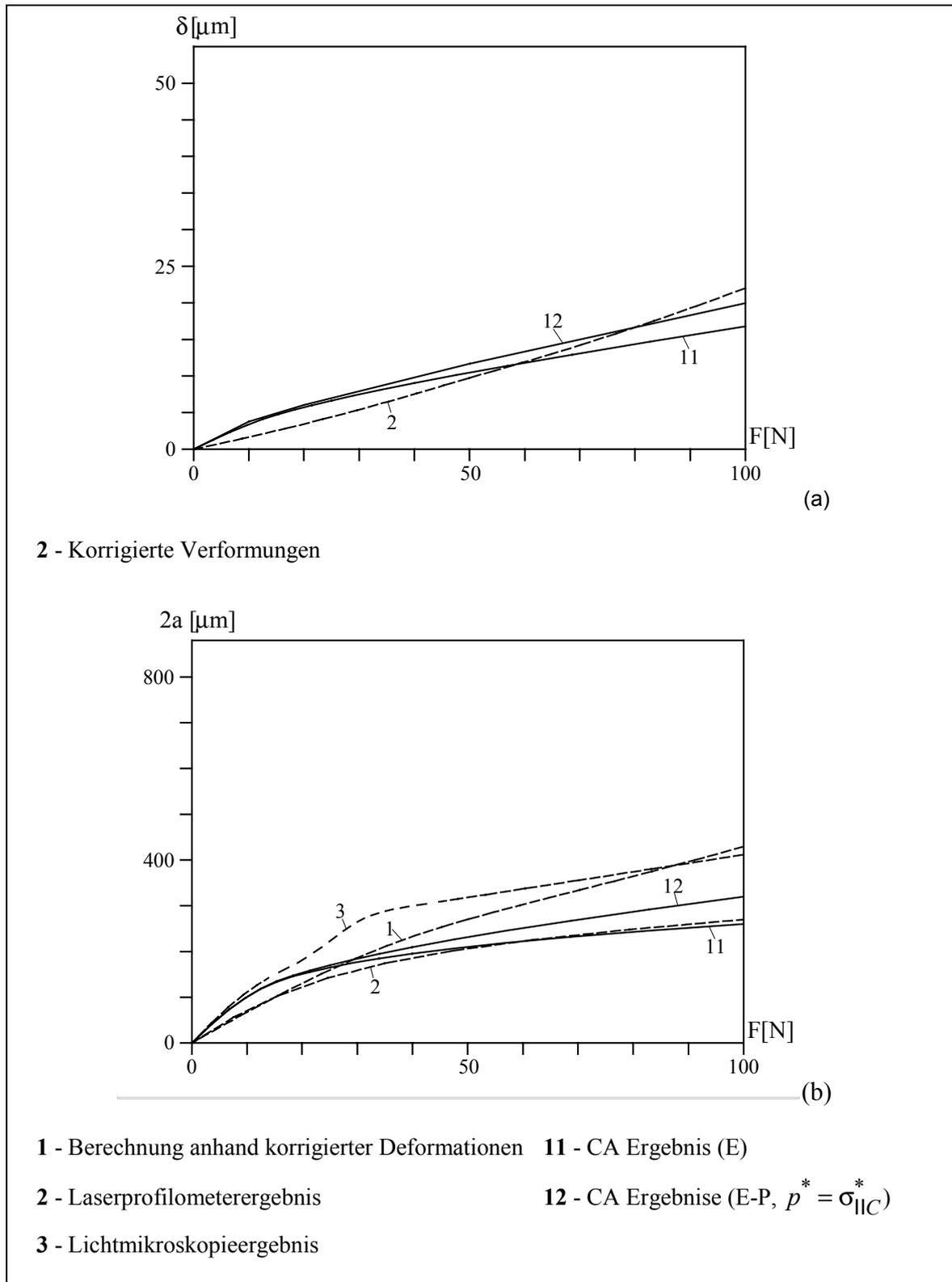


Bild 5.3: Normalannäherung und Größe der Kontakthalotte bei N-Faserorientierung

Im Falle normaler Faserorientierung (Bild 5.3) konnte gezeigt werden, daß bei elastisch - plastischem Materialverhalten die Verformungen größer sind als bei rein elastischem

Verhalten (vgl. Kurve 11 und 12 in Bild 5.3a). Im Bereich kleiner Prüfkraften liegt die gemessene Verformung der Probe etwas niedriger als die berechneten Werte. Bei höheren Belastungen liegt ein entgegengesetztes Verhältnis zwischen Messung und Berechnung vor. Tabelle 5.3 zeigt die modellierten Spannungen und Verformungen im mehrfach gekoppelten Makromodell unter normaler Faserorientierung. Eine Betrachtung der auftretenden Spannungen zeigt, daß bereits bei kleinen Prüfkraften ($F = 10\text{N}$) die Versagensgrenze des Materials erreicht wird.

Mehrfach gekoppeltes Modell N Orientierung	Verbundwerkstoff-Modell (E-P, $p^* = \sigma_{\parallel C}^*$)			
	10 N	20 N	50 N	100 N
δ [μm]	3,81	6,05	11,68	19,97
$2a$ [μm]	130	170	250	330
$2b$ [μm]	130	170	250	330
p_{max} [MPa]	1197	1200	1200	1200

Tab. 5.3: Kontaktparameter unter N-Orientierung (elastisch-plastisches Materialverhalten)

Eine Betrachtung des Verlaufes der Kalottengröße in Bild 5.3b zeigt, daß die gemessenen Werte sehr gut mit den Berechnungen übereinstimmen. Da die effektive Kontaktfläche (unter Belastung) immer größer ist als die nach Rücknahme der Belastung plastisch verformte, spiegeln die Kurven 2 und 3 die verlässlichsten experimentellen Ergebnisse wieder. Auch bei der Kalottengröße konnte gezeigt werden, daß die Ergebnisse unter Annahme eines elastisch-plastischen Materialverhaltens die beste Korrelation zu den gemessenen Werten aufweisen.

Unter paralleler Faserorientierung (Bild 5.4) liegen die Verformungen und somit auch die Kalottengrößen aufgrund der geringeren Materialkennwerte viel höher als unter normaler Faserorientierung.

Kurve 12 repräsentiert die berechneten plastischen Deformationen zu Beginn der plastischen Deformation bei Kräften von ca. $F = 10 - 20\text{N}$. Bei höheren Kräften auftretende plastische Deformationen werden durch die Kurve 13 dargestellt. Die gemessenen korrigierten

Deformationen (Kurve 2) liegen im Bereich der Kurven 12 und 13. Unter der Annahme eines rein elastischen Materialverhaltens wurden die kleinsten Deformationen gemessen.

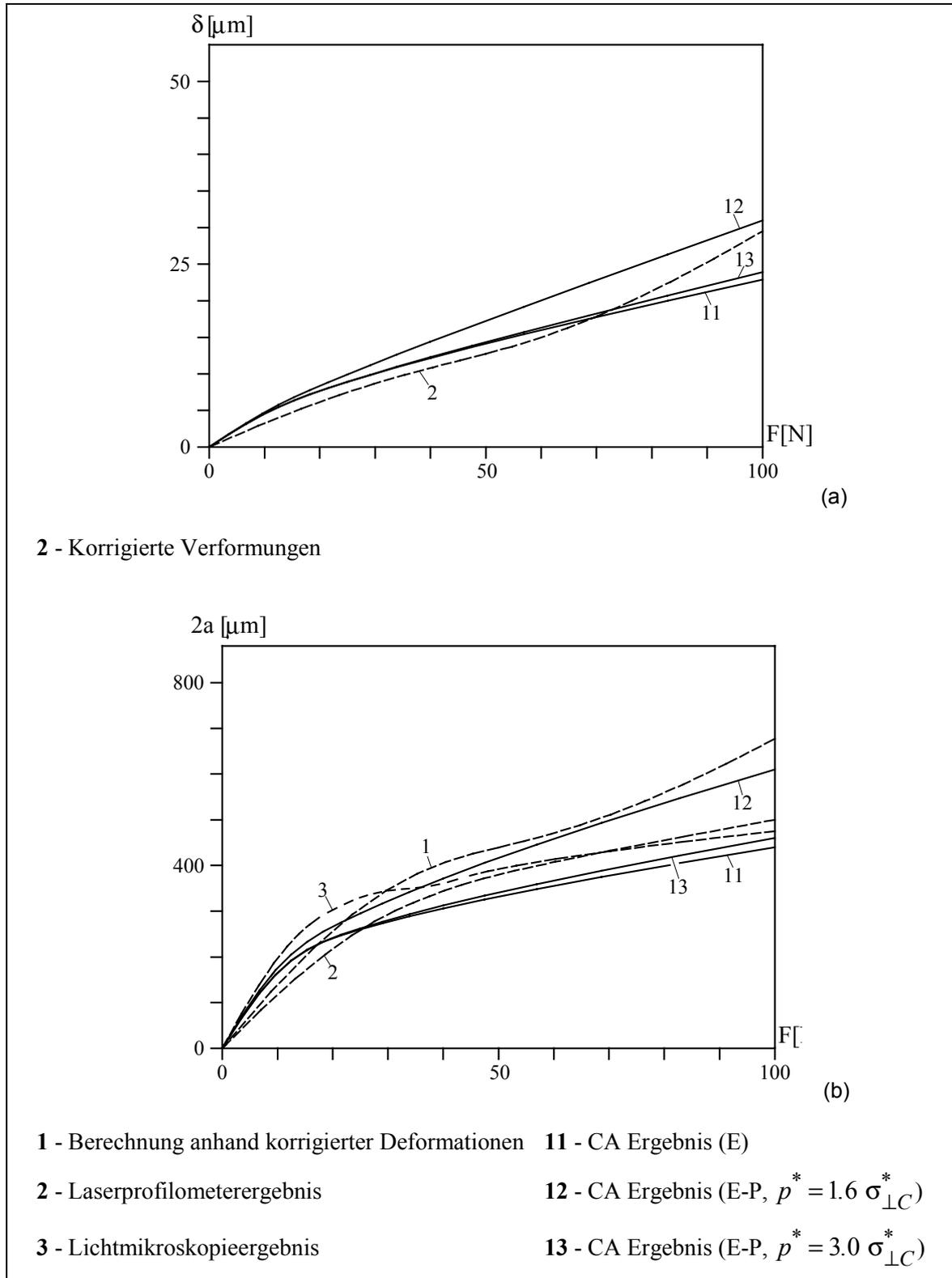


Bild 5.4: Normalannäherung und Größe der Kontaktkalotte bei P-Faserorientierung

In Bild 5.4b sind die gemessenen und berechneten Kalottengrößen dargestellt. Die Ergebnisse der Kontaktanalyse bei starker plastischer Deformation (Kurve 13) liegen erneut im Bereich der mittels der Laserprofilometrie und der Lichtmikroskopie ermittelten Kalottengrößen (Kurve 2 und 3).

Die in den Tabellen 5.4 und 5.5 dargestellten Kontaktparameter zeigen, daß im Bereich kleiner Eindringkräfte ($F = 10\text{N}$) keine großen Unterschiede zwischen den beiden Versagensgrenzen bestehen. Oberhalb dieser Grenze driften die Ergebnisse aufgrund der auftretenden Scherdeformationen im Kontaktbereich des Verbundwerkstoffes stark auseinander. Unter der Annahme kleiner plastischer Deformationen (Tabelle 5.4) ist es weiterhin nicht möglich, hinreichend exakte Aussagen über die Druckverteilung im Bereich höherer Prüfkraft zu treffen, da bereits bei geringen Kräften die Versagensgrenze erreicht wird.

Mehrfach gekoppeltes Modell P-Orientierung	Verbundwerkstoff-Modell ($p^* = 1,6\sigma_{\perp C}^*$)			
	10 N	20 N	50 N	100 N
δ [μm]	10,31	17,08	35,02	61,93
$2a$ [μm]	210	270	430	610
$2b$ [μm]	230	290	450	630
p_{max} [MPa]	350	350	350	350

Tab. 5.4: Kontaktparameter unter P-Orientierung zu Beginn der plastischen Verformungen

Mehrfach gekoppeltes Modell P-Orientierung	Verbundwerkstoff-Modell (E-P, $p^* = 3,0\sigma_{\perp C}^*$)			
	10 N	20 N	50 N	100 N
δ [μm]	10,14	15,98	29,31	47,8
$2a$ [μm]	190	250	350	450
$2b$ [μm]	230	270	370	490
p_{max} [MPa]	457	576	660	660

Tab. 5.5: *Kontaktparameter unter P-Orientierung bei großen plastischen Verformungen*

5.1.1.2. Auswertung anhand von Mikromodellen

Um die CPU-Zeit zu reduzieren wurde die Kontaktanalyse an den Mikromodellen mit einer ideal starren Stahlkugel durchgeführt. In diesem Fall wurde die Kugel mit einer vorgegebenen Verschiebung auf die Oberfläche des Verbundwerkstoffmodelles gedrückt. Die einzige nun verbleibende Unbekannte bei der Kontaktanalyse ist die Größe der Kontaktfläche. Diese wurde mittels eines im Cosmos/M-Programm abrufbaren Iterationsprozesses bestimmt. Im Anschluß daran konnten nun die Spannungen im Faser/Matrix-Mikrosystem bestimmt werden. Es wurden einzelne Mikromodelle als auch gekoppelte Modelle untersucht. Im folgenden wird auf die gekoppelten Mikromodelle eingegangen.

Im Falle einer normalen (N) Faserorientierung wurden maximale Kräfte von $F = 5\text{N}$ appliziert. Bei paralleler (P) Faserorientierung betrug die Maximalkraft aufgrund der wesentlich geringeren Steifigkeiten nur $F = 1\text{N}$.

Sämtliche Ergebnisse der Kontakt- und Spannungsanalyse sind für beide Faserorientierungen im Anhang tabellarisch aufgelistet.

Normale (N) Faserorientierung

Unter N-Faserorientierung sind die Kohlenstofffasern hauptsächlich Druck- und Biege- deformationen ausgesetzt.

Die Ergebnisse der Kontaktanalyse in Bild 5.5 zeigen, daß die maximalen Vergleichsdehnungen beim Kugeleindruckversuch nicht an der Oberfläche sondern in einer Tiefe von $z = -0,03\text{mm}$ auftreten. Dies liegt daran, daß die Matrix in dieser Tiefe hohen Scherdehnungen parallel zur Faserlängsachse ausgesetzt ist ($\gamma_{xz} = 0,0757$; $\gamma_{yz} = 0,0852$). Quer zur Faserlängsachse sind die Scherdehnungen vernachlässigbar.

Die maximale Druckdehnung in Faserlängsachse ϵ_z beträgt nur etwa ein Drittel der maximalen Scherdehnung, was auf eine bedeutend dominantere Scherbelastung der Matrix hindeutet als auf eine Druckbelastung.

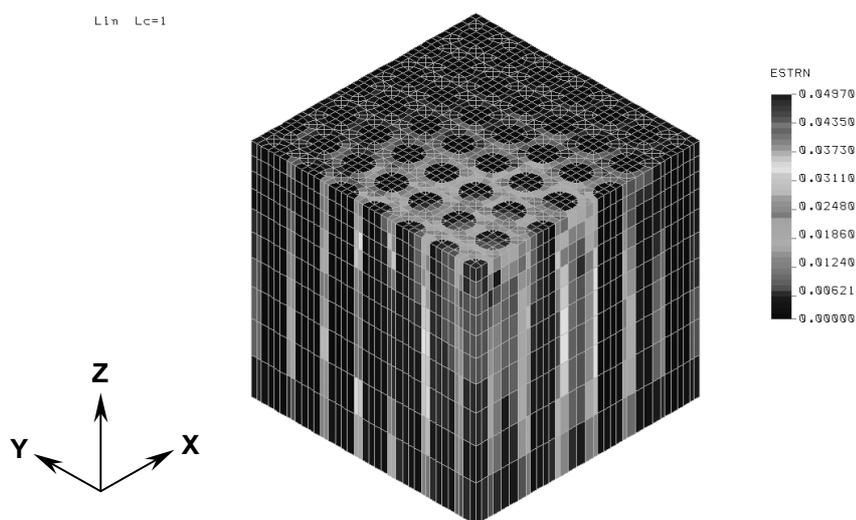


Bild 5.5: Vergleichsdehnungen im Mikromodell unter N-Faserorientierung

Wie in Bild 5.6 dargestellt, werden die vertikalen Lasten hauptsächlich von den Faser aufgenommen. In Anlehnung an die Berechnungen unter Zugrundelegung rein elastischer Materialeigenschaften herrschen in den Fasern maximale Druckspannungen von $\sigma_z > 3 \text{ GPa}$. Dieser Wert liegt oberhalb der Druckfestigkeit der Fasern, so daß von einer Schädigung der Fasern ausgegangen werden kann. Bild 5.7 bestätigt diese Annahme.

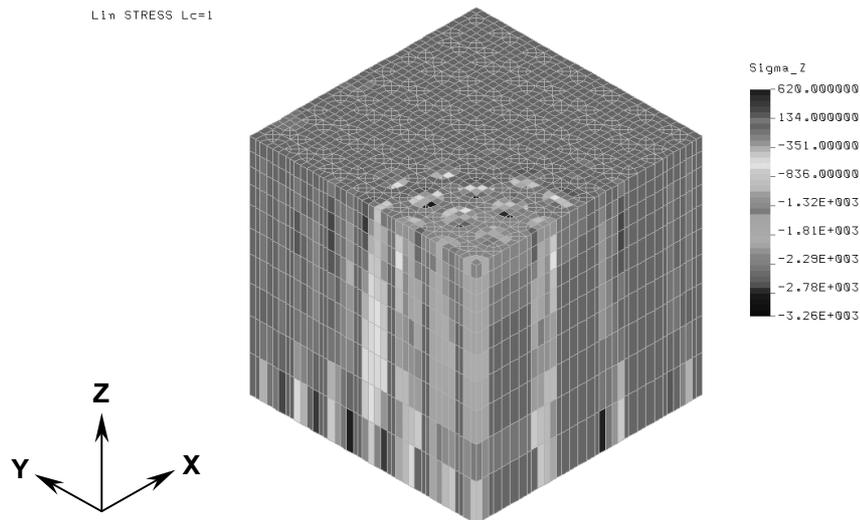


Bild 5.6: Normalspannungen im Mikromodell unter N-Orientierung

Unter N-Orientierung brechen die Fasern an den Enden aus. Weiterhin werden sie von der Matrix abgeschert. Schädigungen der Matrix in Form von Rissen und Ausbrüchen sind ebenfalls zu erkennen.

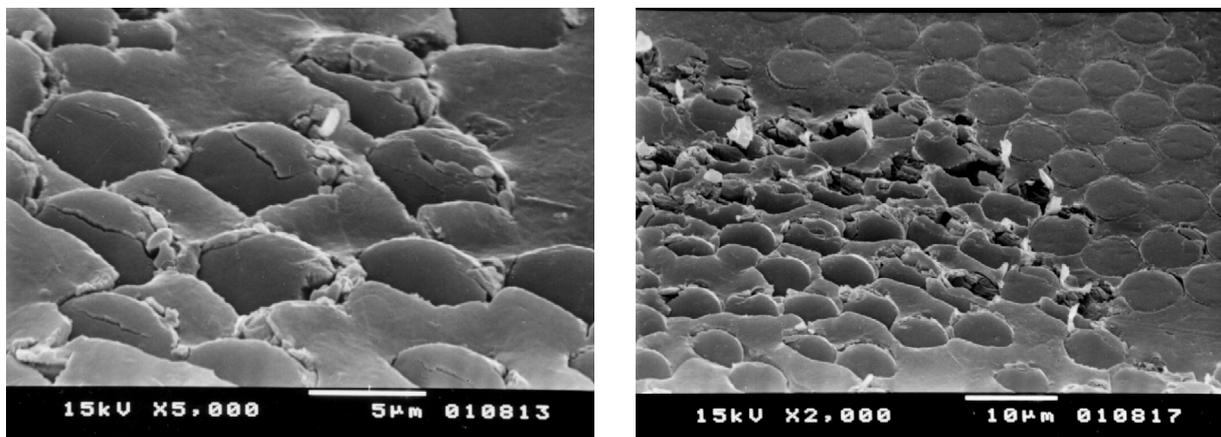


Bild 5.7: Schädigungen beim Kugeleindruckversuch unter N-Orientierung

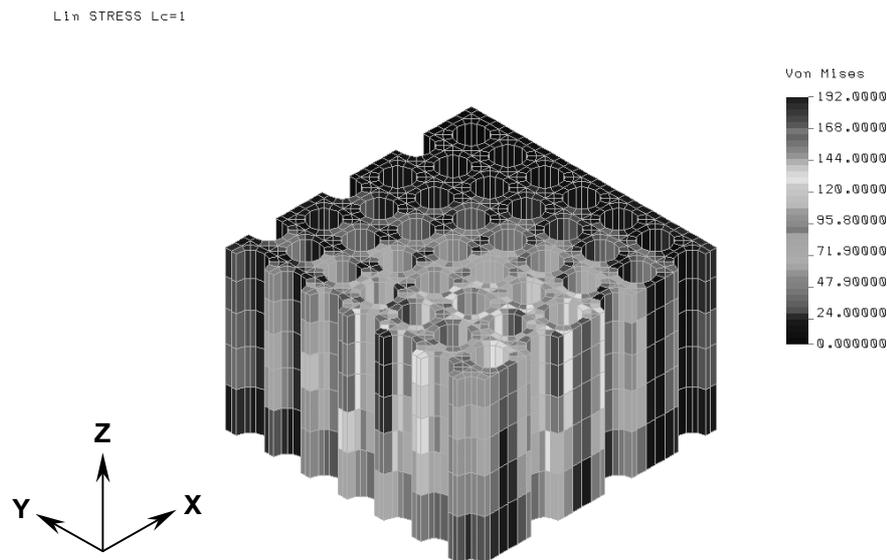


Bild 5.8: Vergleichsspannung in der Matrix unter N-Orientierung in einer Tiefe von $z = -0,03\text{mm}$

Zur genaueren Ergebnisdarstellung der Spannungsanalyse in der Matrix wurden die Fasern aus dem Verbund entfernt. Bild 5.8 zeigt die maximal auftretenden Vergleichsspannungen in der Matrix bei einer Tiefe von $z = -0,03\text{ mm}$, in der auch die maximalen Scherspannungen auftreten. Im Mittelpunkt des Kontaktes herrschen sehr hohe Druckspannungen ($\sigma_z = -239\text{ MPa}$), jedoch nur innerhalb eines kleinen Bereiches. Laut der Verteilung der von-Mises-Vergleichsspannungen würde unter Verwendung eines nichtlinearen Modelles ein erstes Versagen der Matrix im Bereich der maximalen Scherspannungen auftreten ($z = -0,03\text{ mm}$).

Der Ergebnisse der Mikromodellierung und die dazugehörigen experimentellen Ergebnisse stimmen sehr gut mit jenen von Carman [89] überein. Carman untersuchte das Versagen von Faser/Matrix-Grenzschichten beim Kugeleindruckversuch.

Parallele (P) Faserorientierung

Unter paralleler Faserorientierung treten in den Fasern hauptsächlich Biegedeformationen auf. Gleichzeitig wird die Matrix lokal im Bereich der Fasern hohen plastischen Deformationen ausgesetzt. Bild 5.9 und 5.10 zeigen die Scher- bzw. Druckdehnungen im Modell mit P-Orientierung in einer Tiefe von $z = -0,0225\text{ mm}$. Die Scherdehnungen in der X-Z-Ebene (γ_{xz}) bzw. in der Y-Z-Ebene (γ_{yz}) liegen etwa dreimal so hoch wie die in der X-Y-Ebene (γ_{xy}).

Die Dehnungen in Folge der Druckbelastungen in Z-Richtung liegen in etwa so hoch wie die Scherdehnungen in Z-Richtung. Aus diesen beiden Ergebnissen folgt, daß hier, im Gegensatz zur N-Orientierung, sowohl Druck- als auch Scherdehnungen dominieren.

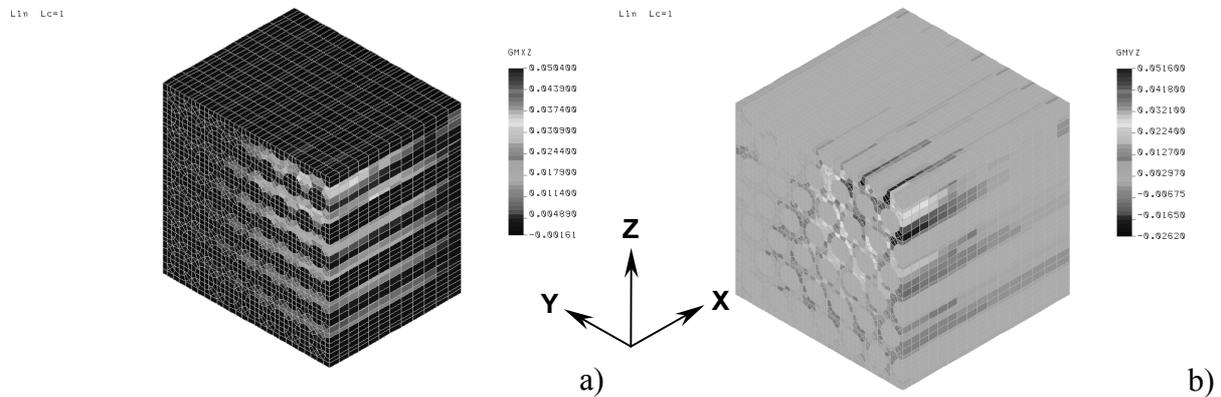


Bild 5.9: Scherdehnungen unter P-Orientierung; a) X-Z-Ebene, b) Y-Z-Ebene

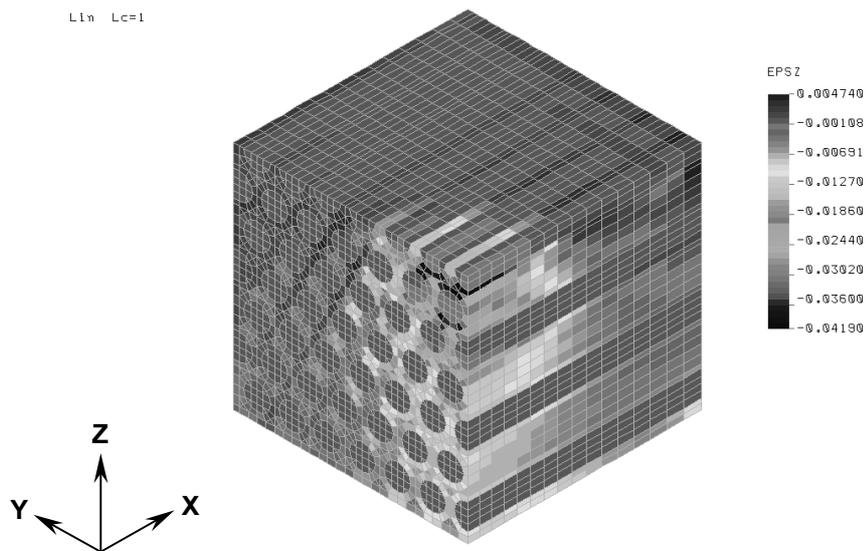


Bild 5.10: Druckdehnungen unter P-Orientierung

Aufgrund des Druckes werden die Fasern unter P-Orientierung hauptsächlich Biegung, aber auch Druck ausgesetzt. Bild 5.11 zeigt deutlich die typischen Biegespannungen in den Fasern mit einer Zugkomponente an deren Unterseite und einer Druckkomponente an der Oberseite. Druckspannungen stellen die höchste Spannungskomponente in der Matrix dar (Bild 5.12). Die höchsten Werte werden direkt an der Oberfläche festgestellt, so daß hier bei elastisch-plastischem Materialverhalten eine erste bleibende plastische Deformation auftreten wird.

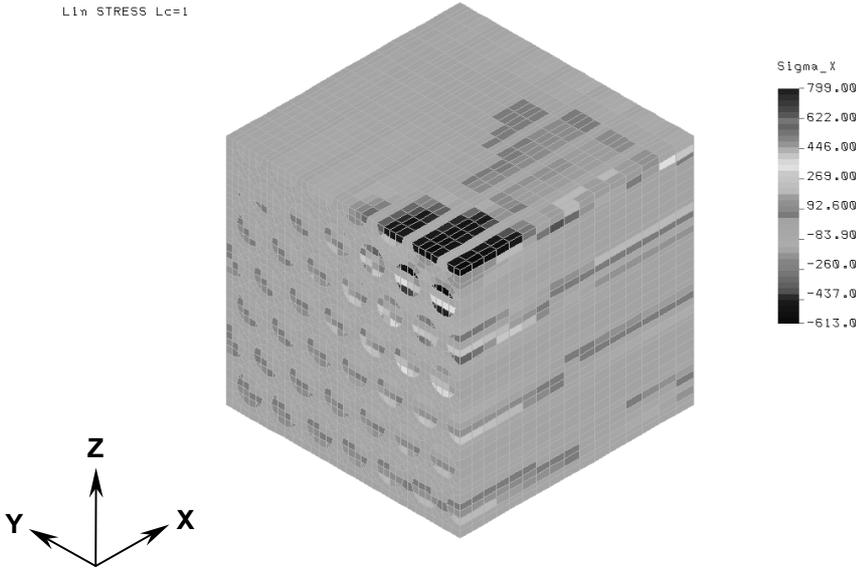


Bild 5.11: Spannungen in den Fasern unter P-Orientierung

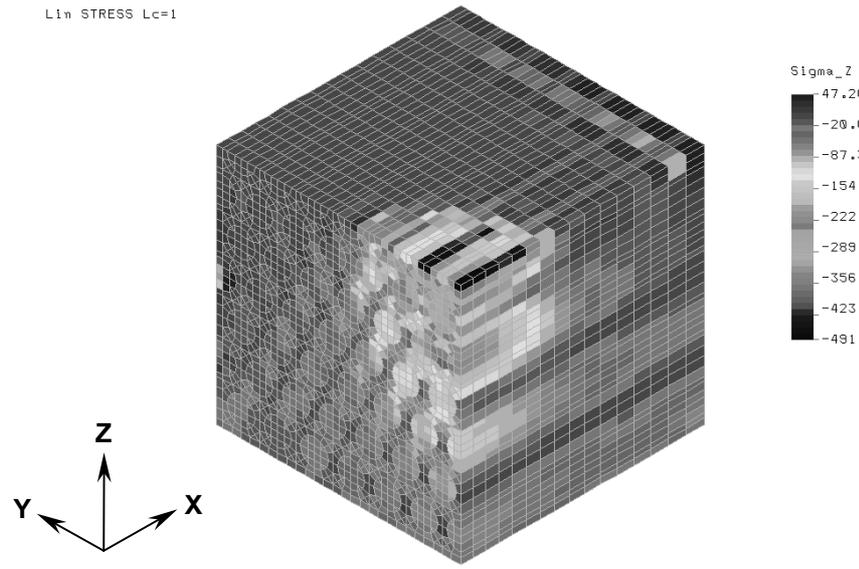


Bild 5.12: Druckspannungen unter P-Orientierung

5.1.2. Beschreibung des Materialverhaltens im Mikrobereich

5.1.2.1. Spannungsanalyse bei Einzelrauigkeitsspitzenkontakt

Im folgenden Kapitel werden die Spannungen in einer CF/PEEK-Probe beim Gleiten einer Rauigkeitsspitze untersucht. In früheren Arbeiten von Ovaert und Wu [94-95] wurden bereits Spannungsanalysen beim Gleiten einer idealisierten Rauigkeitsspitze über eine Verbundwerkstoffoberfläche mit normaler Faserorientierung durchgeführt. Später wurden diese Analysen von Ovaert noch für parallele und antiparallele Faserorientierungen durchgeführt [96-97]. Laut der dort aufgeführten Schlüsse existiert ein Zusammenhang zwischen normalisierter Verschleißrate und den in verschiedenen polymeren Verbundwerkstoffen herrschenden Spannungs-Deformations-Zuständen.

Die hier beschriebene Spannungsanalyse wurde an FE-Mikromodellen durchgeführt, die in [98] näher beschrieben sind. Es sollen Aufschlüsse über Versagenskriterien im Verbundwerkstoff gewonnen werden. Die modellierte Rauigkeitsspitze mit den entsprechenden normalen und tangentialen Belastungen ist in Bild 5.13 dargestellt. Für normale Faserorientierung beträgt der Rauigkeitsspitzenradius $R = 1 \text{ mm}$, während für parallele und antiparallele Faserorientierung ein Rauigkeitsspitzenradius von $R = 0,45 \text{ mm}$ modelliert wurde. Als Normalkraft wurde $F_N = 1 \text{ N}$ angenommen. Die Reibungskoeffizienten entsprechen denen im Kapitel 4.4.1.1 vorgestellten. Um die FE-Ergebnisse mit den Experimentalwerten vergleichen zu können, wurde der Rauigkeitsspitzenradius größer modelliert als er in der Realität vorkommt.

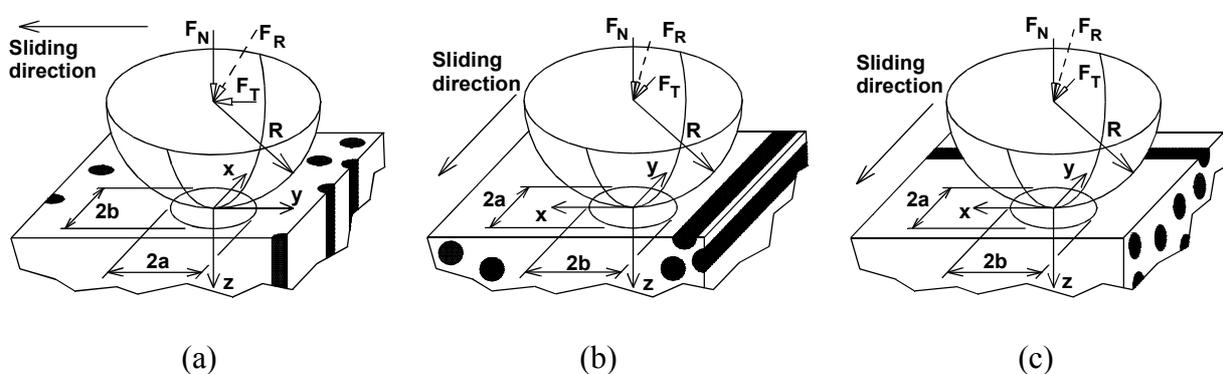


Bild 5.13: Modellierte gleitende Rauigkeitsspitze mit normaler und tangentialer Belastung; (a) N-Orientierung, (b) P-Orientierung, (c) AP-Orientierung

Um Rechenzeit zu sparen wurde für beide Gleitpartner ein linear elastisches Materialverhalten angenommen. Weiterhin wurde eine perfekte Faser/Matrix-Haftung vorausgesetzt.

Die Kontaktdruckverteilung im Falle normaler Faserorientierung wird in Bild 5.14 dargestellt. Hier wird die meiste Last von den Fasern aufgenommen. Aufgrund der Reibkraft herrscht eine asymmetrische Druckverteilung in den Fasern. Der höchste Kontaktdruck ist an der Rückkante der Fasern zu verzeichnen

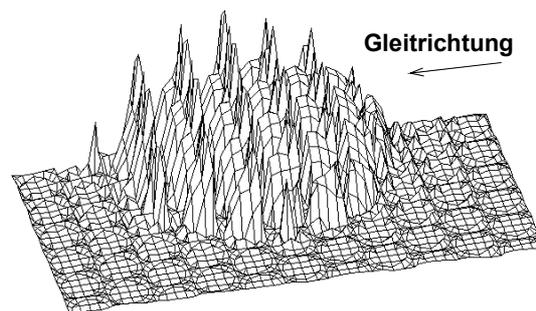


Bild 5.14: Kontaktdruckverteilung im Falle normaler Faserorientierung

Auch im Falle paralleler und antiparalleler Faserorientierung findet die Lastübertragung hauptsächlich über die Fasern statt (Bild 5.15). Bezüglich der Kontaktflächenform stimmen die Ergebnisse für P- und AP-Orientierung nicht mit denen von Ovaert [96-97] überein, da in diesen Arbeiten längliche, ovale Kontaktflächen beschrieben wurden. Im hier vorliegenden Fall sind die Kontaktflächen rund. Diese Ergebnisse korrelieren allerdings mit denen aus [98].

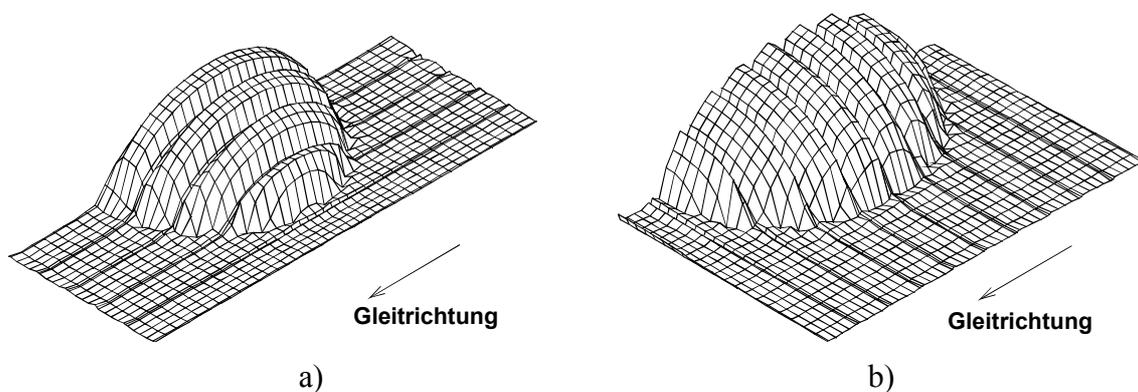


Bild 5.15: Kontaktdruckverteilung im Falle a) paralleler und b) antiparalleler Faserorientierung

Bild 5.16 zeigt das deformierte Modell unter N-Orientierung. Aufgrund einer Makro/-Mikro-Modellierung mit Hilfe der Displacement-Coupling-Technik sind die Seitenflächen des Modelles nicht mehr exakt vertikal ausgerichtet. Die Fasern unterliegen hauptsächlich Druck- und Biege- bzw. Scherbelastungen.

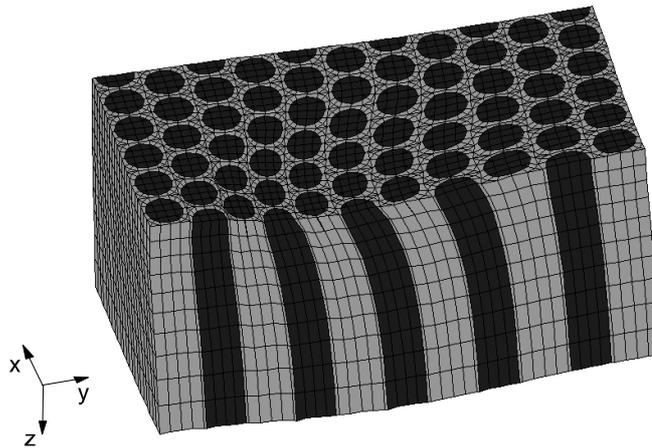


Bild 5.16: Verformtes Mikromodell infolge von Gleiten einer Rauigkeitsspitze (N-Orientierung); Deformationsskalierung 10:1

Die Fasern sind auf der Oberfläche hohen Druckbelastungen ausgesetzt. In der Mitte des Kontaktbereiches findet an der Rückkante der Fasern eine übermäßig große Belastung statt (Bild 5.17a). In diesem Bereich besteht eine erhöhte Gefahr des Faserausbruches. Dieser Faserausbruch konnte mittels eines Kratzversuches auf einer polierten Probenoberfläche teilweise bestätigt werden (Bild 5.18). Faser/Matrix-Delamination und Faserpartikel ausbruch sind lediglich an der Vorderkante der Fasern zu beobachten. Es scheint, daß an der Rückkante Matrixmaterial in die entstandenen Risse gedrückt wurde.

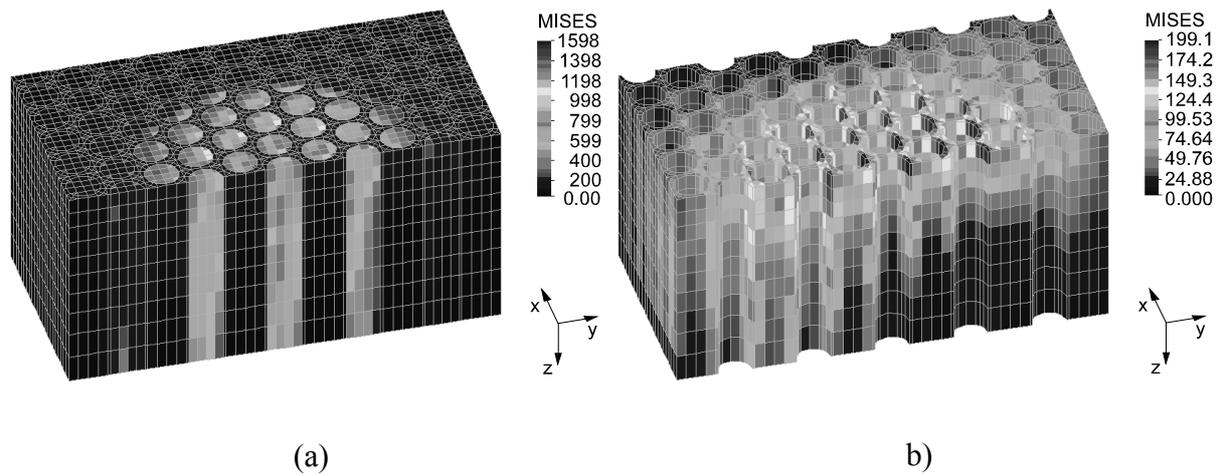


Bild 5.17: Vergleichsspannungen im a) Verbundwerkstoff und b) im Matrixmaterial; N-Orientierung

Das Auftreten von Faser/Matrix-Delamination lässt sich bei Betrachtung der Spannungen im Faser/Matrix-Bereich der Matrix belegen (Bild 5.17b). Hier treten Spannungsspitzen auf, die deutlich über der Festigkeit des Matrixmaterials liegen.

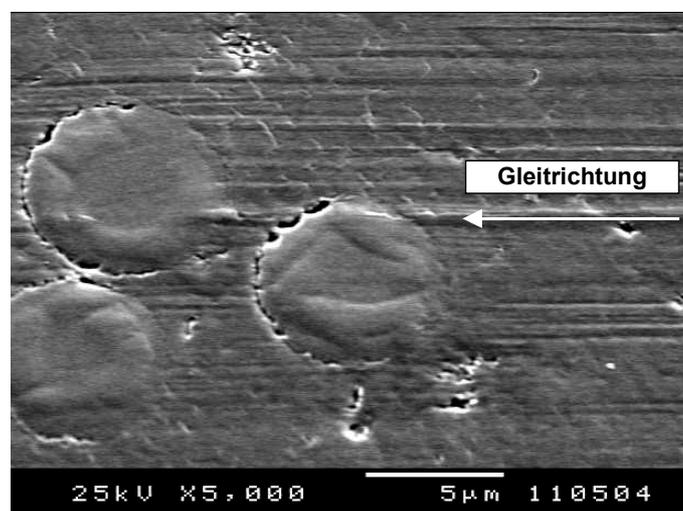


Bild 5.18: Verschleißmechanismen beim Kratzversuch im Falle normaler Faserorientierung

Eine Erhöhung des Faser/Matrix-Delaminationsrisikos entsteht weiterhin durch die Ausbildung sehr hoher sich wiederholender Zug- und Druckspannungen zwischen Fasern und Matrix beim Gleiten unter N-Orientierung.

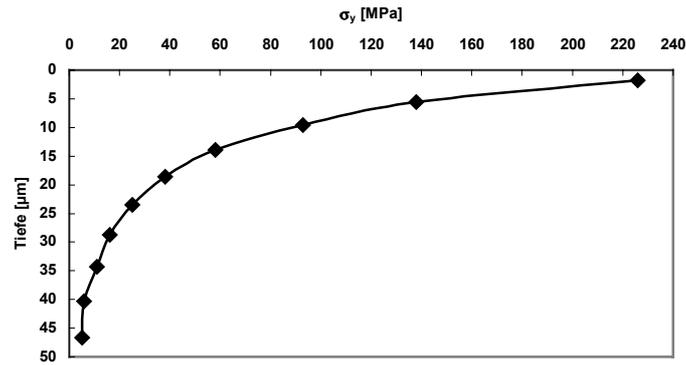


Bild 5.19: Horizontale Spannungskomponente σ_y (Faser-Matrix-Delamination als Funktion der Tiefe)

Es konnte gezeigt werden, daß beim Gleiten einer Rauigkeitsspitze über eine CF/PEEK-Probe Faser-Matrix-Delaminationen bis in eine Tiefe von ca. $15\mu\text{m}$ auftreten können, da hier die herrschenden Spannungen oberhalb der Zugfestigkeit des Materials in 90° -Richtung und auch über der interlaminaren Scherfestigkeit liegen (Bild 5.19).

Bild 5.20 zeigt die deformierte Faser/Matrix-Struktur unter paralleler Faserorientierung. Die höchsten Spannungen in den Fasern werden in y -Richtung aufgebaut. Die Fasern werden weiterhin stark gebogen, so daß in der Mitte der Kontaktfläche Druckspannungen herrschen. Diese Spannungskomponente kann zum Brechen abgeschliffener Fasern führen.

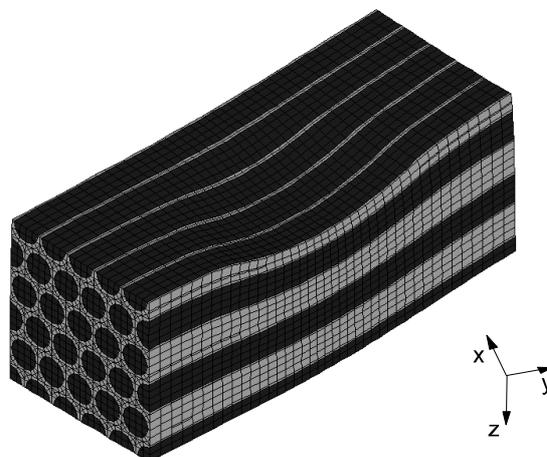


Bild 5.20: Verformtes Mikromodell infolge von Gleiten einer Rauigkeitsspitze (P-Orientierung); Deformationsskalierung 5:1

Aufgrund von Reibungseffekten entstehen hinter der Kontaktfläche ebenfalls Zugspannungen in den Fasern. Die Vergleichsspannungsverteilung in der Matrix (Bild 5.21b) zeigt Scherspannungen in y-Richtung unterhalb der halb abgeschnittenen Fasern als Hauptspannungskomponente. Hier kann Faser/Matrix-Delamination entstehen, die bei wiederholter Belastung der Fasern bis zur Oberfläche vordringen kann. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen bestätigen das Auftreten von Faser/Matrix-Delaminationen im Kontaktbereich (Bild 5.22).

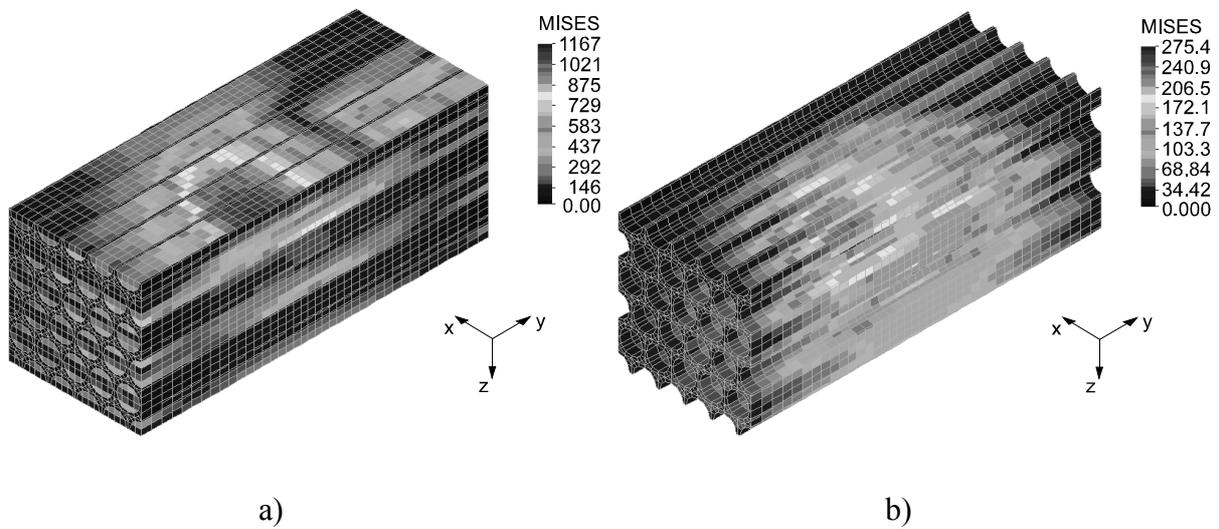


Bild 5.21: Vergleichsspannungen im a) Verbundwerkstoff und b) im Matrixmaterial; P-Orientierung

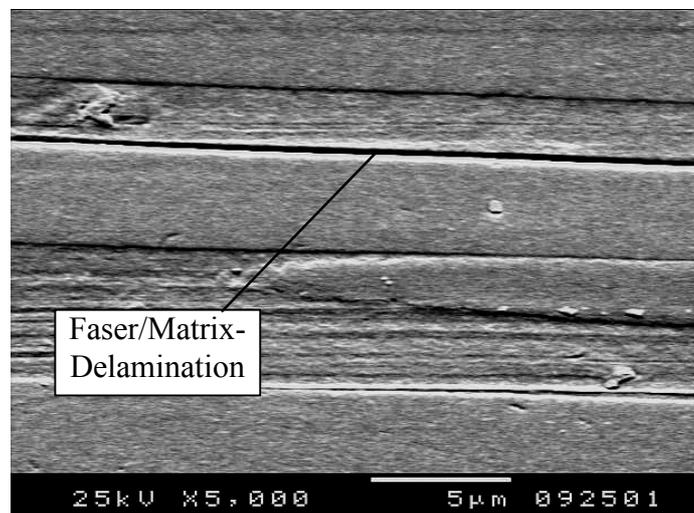


Bild 5.22: Verschleißmechanismen beim Kratzversuch im Falle paralleler Faserorientierung

Unter antiparalleler Faserorientierung werden die Fasern durch den aufgetragenen Druck einer Biege- und Scherbelastung ausgesetzt. Bild 5.23 zeigt das deformierte Mikromodell.

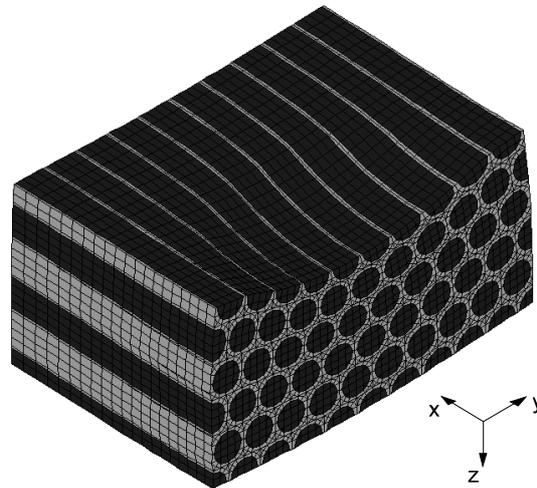


Bild 5.23: Verformtes Mikromodell infolge von Gleiten einer Rauigkeitsspitze (AP-Orientierung); Deformationsskalierung 5:1

Die größten Spannungen in den Fasern entstehen in x-Richtung. Es existieren Druck-, Biege und Scherspannungen. Gleich den Beobachtungen unter N-Orientierung herrschen unter AP-Orientierung die größten Vergleichsspannungen an der rückwärtigen Kante der Fasern (Bild 5.24a). In Bild 5.24b sind die Vergleichsspannungen in der Matrix dargestellt.

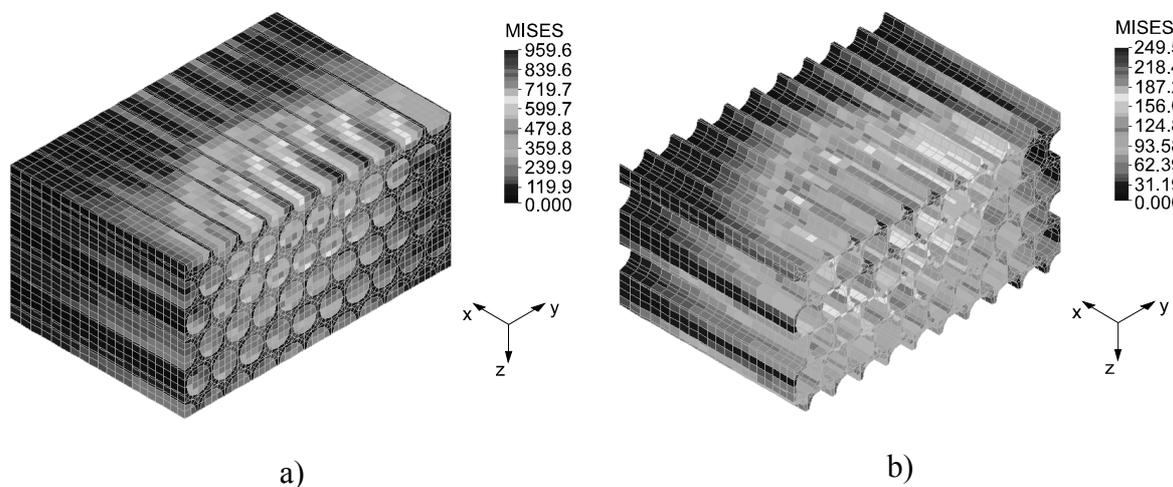


Bild 5.24: Vergleichsspannungen im a) Verbundwerkstoff und b) im Matrixmaterial; AP-Orientierung

Als dominante Spannungskomponente kann Scherung in x- und y-Richtung definiert werden. Diese Ergebnisse lassen den Schluß zu, daß beim Gleiten unter AP-Orientierung hauptsächlich Scherversagen der Matrix, sowie Faser/Matrix-Delamination auftritt.

5.1.2.2. Mikrohärtie des Transferfilmes

Da in vorangegangenen Arbeiten [21, 99] bereits gezeigt werden konnte, daß der Transferfilm (TFL) einen entscheidenden Einfluß auf das Verschleißverhalten von Gleitsystemen ausüben kann, ist eine genaue Untersuchung des TFL bezüglich seiner mechanischen Eigenschaften bzw. des Einflusses auf die Kontaktspannungen unerlässlich. Der Einfluß des TFL auf die Spannungsbildung in der Kontaktzone im Mikrobereich wird in [100] detailliert beschrieben. In diesem Kapitel wird zunächst nur die Einlaufphase eines Verschleißversuches näher betrachtet. Hier besteht der TFL hauptsächlich noch aus Matrixmaterial. Um Rechenzeit einzusparen, wurde ein zweidimensionales, achsensymmetrisches FE-Modell verwendet (Bild 5.25).

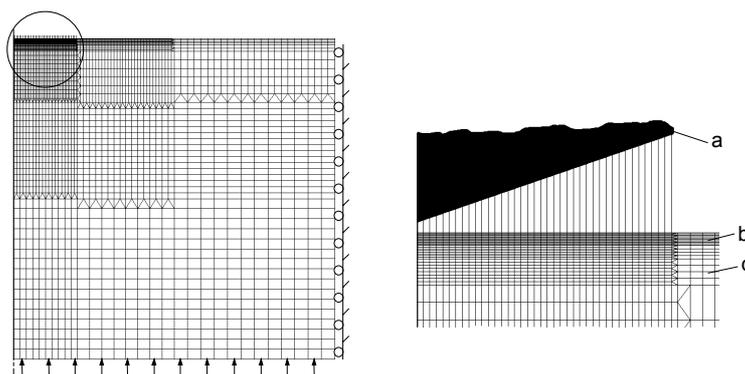


Bild 5.25: Achsensymmetrisches FE-Modell; (a): Eindringkörper; (b): TFL; (c): Substrat

Da die Achsensymmetrie eine Modellierung einer Vickerspyramide nicht zuläßt, wurde eine konische Geometrie modelliert, welche bei gleichen Eindringtiefen die gleiche

Volumenverdrängung wie die Vickerspyramide aufweist. Eine dünne PEEK-Schicht mit den gemessenen Schichtdicken diente als Modell für den TFL. Hierbei wurden elastisch-plastische Materialeigenschaften sowohl für die Schicht als auch für das Substrat vorausgesetzt.

Das FE-Netz des Modells mit einem Durchmesser von $80\mu\text{m}$ und einer Höhe von $40\mu\text{m}$ (Bild 5.25) beinhaltet 2641 2D-Elemente und 40 Kontaktelemente. Die erforderliche Last wurde mittels eines homogenen Kontaktdruckes am unteren Ende des Modells aufgebracht, während der Eindringkörper am oberen Ende des Modells fixiert wurde. Im Falle einer N-Orientierung liegen die Härtewerte des TFL auf dem Stahlsubstrat sehr viel höher als die der Matrix. Der E-Modul dieses härteren TFL konnte nicht bestimmt werden, da die Steigung des Entlastungsbereiches der Kraft-Eindring-Kurve (entspricht im Falle homogener Materialien dem E-Modul) eine Mischeigenschaft von TFL und Substrat repräsentiert.

Die „FEM“-Ergebnisse in Bild 5.26 zeigen das Verhalten des TFL unter der Annahme reiner Matrixmaterial-Eigenschaften ($\text{Dicke}_{(\text{TFL};\text{N})} = 0,5\mu\text{m}$). Die, mit „4“ bezeichneten, experimentellen Kraft-Eindringtiefen-Kurven sowie die Härteverläufe zeigen die bereits erwähnten, unterschiedlichen Phasen. Während der ersten Phase der Kraft-Eindringtiefen-Kurve wird der TFL deformiert. In der zweiten Phase bricht der TFL und wird aus dem Eindruckbereich herausgepreßt, so daß das Substrat die Eindringkraft direkt aufnehmen kann.

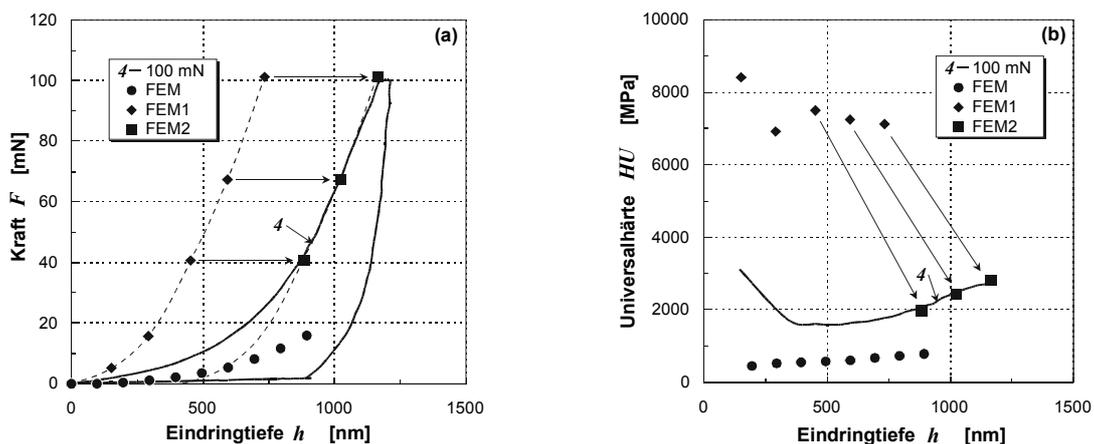


Bild 5.26: Experimentelle und FE-Ergebnisse unter N-Orientierung (TFL auf Stahl)

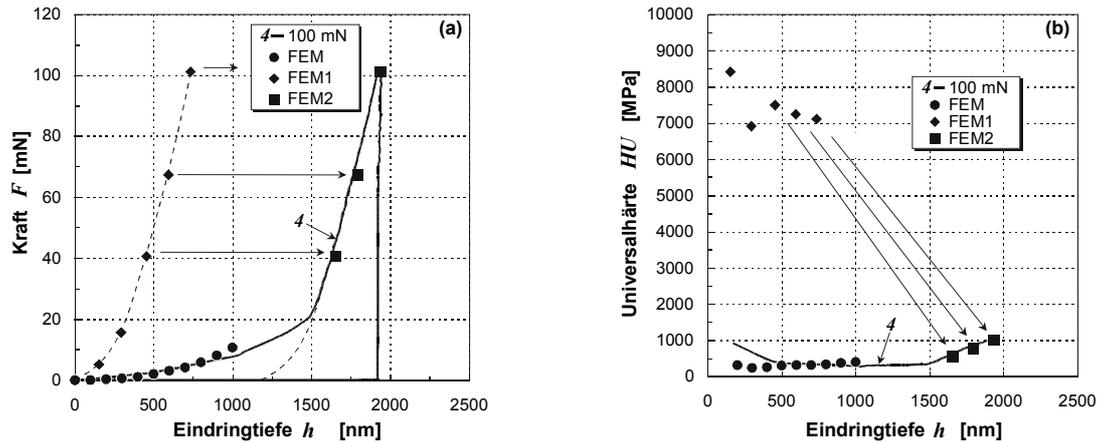


Bild 5.27: Experimentelle und FE-Ergebnisse unter P-Orientierung (TFL auf Stahl)

Diese Phasenunterteilung ist in den Bildern 5.26a und 5.27a anhand unterschiedlicher Steigungen im Belastungsbereich der Kraft-Eindringtiefen-Kurven deutlich zu erkennen. Da keine exakten Steifigkeiten des TFL bekannt waren, konnten für die erste Phase keine genauen FE-Berechnungen angestellt werden. Um die zweite Phase zu simulieren, wurde ein Modell für einen Eindruck in das Stahlsubstrat (ohne TFL) erstellt. Die Ergebnisse sind in den Bildern 5.26 und 5.27 mit der Bezeichnung „FEM1“ gekennzeichnet. Die „FEM2“-Ergebnisse wurden erzielt, indem die Ergebnisse des reinen Substrates („FEM1“) um eine Eindringtiefe von 430nm, d.h. auf die Werte der experimentellen Kurven, verschoben wurden. Auf diese Weise konnten die TFL-Eigenschaften nach einem Brechen und Herauspressen aus dem Eindringbereich dargestellt werden. Dieses Verfahren wurde ebenfalls für die Härte-Eindringtiefen-Kurven angewandt, um in einer ersten Annäherung die Lastübertragungsgrenze des TFL zu bestimmen.

Unter P-Orientierung (Bild 5.27) wurde eine TFL-Dicke von $1,25\mu\text{m}$ mit den Matrixmaterialeigenschaften festgelegt. Die FE-Ergebnisse korrelieren im Bereich niedriger Kräfte („FEM“) gut mit den Meßergebnissen. Die Phase 2 kann erneut durch Modellierung des Eindruckes auf dem Stahlsubstrat („FEM1“) und dessen Verschiebung um 1200nm („FEM2“) dargestellt werden. Sämtliche Kontakt- Spannungs- und Dehnungsergebnisse der Phase 1 (P-Orientierung) sind in Bild 5.28 dargestellt. Die Kontaktdruckverteilung (Bild 5.28a) zeigt, daß aufgrund des geringeren Abstandes des Indentors zum Substrat im Zentrum des Eindruckes (größte Deformation) die Spannungen am größten sind. Darstellungen der plastischen Verformungen (Bild 5.28b) und der Vergleichsdehnungen (Bild 5.28c) zeigen, daß ein erstes Versagen des TFL wahrscheinlich im Eindruckzentrum stattfindet.

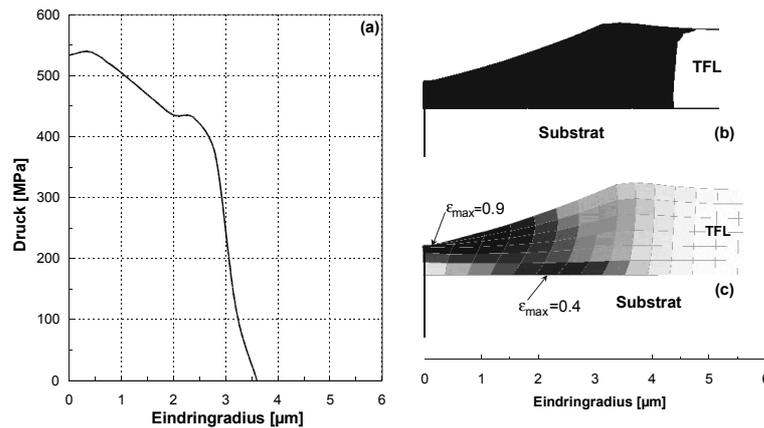


Bild 5.28: (a) Kontaktdruckverteilung, (b) plastischer Bereich und (c) Dehnungsverteilung beim Eindruck in einen TFL auf Stahl (TFL-Dicke $1\mu\text{m}$)

Die erwähnte Problematik eines Substrateinflusses auf die Härteergebnisse des TFL zieht die Notwendigkeit einer feineren Härteprüfmethode nach sich. Randall und Mitarbeiter [101-102] haben diesbezüglich die Verwendbarkeit der Rastersondenmikroskopie zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von Verschleißfilmen aufgezeigt.

5.2. Kontakttemperaturanalyse

5.2.1. Modellierung der Temperaturerhöhung im Mikrobereich während des Gleitverschleißes

Um das Temperaturverhalten von „XC-2“ detailliert untersuchen zu können wurde zunächst die Temperaturerhöhung im Mikrobereich, d.h. unter Betrachtung einer einzelnen Rauigkeitsspitze näher betrachtet. Die entsprechenden Kontaktparameter sind der Tabelle 5.6 zu entnehmen. Es wurde eine Einteilung der Systeme in langsam bzw. schnell gleitend in Anlehnung an die Peclet-Nummern vorgenommen (vgl. Kap. 2.3.2.). Bei langsam gleitenden Systemen kamen stationäre Wärmeleitmodelle zum Einsatz, während bei schnell gleitenden Systemen sogenannte Transienten-FE-Techniken angewandt wurden [103]. Die thermische Kontaktanalyse verlangt nach einer sich wiederholenden Auswertung des Kontaktproblems während des Gleitvorganges.

	Rauigkeits- spitzenradius [μm]	Normal- kraft [N]	Gleit- geschw. [m/s]	Reibung- koeffizient
PEEK	10	0,01	1	0,43
CF/PEEK (N-Orientierung)				0,45
CF/PEEK (P-Orientierung)				0,28
CF/PEEK (AP-Orientierung)				0,3

Tab. 5.6: *Kontaktparameter*

Für PEEK bzw. CF/PEEK wurden folgende Versagensspannungen festgelegt:

- (a) $\sigma_Y = 100 \text{ MPa}$ für PEEK [92],
- (b) $\sigma_{lc}^* = 1200 \text{ MPa}$ für CF/PEEK (N-Faserorientierung) [93],
- (c) $\sigma_{\perp c}^* = 220 \text{ MPa}$ für CF/PEEK (P- und AP-Faserorientierung) [93].

Um eine genaue Temperaturentwicklung im Mikrokontakt zu beschreiben, ist zunächst eine Analyse der Kontaktflächengröße sowie der maximal auftretenden Spannungen nötig. Es wurde ein elastisch-plastisches Materialverhalten vorausgesetzt. Wie erwartet, wird bei einer PEEK-Stahl-Reibpaarung aufgrund der niedrigeren Materialeigenschaften von PEEK die größte Kontaktfläche erzielt. Sämtliche Kontaktergebnisse sind in Tabelle 5.7 aufgelistet.

	F [N]	δ [μm]	$2a \times 2b$ [$\mu\text{m} \times \mu\text{m}$]	p_{max} [MPa]
Stahl-Rauhigkeitsspitze - PEEK	0,01	0,846	6,5×6,5	300
Stahl-Rauhigkeitsspitze - CF/PEEK (N-Orientierung)	0,01	0,206	3,25×3,25	1200
Stahl-Rauhigkeitsspitze - CF/PEEK (P-Orientierung)	0,01	0,490	≈4,75×4,75	660
Stahl-Rauhigkeitsspitze - CF/PEEK (AP-Orientierung)	0,01	0,490	≈4,75×4,75	660

Tab. 5.7: Ergebnisse der elastisch-plastischen Kontaktanalyse im Mikrobereich

Die aus den Kontaktparametern bzw. der Kontaktanalyse abgeleiteten Peclet-Nummern für den hier untersuchten anisotropen Werkstoff sind in Tabelle 5.8 dargestellt. Aufgrund seiner schlechten Wärmeleitfähigkeit besitzt reines PEEK eine bedeutend höhere Peclet-Nummer als der untersuchte Verbundwerkstoff.

	$(\text{Pe})_x^{(2)}$	$(\text{Pe})_y^{(2)}$	$(\text{Pe})_z^{(2)}$
Stahlrauheitsspitze (1) - PEEK (2)	11,3		
Stahlrauheitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (N-Faserorientierung)	2,18	2,18	0,114
Stahlrauheitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (P-Faserorientierung)	0,167	3,18	3,18
Stahlrauheitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (AP-Faserorientierung)	3,18	0,167	3,18

Tab. 5.8: Peclet-Nummern für das System Stahlrauheitsspitze - CF/PEEK

In einem ersten Schritt wird zunächst ein langsam gleitendes System betrachtet. Die Bilder 5.29 und 5.30 zeigen die Wärmeverteilung sowie die Temperaturfelder der Kontaktpunkte in

radialer Richtung zu Beginn und am Ende des in Kapitel 2 beschriebenen Iterationsprozesses unter N- bzw. P-Orientierung. Unter antiparalleler Faserorientierung entsprechen die Ergebnisse jenen für P-Orientierung, lediglich die Richtungen der x- und y-Achsen sind vertauscht.

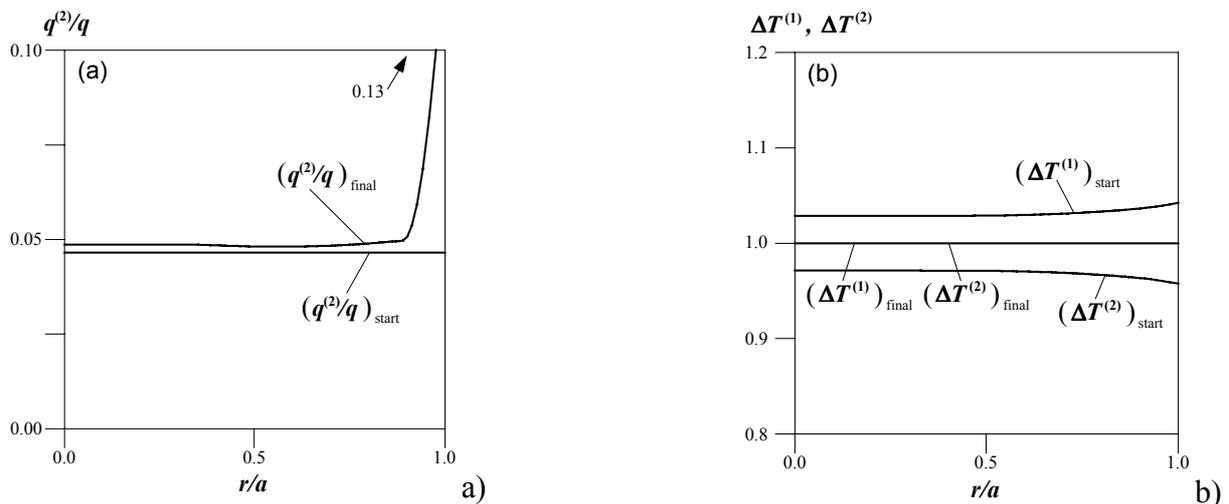


Bild 5.29: Wärmeaufteilung (a) und Kontakttemperatur(b) unter N-Orientierung

Bei P-Orientierung entsteht am Ende des Iterationsprozesses in Gleitrichtung noch immer ein kleiner Temperaturunterschied zwischen Körper 1 und Körper 2 (grauer Bereich in Bild 5.30b). Innerhalb dieses kleinen Bereiches liegen die Temperaturen der Kontaktpunkte des Körpers 2 höher als die des Körpers 1, obwohl keine Wärme in den Körper 2 geleitet wird. Dieser Effekt ist dadurch zu erklären, daß aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit des Körpers 1 die übrige Kontaktzone höhere lokale Temperaturen erzeugt. Senkrecht zur Gleitrichtung stellt sich in der Gleitebene eine komplett andere Situation ein. Im Randbereich des Kontaktes wird eine höhere Wärmeleitung in den Verbundwerkstoff benötigt, um diese Kontaktpunkte aufzuheizen. Die Ergebnisse zeigen, daß die Berechnung der Wärmeaufteilung lediglich im Randbereich der Kontaktzone leichte Fehler aufweist. Aufgrund der Tatsache, daß der größte Teil der Wärme in den Körper 1 (Stahlgegenkörper) geleitet wird, wird dessen Kontakttemperatur weniger stark von der Wärmeaufteilung während des Iterationsprozesses beeinflusst. Selbst unter der Annahme, daß sämtliche Wärme in den Körper 2 fließt, stellt sich nur ein kleiner Unterschied in der maximalen Kontakttemperatur ein (siehe Tabelle 5.9).

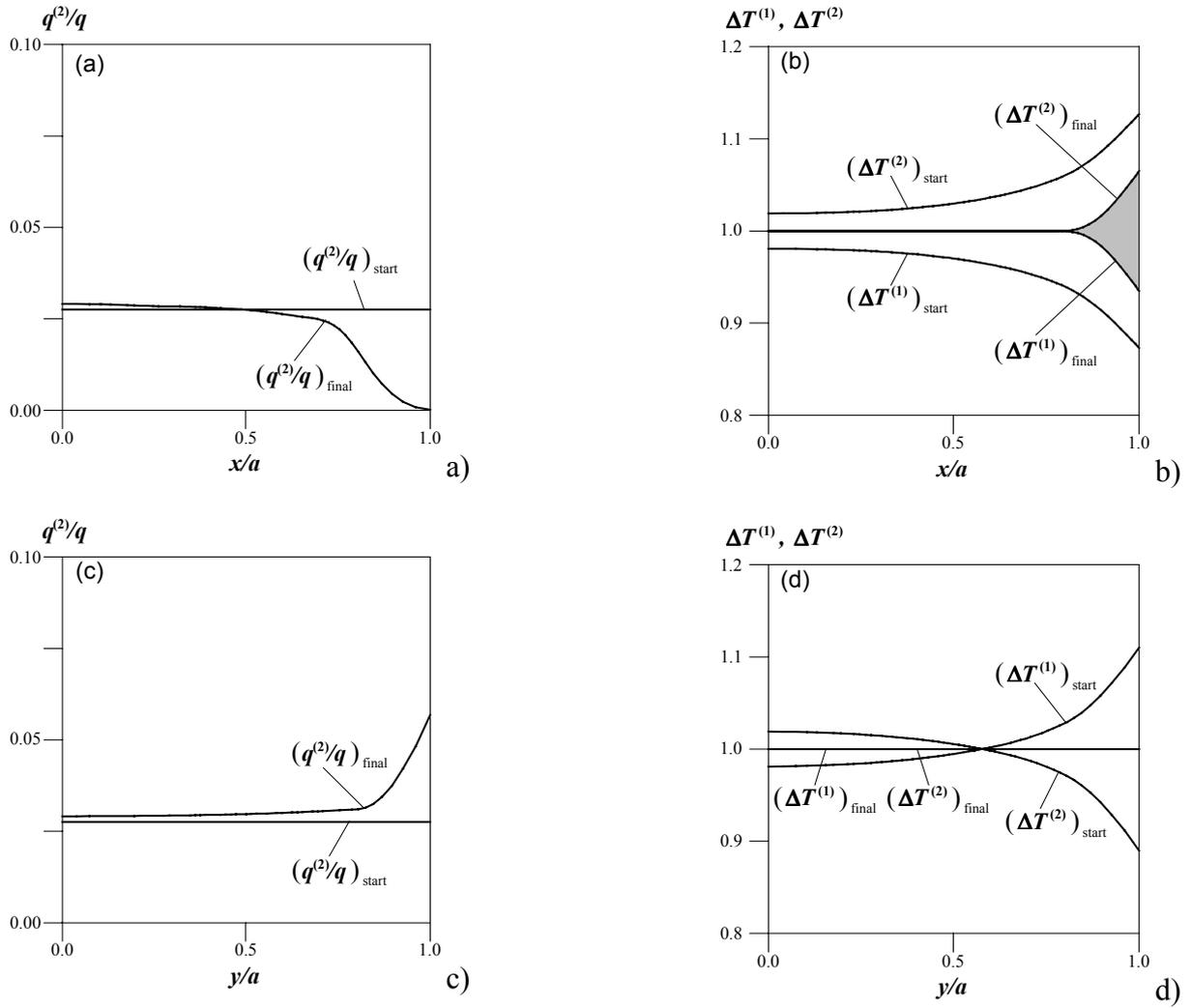


Bild 5.30: Wärmeverteilung (a+c) und Kontakttemperatur (b+d) unter P-Orientierung

	T_{\max} [°C] NUM	α_{mean} (Nach Iteration)
Stahlrauigkeitsspitze (1) - PEEK (2) ($\alpha_{(1)} = 100\%$)	Kein langsames Gleiten (8,54)	(0)
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (N-Faserorientierung) ($\alpha_{(1)} = 100\%$)	17,1 (17,9)	0,0533 (0)
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (P-Faserorientierung) ($\alpha_{(1)} = 100\%$)	8,04 (8,27)	0,0284 (0)
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (AP-Faserorientierung) ($\alpha_{(1)} = 100\%$)	8,62 (8,86)	0,0284 (0)

Tab. 5.9: Maximale Kontakttemperatur und Wärmeaufteilung bei langsamem Gleiten

Im Falle eines schnellen Gleitens wurde der Stahlgegenkörper (Körper 1) als stationär angenommen, während es sich bei der Verbundwerkstoff-Probe (Körper 2) um eine bewegliche Wärmequelle handelte. Aufgrund der unterschiedlichen Peclet-Nummern mußten vier unterschiedliche Modelle aufgebaut werden. Die niedrigsten Peclet-Nummern erfordern in der jeweiligen Isotropierichtung eine verstärkte Materialanhäufung. Beispielhaft sei hier das FE-Modell für „XC-2“ unter N-Orientierung dargestellt (Bild 5.31). Aus Symmetriegründen wird nur eine Hälfte des Modelles betrachtet.

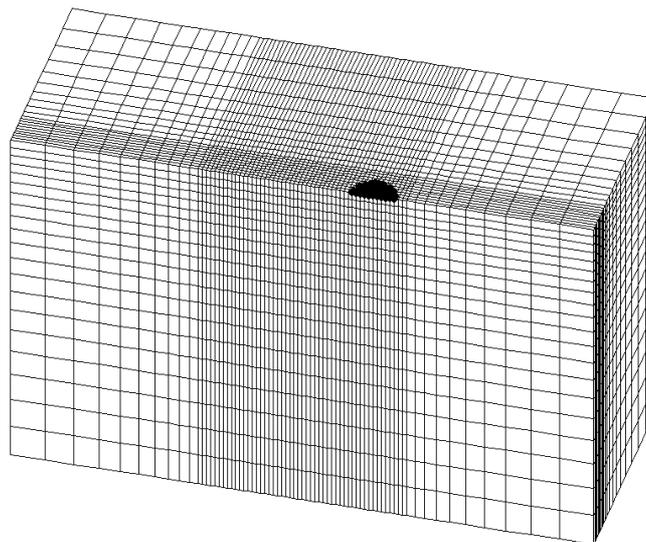


Bild 5.31: Thermisches FE-Modell mit sich bewegender Wärmequelle im Falle langsamen Gleitens (XC-2; N-Orientierung)

Alle FE-Ergebnisse für schnelles Gleiten sind in Tabelle 5.10 dargestellt. Für den isotropen Fall (PEEK / Stahl) korrelieren die numerischen und FE-Ergebnisse gut mit den analytischen (langsameres Gleiten, siehe Tabelle 5.9). Hier ist anzumerken, daß die Temperaturergebnisse $\bar{T}_{\max}^{(2)}$ unter der Voraussetzung erzielt wurden, daß 100% der erzeugten Reibwärme in den Verbundwerkstoff- bzw. PEEK-Körper geleitet wurden. Zur Berechnung der exakten Temperaturerhöhung müssen diese Werte noch mit der Wärmeverteilung multipliziert werden (s. auch Gl. 2.23). Bewegt sich die Wärmequelle (Körper 2), so stellt sich immer eine höhere Wärmeverteilung ein, als im stationären Zustand, da die neu in Kontakt tretenden Oberflächenteile noch kalt sind und aus diesem Grund mehr Wärme benötigen, um sich aufzuheizen.

	$\bar{T}_{\max}^{(1)}$ [°C] NUM	$\bar{T}_{\max}^{(2)}$ [°C] FE	T_{\max} [°C] (Gl. 2.22)	α (Gl. 2.20)
Stahlrauigkeitsspitze (1) - PEEK (2)	8,54	543	8,41	0,0155
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (N-Faserorientierung)	17,9	217	16,5	0,0762
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (P-Faserorientierung)	8,27	232	7,98	0,0344
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (AP-Faserorientierung)	8,86	221	8,52	0,0385

Tab. 5.10: Maximale Kontakttemperatur und Wärmeverteilung bei schnellem Gleiten

Im isotropen Fall verbleibt die erzeugte Wärme aufgrund der hohen Peclet-Nummer von PEEK hauptsächlich in den oberflächennahen Zonen. Weiterhin wird nur eine sehr kurze Zeitspanne benötigt, um konstante Temperaturbedingungen zu erreichen. Es wird ungefähr die zweifache Gleitlänge des Kontaktradius benötigt, um den Kontaktpunkt aufzuheizen (Bild 5.32). Bei einer Gleitgeschwindigkeit von 1 m/s entspricht dies einer Zeit von etwas weniger als 10^{-5} Sekunden. Bild 5.33 zeigt die Temperaturverteilung auf der Oberfläche der PEEK-Probe. Wie zu erkennen ist, findet nur ein sehr geringer Wärmefluß senkrecht zur Gleitrichtung auf der Oberfläche bzw. in die Probe statt.

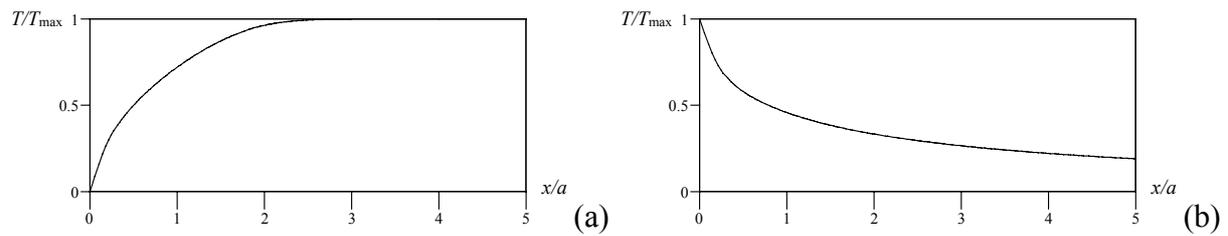


Bild 5.32: Normalisierte Kontakttemperatur in der PEEK-Probe als Funktion der normalisierten Gleitlänge (a: Aufheizphase; b: Abkühlphase)

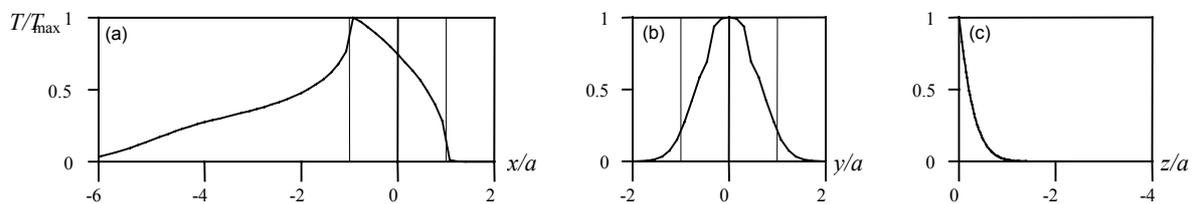


Bild 5.33: Normalisierte Kontakttemperaturverteilung in der PEEK-Probe

Betrachtet man nun den CF/PEEK-Verbund, so kann festgestellt werden, daß im Falle einer N-Orientierung aufgrund einer niedrigen Peclet-Nummer in z-Richtung die Wärme in deutlich größere Tiefen geleitet wird. Unter P- bzw. AP-Orientierung verbleibt die erzeugte Wärme in den oberflächennahen Zonen (s. Bild 5.34).

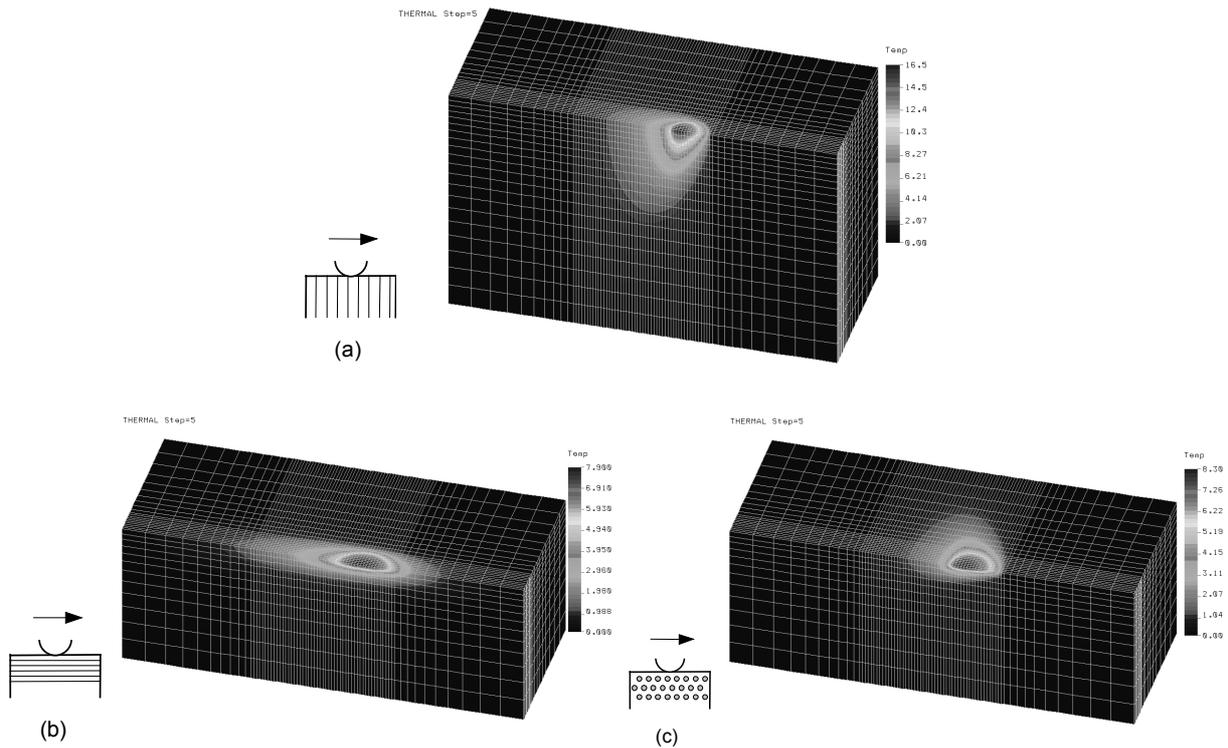


Bild 5.34: Kontakttemperaturverteilung in der CF/PEEK-Probe (a: N-Orientierung; b: P-Orientierung; c: AP-Orientierung)

Auch bei den CF/PEEK-Proben werden weniger als 10^{-5} Sekunden benötigt, um die Mikro-Umgebung aufzuheizen. Im Falle einer AP-Orientierung ist diese Aufheizphase aufgrund der geringen Wärmeleitung in Gleitrichtung und senkrecht dazu zeitlich am kürzesten (Bild 5.35a). Während der Abkühlphase (Bild 5.35b) unterscheidet sich die N-Orientierung von der P- bzw. AP-Orientierung. Da unter N-Orientierung die Kohlenstofffasern eine größere Menge an Wärme in die Probe leiten, stellt sich hier eine höhere Abkühlzeit ein.

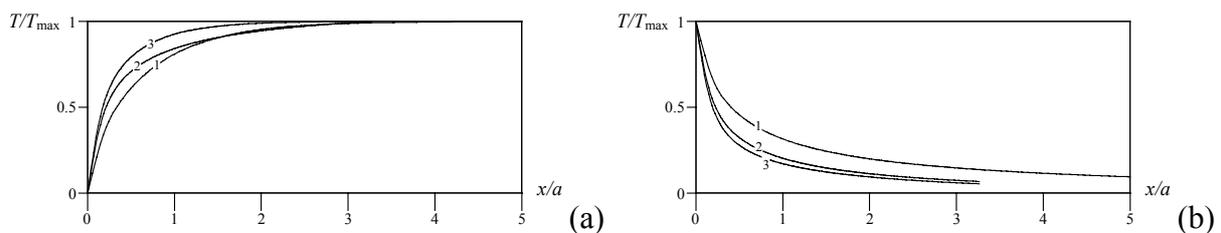


Bild 5.35: Normalisierte Kontakttemperatur in der CF/PEEK-Probe (XC-2) unter (1) N-Orientierung, (2) P-Orientierung und (3) AP-Orientierung als Funktion der normalisierten Gleitlänge (a: Aufheizphase; b: Abkühlphase)

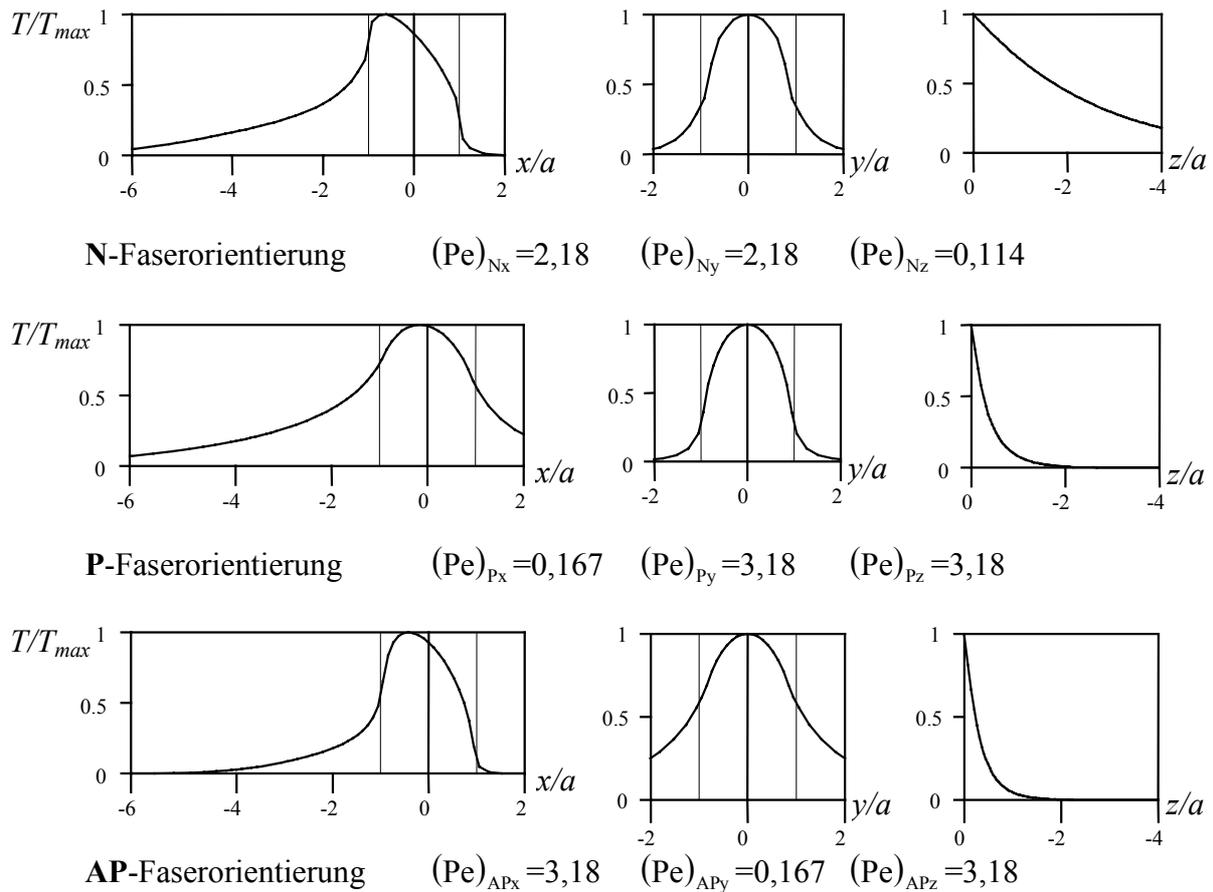


Bild 5.36: Normalisierte Kontakttemperaturverteilung in der CF/PEEK-Probe

Eine Kontakttemperaturverteilung im Mikrobereich (Bild 5.36) zeigt, daß unter N- bzw. P-Faserorientierung die Abkühlphase länger anhält. Die normalisierte Kontakttemperatur in Gleitrichtung (x-Richtung) ist hier an der Rückflanke der Wärmequelle aufgrund der guten Wärmeleitfähigkeit in den Körper (N-Orientierung) bzw. in Gleitrichtung (P-Orientierung) höher als unter AP-Orientierung. Senrecht zur Gleitrichtung findet allerdings, im Gegensatz zur AP-Orientierung, unter N- Und P-Orientierung nur ein geringer Wärmefluß statt. Der Wärmefluß in den Körper ist unter N-Orientierung aufgrund der geringen Peclet-Nummer am höchsten.

5.2.2. Temperaturverhalten realer Oberflächen beim Gleiten

Nach der Betrachtung einer einzelnen Rauigkeitsspitze folgt nun die Temperaturanalyse eines realen, rauhen CF/PEEK-Stahl Oberflächenpaares. Um realistische Eingabedaten zu erhalten, wurden die CF/PEEK- und die Stahloberflächen mit einem Laserprofilometer vermessen und die so gewonnenen Profile in das FE-Programm integriert. Im Anschluß daran wurden die beiden Oberflächen gegeneinander gleiten lassen. Bild 5.37 zeigt ein solches Oberflächenpaar (N-Orientierung). In seiner Aufteilung entsprach das FE-Netz dem der Einzelrauigkeitsspitzenanalyse. Die beiden Oberflächen wurden insgesamt über eine Länge von 100 μm gegeneinander bewegt. Dabei wurde die Gleitbewegung in 51 Schritte aufgeteilt. Es wurde ein durchschnittlicher Kontaktdruck von $\bar{p} = 10 \text{ MPa}$ und eine Gleitgeschwindigkeit von $v = 1 \text{ m/s}$ gewählt. Der Reibungskoeffizient sowie sämtliche Materialeigenschaften entsprachen denen vorangegangener Untersuchungen.

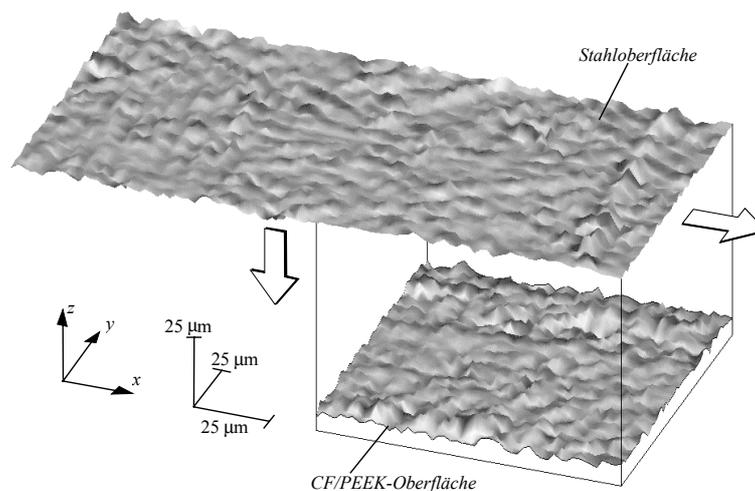


Bild 5.37: Reale Oberflächenprofile (N-Orientierung)

Sämtliche Peclet-Nummern wurden, basierend auf den größten Kontaktpunkten, berechnet und auf alle Kontaktpunkte angewendet. Eine Auflistung der Peclet-Nummern ist in Tabelle 5.11 gegeben. Im Falle realer Oberflächen sind die Kontaktpunkte etwas größer als unter Betrachtung eines einzelnen Mikrokontaktes, so daß sich auch höhere Peclet-Nummern

einstellen. Insgesamt kann anhand der Verbundwerkstoff-Peclet-Nummern das anisotrope thermische Verhalten des Verbundes sehr genau dargestellt werden.

	$2a_{\max}$ [μm]	$(\text{Pe}_{\max})_x$	$(\text{Pe}_{\max})_y$	$(\text{Pe}_{\max})_z$
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (N-Faserorientierung)	≈ 6	4,02	4,02	0,210
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (P-Faserorientierung)	≈ 10	0,308	5,87	5,87
Stahlrauigkeitsspitze (1) - CF/PEEK (2) (AP-Faserorientierung)	≈ 10	5,87	0,308	5,87

Tab. 5.11: Peclet-Nummern im Falle realer Oberflächen

Eine Auswertung der Kontakttemperatur zeigt, daß im Falle realer Oberflächen aufgrund der größeren Anzahl an Kontaktpunkten sich im Vergleich zum Einzelkontakt eine höhere Temperatur einstellt (Tabelle 5.12). Unter Annahme gleicher Versagenskriterien, bedeutet dies eine höhere Kraftübertragung im Bereich der größten Kontaktpunkte.

Die wahren Kontaktflächen, die lokalen Kontaktdrücke sowie die Kontakttemperaturverteilung in Abhängigkeit von den drei Faserorientierungen werden in den Bildern 5.38 - 5.40 dargestellt. Dabei zeigte die Kontakttemperaturverteilung die gleiche Tendenz wie der Kontakt-druck. Eine Temperaturleitung durch die Kohlenstofffasern ist speziell bei paralleler und antiparalleler Faserorientierung deutlich zu erkennen.

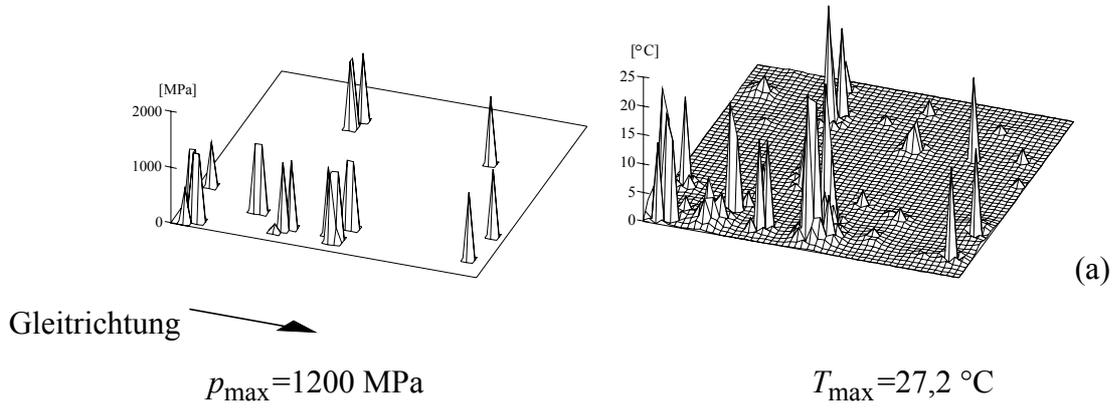


Bild 5.38: Reale Kontaktfläche, Kontaktdruck und Kontakttemperaturverteilung bei N-Faserorientierung

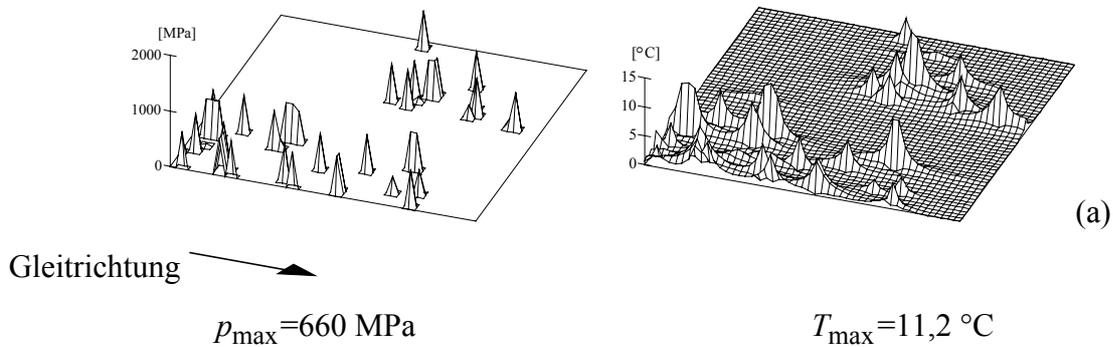


Bild 5.39: Reale Kontaktfläche, Kontaktdruck und Kontakttemperaturverteilung bei P-Faserorientierung

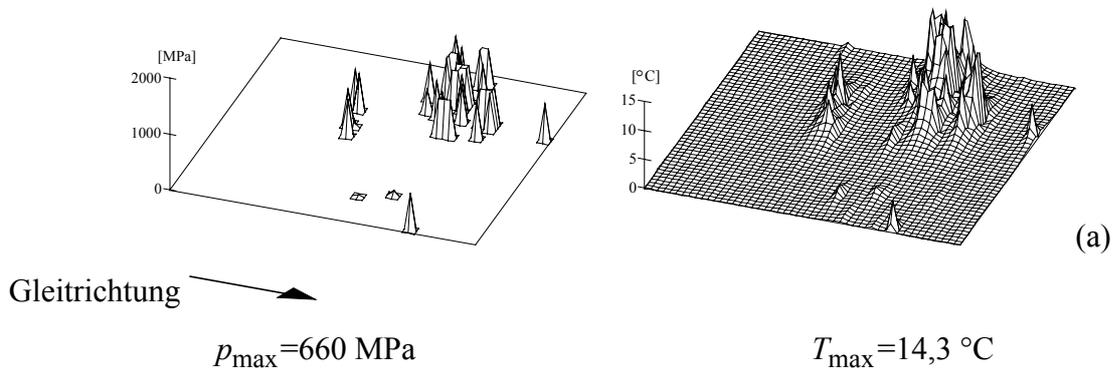


Bild 5.40: Reale Kontaktfläche, Kontaktdruck und Kontakttemperaturverteilung bei AP-Faserorientierung

	$\bar{T}_{\max}^{(1)}$ [°C] NUM	$\bar{T}_{\max}^{(2)}$ [°C] FE	T_{\max} [°C] (Gl. 2.20)	α (Gl. 2.18)
Stahlscheibe - CF/PEEK-Pin (N-Faserorientierung)	28,8	487	27,2	0,056
Stahlscheibe - CF/PEEK-Pin (P-Faserorientierung)	11,6	377	11,2	0,030
Stahlscheibe - CF/PEEK-Pin (AP-Faserorientierung)	14,8	401	14,3	0,036

Tab. 5.12: Maximale Kontakttemperatur und Wärmeverteilung bei realen Oberflächen

Auch hier wurden die FE-Ergebnisse unter der Voraussetzung erzielt, daß 100% der Reibwärme in den PEEK- bzw. Verbundwerkstoffkörper geleitet werden.

5.3. Gleitverschleiß

5.3.1. Einfluß der Faserorientierung auf den Verschleiß von "XC-2"

Eine Betrachtung der Verschleißoberflächen von XC-2 bei Raumtemperatur zeigt, daß in Abhängigkeit von der Faserorientierung unterschiedliche Verschleißmechanismen auftreten. Die Ergebnisse korrelieren gut mit jenen aus [46]. Unter normaler (N) Faserorientierung zeigen sich nach einer Verschleißzeit von mehr als zwei Stunden massive Riefen in der Stahloberfläche. Mit fortschreitender Verschleißdauer werden diese Riefen immer feiner, so daß eine spiegelnde Oberfläche auf dem Stahlgegenkörper entsteht. Die entstandenen Stahlpartikel begünstigen wiederum den Abrasivverschleiß des Verbundwerkstoffes. Es findet ein verstärktes Herausbrechen von Faserpartikeln statt. Dabei lagern sich die abradierten Verschleißpartikel sowohl auf dem Stahlgegenkörper als auch auf der CF/PEEK-Probe in Form eines relativ dicken großflächigen Filmes (ca. 1 - 2µm) ab. Initiiert wird dieser hohe Abrasivverschleiß vermutlich durch eine fortschreitende, hohe dynamische Belastung der Gleitpaarung während des Verschleißversuches, so daß auf der Stahloberfläche Ermüdungserscheinungen auftreten und somit ein Herausbrechen einzelner Stahlpartikel stattfindet. Belegt werden können diese hohen Spannungen anhand der in den vorangegangenen Kapiteln vorgestellten Spannungsanalyse.

Unter paralleler Faserorientierung stellt sich ein anderes Verschleißbild ein. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen konnten belegen, daß hier zwar der Abrasivanteil zwar vorhanden ist, es jedoch nicht zu einem Stahlverschleiß bzw. einem vermehrten Ausbrechen von Faserpartikeln kommt. Selbst nach einer Verschleißzeit von 20 Stunden zeigt sich die Oberfläche des Stahlgegenkörpers noch immer in ihrem Originalzustand. Die unter N-Orientierung noch deutlich erkennbaren Verschleißpartikelschichten lassen sich unter P-Orientierung nur schwer erkennen. Die verschlissene Oberfläche des Verbundwerkstoffes ist unter paralleler Faserorientierung stark geglättet. Fast alle Fasern sind abgeschliffen und zeigen nur sehr geringe Ausbruchstellen. Ein Ausbruch eines letzten Faserrestes findet lediglich nach dem fast vollständigen Abschleifen der Faser statt.

Betrachtungen der verschlissenen Oberflächen unter AP-Faserorientierung zeigten, daß hier die vorher beobachteten Mechanismen ungefähr in der gleichen Intensität auftreten wie unter P-Orientierung. Da die Fasern jedoch orthogonal zur Gleitrichtung liegen, ist es eher möglich durch eine Stahlrauigkeitsspitze einen Faserbruch herbeiführen kann. Die ausgebrochenen Faserstücke wirken unter anderem auch abrasiv auf den Stahlgegenkörper, allerdings bei weitem nicht so intensiv wie unter normaler Faserorientierung. Infolge einer AP-Orientierung bilden sich aufgrund der niedrigeren Materialeigenschaften senkrecht zu den Fasern bedeutend geringere Spannungen aus, so daß auf dem Stahl keine Ermüdungserscheinungen auftreten.

Ausgehend von den unterschiedlichen Verschleißmechanismen, welche bei Faserverbundwerkstoffen herrschen, wurde von Voss und Friedrich [42] ein Modell zur Verschleißberechnung entwickelt. Bei dieser sogenannten linearen Mischungsregel für Verschleiß geht man davon aus, daß sich die Verschleißrate eines Verbundwerkstoffes aus den Verschleißraten der Einzelkomponenten des Werkstoffes zusammensetzt. Für die Fasermaterialien wird zusätzlich eine Unterteilung basierend auf den unterschiedlichen Verschleißmechanismen durchgeführt. Zum einen können die Fasern abgeschliffen werden ($\dot{W}_{s,F}$), zum anderen existiert Faserbruch bzw. Faser/Matrix-Delamination ($\dot{W}_{s,Fci}$). Die Verschleißrate eines Verbundwerkstoffes berechnet sich als

$$\dot{W}_{s,C} = \left((1 - V_F) \cdot \frac{1}{\dot{W}_{s,M}} + a \cdot V_F \cdot \frac{1}{\dot{W}_{s,Fs}} \right)^{-1} + b \cdot V_F \cdot \dot{W}_{s,Fci} \quad (\text{Gleichung 5.1})$$

Die Faktoren a und b geben den jeweiligen Anteil des Faserverschleißmechanismus an.

$$a = 0,5 \cdot (1 + V_F^c) \quad (\text{Gleichung 5.2})$$

$$b = 0,5 \cdot (1 - V_F^c) \quad (\text{Gleichung 5.3})$$

Der Exponent c gibt den Übergang vom einen zum anderen Verschleißmechanismus an. Abhängig von der Faserorientierung unterscheiden sich bei unidirektional faserverstärkten Werkstoffen die Faserverschleißmechanismenanteile. Abhängig von den Prüfparametern ändert sich der Mechanismenübergang. Ausgehend von den Standardprüfbedingungen ($p = 1$ MPa, $v = 1$ m/s, $T = 23$ °C) wurde für PEEK eine Verschleißrate von $\dot{W}_{s,M} = 1,35 \cdot 10^{-5}$ mm³/Nm gemessen. Nach [42-43] liegt die spezifische Verschleißrate von Kohlenstofffasern bei reinem Abschleifen bei $\dot{W}_{s,Fs} = 1 \cdot 10^{-8}$ mm³/Nm. Die Ergebnisse dieser Arbeit haben gezeigt, daß im Falle unidirektional verstärkter Werkstoffe mit einem Faservolumenanteil von 60% dieser Wert zu niedrig ist. Für das hier vorgestellte Verschleißmodell wurde ein Wert von $\dot{W}_{s,Fs} = 1 \cdot 10^{-7}$ mm³/Nm angenommen. Im Falle von Faserbruch bzw. Faser/Matrix-Delamination korreliert die Verschleißrate mit den Werten aus [42-43]. Zur Modellierung wurde ein Wert von $\dot{W}_{s,FCi} = 2 \cdot 10^{-6}$ mm³/Nm herangezogen.

Betrachtungen der Rasterelektronenmikroskopaufnahmen der verschlissenen CF/PEEK-Proben haben gezeigt, daß im Falle einer parallelen Faserorientierung hauptsächlich Faserschleifen auftritt. Unter normaler Faserorientierung weisen die zerklüfteten Oberflächen zwar hauptsächlich auf Faserbruch hin, ein Ausbrechen der Fasern kann allerdings erst stattfinden, nachdem ein Teil der Matrix und somit auch die Fasern abgeschliffen sind (siehe Kapitel 5.3.1). Aus diesem Grund wird hier ein ausgeglichenes Verhältnis der beiden Faserverschleißmechanismen vorausgesetzt. Unter AP-Orientierung findet zwar auch ein Faserbrechen statt, hauptsächlich werden die Fasern jedoch abgeschliffen. Ausgehend von diesen Überlegungen wurde der Faktor a, der den Anteil an Faserschleifen angibt wie folgt gewählt:

N-Faserorientierung:	a = 0,5	(Faserschleifen und -bruch)
P-Faserorientierung:	a = 0,9	(hauptsächlich Faserschleifen)
AP-Faserorientierung	a = 0,8	(beginnendes Faserbrechen)

Im Bild 5.44 sind die Modellierungsergebnisse vergleichend mit den Meßergebnissen für „XC-2“ dargestellt. Ausgehend von den getroffenen Annahmen über den Anteil der einzelnen Verschleißmechanismen konnten sehr gute Übereinstimmungen mit den Meßergebnissen erzielt werden. Es ist allerdings anzumerken, daß im Falle einer normalen Faserorientierung der Stahlverschleiß nicht berücksichtigt wurde. Hier liefert das Modell etwas zu niedrige Werte. Die abradierten Stahlpartikel erhöhen den Verschleiß von „XC-2“.

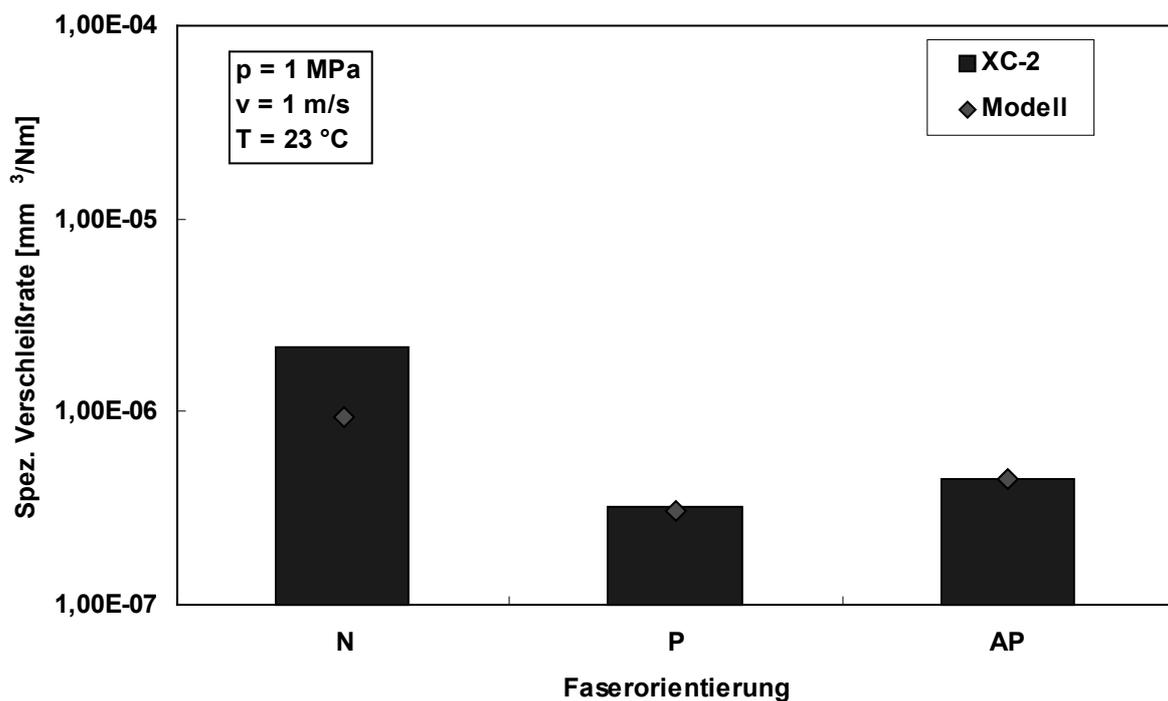


Bild 5.41: Modellierung des Verschleißverhaltens von „XC-2“

5.3.2. Beschreibung eines qualitativen Modelles zur Darlegung des Verschleißfortschrittes endlos- und kurzfaserverstärkter polymerer Verbundwerkstoffe

Das folgende qualitative Modell (Bild 5.41) beschreibt die fortschreitenden Verschleißmechanismen in faserverstärkten Verbundwerkstoffen im Falle abrasiven Verschleißes. Es wird der Versuch unternommen, Korrelationen zwischen dem Verschleißverhalten kurz- und endlosfaserverstärkter Verbundwerkstoffe herzustellen. Hierbei wird in einem ersten Schritt von unidirektional endloskohlenstoffaserverstärktem PEEK (N-Orientierung) ausgegangen. Verschleißversuche haben gezeigt, daß die Abrasivverschleißkomponente hier sehr hoch ist.

Gleiten Rauigkeitsspitzen über die CF/PEEK-Probe, so werden aufgrund der geringeren mechanischen Eigenschaften zunächst PEEK-Partikel zwischen den Fasern herausgelöst und somit die Faserenden freigelegt. Bei wiederholtem Abgleiten der Rauigkeitsspitzen über die Faserenden können diese brechen und fungieren infolge dessen selbst als Abrasivpartikel.

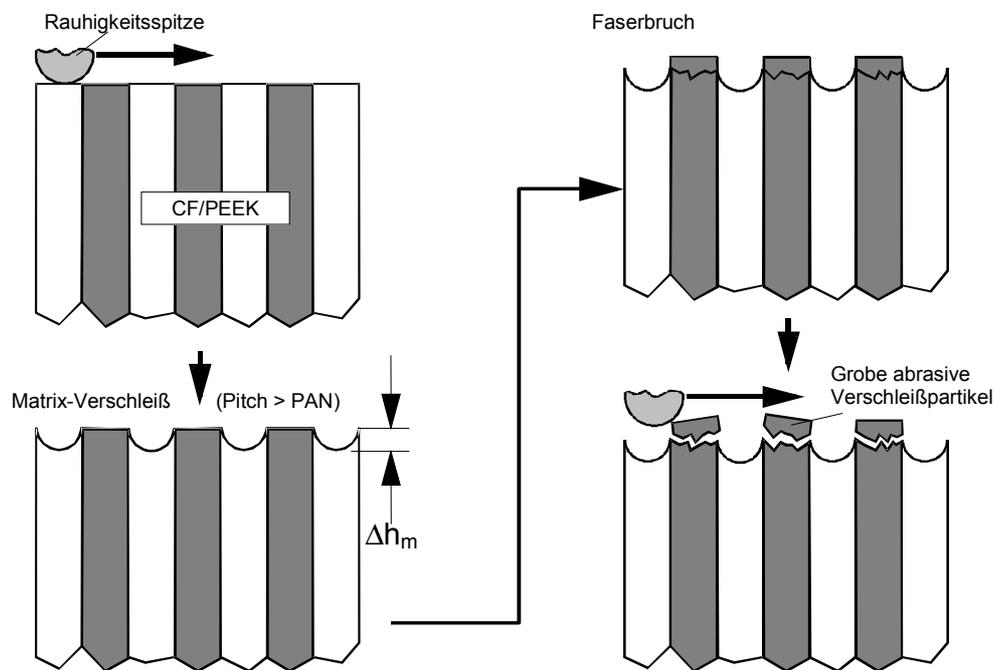


Bild 5.42: Qualitatives Verschleißmodell für N-Orientierung (abrasive Verschleißmechanismen)

Eine Erhöhung des Risikos eines Faserausbruches entsteht weiterhin durch die Ausbildung sehr hoher Spannungen zwischen Fasern und Matrix beim Gleitverschleiß unter N-Orientierung (siehe Kapitel 5.1.2.1).

Unter paralleler Faserorientierung wurde kein intensiver Abrasivverschleiß beobachtet. Hier wirken andere Mechanismen [38-39], die qualitativ getrennt betrachtet werden müssen. Da im vorliegenden Fall ein Material mit einem Faservolumengehalt von 60% vorgelegen hat, besteht die Oberfläche hier hauptsächlich aus Fasern (s. Bild 4.24b).

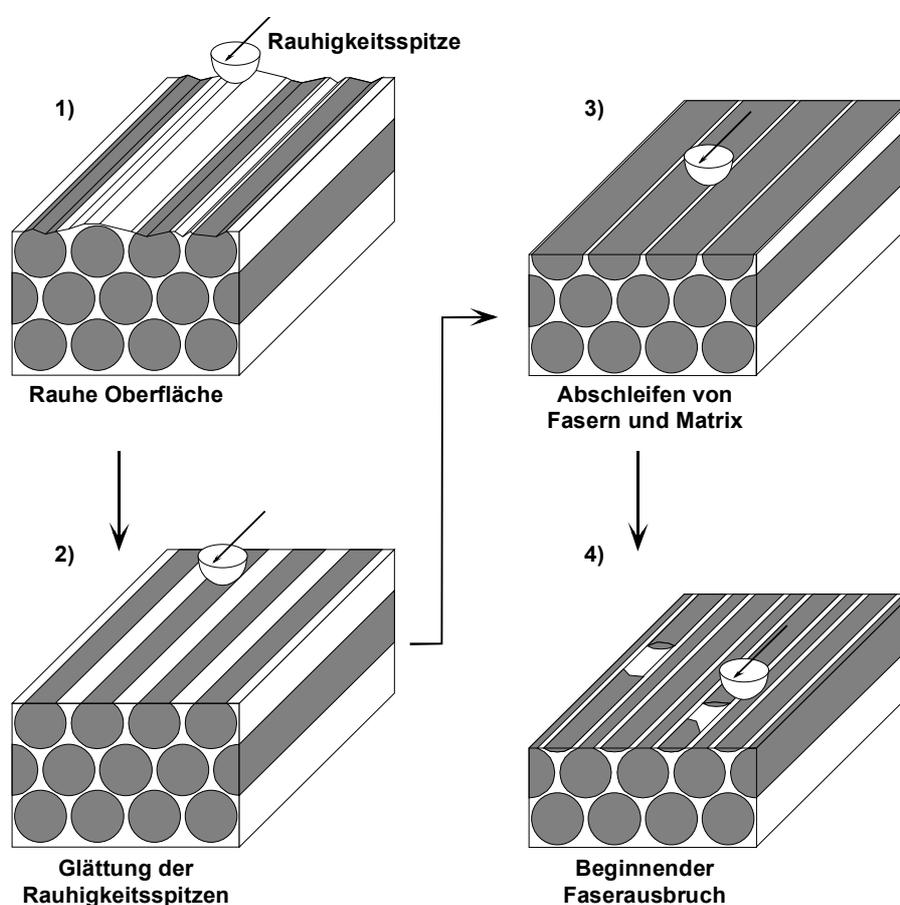


Bild 5.43: *Qualitatives Verschleißmodell für P-Orientierung (abrasiver Verschleiß)*

Im Vergleich zum Faserdurchmesser sind die Rauhigkeitsspitzen klein, so daß ein komplettes Durchdringen einer Faser zu Beginn des Abschleifens weniger möglich ist. Weiterhin liegen unter paralleler Faserorientierung aufgrund der niedrigeren Materialeigenschaften (Dominanz der Matrixeigenschaften) geringere Spannungen im Material vor. Diese Tatsachen verhindern den massiven Ausbruch von Faserstücken, so daß es nach einer anfänglichen Glättung

während des Einlaufverhaltens in erster Linie zu Faserschleifen kommt. Lediglich wenn die Fasern auf ein Minimum abgeschliffen sind und somit auch die Faser-Matrix-Grenzfläche weitestgehend reduziert ist, können Faserreste ausbrechen (Bild 5.42).

Für antiparallele Faserorientierung läßt sich das Modell bezüglich Faserbruch erweitern. Aufgrund von Nachgiebigkeiten der Matrix bei Belastung durch eine Rauigkeitsspitze können sich im Faser-Matrix-Grenzflächenbereich Kanten ausbilden. Wird die Rauigkeitsspitze nun über diese Kante gezogen, so kann die entsprechende Faser leicht brechen (Bild 5.43).

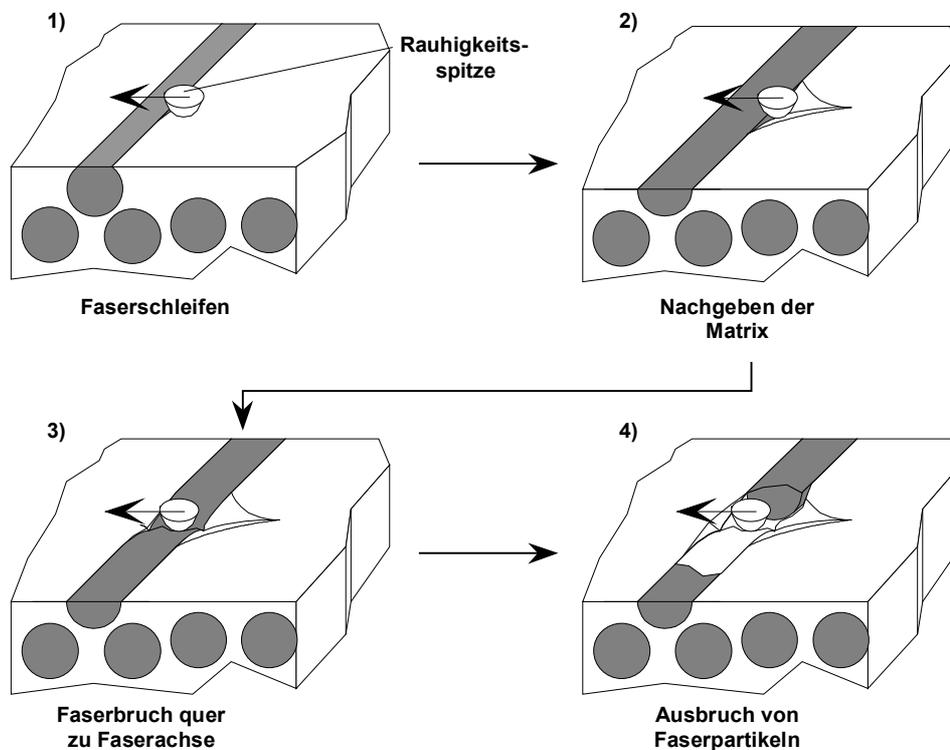


Bild 5.44: Faserbruch bei AP-Orientierung

Dieser unter AP-Orientierung im Vergleich zur P-Orientierung vermehrt auftretende Faserbruch läßt sich auf den Verschleißoberflächen von XC-2 deutlich erkennen (s. Bild 4.25b).

Werden nun unterschiedliche Faserarten mit unterschiedlichen Geometrien betrachtet, so unterscheidet sich abhängig vom CF-Durchmesser bei gleichem Faservolumengehalt die

Faserverteilung. Je größer der Faserdurchmesser ist, desto größer sind die Faserabstände. Aus diesem Grund kann bei größeren Faserdurchmessern von einer einzelnen Rauigkeitsspitze mehr Matrixmaterial abradiert werden. Weiterhin findet im aktuellen Falle der dünnen PAN-Kohlenstoffasern ($d \approx 8\mu\text{m}$) eine bessere gegenseitige Faserverankerung statt, als im Falle von Pitch-CF ($d \approx 20\mu\text{m}$). Aus diesen beiden Faktoren folgt ein geringerer Faserausbruch bei kleinen Faserdurchmessern. Die ausgebrochenen Faserstücke agieren als abrasive Verschleißpartikel zwischen den beiden kontaktierenden Oberflächen. Je größer der Faserdurchmesser ist, desto größer können auch die abradierten Faserbruchstücke ausfallen.

Der Übergang der Verschleißmechanismen des endlosfaserverstärkten Materials zum kurzfaserverstärkten liegt in der Ausbildung eines inhomogenen Verschleißpartikelfilmes auf beiden Gleitpartneroberflächen, bestehend aus Faserbruchstücken und Matrixpartikeln. Innerhalb dieses Filmes agieren die Faserbruchstücke als Kurzfaser- bzw. Partikelverstärkung ohne spezielle Ausrichtung. Der Unterschied zwischen den beiden Werkstoffen liegt somit nur noch in den mechanischen Eigenschaften des Substrates. Für die weitere modellhafte Betrachtung wird angenommen, daß die mechanischen Eigenschaften des Filmes denen des kurzfaserverstärkten Materials entspricht.

5.3.3. Einfluß der Temperatur auf den Verschleiß von „XC-2“

Häger [18] hat die Abhängigkeit der Verschleißrate von der Temperatur anhand adhäsiver Verschleißmodelle beschrieben. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Verschleißoberflächen haben allerdings gezeigt, daß Adhäsion im hier vorliegenden Fall nicht den Hauptverschleißmechanismus darstellt, vielmehr ist hier, speziell unter N-Orientierung, auch beim Stahlgegenkörper, hauptsächlich Abrasion zu beobachten. Wird die Temperatur erhöht, so ist unter N-Orientierung deutlich Faser/Matrix-Delamination zu erkennen. Diese Art der Schädigung kann die Festigkeit des Verbundes stark herabsetzen, so daß auch die auftretenden Spannungen im Kontaktbereich sinken. Aufgrund dieses Effektes kann den Abrasivverschleiß des Stahlgegenkörper herabgesetzt werden. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Verschleißoberflächen des unter N-Orientierung verschlissenen Stahlgegenkörpers konnten dies belegen; es war kein Stahlverschleiß zu erkennen. Bild 5.45

- 5.3.4. Modellierung des Verschleißverhaltens kurzfaserverstärkter polymerer Verbundwerkstoffe
- 5.3.4.1. Einfluß der Faserart auf das Verschleißverhalten von diskontinuierlich kohlenstofffaserverstärkten PEEK-Verbunden

In Bruchtests konnte gezeigt werden, daß die Pitch-CF aufgrund ihrer höheren Sprödeheit und ihren niedrigeren Materialeigenschaften im Vergleich zu den PAN-CF leichter brechen können. Diese abgebrochenen Faserpartikel können sehr abrasiv wirken. Weitere Effekte auf das Verschleißverhalten sind durch die unterschiedlichen Faserdurchmesser zu erwarten. Pitch-CF weisen einen deutlich größeren Faserdurchmesser auf (ca. 18 - 20 μm). Verglichen mit PAN-CF ($d = 6 - 8 \mu\text{m}$) führt dies bei gleichem Faservolumengehalt zu größeren Abständen zwischen den Fasern, so daß auch ein erhöhter Matrixverschleiß stattfinden kann. Die Rauigkeitsspitzen des Gegenkörpers können sich leichter in das Matrixmaterial eingraben und somit auch Fasern freilegen. Dies wiederum führt zu einer erhöhten Ausbruchgefahr der Fasern [16]. Eine Bestätigung dieses Phänomens wurde ebenfalls von zum Gahr [105] geliefert. Hier wurde ein Anstieg des Abrasivverschleißes mit zunehmender freier Weglänge zwischen den Fasern bei einem stahlfaserverstärkten Polyesterharz gemessen. Dieser Mechanismus ist in Anlehnung an das in Kapitel 5.3.1 beschriebene qualitative Modell in Bild 5.46 dargestellt.

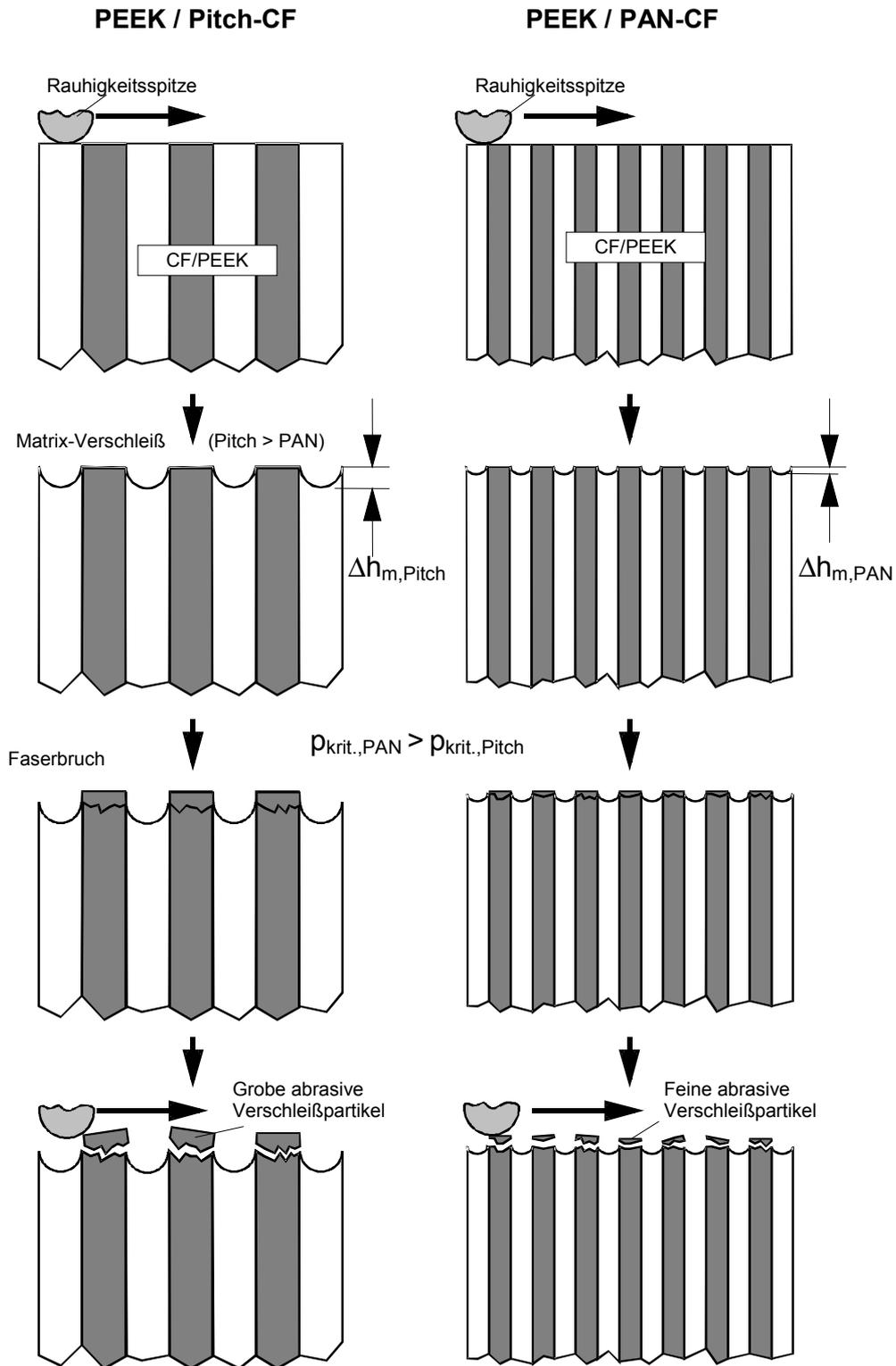


Bild 5.46: Qualitatives Verschleißmodell für unterschiedliche Faserdurchmesser (abrasive Verschleißmechanismen)

5.3.4.2. Einfluß der Gegenkörperhärte auf des Verschleißverhalten von diskontinuierlich kohlenstoffaserverstärkten PEEK-Verbunden

Frühere Arbeiten von Anderson und Mitarbeitern [106] und Ovaert [30] haben gezeigt, daß die Härte des Gegenkörpers bzw. der Härteunterschied zwischen Gegenkörper und Prüfkörper einen entscheidenden Einfluß auf das Abrasivverschleißverhalten tribologischer Systeme ausübt. So konnte gezeigt werden, daß mit sinkender Härte des Gegenkörpers der Abrasivverschleiß deutlich zunimmt. Die quantitativen Ergebnisse von Verschleißuntersuchungen an CF/Polyimid-Aluminium Gleitpaarungen stimmen mit den hier aufgeführten Ergebnissen gut überein.

Zur weiteren Beurteilung des sehr hohen Abrasivverschleißes der beiden CF/PEEK-Werkstoffe beim Gleiten gegen Aluminium wurden zusätzlich Bruchtests durchgeführt. Ein Grund für das schlechte Verschleißverhalten liegt weiterhin in der nur unzureichend ausgeprägten Faser/Matrix-Haftung, so daß leicht große Faserstücke ausbrechen können. Deutliche Unterschiede im Adhäsionsverhalten in der Faser/Matrix-Grenzfläche zwischen PEEK/30Gew.-% PAN-CF und PEEK/30Gew.-% Pitch-CF sind nicht zu erkennen (Bild 5.47 und Bild 5.48). Im Falle einer PAN-CF-Verstärkung ist vermehrt Faserauszug zu beobachten, während die Pitch-CF aufgrund ihrer höheren Sprödeheit leichter brechen. Erhöhter Faserbruch und, aufgrund des größeren Faserdurchmessers, größere Bruchstücke führen zu erhöhtem Abrasivverschleiß.

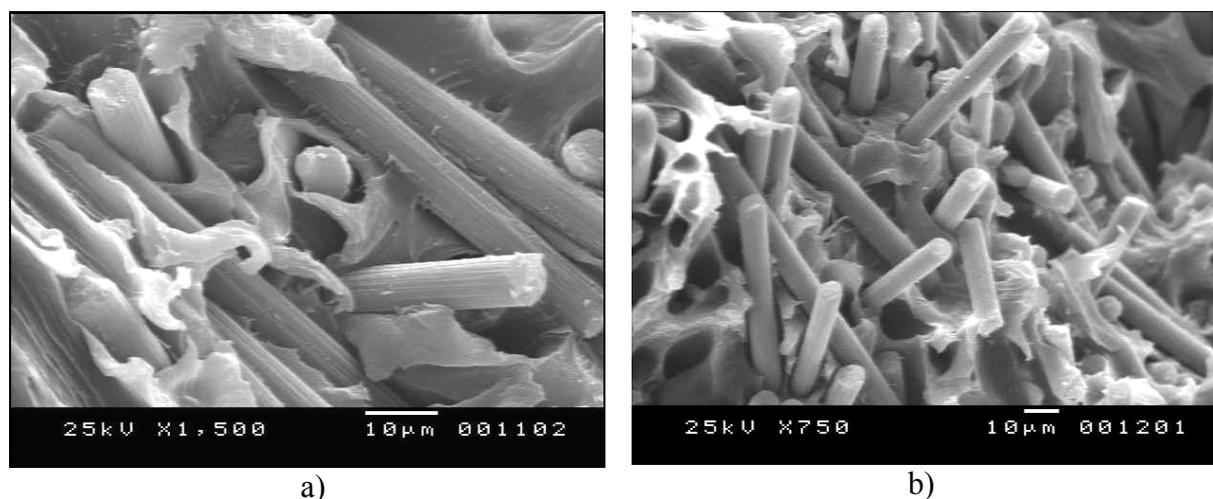


Bild 5.47: Bruchfläche von PEEK/30Gew.-% PAN-CF (a: Bruch parallel zur Spritzgießrichtung; b: Bruch senkrecht zur Spritzgießrichtung)

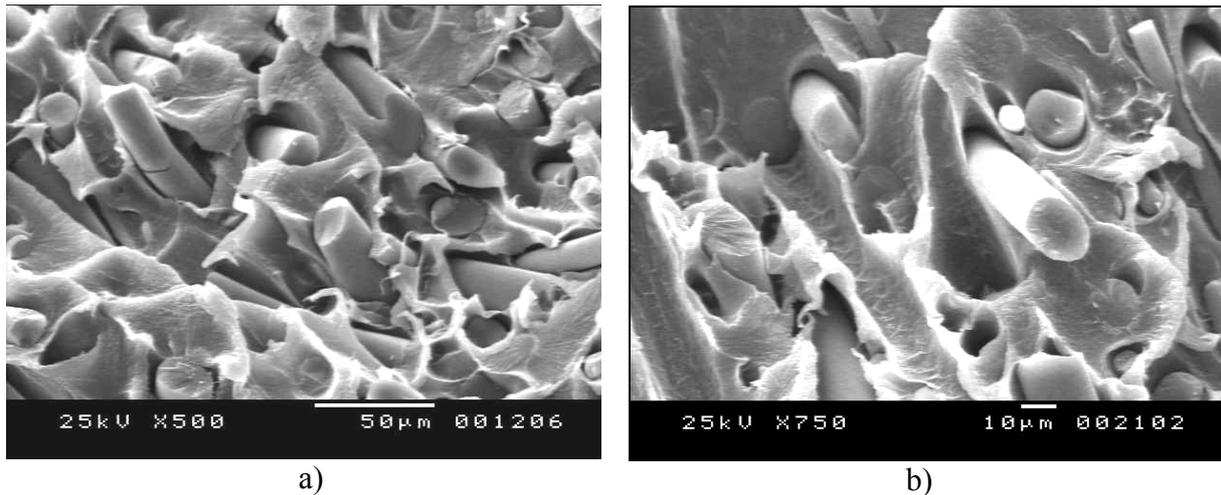


Bild 5.48: Bruchfläche von PEEK/30Gew.-% Pitch-CF (a: Bruch parallel zur Spritzgießrichtung; b: Bruch senkrecht zur Spritzgießrichtung)

Die anhand eines Kratzversuches simulierte Einwirkung einer einzelnen Rauigkeitsspitze verdeutlicht ebenfalls die erhöhte Bruchanfälligkeit der spröderen Pitch-CF. Die Bilder 5.49 und 5.50 zeigen die Kratzspuren auf zwischen PEEK/30Gew.-% PAN-CF und PEEK/30Gew.-% Pitch-CF. Im Falle einer Pitch-CF-Verstärkung kommt es zum Faserpartikelaustritt und damit zur Bildung von Abrasivpartikeln, während bei einer PAN-CF-Verstärkung lediglich plastische Deformationen der Matrix und leichte Kratzspuren auf den Fasern zu erkennen sind.

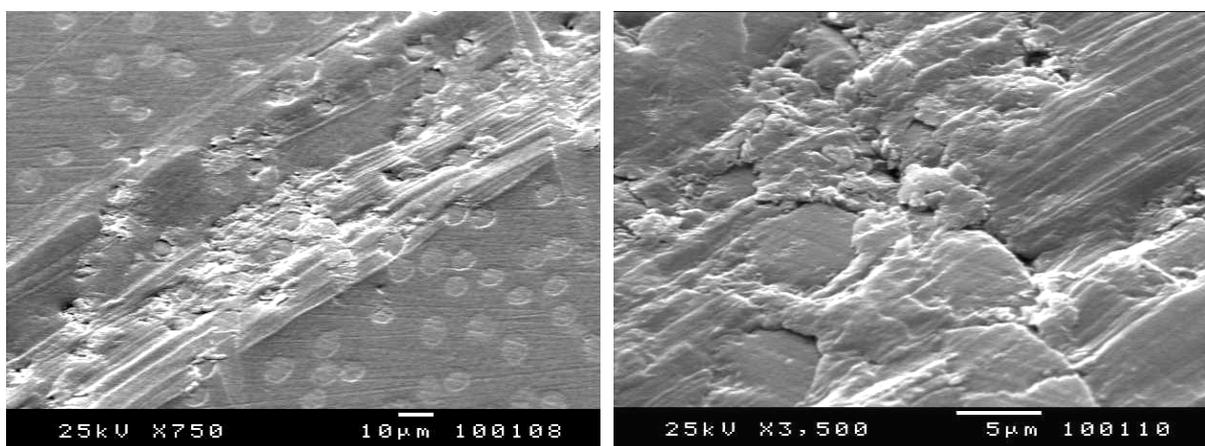


Bild 5.49: Einzelkratzspur auf PEEK / 30Gew.-% PAN-CF ($F = 2N$)

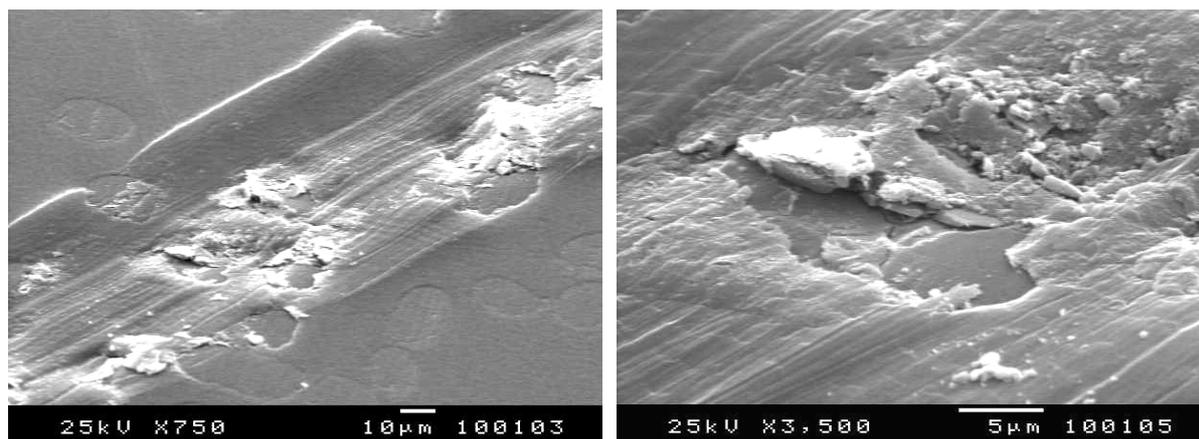


Bild 5.50: Einzelkratzspur auf PEEK / 30Gew.-% Pitch-CF ($F = 2N$)

6. ZUSAMMENFASSUNG

Ausgehend von der Tatsache, daß Reibung und Verschleiß immer auf ein System bezogen werden muß, also keine Materialeigenschaft darstellen, ist eine allgemeine quantitative Modellierung dieser tribologischen Größen nur bedingt möglich. In allen Fällen üben die jeweiligen Systemgrößen wie z.B. die Eingriffsverhältnisse zweier aufeinander gleitender Materialien einen Einfluß auf die Verschleißeigenschaften dieser Materialpaarung aus.

Ziel der Arbeit ist nun die genaue Bestimmung der Verschleißmechanismen sowie der Materialkennwerte zur Bestimmung der Kontaktverhältnisse in einer Faser-Kunststoff-Verbund (FKV) / Stahl-Reibpaarung und somit die Berechnung der Spannungszustände. Zu diesem Zweck werden Modellversuche nach dem Stift-Scheibe-Verfahren durchgeführt. Es wurde belegt, daß bei unidirektional verstärkten Materialien eine starke Abhängigkeit der spezifischen Verschleißrate und der auftretenden Verschleißmechanismen von der jeweiligen Faserorientierung auftritt. Unter normaler Faserorientierung wurde die höchste spezifische Verschleißrate gemessen. Eine Erhöhung der Prüftemperatur führte bei paralleler und antiparalleler Faserorientierung zu einem Anstieg des Verschleißes, während bei normaler Faserorientierung bis zu einer Prüftemperatur von 80°C zunächst ein Verschleißanstieg und oberhalb dieser Temperatur ein sehr starker Verschleißabfall zu verzeichnen war. Eine Erhöhung der Gleitgeschwindigkeit bzw. der Flächenpressung führte sowohl bei den unidirektional als auch bei den kurzfaserverstärkten Materialien zu einem Verschleißanstieg. Betrachtungen der Verschleißoberflächen, speziell bei N-Orientierung, zeigten, daß die Gleitgeschwindigkeit einen größeren Einfluß auf die Temperaturentwicklung im Verbundwerkstoff ausübt als die Flächenpressung.

Zum besseren Verständnis der Verschleißmechanismen wurden die Verschleißoberflächen mittels der Rasterelektronenmikroskopie charakterisiert. Es konnte gezeigt werden, daß das unidirektional kohlenstofffaserverstärkte PEEK unter normaler Faserorientierung bei Raumtemperatur den Stahlgegenkörper stark verschleißt. Hier tritt zusätzlich ein starker Abrasivverschleiß des Stahlgegenkörpers auf. Dieses Phänomen war bei antiparalleler Faserorientierung nur in sehr geringem Maße und bei paralleler Faserorientierung in keinsten Weise zu beobachten.

Eine Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften erfolgt anhand von Druck- Zug- und Schertests. Da bei realen Oberflächen ein Rauigkeitsspitzenkontakt vorliegt, war eine mikromechanische Charakterisierung der Materialien mit Hilfe von Mikrohärteversuchen ebenfalls unerlässlich. Anhand der Härteergebnisse konnte deutlich die Anisotropie der beiden Kohlenstoffasertypen aufgezeigt werden, wobei die PAN-CF höhere Härtewerte aufwies als die Pitch-CF.

Parallel zu den experimentellen Untersuchungen sollte sowohl die Berechnung der Spannungszustände beim Gleitverschleiß als auch eine Abschätzung des Materialverschleißes in Abhängigkeit von den Spannungszuständen mit Hilfe der Methode der finiten Elemente erfolgen. Zu diesem Zweck wurde zunächst ein anisotroper dreidimensionaler Kontaktalgorithmus entwickelt. Anhand von Kugeleindruckversuchen an den unidirektional kohlenstofffaserverstärkten PEEK-Proben konnte dieser auf seine Funktion überprüft werden. Es wurden gute Korrelationen zwischen den experimentellen Ergebnissen und der Simulation erzielt.

Eine Analyse der Kontaktspannungen unter Rauigkeitsspitzenkontakt verdeutlichte, daß in Abhängigkeit von der Faserorientierung im Kontaktbereich unterschiedliche Spannungen in den Fasern, in der Matrix und im Faser/Matrix-Grenzbereich vorhanden sind. Unter normaler Faserorientierung herrschen in den Fasern Druck- aber auch Biege- und Scherspannungen. Die höchsten Spannungen treten beim Gleiten an der Rückseite der Fasern auf. Anhand von rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen konnte im Bereich der Faser/Matrix-Grenzfläche auch Faserbruch nachgewiesen werden. Die Ausbildung von sich wiederholenden hohen Zug- und Druckspannungen kann weiterhin zu Faser/Matrix-Delamination führen. Unter paralleler Faserorientierung treten in den Fasern hauptsächlich Scherspannungen in Gleitrichtung und Biegebeanspruchungen auf. Aufgrund der Scherspannungen entstehen, wie mittels Rasterelektronenmikroskopie nachgewiesen, Faser/Matrix-Delaminationen. Bei antiparalleler Faserorientierung dominieren ebenfalls vornehmlich Scher- und Biegespannungen in den Fasern. Hier treten die höchsten Spannungen allerdings in Faserrichtung, also quer zur Gleitrichtung, auf.

Im Rahmen der Kontakttemperaturanalyse wurden Peclet-Nummern für anisotrope Werkstoffe definiert, mit deren Hilfe sich Unterteilungen bezüglich schnell und langsam gleitender Systeme vornehmen lassen. Es konnte bewiesen werden, daß nahezu 100% der Reibwärme in den Stahlgegenkörper fließt. Bei den CF/PEEK-Proben wird die Wärme hauptsächlich über die Fasern in den Verbund geleitet. Unter normaler Faserorientierung

fließt die größte Wärmemenge in die Probe. Aus diesem Grund stellt sich hier auch die höchste Abkühlzeit ein. Die höchsten Temperaturen bei Rauigkeitsspitzenkontakt stellen sich ebenfalls unter N-Orientierung ein. Betrachtet man allerdings die Proben im Makrobereich, so ergeben sich bei P- und AP-Orientierung im Kontaktbereich aufgrund der schlechteren Wärmeabfuhr etwas höhere Temperaturen als unter N-Orientierung.

Die Materialeigenschaften des ausgebildeten Transferfilmes entsprechen meist denen der Matrix. Lediglich unter normaler Faserorientierung lassen sich nach einer Verschleißzeit von mehr als 2 Stunden aufgrund des erhöhten Stahlanteils im Film höhere Materialeigenschaften messen.

In einem weiteren Schritt wurde ein qualitativer Zusammenhang zwischen dem Verschleißverhalten unidirektionaler und kurzfaserverstärkter PEEK-Verbunde erläutert und ein quantitatives Verschleißmodell für unidirektional faserverstärkte PEEK-Verbunde auf Basis der linearen Mischungsregel dargestellt.

Ein Vergleich der tribologischen Eigenschaften unterschiedlicher Kohlenstofffaserarten zog den Schluß nach sich, daß die relativ weichen Pech-Kohlenstofffasern bei erhöhten Drücken den PAN-Kohlenstofffasern unterlegen sind. Eine Variation der Prüfgeschwindigkeit und der Temperatur ergab keine nennenswerten Unterschiede zwischen den beiden Faserarten. Für zukünftige Vergleiche sei erwähnt, daß die Faserdurchmesser gleich gewählt werden sollten, da sich sonst selbst bei gleichem Fasergehalt unterschiedliche Kontaktbedingungen ergeben können. Bei einer Prüfung der kurzfaserverstärkten PEEK-Verbunde gegen Aluminium zeigte sich, daß diese Werkstoffe keine Notlaufeigenschaften beim Gleiten gegen in etwa gleich harte Gegenkörper besitzen. Hier stellte sich bereits nach sehr kurzer Zeit ein nicht mehr akzeptabler Abrasivverschleiß auf dem Gegenkörper und auf der Probe ein.

Für zukünftige Arbeiten ist anzumerken, daß ein direkter Zusammenhang zwischen Kontaktspannungen und Verschleißbetrag noch nicht gefunden wurde. Da sich allerdings anhand der Mikromodelle das Spannungsbild bei Rauigkeitsspitzenkontakt sehr detailliert darstellen läßt, besteht die Möglichkeit, lastabhängige Spannungsüberhöhungen und damit Versagenszonen zu bestimmen. Wichtig ist hierbei die genaue Bestimmung der lastabhängigen Versagensmechanismen beim Gleiten rauher Oberflächen gegeneinander. Zu diesem Zweck sollten in Zukunft ausgiebige Einzelkratzversuche durchgeführt werden. Weiterhin müssen diese Versuche auf Basis elastisch-plastischer Materialeigenschaften simuliert werden. Dies war innerhalb dieser Arbeit aufgrund des hohen Rechenaufwandes

nicht mehr möglich. Eine intensive Untersuchung der Materialeigenschaften des Transferfilmes mit Hilfe der Rasterkraftmikroskopie sollte ebenfalls noch durchgeführt werden.

Bezüglich des Temperaturverhaltens wurden bereits komplette Temperaturprofile während eines Stift-Scheibe-Versuches von reinem PEEK gegen Stahl aufgezeichnet. Diese Ergebnisse wurden in dieser Arbeit nicht mehr dokumentiert. Es ergab sich eine gute Korrelation zwischen den Meßwerten und der durchgeführten Simulation. Ein weiterer Punkt der noch durchzuführenden Arbeiten ist eine vollständige Dokumentation der Temperaturprofile beim Gleiten der CF/PEEK-Proben gegen Stahl in Abhängigkeit von der Faserorientierung und den Veruchparametern. In jedem Fall führt ein Gleiten zu einer Temperaturerhöhung, welche wiederum in einer Absenkung der Materialeigenschaften und somit der Kontaktbedingungen resultiert. Diese Ergebnisse werden für eine genaue Modellierung der Versagensmodi kohlenstoffaserverstärkter PEEK-Verbunde unbedingt benötigt.

7. ABKÜRZUNGEN UND FORMELZEICHEN

AP	Antiparallele Faserorientierung	
CF/PEEK	Kohlenstoffaserverstärktes Polyetheretherketon	
DMTA	Dynamisch mechanische Thermoanalyse	
DSC	Differential Scanning Calorimetry	
E-P	Elastisch-Plastisch	
FEM	Finite Elemente Methode	
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund	
HRC	Rockwellhärte C	
HT	Hochtemperatur	
MP	Mesophasen-Pech	
N	Normale Faserorientierung	
P	Parallele Faserorientierung	
PAN	Polyacrylnitril	
PAN-CF	Kohlenstofffaser auf Polyacrylnitrilbasis	
PEEK	Polyetheretherketon	
Pitch-CF	Kohlenstofffaser auf Pech-Basis	
PTFE	Polytetrafluorethylen	
REM	Rasterelektronenmikroskop	
TMA	Thermomechanische Analyse	
\dot{W}_s	Spezifische Verschleißrate	[mm ³ /Nm]
$\dot{W}_{s,C}$	Spezifische Verschleißrate eines Verbundwerkstoffes	[mm ³ /Nm]
$\dot{W}_{s,F}$	Spezifische Verschleißrate durch Faserschleifen	[mm ³ /Nm]
$\dot{W}_{s,Fei}$	Spezifische Verschleißrate durch Faserbruch und Delamination	[mm ³ /Nm]
$\dot{W}_{s,M}$	Spezifische Verschleißrate der Matrix	[mm ³ /Nm]
a	Verschleißmechanismusfaktor	
b	Verschleißmechanismusfaktor	
I_s	Interlaminare Scherfestigkeit	[MPa]
E	E-Modul	[GPa]
E*	Komplexer E-Modul	[GPa]

E_{Dia}	E-Modul von Diamant	[GPa]
f	Frequenz	[1/s]
μ	Reibungskoeffizient	
p	Flächenpressung	[MPa]
v	Gleitgeschwindigkeit	[m/s]
ΔV	Volumenabnahme	[mm ³]
F_N	Normalkraft	[N]
S	Gleitweg, Tangente an Kraft/Eindring-Kurven	[m]
t	Zeit	[sec.]
T	Temperatur	[°C]
Δh	Höhenabnahme	[mm]
Δh_m	Abrasiver Matrixverschleiß	[mm]
Δm	Massenabnahme	[g]
A	Nominelle Kontaktfläche	[mm ²]
A_r	Reale Kontaktfläche	[mm ²]
ρ	Dichte	[g/cm ³]
h_{ij}	Anfänglicher Abstand zweier Punkte	[mm]
$u_{ij}^{(1)}$	Verschiebung der Oberfläche 1	[mm]
$u_{ij}^{(2)}$	Verschiebung der Oberfläche 2	[mm]
δ	Gesamtverschiebung zweier Körper zueinander	[mm]
w_{ijkl}	Elastische Einflußmatrix	
p_{kl}	Einheitsdruckelement	[MPa]
a	Kontaktflächenradius	[mm]
Pe	Peclet-Nummer	
k	Wärmediffusionsvermögen	[m ² /s]
α	Wärmeaufteilung	
Q	Wärme	[W]
K	Wärmeleitfähigkeit	[W/m*K]
T_{max}	Maximale Kontakttemperatur	[°C]
q_0	Spezifischer Wärmefluß	[W/m ²]
\bar{T}_{max}	Relative Maximaltemperatur	[°C]
z_{ijkl}	Thermische Einflußmatrix	

q_{kl}	Wärmequelle im Punkt (k,l)	
ΔT_{ij}	Temperaturunterschied	[°C]
n	Nummer eines Iterationsschrittes	
C	Konstante	
HU	Universalhärte	[MPa]
H	Härte	[MPa]
P_Y	Dehngrenze	[MPa]
K_{Ic}	Bruchzähigkeit	[MPa*m ^{1/2}]
A(h)	Eindringfläche	[mm ²]
h	Eindringtiefe	[mm]
ν	Poisson-Zahl	
ν_{Dia}	Poissonzahl von Diamant	
$2r_{eff}$	Durchmesser der wahren Kontaktfläche	[mm]
$2r_{eff}^*$	Maximal möglicher Durchmesser der wahren Kontaktfläche	[mm]
$2r_l$	Gemessener Durchmesser (Laserprofilometer)	[mm]
$2r_m$	Gemessener Durchmesser (Lichtmikroskop)	[mm]
D	Kugeldurchmesser	[mm]
r_r	Reibradius	[mm]
M_r	Reibmoment	[Nm]
\dot{W}_t	Lineare Verschleißtiefe	[mm/s]
T_G	Glasübergangstemperatur	[°C]
Gew.-%	Gewichtsprozent	
τ	Scherfestigkeit	[MPa]
R_a	Arithmetischer Mittenrauhwert	[µm]
R_t	Maximale Rauhtiefe	[µm]
R_{max}	Maximale Einzelrauhtiefe	[µm]
R_z	Gemittelte Rauhtiefe	[µm]
R_q	Quadratischer Mittenrauhwert	[µm]
V_f	Faservolumengehalt	
c	Spezifische Wärmekapazität	[J/kg*K]
G	Schubmodul	[MPa]
$\sigma_{ C}^*$	Versagensspannung in Faserrichtung	[MPa]
$\sigma_{\perp C}^*$	Versagensspannung quer zur Faserrichtung	[MPa]

p^*	Versagensdruck	[MPa]
γ	Scherdehnung	
ε	Zug-/ Druckdehnung	
σ_z	Druckspannungen in den Fasern	[MPa]
z	Tiefe	[mm]
d	Faserdurchmesser	[μm]
σ_Y	Versagensspannung für PEEK	[MPa]

8. LITERATURVERZEICHNIS

- [1] Uetz, H., Wiedemeyer, J.: Tribologie der Polymere, Carl Hanser, München, 1985
- [2] Hull, D.: An Introduction to Composite Materials, Cambridge University Press, Cambridge, 1990
- [3] Jang, B. Z.: Advanced Polymer Composites, ASM International, 1994
- [4] Lipalov, Y. S.: Polymer Reinforcement, Chem. Tec. Publishing, Ontario, 1995
- [5] ICI Broschüre: Victrex PEEK, Properties and Processing, VK 10/2/0492, 1992
- [6] Neitzel, N., Breuer, U.: Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde, Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1997
- [7] Medellin-Rodriguez, F. J., Philips, P. J.: Poly (aryl) etheretherketone, in J. C. Salamone (Ed.): Polymeric Materials Encyclopedia, CRC Press Inc., Boca Raton, Florida, 1996, S. 5513-5544
- [8] Kausch, H. H.: Advanced Thermoplastic Composites: Characterization and Processing, Hauser and Muncher, 1992
- [9] Jones, D. P., Leach, D. C., Moore, D. R.: Mechanical Properties of Poly(ether-etherketone) for Engineering Applications, Polymers, Vol. 26, 1985, S. 1385-1393
- [10] Watts, A. (Ed.): Commercial opportunities for advanced composites, STP704, ASTM, Philadelphia (1980)
- [11] Briscoe, B. J., Yao, L. H., Stolarski, T. A.: The Friction and Wear of Poly(TetraFluoroethylene)-Poly(Etheretherketone) Composites: An Initial Appraisal of the Optimum Composition, WEAR, Vol. 108, 1986, S. 357-374
- [12] Czichos, H.: Hütte - Die Grundlagen der Ingenieurwissenschaften, Akademischer Verein Hütte e.V., Springer Verlag, 30. Auflage, 1996

- [13] Czichos, H., Habig, K.-H.: Tribologie Handbuch Reibung und Verschleiß, Vieweg, Braunschweig, Wiesbaden, 1992
- [14] Friedrich, K., Cyffka, M.: On the wear of reinforced thermoplastics by different abrasive papers, *Wear* 103, (1985), pp. 333-344
- [15] Keller, D. V.: Adhesion between Solid Metals, *WEAR*, Vol. 6, 1963, S. 353-365
- [16] Häger, A. M.: Polyaryletherketone für den Einsatz in Gleitlagern und Gleitelementen, Shaker Verlag, Aachen, 1997
- [17] Fuller, K. N. G., Tabor, D.: The Effect of Surface Roughness on the Adhesion of Elastic Solids, *Proc. R. Soc. London Ser. A*, 1975, 324, S. 327-342
- [18] Maugis, D.: On the Contact and Adhesion of Rough Surfaces, *J. Adhesion Sci. and Tech.*, 1996, 10, S. 161-175
- [19] Archard, J. F.: Contact and Rubbing of Flat Surfaces, *Journal of Applied Physics*, Vol. 24, S. 981-988
- [20] Hornbogen, E.: The Role of Fracture Toughness in the Wear of Metals, *WEAR*, Vol. 33, 1975, S. 251-259
- [21] Habig, K.-H.: Verschleiß und Härte von Werkstoffen, Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1980
- [22] Rabinowicz, E.: Friction and Wear of Materials, Wiley, New York, 1965
- [23] zum Gahr, K.-H.: Abrasive Wear of Ductile Materials, *Z. F. Metallkd.*, Vol. 73, 1982, S. 267-276
- [24] Váradi, K., Néder, Z., Friedrich, K., Flöck, J.: Numerical and Finite Element Contact Temperature Analysis of Real Composite-Steel Surfaces in Sliding Contact, *Tribology International*, Vol. 30, No.11, S. 669-686, 1998
- [25] Suh, N. P.: The Delamination Theory of Wear, *WEAR*, Vol. 25, 1973, S. 111-124
- [26] Suh, N. P.: An Overview of the Delamination Theory of Wear, *WEAR*, Vol. 44, 1977, S. 1-16

- [27] Kuhlmann-Wilsdorf, D.: Dislocation Concepts in Friction and Wear, in Fundamentals of Friction and Wear of Materials (D. A. Rigney, Ed.), S. 119-186, American Society for Metals, Metals Park, Ohio
- [28] Ovaert, T. C., Cheng, H. S.: The Unlubricated Sliding Wear Behaviour of Polyetherehterketone Against Smooth Mild-Steel Counterfaces, Proc. ASME/STLE Tribology Conference, Toronto, Canada, 7.-10. October 1990, Paper No. 90-Trib-38
- [29] Halling, J.: A Contribution to the Theory of Mechanical Wear, WEAR, Vol. 34, 1975, S. 239-249
- [30] Block, H.: Theoretical Study of Temperature Rise at Surfaces of Actual Contact under Oiliness Lubricating Conditions, General Discussion on Lubrication, Inst. Mech. Engrs, Vol. 2, London, 1937, S. 22-235
- [31] Jintang, G.: Tribochemical Effects in Formation of Polymer Transfer Film, WEAR, Vol. 245, 2000, S. 100-106
- [32] Briscoe, B. J.: Wear of Polymers: An Essay on Fundamental Aspects, Tribology International, August 1981, S. 231-243
- [33] Lancaster, J. K.: Composite Self-Lubricating Bearing Materials, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Vol. 182, Part 1, No. 2, 1967/68, S. 33-43
- [34] Giltrow, J. P., Lancaster, J. K.: Carbon-Fibre Reinforced Polymers as Self-Lubricating Materials, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Vol. 182, Part 3N, 1967/68, S. 147-157
- [35] Lancaster, J. K.: The Effect of Carbon-Fibre Reinforcement on the Friction and Wear of Polymers, British Journal of Applied Physics, Series 2, Vol. 1, 1968, S. 549-559
- [36] Giltrow, J. P., Lancaster, J. K.: The Role of the Counterface in the Friction and Wear of Carbon Fibre Reinforced Thermosetting Resins, WEAR, Vol. 16, No. 5, 1970, S. 359-374
- [37] Giltrow, J. P.: Friction and Wear of Self-Lubricating Composite Materials, Composite, March 1973, S. 55-64

- [38] Tsukizoe, T., Ohmae, N.: Wear Performance of Unidirectionally Oriented Carbon-Fibre-Reinforced Plastics, *Tribology International*, Vol. 8, No. 4, 1975, S. 171-175
- [39] Tsukizoe, T., Ohmae, N.: Friction and Wear of Unidirectionally Oriented Glass, Carbon, Aramid and Stainless Steel Fiber-Reinforced Plastics, in K. Friedrich (Ed.): *Friction and Wear of Polymer Composites*, Elsevier Science Publishers, 1986, S. 205-231
- [40] Lu, Z. P., Friedrich, K., Pannhorst, W., Spallek, M.: Sliding Wear Behaviour of a Unidirectional Carbon Fiber Reinforced/Glass Matrix Composite against Steel, *Proc. Symposium "Verstärkung keramischer Werkstoffe"*, Hamburg, 8.-9. Oktober 1991
- [41] Friedrich, K., Jakobs, O.: On Wear Synergism in Hybrid Composites, *Composites Science and Technology*, No. 43, (1992), S. 71-84
- [42] Voss, H., Friedrich, K.: Wear Performance of a Bulk Liquid Crystal Polymer and its Short Fiber Composites, *Tribology International*, Vol. 19, No. 3, 1986, S. 145-156
- [43] Voss, H., Friedrich, K.: On the Wear Behaviour of Short Fibre Reinforced PEEK Composites, *WEAR*, Vol. 116, 1987, S. 1-18
- [44] Lu, Z. P.: *Geschmierte Hochtemperatur-Verbundwerkstoffe für Anwendungen als Gleitelemente*, Verlag Hänsel-Hohenhausen, Deutsche Hochschulschriften 527, Egelsbach, Frankfurt, Washington (1994)
- [45] Lu, Z. P., Friedrich, K.: On sliding friction and wear of PEEK and its composites, *Wear*, (1996)
- [46] Cirino, M., Friedrich, K., Pipes, R. B.: Evaluation of Polymer Composites for Sliding and Abrasive Wear Applications, *Composites*, Vol. 19, No. 5, 1988, S. 383-392
- [47] Elliot, D. M., Fisher, J., Clark, D. T.: Effect of Counterface Roughness and its Evolution on the Wear and Friction of PEEK and PEEK-bonded Carbon Fibre Composites on Stainless Steel, *WEAR*, Vol. 217, 1998, S. 288-296
- [48] Hawthorne, H. M.: Wear in Hybrid Carbon/Glass Fiber Epoxy Composite Materials, in K.C. Ludema (Ed.): *Proc. Int. Conf. on Wear of Materials*, Reston, VA, 11.-14. April, 1983, ASME New York, S. 576-582

- [49] Briscoe, B. J.: Wear of Polymers: An Essay on Fundamental Aspects, Tribology International, Vol. 14, No. 4, 1981, S. 231-243
- [50] Rhee, S. H., Ludema, K. C.: Mechanisms of Formation of Polymeric Transfer Films, WEAR, Vol. 46, (1978), S. 231-240
- [51] Zhang, M. Q., Lu, Z. P., Friedrich, K.: Thermal Analysis of the Wear Debris of Polyetheretherketone, Tribology International, Vol. 30, No. 2, 1997, S. 103-111
- [52] Pödra, P., Andersson, S.: Simulating Sliding Wear with Finite Element Method, Tribology International, Vol. 32, 1999, S. 71-81
- [53] Sommer, E.: Modellierung und Simulation von Kontaktbeanspruchungen, in K.-H. zum Gahr: Reibung und Verschleiß, DGM-Verlag, 1996, S. 13-23
- [54] Hu, G., Panagiotopoulos, P. D., Panagouli, Scherf, O., Wriggers, P.: Adaptive Finite Element Analysis of Fractal Interfaces in Contact Problems, Comput. Methods Appl. Mech. Eng., Vol. 182, 2000, S. 17-37
- [55] Nowell, D., Hills, D. A.: Hertzian Contact of Ground Surfaces, Journal of Tribology, Vol. 111 (1989) S. 175-179.
- [56] Yu, Y., Zheng, L.: A Full Numerical Solution for Elastic Contact of Three dimensional Real Rough Surfaces, Wear 157 (1992) 151-161.
- [57] Johnson, K. L.: Contact Mechanics, Cambridge University Press, Cambridge, 1985
- [58] Wang, S., Komvopoulos, K.: A Fractal Theory of the Interfacial Temperature Distribution in the slow sliding Regime: Part 1 - Elastic Contact and Heat Transfer Analysis, Part 2 - Multiple Domains, Elastoplastic Contacts and Applications, Journal of Tribology, Vol. 116, October 1994, S. 823-832
- [59] Váradi, K., Néder, Z.: Three Dimensional Algorithm for Contact Analysis of Real Rough Surfaces, Tribologia, 3-1996, S. 237-261
- [60] Váradi, K., Néder, Z., Friedrich, K.: Evaluation of the Real Contact Areas, Pressure Distributions and Contact Temperatures during Contact between Real Metal Surfaces, WEAR, Vol. 200, 1996, S. 52-62

- [61] Friedrich, K., Flöck, J., Varadi, K., Néder, Z.: Analysis of Contact Conditions, Stresses and Temperatures during Sliding of Real Composite Surfaces Against Steel, World Tribology congress, London, UK, 8.-12. September 1997, S. 50
- [62] Varadi, K., Néder, Z.: Three-Dimensional Contact Analysis of Real Rough Surfaces, Proc. 10th International Colloquium "Tribology - Solving Friction and Wear Problems", Esslingen, 9.-11. Januar 1996, S. 1037-1046
- [63] Varadi, K., Néder, Z.: Contact and Thermal Analysis of Sliding Real Surfaces, Third Biennial European Joint Conference on Engineering Systems Design and Analysis, Montpellier, Frankreich, 1.-4. Juli 1996, Vol. 4, S. 127-134
- [64] Jaeger, J. C.: Moving Sources of Heat and the Temperature at Sliding Contacts, Proc. R. Soc., N.S.W, Vol. 76 (1942), S. 203-224
- [65] Archard, J. F.: The Temperature of Rubbings Surfaces, Wear, Vol. 2, (1958/59), S. 438-455
- [66] Archard, J. F., Rowntree, R. A.: The Temperature of Rubbings Bodies; Part 2, The Distribution of Temperature, Wear, Vol. 128, (1988), S. 1-17
- [67] Tian, X., Kennedy, F. E.: Maximum and Average Flash Temperature in Sliding Contacts, Journal of Tribology, Vol. 116, 1994, S. 167-174
- [68] Gecim, B., Winer, W. O.: Transient Temperatures in the Vicinity of an Asperity Contact, Journal of Tribology, Vol. 107, July 1985, S. 333-342
- [69] Yevtusenko, A., Ukhanska, O.: Non-stationary Temperature Field of Discrete Sliding Contact of Elastic Bodies, Wear, Vol. 176, (1994), S. 19-23
- [70] Tian, X., Kennedy, F. E.: Contact Surface Temperature Models for Finite Bodies in Dry and Boundary Lubricated Sliding, Journal of Tribology, Vol. 115, 1993, S. 411-418
- [71] Váradi, K., Néder, Z., Friedrich, K., Flöck, J.: Numerical and Experimental Contact Analysis of a Steel Ball Indented into a Fibre Reinforced Polymer Composite Material, Journal of Materials Science

- [72] Váradi, K., Neder, Z., Friedrich, K., Flöck, J.: 3D Anisotropic Numerical and FE-Contact Analysis and Experimental Investigation of a Steel Ball Indented into a Fibre-Matrix Structure with Normal and Parallel Fibre Orientation, IVW-Bericht 97-30, 1997, Universität Kaiserslautern
- [73] Singer, L. S.: Carbon fiber, in Concise Encyclopedia of composite materials, A. Kelly (Ed.), Pergamon Press, Oxford, (1989), S. 47
- [74] Fitzer, E.: PAN-based carbon fiber-Present state and trend of the technology from the viewpoint of possibilities and limits to influence and to control the fiber properties by the process parameters, Carbon, 27,(1989), S. 621
- [75] Matsumoto, T.: Mesophase Pitch and its Carbon Fibers, Pure Appl. Chem., 57 (1985), S. 1553
- [76] Brook, J. D., Taylor, G. H.: The formation of some graphitizing carbon, Chemistry and physics of carbon, Vol. 4 walker, P.L.Jr., Ed., Marcel Dekker, New York, (1968), S. 243
- [77] Hansen, N.: Carbon Fibers, in Evolving Technology, S. 112-112 u. 187-197
- [78] Friedrich, K.: Einführung in die Verbundwerkstoffe; Skript zur Vorlesung "Einführung in die Verbundwerkstoffe, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Universität Kaiserslautern
- [79] Kureha Chemical Industry Co., Ltd., Carbon Products Department, Produktprospekt, S. 8
- [80] Rennie, M.: Polyetheretherketones, in J.I. Kroschwitz (ed.): Concise Encyclopedia of Polymer Science and Engineering, John Wiley & Sons Inc., New York (1990), S. 821-822
- [81] Bushan, B., Gupta, B. K.: Handbook of Tribology: Materials, Coatings and Surface Treatments, McGraw-Hill Inc., 1991, S. 5.34
- [82] Friedrich, K.: Reibung und Verschleiß von Polymer-Verbundwerkstoffen, Z. Werkstofftech., 17 (1986), S. 434-443

- [83] Häger, A. M., Davies, M.: Run-in Behaviour of PES and PTFE, Proc. of the 6th Nordic Symposium of Tribology, Nordtrib '94, 12-15 Juni, Uppsala, Schweden, Vol. 1, 1994, S. 235-241
- [84] Uetz, H., Breckel, H.: Reibungs- und Verschleißversuche mit PTFE, WEAR, Vol. 10, 1967, S. 185
- [85] Briscoe, B. J.: The Tribology of Composite Materials: A Preface, in K. Friedrich: (ed.), Advances in Composite Tribology, Vol. 8, Composite Materials Series, Elsevier, Amsterdam, 1993
- [86] Lauke, B.: Herstellungsparameter, Struktur, Eigenschaften und Modellierung von gewickelten Hochleistungsverbunden, IVW-Bericht Nr. 92-011, IVW GmbH, Kaiserslautern, 1992
- [87] Oliver, W. C., Pharr, G. M.: An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus using Load and Displacement sensing Indentation Experiments, Journal of Materials Research, Vol. 7, 1992
- [88] DIN 50359-1: Prüfung metallischer Werkstoffe, Universalhärteprüfung, Teil 1, Prüfverfahren, 1997
- [89] Carman, G. P., Lesko, J. J., Reifsnider, K. L., Dillard, D. A.: Micromechanical Model of Composite Materials Subjected to Ball Indentation, Journal of Composite Materials, 1993, Vol. 27, No. 3
- [90] Chawla, K. K.: Composite Materials, Springer-Verlag, New York, 1987
- [91] VDI Wärmeatlas, 3. Auflage, 1997
- [92] Cogswell, F. N.: Thermoplastic Aromatic Polymer Composites, Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, 1992
- [93] XC-2 Wear Resistant Composites, ICI Thermoplastic Composites, Thermoplastic Composite Materials Handbook (1/92)
- [94] Ovaert, T. C., Wu, J. P.: Theoretical Estimates of Asperity-Scale Stresses in Normally-Oriented Continuous Fiber-Reinforced Composites, Tribology Transactions, 36, 1, (1993), S. 120-126

- [95] Ovaert, T. C., Wu, J. P.: Effect of Asperity-Scale Tensile Stresses on the Wear Behavior of Normally Oriented Fiber-Reinforced Polymer Composites, *Tribology Transactions*, 37, 1, (1994), S. 23-32
- [96] Ovaert, T. C.: On the Wear Behavior of Longitudinally (Parallel) Oriented Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Composites, *Tribology Transactions*, Vol. 38, No. 1, (1995), S. 27-34
- [97] Ovaert, T. C.: Wear of Unidirectional Polymer Matrix Composites with Fiber Orientation in the Plane of Contact, *Tribology Transactions*, Vol. 40, No. 2, (1997), S. 227-234
- [98] Váradi, K., Néder, Z., Friedrich, K., Flöck, J.: Finite-element analysis of a polymer composite subjected to ball indentation, *Composites Science And Technology*, 59, 1999, S. 271-281
- [99] Friedrich, K., Flöck, J., Váradi, K., Néder, Z.: Real Contact Area, Contact Temperature Rise and Transfer Film Formation between Original and Worn Surfaces of CF/PEEK Composites Sliding against Steel, in Dowson, D. (ed.): *Lubrication at the Frontier*, Tribology Series, 36, Elsevier Scientific Publishers, Amsterdam, 1999, S. 241-252
- [100] Váradi, K., Néder, Z., Friedrich, K., Flöck, J.: Contact and Thermal Analysis of Transfer Film Covered Real Composite-Steel Surfaces in Sliding Contact, *Tribology International*, Vol. 33, 2000, S. 789-802
- [101] Randall, N. X., Bozet, J. L.: Nanoindentation and Scanning Force Microscopy as a Novel Method for the Characterization of Tribological Transfer Films, *WEAR*, Vol. 212, 1997, S. 18-24
- [102] Randall, N. X., Harris, A.: Nanoindentation as a Tool for Characterizing the Mechanical Properties of Tribological Transfer Films, *WEAR*, Vol. 245, 2000, S. 196-203
- [103] COSMOS/M User Guide v1.75, Structural Research and Analysis Corporation, 1995
- [104] Baltá Calleija, F. J.: Microhardness Studies of Polymers and their Transitions, *Trends in Polymer Science*, December 1994, Vol. 2, N0. 12, S. 419-425

-
- [105] zum Gahr, K. H.: Einfluß des Makroaufbaus von Stahl/Polymer-Faserverbundwerkstoffen auf den Abrasivverschleiß, Z. Werkstofftech. 16, 1985, S. 297-305
- [106] Anderson, J. C., Davies, A.: "Polymer Composite Abrasiveness in Relation to Counterface Wear", ASME/ASLE Lubrication Conference, Washington, D.C., October 5-7, 1982

9. ANHANG

9.1. Mechanische Eigenschaften des transvers isotropen Verbundwerkstoffes

Dichte des Verbundwerkstoffes:

$$\rho_c = V_f \rho_f + V_m \rho_m \quad (\text{A1})$$

ρ_f : Dichte der Fasern

ρ_m : Dichte der Matrix

E-Modul des Verbundwerkstoffes:

$$E_{11} = V_f E_{f11} + V_m E_m \quad (\text{A2})$$

$$\frac{1}{E_{22}} = \frac{V_f}{E_{f22}} + \frac{1-V_f}{E_m}, E_{33} = E_{22} \quad (\text{A3})$$

E_{f11} : E-Modul der Fasern in Richtung 1

E_{f22} : E-Modul der Fasern in Richtung 2

Schubmodul des Verbundwerkstoffes

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{V_f}{G_{f12}} + \frac{V_m}{G_m}, G_{12} = G_{13} \quad (\text{A4})$$

$$G_{23} = \frac{E_{33}}{2(1+\nu_{23})} \quad (\text{A5})$$

G_{12} : Schubmodul in der Ebene 1-2

G_{13} : Schubmodul in der Ebene 1-3

G_{23} : Schubmodul in der Ebene 2-3

Querkontraktionszahl des Verbundwerkstoffes:

$$v_{12} = V_f v_{f12} + V_m v_m, \quad v_{13} = v_{12} \quad (\text{A4})$$

$$v_{23} = V_f v_{f23} + V_m v_m C \quad (\text{A5})$$

$$C = \frac{1 + v_m - v_{21} \frac{E_m}{E_{11}}}{1 - v_m^2 + v_m v_{21} \frac{E_m}{E_{11}}}, \quad \frac{v_{12}}{E_{11}} = \frac{v_{21}}{E_{22}}$$

- v_{12} : Querkontraktionszahl bei Belastung in Richtung 1 (Kontraktion in Richtung 2)
 v_{13} : Querkontraktionszahl bei Belastung in Richtung 1 (Kontraktion in Richtung 3)
 v_{23} : Querkontraktionszahl bei Belastung in Richtung 2 (Kontraktion in Richtung 3)
 v_m : Querkontraktionszahl der Matrix
 C: Konstante

9.2. Thermische Eigenschaften des transvers isotropen Verbundwerkstoffes

Thermische Leitfähigkeit des Verbundwerkstoffes:

$$K_{11} = V_f K_{f11} + V_m K_m \quad (\text{A1})$$

$$K_{22} = K_{33} = \frac{K_m K_{f22}}{V_f K_m + V_m K_{f22}} \quad (\text{A2})$$

- V_f : Faservolumengehalt
 V_m : Matrixvolumengehalt
 K_{f11} : Thermische Leitfähigkeit der Fasern in Richtung 1
 K_{f22} : Thermische Leitfähigkeit der Fasern in Richtung 2
 K_m : Thermische Leitfähigkeit der Matrix

Wärmekapazität des Verbundwerkstoffes:

$$c_c = \frac{1}{\rho_c} (V_f \rho_f c_f + V_m \rho_m c_m) \quad (\text{A4})$$

c_f : Spezifische Wärmekapazität der Fasern

c_m : Spezifische Wärmekapazität der Matrix

Thermisches Diffusionsvermögen des Verbundwerkstoffes:

$$k_{11} = \frac{K_{11}}{\rho_c c_c}, \quad k_{22} = \frac{K_{22}}{\rho_c c_c} \quad \text{und} \quad k_{33} = \frac{K_{33}}{\rho_c c_c} \quad (\text{A5})$$

9.3. Spannungs/-Dehnungswerte beim Kugeleindruckversuch

Beschreibung	Einzelmodell		Gekoppeltes Modell	
	Min.	Max.	Min.	Max.
Verschiebung in z-Richtung [mm]	-0.00116		-0.00198	
Vergleichsdehnung		0.0352		0.0497
Vergleichsdehnung bei $z=-0.03$		0.0352		0.0497
Scherdehnung γ_{xy}	-0.0157	0.0232	-0.0210	0.0285
Scherdehnung γ_{xz}	-0.0132	0.0528	-0.0188	0.0757
Scherdehnung γ_{yz}	-0.0129	0.060	-0.0214	0.0852
Dehnung ϵ_z	-0.0149	0.00215	-0.0136	0.00268
Von Mises Vergleichsspannung [MPa]		3210		3060
Spannung σ_z [MPa]	-3380	509	-3260	620
Scherspannung τ_{xy} [MPa]	-107	120	-77.7	110
Scherspannung τ_{xz} [MPa]	-135	599	-252	698
Scherspannung τ_{yz} [MPa]	-153	527	-147	614
Von Mises Vergleichsspannung in der Matrix [MPa]		136		192
Von Mises Vergleichsspannung in der Matrix bei $z=-0.03$ [MPa]		136		192
Scherspannung τ_{xy} in the Matrix [MPa]	-16.9	67.9	-24.1	97.3
Scherspannung τ_{yz} in the Matrix [MPa]	-16.6	77.1	-27.6	110
Spannung σ_z in the matrix [MPa]	-210	40.3	-239	31.3

Tab. 5.1: Spannungs- / Dehnungswerte beim Kugeleindruckversuch unter N-Orientierung

Beschreibung	Einzelmodell		Gekoppeltes Modell	
	Min.	Max.	Min.	Max.
Verschiebung in z-Richtung [mm]	-0.00121		-0.00170	
Vergleichsdehnung		0.038		0.0368
Vergleichsdehnung bei $z=-0.03$		0.038		0.0368
Scherdehnung γ_{xy}	-0.0202	0.0185	-0.0202	0.0187
Scherdehnung γ_{xz}	-0.00173	0.0500	-0.00161	0.0504
Scherdehnung γ_{yz}	-0.0276	0.0531	-0.0262	0.0516
Dehnung ε_z	-0.0442	0.00450	-0.0419	0.00474
Von Mises Vergleichsspannung [MPa]		942		966
Von Mises Vergleichsspannung [MPa] bei $z=-0.018$		942		966
Spannung σ_x [MPa]			-613	799
Spannung σ_z [MPa]	-503	27.4	-491	47.2
Scherspannung τ_{xy} [MPa]	-261	184	-247	176
Scherspannung τ_{xz} bei $x=0.02$ [MPa]	-175	374	-162	351
Scherspannung τ_{yz} [MPa]	-189	213	-186	211
Von Mises Vergleichsspannung in der Matrix [MPa]		147		142
Spannung σ_z in der Matrix [MPa]	-331	12.2	-322	13.6
Scherspannung τ_{xy} in der Matrix bei $z=-0.0075$ [MPa]	-2.2	64.5	-0.7	64.8
Scherspannung τ_{yz} in der Matrix [MPa]	-35.4	68.3	-33.7	66.6

Tab. 5.2: Spannungs- / Dehnungs-Werte beim Kugeleindruchversuch unter P-Orientierung