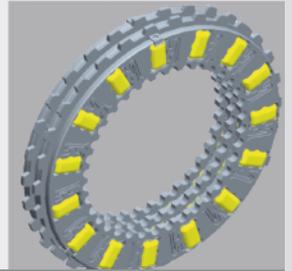
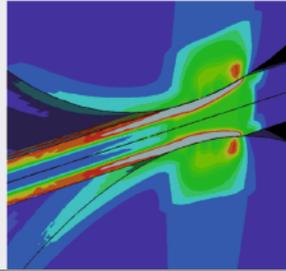
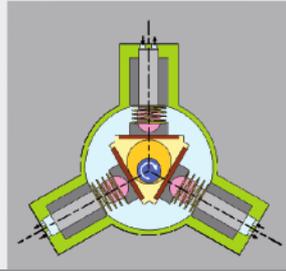
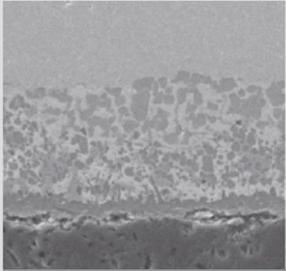
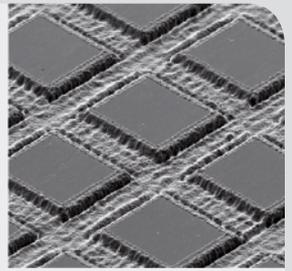
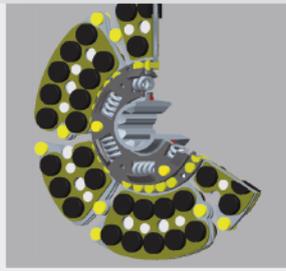


sfb
483

**Hochbeanspruchte
Gleit- und Friktionssysteme
auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**



KIT SCIENTIFIC REPORTS 7602

Abschlusskolloquium Sonderforschungsbereich 483

Karlsruhe
25. Oktober 2011

Sonderforschungsbereich 483

Abschlusskolloquium am 25. Oktober 2011

Karlsruhe Institute of Technology
KIT SCIENTIFIC REPORTS 7602

Sonderforschungsbereich 483

Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe

Abschlusskolloquium am 25. Oktober 2011, Karlsruhe
Tagungsband

zusammengestellt von
Albert Albers und Johannes Schneider

Report-Nr. KIT-SR 7602

Impressum

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
KIT Scientific Publishing
Straße am Forum 2
D-76131 Karlsruhe
www.ksp.kit.edu

KIT – Universität des Landes Baden-Württemberg und nationales
Forschungszentrum in der Helmholtz-Gemeinschaft



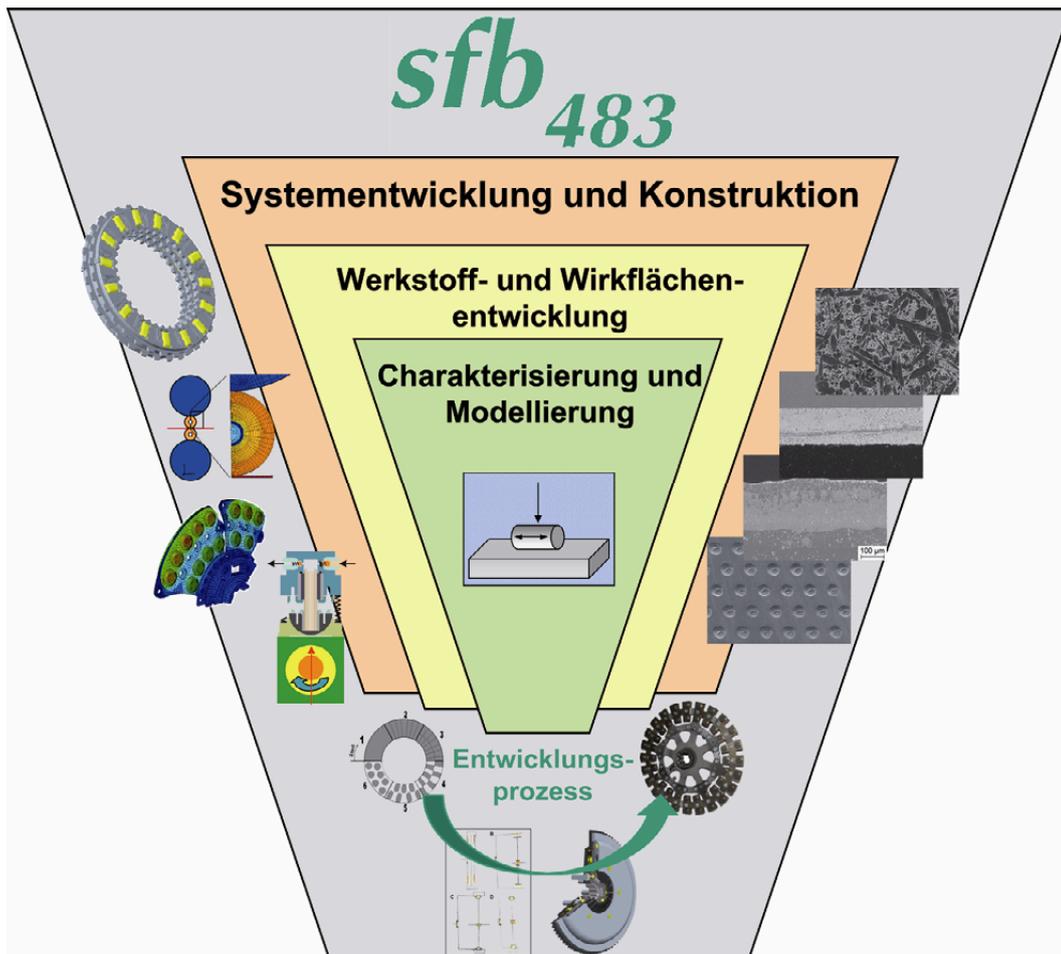
Diese Veröffentlichung ist im Internet unter folgender Creative Commons-Lizenz
publiziert: <http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/3.0/de/>

KIT Scientific Publishing 2011
Print on Demand

ISSN 1869-9669
ISBN 978-3-86644-753-0

Vorwort

Ingenieurkeramische Werkstoffe bieten durch ihre spezifischen Eigenschaften das Potenzial zur Steigerung der Leistungsdichte von hochbelasteten tribotechnischen Systemen. Dieses Potenzial wird im Maschinen- und Anlagenbau bisher nur sehr eingeschränkt realisiert. Eine wesentliche Ursache hierfür ist in dem bisher nur begrenzt zur Verfügung stehenden Erfahrungswissen im Umgang mit ingenieurkeramischen Werkstoffen im Hinblick auf die Entwicklung komplexer und in der Regel hybrider Systemlösungen zu sehen.



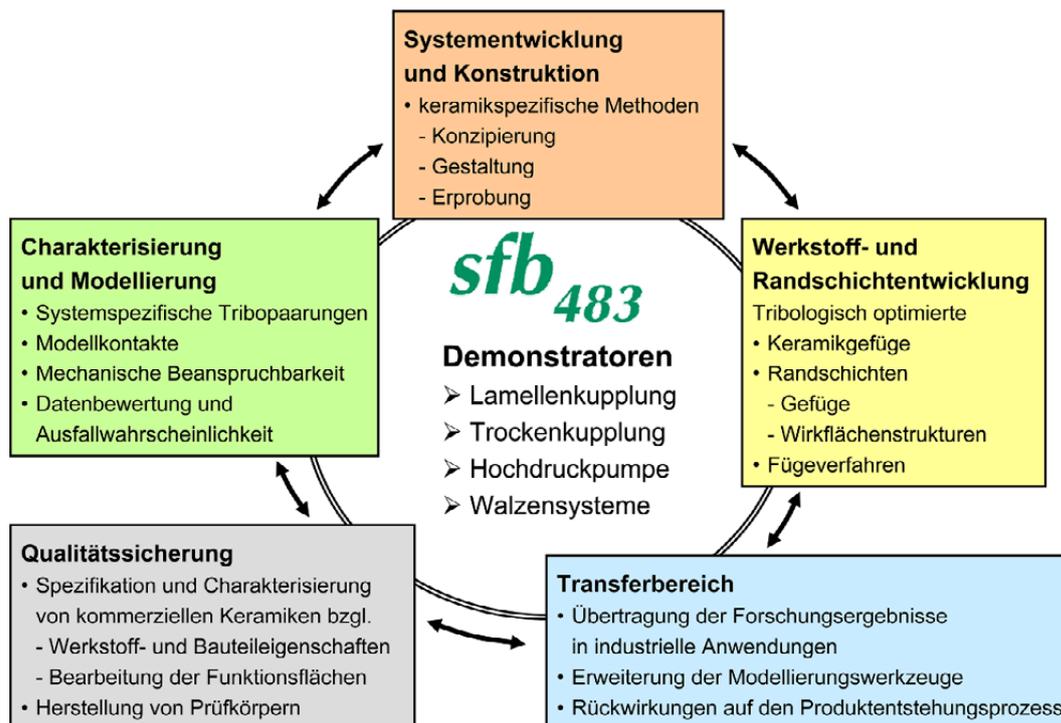
Im Sonderforschungsbereich SFB 483 "**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**" erforschen, durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft gefördert, 8 Institute des Karlsruher Institutes für Technologie KIT sowie das Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik aus Freiburg i. Br. gemeinsam grundlagenorientiert und interdisziplinär angelegt den Einsatz ingenieurkeramischer Werkstoffe in tribologisch, mechanisch und thermisch hochbeanspruchten Friktions- und Gleitsystemen.

Durch die wissenschaftliche Durchdringung des gesamten Entwicklungsprozesses mit seinen Aktivitäten Konzipieren, Gestalten und Validieren werden dabei die konstruktionsmethodischen Grundlagen, die notwendigen Auslegungs- und Modellierungswerkzeuge, bauteilspezifische Werkstoffe und Wirkflächen, Versuchsmethoden und -prozesse bis hin zu Qualitätssicherungskonzepten erarbeitet, die als Basis einer erfolgreichen Produktentwicklung tribotechnischer Systeme mit ingenieurkeramischen Werkstoffen anzusehen sind.

Die konsequente Ausrichtung der Forschungsarbeiten an **verbindenden Demonstrator-systemen** sichert zum einen die Fokussierung und Relevanz der wissenschaftlichen Arbeiten in den verschiedenen Teilprojekten für die Gesamtzielsetzung des Sonderforschungsbereiches und gleichzeitig können in den Entwicklungsarbeiten an den Demonstratoren die Wechselwirkungen und Abhängigkeiten der einzelnen Entwicklungsprozessschritte erforscht werden. Die aktuellen **Demonstratorsysteme**,

- eine **nasslaufende Lamellenkupplung**,
- eine **trockenlaufende Fahrzeugkupplung**,
- eine **Hochdruckpumpe für direkteinspritzende Ottomotoren** sowie
- **Walzwerkzeuge** für die Umformtechnik,

sind technisch sehr anspruchsvoll und stehen gleichzeitig exemplarisch für eine Vielzahl möglicher Anwendungsszenarien ingenieurkeramischer Werkstoffe in hochbeanspruchten Gleit- und Friktionssystemen. Aus den Einsatzprofilen der Demonstratoren werden die Anforderungen und Randbedingungen für die zu entwickelnden technischen Lösungen abgeleitet, die dann in den einzelnen Teilprojekten als Zielvorgaben der jeweils eigenständigen wissenschaftlichen Arbeiten dienen. So entsteht eine strukturierte Vernetzung der Teilprojekte mit intensiver Zusammenarbeit und Austausch von Informationen und Ergebnissen.



Im Rahmen des Kolloquiums werden an Hand von Vorträgen, Postern und Exponaten die Ergebnisse der Forschungsarbeiten im SFB 483 vorgestellt. Kompetente Fachleute aus der Industrie eröffnen mit einleitenden Vorträgen die Sessions zu den Themen "Keramische Walzensysteme", "Kraftstoffgeschmierte Gleitsysteme" und "Friktionssysteme".

Am SFB 483 beteiligte Institute

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

**Institut für Angewandte Materialien -
Angewandte Werkstoffphysik**

www.iam.kit.edu/awp

**Institut für Angewandte Materialien -
Keramik im Maschinenbau**

www.iam.kit.edu/km

**Institut für Angewandte Materialien -
Werkstoffkunde**

www.iam.kit.edu/wk

**Institut für Angewandte Materialien -
Werkstoff- und Biomechanik**

www.iam.kit.edu/wbm

**Institut für Angewandte Materialien -
Zuverlässigkeit von Bauteilen und Systemen**

www.iam.kit.edu/zbs

Institut für Kolbenmaschinen

www.ifkm.kit.edu

Institut für Produktentwicklung

www.ipek.kit.edu

Fraunhofer-Institut, Freiburg im Br.

Institut für Werkstoffmechanik

www.iwm.fraunhofer.de

Geschäftsstelle des Sonderforschungsbereiches

Sprecher: Prof. Dr. Dr. h. c. A. Albers

Tel.: 0721/608-42371, Fax: 0721/608-46051

Geschäftsführer: Dr. J. Schneider

Tel.: 0721/608-22916, Fax: 0721/608-922916

Sekretariat: Fr. T. Aloisi

Tel.: 0721/608-22871, Fax: 0721/608-24567

www.sfb483.kit.edu

info@sfb483.kit.edu

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Keramische Walzensysteme	1
Keramik in Umformwerkzeugen - Einsatzbereiche und Anwendungsbeispiele <i>A. Wagemann, BeaTec GmbH</i>	3
Drahtwalzen mit Werkzeugen aus Siliziumnitrid <i>I. Khader, D. Kürten, A. Kailer, P. Gumbsch</i>	5
Reibermüdung ingenieurkeramischer Werkstoffe unter Variation der Beanspruchungsparameter <i>C. Wörner, K.-H. Lang</i>	17
Zuverlässigkeitsbewertung keramischer Bauteile mit dem Postprozessor STAU <i>S. Scherrer-Rudiy, M. Härtelt, H. Riesch-Oppermann, O. Kraft</i>	29
Mechanismusbasierte mikromechanische Simulation des Rissfortschritts in gefügeverstärkten Hochleistungskeramiken <i>J. Wippler, Th. Böhlke</i>	41
Kraftstoffgeschmierte Gleitsysteme	53
Nutzen und innovative Generierung höchster Einspritzdrücke für moderne Antriebskonzepte <i>J. Stein, Robert Bosch GmbH</i>	55
Keramische Komponenten für die Benzin-Hochdruckeinspritzung <i>C. Pfister, U. Spicher</i>	57
Keramische Komponenten mit mikrotexturierten Funktionsflächen für mediengeschmierte Gleitsysteme <i>M. Mann, M. Wöppermann, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider</i>	67
Sialon-Keramiken und Sialon-SiC-Verbunde für tribologisch hochbeanspruchte Gleitsysteme <i>M. Riva, R. Oberacker, M. J. Hoffmann</i>	79
Tribologische Charakterisierung von Sialon- und Sialon-SiC-Keramiken im mediengeschmierten, reversierenden Gleitkontakt <i>J. Schneider, M. Riva, M. J. Hoffmann</i>	89

Friktionssysteme	101
Gute Ingenieurarbeit hilft - Kreativität noch viel mehr: Beispiele aus der Kupplungswelt	103
<i>W. Reik, LuK GmbH & Co. KG</i>	
Potenzielle ingenieurkeramischer Werkstoffe in nasslaufenden Friktionssystemen	105
<i>J. Bernhardt, A. Albers</i>	
Mikrotexturierte Keramik/Metall-Tribokontakte in ölgeschmierten Friktionspaarungen	115
<i>M. Piske, R. Wahl, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider</i>	
Reibmaterialien in der Fahrzeugkupplung	127
<i>M. Diemer, ZF Sachs AG</i>	
Kupplungssystementwicklung für Fahrzeuge unter der Anwendung ingenieurkeramischer Friktionssysteme zur Steigerung der systemischen Leistungsdichte	129
<i>A. Albers, S. Ott, A. Babik, J. Bernhardt</i>	
Scherfestigkeit und tribologisches Verhalten von lasergelöteten Keramik-Stahl-Verbunden	141
<i>I. Südmeyer, M. Rohde, J. Schneider</i>	
Entwicklung einer ontologiebasierten Entwicklungsumgebung für hochbeanspruchte tribologische Systeme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe	151
<i>A. Albers, H. Schmalenbach</i>	

Keramische Walzensysteme

Keramik in Umformwerkzeugen - Einsatzbereiche und Anwendungsbeispiele

A. Wagemann

BeaTec GmbH, Eschweiler

Mit dem Begriff Keramik werden meist hohe Härte und Sprödigkeit verbunden. Durch konstruktives und fertigungstechnisches Know-how sind Keramiken jedoch auch in mechanisch hoch beanspruchten Werkzeugen und Vorrichtungen für die Umformtechnik erfolgreich einsetzbar. Aufgrund ihrer besonderen tribologischen Eigenschaften bieten sie technologische und wirtschaftliche Vorteile.

BeaTec ist führender Hersteller keramischer Umformwerkzeuge. Sowohl in der Blech- und Rohrumformung, als auch bei der Herstellung von Halbzeugen wie Bändern, Drähten und Rohren werden keramische Werkzeuge von BeaTec bereits erfolgreich eingesetzt. Besonders wichtig ist hierbei, dass die Keramikoberflächen innerhalb enger Fertigungstoleranzen so bearbeitet werden, dass die Oberflächenqualität möglichst hoch ist. Dadurch sind die Oberflächen hoch belastbar, so dass die Keramikwerkzeuge zuverlässiger arbeiten und bessere Produktqualitäten liefern.

Für den erfolgreichen Einsatz keramischer Walz- und Umformwerkzeuge werden viele Beispiele gezeigt, die deren Vorteile hinsichtlich Lebensdauer und Produktqualität im Vergleich zu Standardwerkzeugen aus Stahl und Hartmetall demonstrieren. Es werden aber auch Hindernisse angesprochen, die bisher einen breiten Einsatz dieser Werkzeuge in der Industrie verzögern. Hierzu gehören beispielsweise der höhere Herstellungsaufwand und mangelndes Vertrauen der potenziellen Anwender in die Zuverlässigkeit der Keramikwerkzeuge im industriellen Einsatz. Dennoch wird anhand der Anwendungsbeispiele deutlich, dass insbesondere bei Werkzeugen für die Produktion von Massenware die hohe Lebensdauer der Keramikkomponenten eine Erhöhung der Wirtschaftlichkeit und Produktqualität ermöglicht.

Drahtwalzen mit Werkzeugen aus Siliziumnitrid

I. Khader^{a,b}, D. Kürten^b, A. Kailer^b, P. Gumbsch^{a,b}

^a Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien IAM-ZBS

^b Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg

Für die Umformtechnik, insbesondere für Walzen, gewinnt der Einsatz von keramischen Werkstoffen auf Basis von Siliziumnitrid an Bedeutung. Um die Einsatzfähigkeit von Keramikkomponenten zu hohen Belastungen zu erweitern, wurden in dieser Arbeit grundlegende Untersuchungen durchgeführt und Modelle der Schädigungsentwicklung von keramischen Drahtwalzen erarbeitet. Hierfür wurden experimentelle und numerische Untersuchungen zum Kaliber-Drahtwalzen durchgeführt. Die numerischen Untersuchungen basieren auf Finite-Elemente-Methode (FEM) Simulationen.

Hierbei wurde der Einfluss wasserbasierter Kühlschmierstoffe und hoher Temperaturen auf den Walzprozess untersucht. Die aus den numerischen Simulationen des Walzens resultierenden Spannungsverteilungen und Spannungskonzentrationen wurden mit dem Auftreten von Schädigungen der Keramikproben bei den durchgeführten Versuchen qualitativ verglichen und korreliert.

In Ergänzung zu den Walzversuchen wurden in Wälzkontaktversuchen die tribochemischen und tribomechanischen Verschleißigenschaften sowie die Kontaktermüdung von Siliziumnitrid-Keramiken untersucht. Für die Verschleißsimulationen wurden die Ergebnisse der Wälzkontaktversuche und der nachfolgenden Analysen zur Parametrisierung eines Verschleißmodells verwendet. In dieser FE-Modellierung wurde die verschleißbedingte Geometrieänderung der Keramikwalzen über eine Implementierung der Geometrieentwicklung berücksichtigt. Darüber hinaus wurde die Verschleißanalyse auf Drahtwalzen erweitert.

Gemeinsam mit der Projektgruppe „Walzensysteme“ des Sonderforschungsbereichs 483 wurden auf Basis der erarbeiteten Ergebnisse konstruktive Gestaltungsregeln für Walzprozesse erstellt, bei denen Werkstoffeigenschaften, keramikgerechte Konstruktion für das Walzdesign sowie Parameter für eine effizientere Gestaltung von Walzprozessen berücksichtigt werden. Weiterhin wurden Möglichkeiten für eine gezielte Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften hinsichtlich der mechanisch-thermischen Belastbarkeit, sowie der Beständigkeit gegen Reibermüdung, Kontaktschädigung und Verschleiß, bis hin zu einer Modellierung der Ausfallwahrscheinlichkeit erarbeitet.

1 Einleitung

In den letzten Jahren wurden beachtliche Entwicklungsfortschritte bei der Anwendung von Hochleistungskeramiken in der Umformtechnik erreicht [1]. Über Siliziumnitrid-Walzwerkzeuge besteht das Potential zu beträchtlich erweiterten Lebensdauern und besserer Produktqualität [2,3].

Um über ein Proof-of-Principle hinaus den Nutzen und die Einsatzsicherheit keramischer Werkzeuge für ein großes Einsatzspektrum von Walzprozessen zu gewährleisten, müssen offene Fragen hinsichtlich der Zuverlässigkeit und des Verschleißes von Siliziumnitrid-basierten Werkzeugen aufgeklärt werden. Dies gilt besonders für das Drahtwalzen. In der Walztechnik besteht ein erhöhter Bedarf an verschleiß- und korrosionsbeständigen keramischen Komponenten, da Werkzeuge aus Hartmetall aufgrund von Verschleiß bereits nach wenigen Stunden gewechselt und nachbearbeitet werden müssen [4,5,6].

Im Rahmen dieses SFB 483 Teilprojektes »Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe« wurden numerische und experimentelle Untersuchungen zum Drahtwalzen durchgeführt. Im Schwerpunkt der Untersuchungen standen die Adhäsionsneigung von Kupfer [7] und deren Einfluss auf das Korrosionsverhalten von Siliziumnitrid beim Kupferdrahtwalzen [8]. Ein weiterer Schwerpunkt beim Walzen von hochfesten Legierungen war die Quantifizierung der tribologischen thermischen und mechanischen Beanspruchungen [9], sowie die Analyse der Verschleißbeständigkeit der eingesetzten Werkstoffe. Hierfür, wurde die Zuverlässigkeitsvorhersage von keramischen Komponenten bei Wälzbeanspruchung [10] über Zusammenarbeit in der Projektgruppe „Walzensysteme“ des SFB 483 analysiert. Um die lokalen Belastungen besser abbilden zu können, wurde anhand von Gefügeanalysen und mikrostrukturbasierten Simulationen ein thermoelastisches Modell für Siliziumnitrid entwickelt [11]. Das System Keramikwalzen und Walzgut wurde experimentell und numerisch untersucht, um die wichtigsten Einflussgrößen für das Einsatzverhalten zu finden und daraus die Anforderungen an die keramischen Werkstoffe hinsichtlich der anwendungsspezifischen mechanischen, thermischen und tribologischen Belastungen abzuleiten.

In diesem Beitrag sind Teile der Ergebnisse dieses Teilprojekts zur experimentellen und numerischen Qualifizierung keramischer Walzwerkzeuge hinsichtlich des tribologischen Verhaltens der keramischen Werkstoffe dargestellt. Insbesondere wurde der Einfluss wasserbasierter Kühlschmierstoffe und hoher Temperaturen auf den Walzprozess untersucht.

2 Experimentelle Methoden und Werkstoffe

2.1 Wälzversuch zur Bestimmung der Verschleißparameter

Ziel des Versuchs war es, Erkenntnisse über das Verschleißverhalten von Siliziumnitrid im Wälz-Gleit-Kontakt mit Stahl zu erhalten. Der Kontakt wird für eine zylindrische Siliziumnitrid Rolle mit einer Scheibe aus gehärtetem 100Cr6 Stahl hergestellt, deren Profil einen Radius von 5 mm besitzt. Neben dem im SFB483 ausgewählten Referenzwerkstoff aus Siliziumnitrid (SL 200 BG) [12,13] wurden drei andere Siliziumnitrid-basierte Werkstoffe hinsichtlich ihres Verschleißes und möglicher Kontaktschädigungen untersucht [14].

Die Wälzversuche mit Stahlscheiben werden in diesem Beitrag ausschließlich für SL 200 BG beschrieben, wobei die Bestimmung von Parametern für die Verschleißsimulationen im Vordergrund steht.

Der Versuch wurde an einem „*Twin-disc*“ Tribometer durchgeführt und in jeder Verschleißmessung eine Reibspur erzeugt. Hierzu wurden Prüfkraft, Drehmoment, Drehzahl von Scheibe und Walze und Versuchsdauer aufgezeichnet. Der Versuchsaufbau und die Versuchsdurchführung

sind in [15] vollständig beschrieben. Eine Übersicht über die Versuchsbedingungen ist in Tabelle 1 dargestellt.

Werkstoffe	SL 200 BG/100Cr6 (HV10>800)
Prüfkraft [N]	500
Drehzahl Metallscheibe [U/min]	200
Drehzahl Keramikwalze [U/min]	175
Schlupf	0.22
Durchmesser Metallscheibe [mm]	60
Durchmesser Keramikwalze [mm]	55
Schmiermedium	deionisiertes Wasser

Tabelle 1: Parameter des Wälzkontaktversuchs

Die Auswertung der Versuche ergab Verschleißkoeffizienten nach dem Archard-Verschleißgesetz. Das energiebasierte Verschleißgesetz nach Archard wurde für Adhäsivverschleiß entwickelt, wird jedoch heute sehr häufig auch auf andere Verschleißmechanismen angewandt. Der Mechanismus lässt sich über Zusammenschweißen von Mikrorauigkeiten und anschließendem Herauslösen oberflächennaher Volumenelemente beschreiben.

Das Verschleißvolumen nach Holm-Archard [16] wird wie folgt beschrieben:

$$V_v \propto \frac{F_N s}{H} \quad (1)$$

In dieser Gleichung ist das Verschleißvolumen V_v proportional zur Normalkraft F_N , dem Gleitweg s und umgekehrt proportional zur Härte H des weicheren Kontaktpartners. Hierfür wurde der Verschleiß mit dem Tastschnittverfahren gemessen und der Verschleißkoeffizient C_o nach der folgenden Formel bestimmt:

$$V_v = C_o F_N s \quad (2)$$

Dieser Versuch wurde im Hinblick auf die tribologische Qualifizierung von verschiedenen Siliciumnitrid Werkstoffen in Wälzkontakt realisiert [14].

2.2 Verschleißsimulation

Die Verschleißsimulation wurde in die bereits vorhandenen FE-Simulationen zum Wälzkontakt [17] integriert. Abaqus/Standard wurde als Finite Elemente Software genutzt und das Verschleißgesetz mittels einer User-Subroutine UMESHMOTION implementiert. Die Reibzahl ($\mu=0,275$) und der Verschleißkoeffizient wurden experimentell bestimmt.

Das für die Simulation verwendete Verschleißmodell ist eine Abwandlung des Archard-Gesetzes. Die für die berechnete Kontaktspannung in den Knoten der Kontaktfläche wird in die Verschleißroutine eingelesen. Anschließend wird die Verschleißrate der Knoten zurückgegeben. Somit wird der Verschleiß auf dem Bauteil modelliert

$$\dot{V}_v = C_o P A \dot{s} \quad (3)$$

Hierbei ist \dot{V}_v die volumetrische Verschleißrate auf den Knoten, C_o der Verschleißkoeffizient, P die Kontaktspannung auf den Knoten, A eine konstante Kontaktfläche, die an einem Knoten abgebildet wird, und \dot{s} die Gleitrate. Somit gilt:

$$\frac{d}{dt} V_v = \frac{d}{dt} [C_o P A s]; \quad \dot{A}, \dot{C}_o, \dot{P} = 0 \quad (4)$$

Das Ziel ist es, die Linearverschleißrate \dot{h} zu bestimmen. Dazu wird die volumetrische Verschleißrate \dot{V}_v über die Knotenkontaktfläche integriert. Hierbei ist \bar{x} die Knotenposition und dt das Zeitinkrement

$$\dot{V}_v(\bar{x}, t) = C_o \int P(\bar{x}, t) \dot{s}(\bar{x}, t) dA \quad (5)$$

Eine Detailbeschreibung zur Implementierung des Archard-Gesetzes in die Verschleiß-Subroutine ist in [14] zu finden.

Für die Implementierung der Verschleißroutine in die Wälzkontaktsimulation war es vorteilhaft, Lagrange-Randbedingungen zur Initialisierung des Kontakts und zur Berechnung der Elastischen Deformationen im unverschlissenen Zustand einzusetzen. Eine erhebliche Reduzierung der Rechenzeiten wurde durch Beschreibung der Kinematik des Wälzens mit Euler-Randbedingungen realisiert [18]. Hierfür ist die Auswahl eines geeigneten Bezugsrahmens entscheidend.

2.3 Warmwalzversuch zur Untersuchung der Schädigung und des Verschleißes

Die Experimente wurden an einem Drahtwalzprüfstand durchgeführt, der im Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM konstruiert und aufgebaut wurde. Eine detaillierte Beschreibung des Prüfstands ist in [19] enthalten. In dieser Studie wurde der Prüfstand für das kalt- und Warmumformen von Stahldrähten mit Siliziumnitridwalzen erweitert. Für die Experimente wurden nichtrostende Stahldrähte 1.4310L (Mittelfestigkeit) und 1.4310H (Hochfestigkeit) verwendet [15]. Der verwendete Stahldraht mit einer maximalen Zugfestigkeit von 1290 MPa (1.4310L) bzw. 2217 MPa (1.4310H) wurde im Warmwalzverfahren produziert und bei Raumtemperatur auf einen Endquerschnitt von 2 mm gezogen. Neben dem SL 200 BG wurde ein vergleichbarer Werkstoff (GPSN-Al₂O₃-Y₂O₃) hinsichtlich der Sinteradditive, des Sinterverfahrens und der Hartbearbeitung getestet. Dieser Werkstoff hat einen höheren E-Modul von etwa 320 GPa und eine niedrige Bruchfestigkeit von 750 MPa bei RT (im Vergleich zu 300 GPa und 1021 MPa für SL 200 BG) [20]. Mit HV10 16 GPa zeigt dieser Werkstoff eine vergleichbare Härte zu SL 200 BG. Ziel dieses Vergleichs war es, eine quantitative Beschreibung des Verschleißes verschiedener Si₃N₄-Varianten zu realisieren. Eine Reihe von experimentellen Analysen zur Untersuchung der Schädigungsmechanismen und des Schadensverhaltens beim Kaltwalzen von Stahldrähten mit Siliziumnitrid-Walzwerkzeuge ist in [9] beschrieben.

Die Walzversuche mit Drähten aus Stahl 1.4310H wurden zunächst bei einer Drahttemperatur von etwa 900 °C mit Einsatz von Kühlschmierstoff (KSS: Emulsion von 5% UNOPOL G600 in

95% Wasser) durchgeführt. Ziel des Versuchs war es, die Schädigungsmerkmale beim Warmwalzen zu dokumentieren und das Verschleißverhalten von Siliciumnitrid im Gleitkontakt im wasserbasierten Schmiermedium und bei hohen Temperaturen zu untersuchen. Eine Übersicht über die Versuchsbedingungen ist in Tabelle 2 dargestellt.

Werkstoffe	SL 200 BG/1.4310H GPSN-Al ₂ O ₃ -Y ₂ O ₃ /1.4310H
Versuchstemperatur [°C]	~900
Walzgeschwindigkeit [mm/s]	50-60
Umformgrad	0.30
Walzkraft [kN]	5.0
Atmosphäre	Luft
Schmiermedien	KSS*

Tabelle 2: Walzparameter (* = Emulsion von 5% UNOPOL G600: 95% Wasser)

3 Ergebnisse

3.1 Verschleißvolumen und Verschleißkoeffizient

Im Bild 1 ist das Verschleißvolumen V_V über die Prüfkraft F_N multipliziert mit dem Gleitweg s für SL 200 BG exemplarisch aufgetragen.

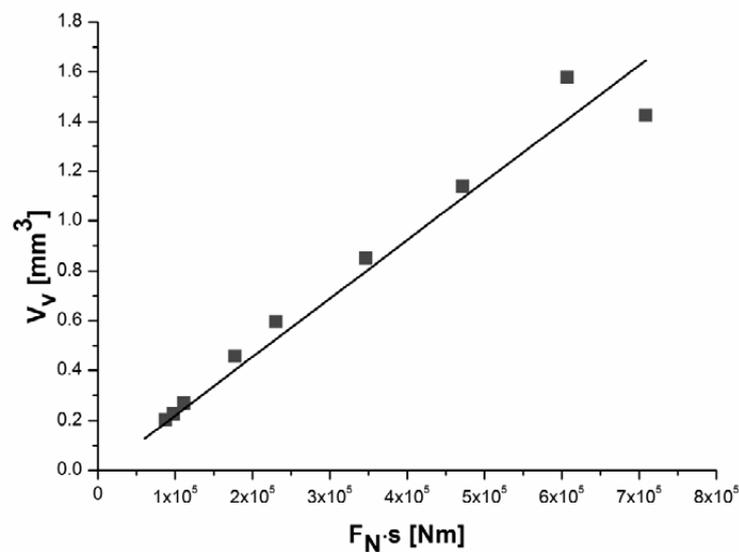


Bild 1: Verschleißvolumen in Wälzkontaktversuch (SL 200 BG)

Die Zunahme des Verschleißes mit der Versuchsdauer ist näherungsweise linear. Bei der ersten Messung des Verschleißes befanden sich keine Risse auf der Probenoberfläche. Diese entstanden erst nach 22 min und waren bei der letzten Messung deutlich ausgeprägt. Eine Rauheitsmessung der Proben im Ausgangszustand ergab ein R_a von $0,12 \pm 0,01 \mu\text{m}$ und ein R_z von $1,0 \pm 0,1 \mu\text{m}$. Aus der linearen Regression aller Messpunkte wurde der Verschleißkoeffizient C_o nach Archard bestimmt. Der mittlere Verschleißkoeffizient C_o beträgt $2,34 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$.

Drahtwalzen mit Werkzeugen aus Siliziumnitrid

Im Wälzkontaktversuch wurde anhand des gemessenen Drehmoments eine mittlere Reibzahl von $\mu=0,275$ bestimmt.

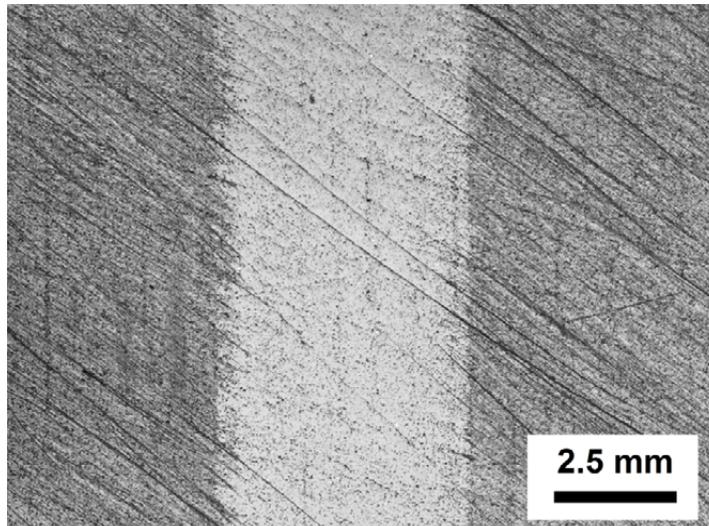


Bild 2: Lichtmikroskop-Aufnahme der Reibspur nach 15 min (SL 200 BG)

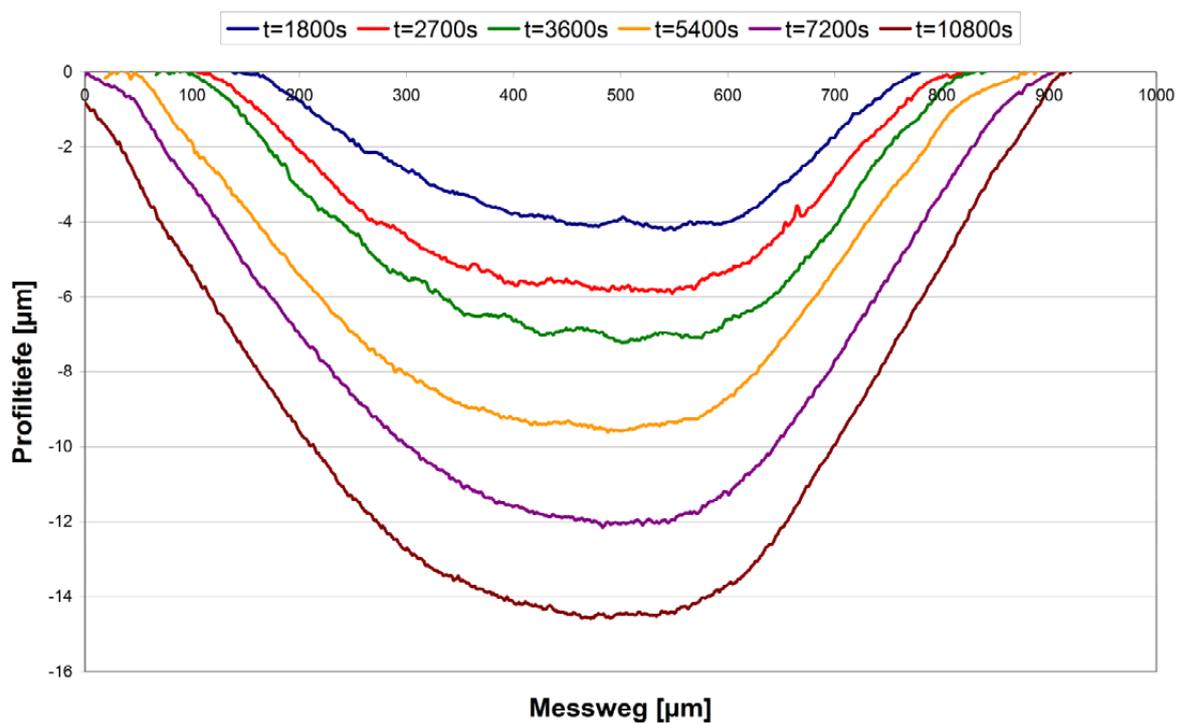


Bild 3: Zeitliche Entwicklung der Reibspur im Wälzkontaktversuch (SL 200 BG)

Versuche unter Wasserschmierung zeigten einen gut messbaren Verschleiß der keramischen Walzen. Eine Lichtmikroskop-Aufnahme der Reibspur ist in Bild 2 exemplarisch dargestellt. Die zeitliche Entwicklung des Verschleißprofils ist in Bild 3 dargestellt.

3.2 Simulation des Verschleißes

Die Simulation des Verschleißes anhand von den experimentell bestimmten Parametern ergab eine zeitliche Entwicklung der Reibspur und den jeweiligen Oberflächenspannungszustand, der in Bild 4 dargestellt ist.

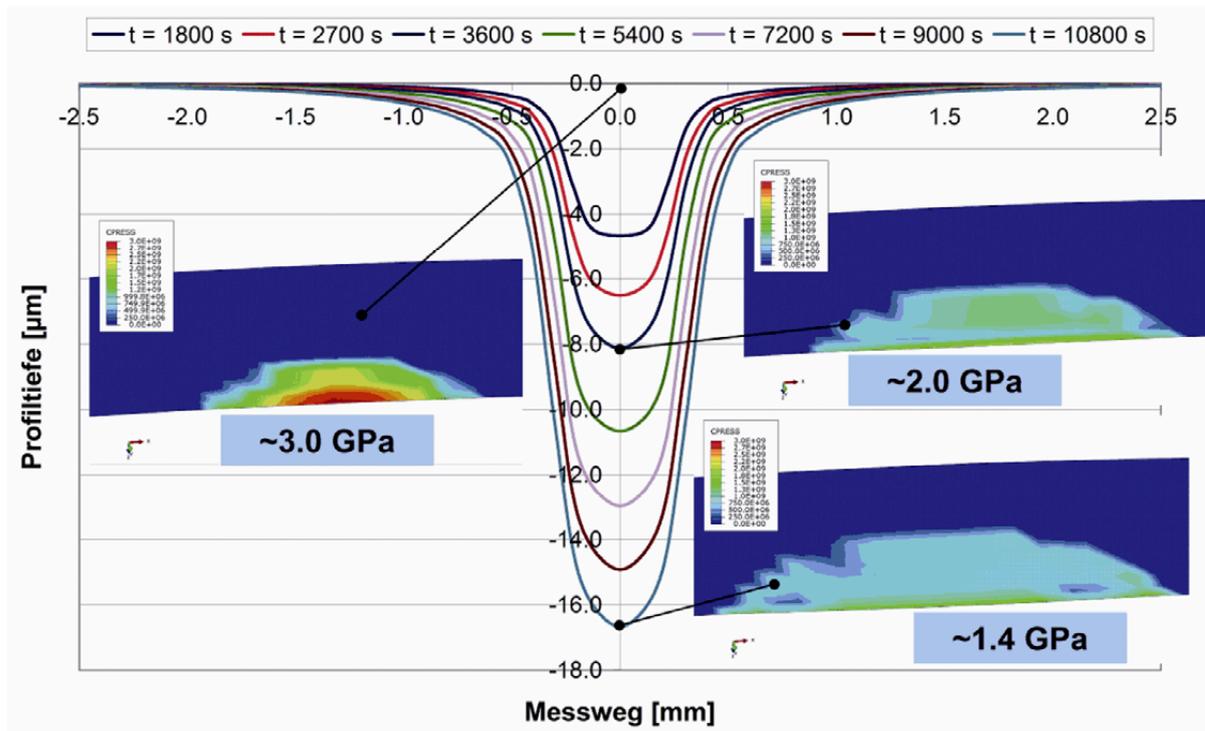


Bild 4: Zeitliche Entwicklung der Reibspur in der Verschleißsimulation und Korrelation mit der Entwicklung der berechneten Oberflächenpressung

Die Abweichung der simulierten Verschleißspurtiefe liegt bei 10 Prozent der experimentell ermittelten Daten. Es gilt eine nahezu Hertzsche Pressungsverteilung im Ausgangszustand mit einem maximalen Wert von etwa 3,0 GPa. Mit zunehmender Reibspurtiefe nimmt die Oberflächenpressung ab und die Verteilung der Oberflächenpressung verändert sich erheblich. Nach 3 Stunden war die maximale Oberflächenpressung auf die Hälfte abgesunken.

3.3 Oberflächenanalysen nach dem Walzversuch

Nach bestimmten Intervallen wurden die Versuche gestoppt und die Rollen mittels Lichtmikroskopie, Rasterelektronenmikroskopie (REM) und Rauheitsmessungen untersucht. Im Vergleich zur tatsächlichen Laufdauer von Drahtwalzen im Walzwerk ist die hier gewalzte Drahtmenge kleiner, aber ausreichend, um Hinweise auf mögliche Schädigungsmerkmale und Verschleißmechanismen zu erhalten.

Während des Walzens treten metallische Anhaftungen auf den Walzenoberflächen in Form von dünnen Schichten auf. Als Vorbehandlung der Oberflächenuntersuchungen wurde der Materialauftrag an den Proben mit *aqua regia* (3 mol HCl zu 1 mol HNO₃) abgeätzt. Rauheitsmessungen an den abgeätzten Keramikproben ergaben eine wesentliche Reduktion der Oberflächenrauheit durch das Walzen (R_a und R_z Werte im Bild 5). Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Kaliberoberfläche zeigten Einglättungseffekte (Bild 5). Die ursprünglich an den

Oberflächen vorhandenen Schleifspuren und Mikroabplatzungen sind nach dem Warmwalzen von 3000 m Draht nicht mehr erkennbar. Durch eine EDX-Analyse der Kontaktflächen wurde diese Annahme durch die Messung eines erhöhten Sauerstoffinhalts gefestigt. Diese sind nicht beim Kaltwalzen zu erkennen. Allerdings ergaben die optischen Untersuchungen keine Rissbildung oder Grübchenbildung durch Korrosion.

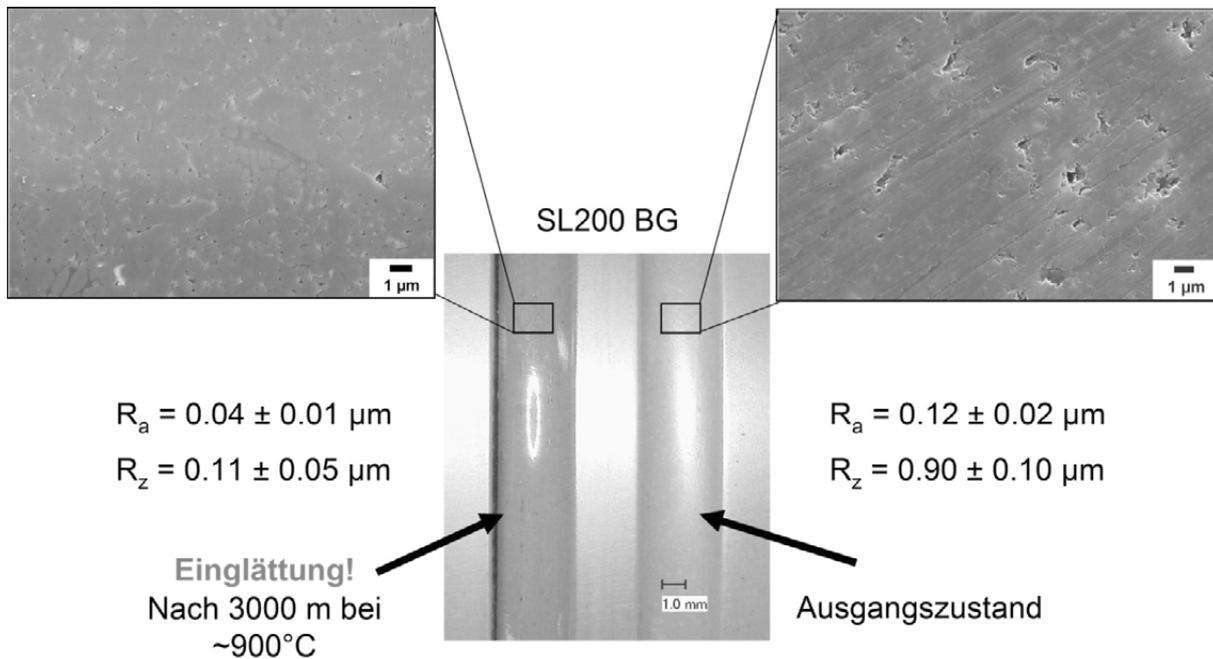


Bild 5: Einglättung der Walzkaliberoberfläche durch tribochemische Verschleißvorgänge beim Warmwalzen von Hochfestenstählen mit SL 200 BG Rollen

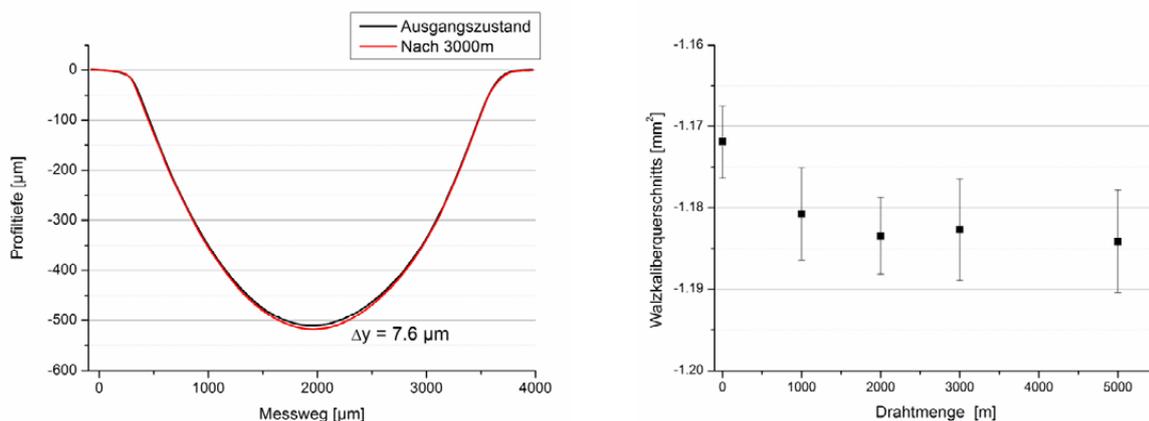


Bild 6: Links: Kaliberprofil im Ausgangszustand und nach geschmiertem Warmwalzen von 3000 m Draht 1.4310H (SL 200 BG); rechts: Änderung des Walzkaliberquerschnitts gegen die Menge des gewalzten Drahts (Keramik: GPSN- Al_2O_3 - Y_2O_3); $T_w=900^\circ\text{C}$, $R=30\%$

Zunächst wurde eine quantitative Analyse des Verschleißes beim Warmwalzen durchgeführt. Um Messfehler und den Einfluss von Bearbeitungstoleranzen in der Analyse zu beheben, wurden neun Messpunkte auf dem Walzkaliber verglichen. Ein exemplarisches Beispiel der Entwicklung des Kaliberprofils ist in Bild 6 zu sehen.

In Tabelle 3 ist eine Übersicht der gemittelten Verschleißwerte der einzelnen Versuche für die zwei Materialvarianten aufgelistet. Dies ermöglicht einen schnellen Vergleich der einzelnen Werte untereinander.

Werkstoff	Drahtmenge [m]	Verschleißvolumen [mm ³]	Kumulative Verschleißrate [mm ³ _{Si3N4} /m _{Draht}]
SL 200 BG	1000 (24.8 kg)	1.86±0.50	1.86×10 ⁻³
SL 200 BG	3000 (74.5 kg)	2.83±0.40	9.43×10 ⁻⁴
GPSN-Al ₂ O ₃ -Y ₂ O ₃	1000 (24.8 kg)	1.52±0.50	1.52×10 ⁻³
GPSN-Al ₂ O ₃ -Y ₂ O ₃	3000 (74.5 kg)	1.85±0.50	6.17×10 ⁻⁴
GPSN-Al ₂ O ₃ -Y ₂ O ₃	5000 (124.1 kg)	2.09±0.50	4.19×10 ⁻⁴

Tabelle 3: Zusammenfassung der Verschleißanalyse beim Drahtwalzen

4 Diskussion und Zusammenfassung

Die Wälzkontaktversuche dienen als Basis zur Bestimmung der Verschleißparameter und zur Validierung der Verschleißsimulationen. Bei Schmierung mit deionisiertem Wasser zeigte Siliciumnitrid im Wälzkontakt mit höherem Schlupfanteil hohe Verschleißraten. Ursache hierfür ist hauptsächlich tribochemischer Verschleiß, welcher bereits bei niedriger Versuchstemperatur stattfindet [15]. Trotz überlagerter tribochemischer und tribomechanischer (hauptsächlich durch Gleitreibung hervorgerufener) Verschleißvorgänge lässt sich das Verschleißverhalten im Wälzkontaktversuch mit dem Archard Verschleißgesetz beschreiben.

Die Abweichungen können verschiedene Ursachen haben: (i) Rissbildung auf der Keramikoberfläche während des Versuchs und deren Effekt auf die Friktion; (ii) Einglättungsvorgänge, welche nicht von der Reibzahl und vom Verschleißkoeffizient getrennt betrachtet werden können. Diese wurden nicht in der Simulation implementiert. (iii) Qualität des FE-Netzes.

Beim geschmierten Warmwalzen von hochfesten Stahldrähten (Tabelle 3), ergaben die Verschleißanalysen hohe Anfangverschleißraten. Grund dafür ist das Einlaufverhalten, das zur Einglättung der keramischen Kontaktoberfläche führt (Bild 5). Dieses Einlaufverhalten wurde bei beiden getesteten Werkstoffen festgestellt. Allerdings zeigte der SL 200 BG insgesamt höhere Verschleißvolumen und kumulative Verschleißraten.

Bereits vorhandene und hier nicht behandelte Belastungsanalysen mittels FEM ergaben, dass bei erhöhten Walztemperaturen die höchsten Maximalhauptspannungen (die maximalen Zugspannungen) im Bereich der Kontaktzone zwischen Draht und Walze entstehen [19,21,22]. Für Stahl 1.4310 zeigten die Berechnungen oberhalb von 800 °C relativ niedrige Maximalhauptspannungen von ca. 50 MPa. Diese erreichen nicht die Bruchfestigkeit des keramischen Werkstoffs (1021 MPa bei RT, 726 MPa bei 800°C) [18]. Beim Walzen von hochfesten Legierungen haben thermisch induzierte Spannungen nur einen geringen Anteil an den Belastungen. Andererseits kann durch eine Variation der Drahttemperatur (aufgrund der Abhängigkeit der Fließspannung des Drahts) die auf die Walzen mechanisch übertragenen Spannungen eingestellt werden. Die thermisch induzierten Spannungen haben einen entgegenwirkenden Effekt, welcher oberflächennahe Zugspannungen reduziert [15]. In den Versuchsreihen wurden deshalb keine Risse an der Walzoberfläche detektiert.

Beim Drahtwalzen entsteht aufgrund der plastischen Verformung des Drahtmaterials eine in verschiedene Richtungen wirkende relative Gleitbewegung zwischen dem Draht und der Walzoberfläche. Dadurch entstehen Oberflächenschubspannungen. Die zwei Komponenten (longitudinale und laterale) der Oberflächenschubspannungen auf der Keramik sind im Bild 7 dargestellt.

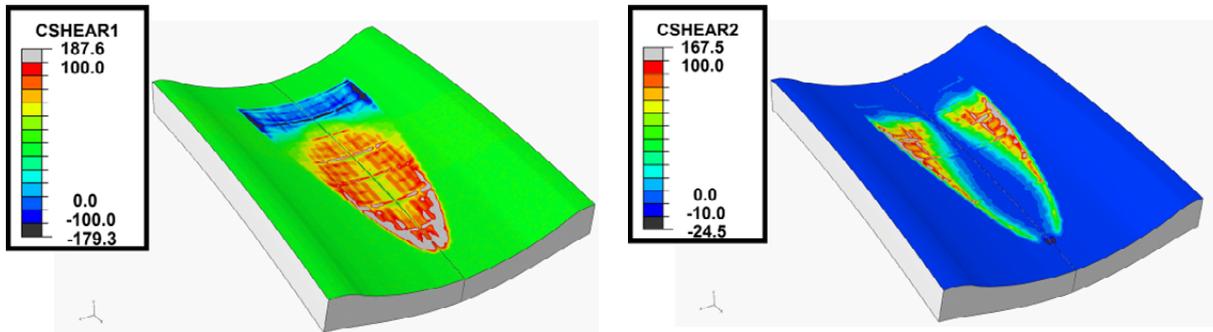


Bild 7: Exemplarische Darstellung der Verteilung der longitudinalen (rechts) und der lateralen Schubspannungen (links) auf der Kaliberoberfläche beim geschmierten Warmwalzen; $R=30\%$, $\mu=0.25$

Wie erwartet können diese geringe Spannungen nicht zum Versagen der Siliziumnitridwalze führen. Allerdings wird der tribochemische Verschleiß unter Einfluss von gleitender Kontaktbeanspruchung zwischen Draht und Keramik beschleunigt [23]. Diese Relativbewegung in mehrere Richtungen und deren resultierende Gleitbeanspruchung erschweren die Bestimmung eines globalen Verschleißkoeffizienten für das Archard Modell. Eine Verbesserung der Übereinstimmung von Simulation und Experiment soll in Zukunft erreicht werden, indem mehrere mathematische Modelle zu Beschreibung des Verschleißes implementiert und getestet werden.

5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes A7 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

6 Literatur

- [1] A. Kailer, J. Kozlowski, K. Berroth, G. Wötting, W. Zleppnig, R. Danzer, Keramische Walzwerkzeuge für die Herstellung von Drähten, Rohren und Bändern. Industrie Diamanten Rundschau, 2003, 2, 169-172.
- [2] A. Kailer, T. Hollstein (Eds.), Walzen mit Keramik. Fraunhofer IRBVerlag, 2004, ISBN 3-8167-6462-2.
- [3] A. Kailer (Ed.), Walzen mit Keramik. Fraunhofer Verlag, 2009, ISBN 978-3-8396-0033-7.
- [4] T. Hollstein, 2009. Walzen mit Keramik – Anwendungsspektrum und Projektüberblick, in [2], pp. 7-22.
- [5] R. Danzer, M. Lengauer, Silicon nitride materials for hot working of high strength metal wires, Eng. Fail. Anal. 17 (3), 2010, 596-606

- [6] W. Harrer, R. Morrell, M. Lengauer, R. Danzera, K. Berrothd, W. Zleppnig, Failure analysis of silicon nitride rings for hot rolling of highly alloyed steel and superalloy wires, *Eng. Fail. Anal.* 18 (1), 2011, 138-147.
- [7] I. Khader, S. Fünfschilling, A. Kailer, R. Oberacker, The Behavior of Silicon Nitride Tools in Hot Rolling Copper Wire, in *Friction, Wear and Wear Protection*, A. Fischer, K. Bobzin (Eds.), Wiley-VCH Verlag, 2009, doi: 10.1002/9783527628513.ch48.
- [8] I. Khader, A. Hashibon, J.-M. Albina, A. Kailer: Wear and corrosion of silicon nitride rolling tools in copper rolling. *Wear* 271 (9-10), 2011, 2531-2541.
- [9] I. Khader, A. Kailer: Damage mechanisms in silicon nitride wire-rolling tools: Lab-scale experiments and correlation with finite element modeling. *J. Mater. Process. Technol.* 210 (10), 2010, 1314-1325.
- [10] M. Härtelt, H. Riesch-Oppermann, I. Khader, O. Kraft, Probabilistic lifetime prediction for ceramic components in rolling applications, *J. Eur. Ceram. Soc.*, submitted.
- [11] J. Wippler, S. Fünfschilling, F. Fritzen, T. Böhlke, M. Hoffmann, Homogenization of the thermoelastic properties of silicon nitride. *Acta Mater.* 59, 2011, 6029-6038.
- [12] T. Lube, J. Dusza, A silicon nitride reference material – A testing program of ESIS TC6. *J. Eur. Ceram. Soc.* 27 (2-3), 2007, 1203-1209.
- [13] S. Fünfschilling, R. Oberacker, M.J. Hoffmann, Verhalten von Siliciumnitrid-Keramiken mit unterschiedlichen Korngrenzphasen im Kontakt mit Kupfer, in K.H. Zum Gahr and J. Schneider (Ed.), 3. Statuskolloquium SFB 483, 2007, 105-112, ISBN 978-3-933733-00-9.
- [14] D. Kürten: Verschleiß und Kontaktänderung von keramischen Walzen aus Siliciumnitrid, Diplomarbeit, Fraunhofer - Institut für Werkstoffmechanik IWM, 2010.
- [15] I. Khader: Damage mechanisms in silicon nitride rolling tools applied in caliber rolling copper and steel wires, PhD Thesis KIT, Shaker Verlag, 2010, ISBN 978-3-8322-9389-5.
- [16] J. F. Archard: Contact and rubbing of flat surfaces, *J. Appl. Phys.* 24 (981), 1953.
- [17] I. Khader, A. Kailer: Silicon nitride wire rolling tools: Damage analysis and correlation with rolling-contact fatigue. In M.M. Bućko, K. Haberkowicz, Z. Pędzich, L. Zych (Eds.) *Proceeding of the 11th European Ceramic Society Conference 2009*, Cracow, ISBN 978-83-60958-54-4, CD-ROM, pp. 74-83.
- [18] Dassault Systèmes Simulia Corp., *Abaqus Analysis User's Manual*, version 6.10, 2010, Providence, RI.
- [19] I. Khader, A. Kailer, P. Gumbsch: Modelluntersuchungen zum Drahtwalzen mit keramischen Walzwerkzeugen, in K.H. Zum Gahr and J. Schneider (Ed.), 3. Statuskolloquium SFB 483, 2007, 95-103, ISBN 978-3-933733-00-9.
- [20] T. Schwind, T. Schalk, E. Kerscher, T. Beck, K. Lang, D. Löhner, Thermal, mechanical and fretting fatigue of silicon nitride. *Int. J. of Mat. Res.* 99, 2008, 1090-1097.
- [21] M. Lengauer, Einsatz von Si₃N₄-Keramik als Werkstoff für Walzwerkzeuge zum Warmwalzen von Draht. Doctoral thesis, Montanuniversität Leoben, 2007, Leoben.

- [22] M. Lengauer, R. Danzer, Silicon nitride tools for hot rolling high alloyed steel and super-alloy wires – Crack growth and lifetime prediction. *J. Eur. Ceram. Soc.* 28, 2289-2298.
- [23] J. Xu, K. Kato, Formation of tribochemical layer of ceramics sliding in water and its role for low friction, *Wear* 245, 2000, 61-75.

Reibermüdung ingenieurkeramischer Werkstoffe unter Variation der Beanspruchungsparameter

C. Wörner, K.-H. Lang

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien IAM-WK

Innerhalb des SFB 483 „Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssystem auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe“ beschäftigt sich eine Projektgruppe mit der Entwicklung und Charakterisierung von Werkstoffen für keramischen Drahtwalzen sowie der Dimensionierung von Drahtwalzen aus Keramik. Im Betrieb unterliegen Drahtwalzen einer hoch komplexen Beanspruchung mit zyklischen mechanischen und reibenden Anteilen sowie starker Hertzscher Pressung. Das Teilprojekt C6 untersucht das Lebensdauerverhalten keramischer Werkstoffe unter diesen Beanspruchungsbedingungen.

Zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens werden Vier-Punkt-Biegeproben in einem modifizierten Prüfstand getestet, bei dem gegen die zugbeanspruchte Seite der Proben ein Reibkörper mit definierter Kraft gepresst wird. Der Reibkörper kann oszillierend bewegt werden. Die dadurch entstehende Reibermüdungsbeanspruchung kann eine zusätzliche Schädigung im Probenmaterial erzeugen, wodurch die Lebensdauer gegenüber rein mechanischer Beanspruchung erheblich reduziert wird. Als Versuchsmaterial wurde das Walzenmaterial aus Si_3N_4 (SL200BG von CeramTec) untersucht.

Si_3N_4 reagiert sehr empfindlich auf die zusätzliche Reibbeanspruchung und zeigt einen sehr deutlichen Festigkeits- bzw. Lebensdauerabbau bereits bei geringer Reibermüdungsbeanspruchung.

Bei dem Si_3N_4 verursacht Reibermüdungsbeanspruchung eine im Vergleich zu reiner Vier-Punkt-Biegebeanspruchung deutlich stärkere Schädigung durch eine Beschleunigung des Risswachstums.

1 Einleitung

Keramische Komponenten werden in jüngster Zeit immer mehr für Anwendungen eingesetzt, in denen sie hochfeste Stähle oder Hartmetalle ersetzen. Der Vorteil gegenüber Hartmetall ist die geringere Dichte und oftmals eine höhere relative Festigkeit. Ein typisches Beispiel findet sich beim Walzen hochfester Stahldrähte, wo an Stelle einer Hartmetallwalze eine Walze aus Siliziumnitrid verwendet wird. Dadurch erhöht sich die Standzeit um bis zu 100 % [1]. Die Einsatzdauer der Keramikwalzen ist durch die Schädigung des Walzenkalibers beschränkt. Aufgrund einer Reibermüdungsbeanspruchung bricht nach einer gewissen Anzahl an Überrollungen Material aus dem Walzenkaliber heraus.

Grundsätzlich kann Reibermüdung immer dann auftreten, wenn zwei Körper miteinander in direktem Kontakt stehen und sich relativ zueinander bewegen. Auch sehr kleine Relativbewegungen im Bereich weniger μm reichen aus, um Reibermüdungsversagen auszulösen. Wäh-

rend des Umformprozesses des Stahldrahtes im Kaliber der Walze kommt es zu einer solchen Beanspruchungssituation. Der Draht tritt in die Prozesszone ein und hat dabei eine geringere Geschwindigkeit als die Walze. Mit dem Beginn der Umformung wird die Hertzsche Pressung im Kontakt immer höher und das Walzenmaterial wird beschleunigt. Über den neutralen Punkt hinweg, an dem Walze und Walzgut die gleiche Oberflächengeschwindigkeit haben, wird der Draht weiter beschleunigt und ausgestoßen. Durch die unterschiedlichen Geschwindigkeiten von Walze und Walzgut kommt es zu sehr starker Reibung zwischen dem Walzgut und der Walze. Zusätzlich werden die Walzen durch die Rotation zyklisch beansprucht. Nach [2] sind somit alle Grundvoraussetzungen für eine Schädigung durch Reibermüdung gegeben.

Im Teilprojekt C6 des SFB 483 wird das Reibermüdungsverhalten ingenieurkeramischer Werkstoffe an einer sehr gut charakterisierten Keramik, so wie an potentiellen Werkstoffen für Walzen untersucht.

2 Versuchsmaterial und experimentelle Methodik

2.1 Versuchsmaterial

Die Reibermüdungsversuche werden an zwei unterschiedlichen Ingenieurkeramiken durchgeführt: an Proben aus Aluminiumoxid der Firma FriaTec mit der Bezeichnung F99,7 und an der Siliziumnitridvariante SL200BG der Firma CeramTec.

F99,7 wurde im SFB 483 bereits umfangreich unter unterschiedlichen Beanspruchungsbedingungen untersucht [3-6]. Bei der Siliziumnitridvariante SL200BG handelt es sich um das Material aus dem auch die Demonstratorwalzen des Teilprojektes A7 hergestellt werden. Daten zu diesem Werkstoff finden sich z.B. in [4] und [7]. Einige physikalische Kennwerte von SL200BG sind Tabelle 1 zu entnehmen.

Dichte	[g/cm ³]	3,19
Druckfestigkeit [8]	[N/mm ²]	2500
Biegebruchfestigkeit (4-Punkt, entspr. [5])	[N/mm ²]	1044
Weibullmodul (m)	---	14±2
Elastizitätsmodul	[10 ³ N/mm ²]	310
Poissonzahl (ν) [8]	---	0,283
Max. Einsatztemperatur [8]	[°C]	1300
therm. Ausdehnungskoeffizient [8]	[10 ⁻⁶ /K]	3,2

Tabelle 1: Kennwerte von SL200BG

Die SL200BG-Proben wurden unter Verwendung von Pulver, das von CeramTec bereitgestellt wurde, am IAM-KM des KIT axial und kalt isostatisch gepresst und dann bei CeramTec gesintert. SL200BG hat gestreckte Körner mit einem mittleren Korndurchmesser von 0,7 µm und einem Streckungsgrad von drei. Der Anteil der glasartigen Phase ist mit 14 % relativ hoch. Im Schliiffbild in Bild 1 ist sie als hellgraue Phase zwischen den gestreckten Körnern zu sehen.

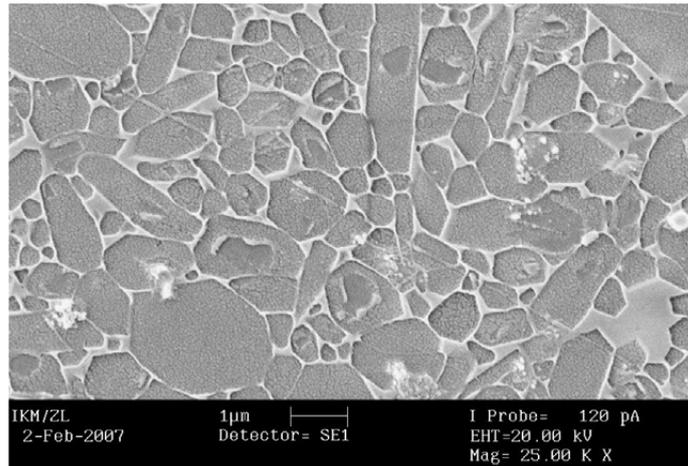


Bild 1: Gefügaufnahme von SL200BG [9]

Für die Reibermüdungsuntersuchungen wurden Vier-Punkt-Biege-Stäbchen entsprechend der Norm DIN 843-1 [5] mit den Abmessungen $4 \times 3 \times 50 \text{ mm}^3$ verwendet. Die Kanten sind angephast um Kanteneffekte zu vermeiden. Die Zugseiten der Proben sind fein geschliffen, um bearbeitungsbedingte Fehler zu minimieren.

2.2 Experimentelle Methodik

Alle Versuche werden an elektro-mechanischen Prüfmaschinen aus der Instron E Serie durchgeführt. Dazu wurde ein aus [3] bereits vorhandener Versuchsstand entsprechend [6] modifiziert.

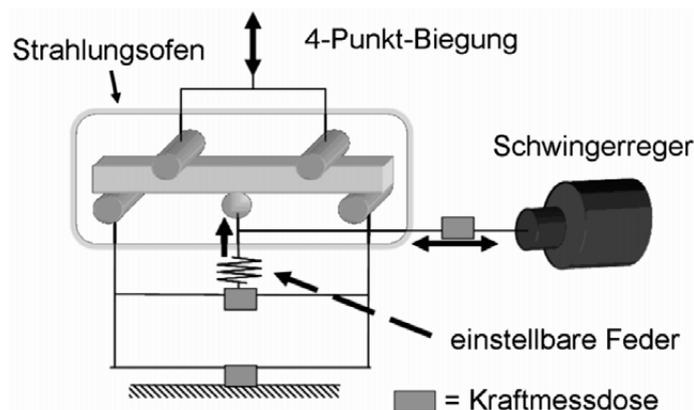


Bild 2: schematischer Prüfstands Aufbau

Eine Schemazeichnung des Aufbaus zeigt Bild 2. Die Vier-Punkt-Biegung wird entsprechend der Norm DIN 843-1 [5] aufgebracht. Die Grundbelastung erfolgt mit einem servoelektrischen Linearmotor mit einer maximalen Kraft von 6 kN von oben über die inneren Auflager. Die Reibermüdungsbelastung wird mittels verschiedener Reibkörper aufgebracht. Als Reibkörper können Kugeln mit einem Durchmesser von 5 mm bzw. 15 mm oder ein Stift mit

einem Durchmesser von 2 mm zum Einsatz kommen. Der Reibkörper wird mittig zwischen den Auflagern gegen die Zugseite der Probe gedrückt. Die Anpresskraft wird mittels einer Feder und einem Hebelsystem eingestellt und bleibt über die komplette Versuchsdauer konstant. Die Querbewegung des Reibkörpers entlang der Probenlängsachse wird mit einem permanent-erregten Schwingerreger vom Typ TIRA 540 erzeugt. Der in einer Halterung fixierte Reibkörper kann definiert auf der Oberfläche der Biegeproben bewegt werden. Die benötigte Reibkraft wird aufgezeichnet. Versuche können mittels eines Strahlungssofens auch bei erhöhten Temperaturen von bis zu 1200 °C durchgeführt werden.

2.3 Versuchsführung

Es werden zwei Versuchsarten unterschieden, die statische Versuchsführung und die zyklische Versuchsführung.

Bei der statischen Versuchsführung wird die Probe in die Vier-Punkt-Biegeeinrichtung gespannt und mit ca. 150 N geklemmt, so dass keine Bewegung der Probe mehr möglich ist. Der Reibkörper wird mit einer Kraft von 10 N gegen die Zugseite gedrückt und oszilliert dann eine definierte Anzahl von Zyklen mit vorgegebener Amplitude bei einer Versuchsfrequenz von 40 Hz.

Die Klemmkraft der Vier-Punkt-Biegeeinrichtung bleibt während der gesamten Versuchsdauer konstant niedrig, so dass Effekte des unterkritischen Risswachstums [10] ausgeschlossen werden können. Nach Versuche wird der Reibkörper von der Probe entfernt und die Restfestigkeit der Probe wird getestet. Dazu wird die Probe unter Vier-Punkt-Biegung mit einer Belastungsgeschwindigkeit $\dot{\sigma} = 1000 \text{ MPa/s}$ bis zum Bruch belastet. Pro Testreihe werden mindestens fünf Proben geprüft.

Bei der zyklischen Versuchsführung wird der zyklischen Reibbeanspruchung eine zyklische Vier-Punkt-Biegebelastung überlagert. Die Probe wird in den Prüfraum eingebaut und mit der Mittellast belastet. Der Reibkörper wird mit einer Kraft von 10 N gegen die Zugseite der Probe gedrückt. Zyklische Vierpunktbiegung und Reibermüdung starten gleichzeitig. Die Versuchsfrequenzen von zyklischer Vier-Punkt-Biegung und Reibermüdung ist, wenn nicht anders angegeben, 40 Hz. Das Spannungsverhältnis der zyklischen Grundbelastung beträgt $R = 0,5$. Das Versuche ist durch den Probenbruch oder das Erreichen der Grenzlastspielzahl von 10^7 Zyklen definiert. Pro Belastungshöhe werden mindestens zehn Proben getestet.

2.4 Durchgeführte Versuche

- Variation des Reibweges

Bei der Versuchsführung, bei welcher der Reibweg variiert wird, werden Versuche mit kleinen Reibwegsamplituden von $s_a = 10 \text{ }\mu\text{m}$ und großen Reibwegsamplituden von $s_a = 200 \text{ }\mu\text{m}$ durchgeführt. Die Versuche aus einer vorangegangenen Arbeit [4] wurden bei einer Reibwegsamplitude von $s_a = 100 \text{ }\mu\text{m}$ durchgeführt. Es wurden sowohl statische als auch zyklische Versuche mit den verschiedenen Reibwegsamplituden gefahren.

- Variation des Reibkörpers

Zur Ermittlung der Schädigung wurden verschiedene Reibkörper eingesetzt. Bisher wurden als Reibkörper Kugeln verschiedener Größe eingesetzt. Bei Aluminiumoxid Selbstpaarung Kugeln mit $\varnothing = 5 \text{ mm}$, bei Siliziumnitrid Selbstpaarung Kugeln mit $\varnothing = 15 \text{ mm}$ und bei Paarungen mit metallischem Reibkörper Kugeln mit $\varnothing = 5 \text{ mm}$. Die Verwendung einer Kugel als Reibkörper gewährleistet zu Beginn des Versuches eine sehr hohe Flächenpressung, die auch eine hohe Schädigung auslösen kann und somit die Festigkeit oder Lebensdauer reduzieren kann. Durch die Relativbewegung findet neben dem Verschleiß auf der Probe jedoch auch Verschleiß der Kugeln statt. Die Kugel plattet ab und die Flächenpressung wird kleiner. Bei Keramiken in Selbstpaarung ist diese Abplattung relativ gering und offensichtlich vernachlässigbar, bei Verwendung eines metallischen Reibkörpers ist die Abplattung jedoch sehr stark. Um das Problem

einer veränderlichen Kontaktfläche des Reibkörpers zu vermeiden wird zusätzlich ein Stift mit $\varnothing = 2 \text{ mm}$ als Reibkörper eingesetzt. Da die Anpresskraft über ein Hebelsystem nachgestellt wird, ist die Pressung des Reibkörpers auf die Probe über die gesamte Versuchsdauer konstant.

3 Ergebnisse

Bild 3 zeigt Restfestigkeitskennwerte reibbeanspruchter Proben aus Siliziumnitrid. Werte bei null Reibzyklen stellen die Inertfestigkeit dar. Diese beträgt, ermittelt aus 15 Proben, 1044 MPa [7], [11]. Die Restfestigkeit der Versuche mit einer Reibwegsamplitude von $s_a = 10 \text{ }\mu\text{m}$ und einer Kugel als Reibkörper mit $\varnothing = 15 \text{ mm}$ ist bereits nach 10^4 Reibzyklen niedriger als die Inertfestigkeit des Grundmaterials. Die Ergebnisse streuen jedoch sehr stark und somit überlappen sich die Streubänder der einzelnen Versuchsreihen. Nach 10^5 Reibzyklen sinkt die Restfestigkeit weiter leicht ab und die Streuung ist deutlich geringer, so dass sich die auftretenden Streubänder nicht mehr mit denen der Inertfestigkeit überschneiden. Nach 10^6 Reibzyklen ist die Restfestigkeit noch weiter abgesunken und deutlich niedriger als die Inertfestigkeit des ungeschädigten Materials, gleichzeitig hat sich der Streubereich der Messwerte noch etwas verringert.

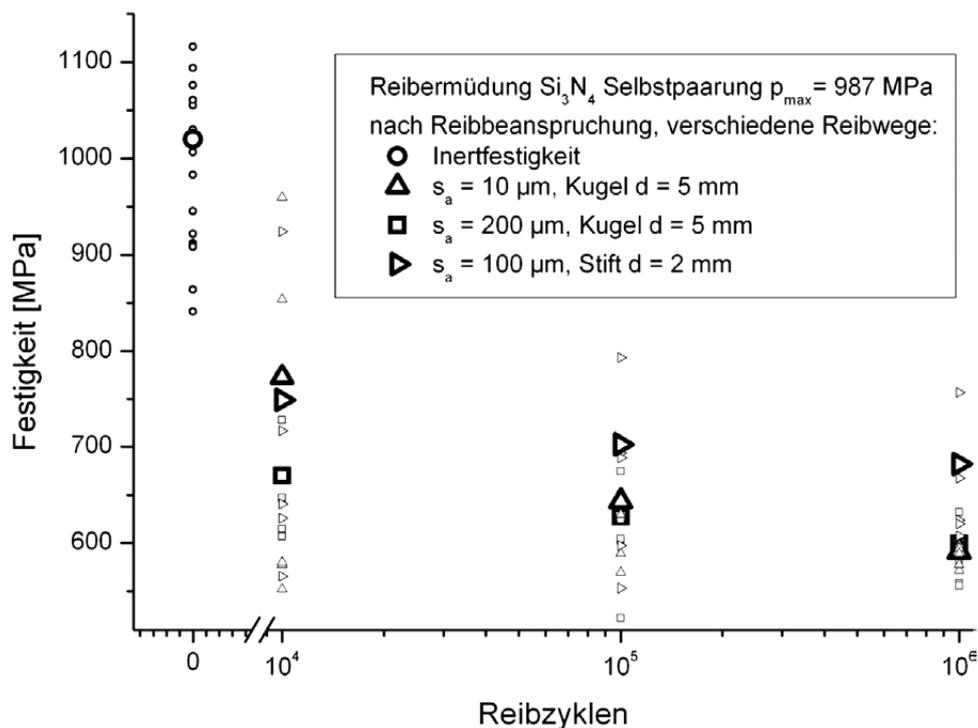


Bild 3: Restfestigkeitskennwerte nach Weibull verschieden beanspruchter Siliziumnitridproben

Die Versuche mit einer Reibwegsamplitude von $s_a = 200 \text{ }\mu\text{m}$ und einer Kugel mit $\varnothing = 15 \text{ mm}$ als Reibkörper zeigen bei Restfestigkeitsmessungen bereits nach 10^4 Reibzyklen deutlich geringere Festigkeiten als die Inertfestigkeit des Grundmaterials. Die einzelnen Messwerte überlappen sich nicht. Mit zunehmender Anzahl der Reibzyklen sinkt die Festigkeit nur noch leicht

ab. Der Hauptfestigkeitsabfall erfolgt somit in den ersten 10^4 Reibzyklen. Nach 10^6 Reibzyklen ist der Streubereich der Messwerte für das keramische Probenmaterial sehr klein.

Die Versuche mit einem Stift mit $\varnothing = 2 \text{ mm}$ als Reibkörper und einer Reibwegsamplitude von $s_a = 100 \text{ }\mu\text{m}$ zeigen bereits nach 10^4 Reibzyklen eine Abnahme der Festigkeit, jedoch streuen die Messwerte sehr stark. Mit zunehmender Anzahl der Reibzyklen wird die Restfestigkeit geringer, die Streuungen bleiben jedoch immer knapp unter dem Streubereich der Inertfestigkeitsmessungen. Im Bereich höherer Reibzyklen liegen die Restfestigkeitswerte immer oberhalb der Restfestigkeiten der mit einer Kugel beanspruchten Proben.

Bei Versuchen mit einem Stahlstift mit 2 mm Durchmesser als Reibkörper trat bei den gewählten Belastungsbedingungen keine Schädigung der Biegeproben auf.

In Bild 4 sind Wöhlerkurven für Siliziumnitrid aus Versuchen mit unterschiedlichen Beanspruchungsparametern aufgetragen. Die Kurve mit der höchsten Lebensdauer ist [7] bzw. [11] entnommen und gilt für die reine Vier-Punkt-Biegebeanspruchung ohne zusätzliche Reibbeanspruchung. Der Werkstoff zeigt einen schwach ausgeprägten Ermüdungseffekt, welcher in [7] auch nachgewiesen wurde.

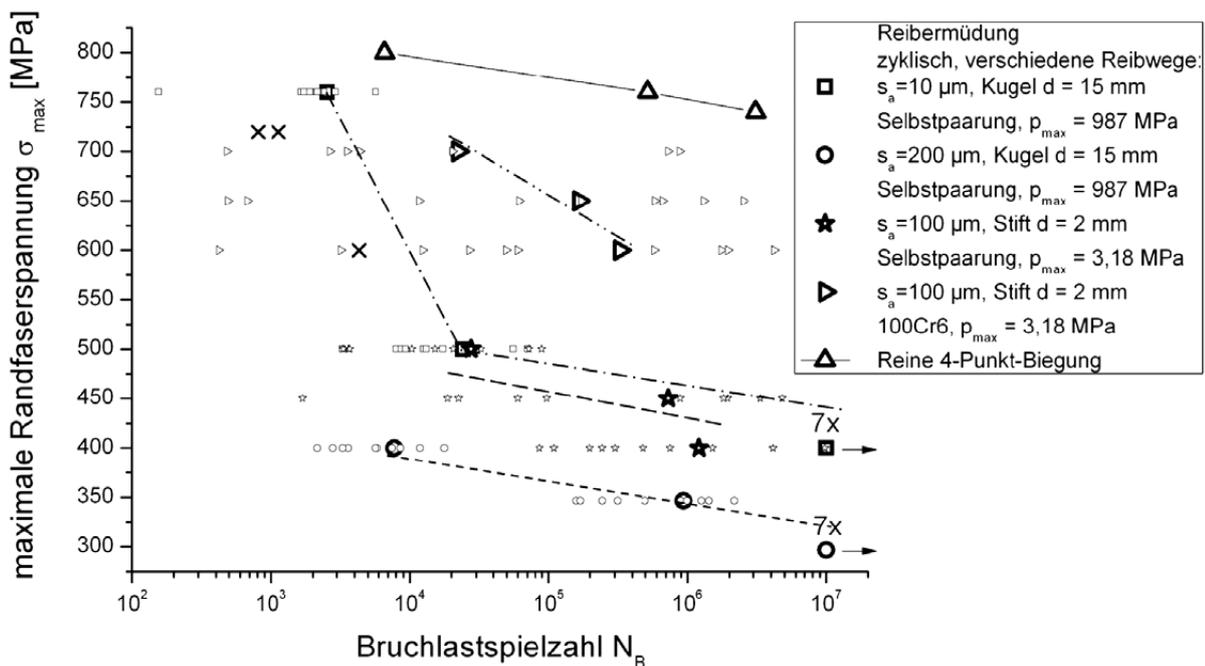


Bild 4: Lebensdauern nach Weibull verschieden beanspruchter Siliziumnitridproben

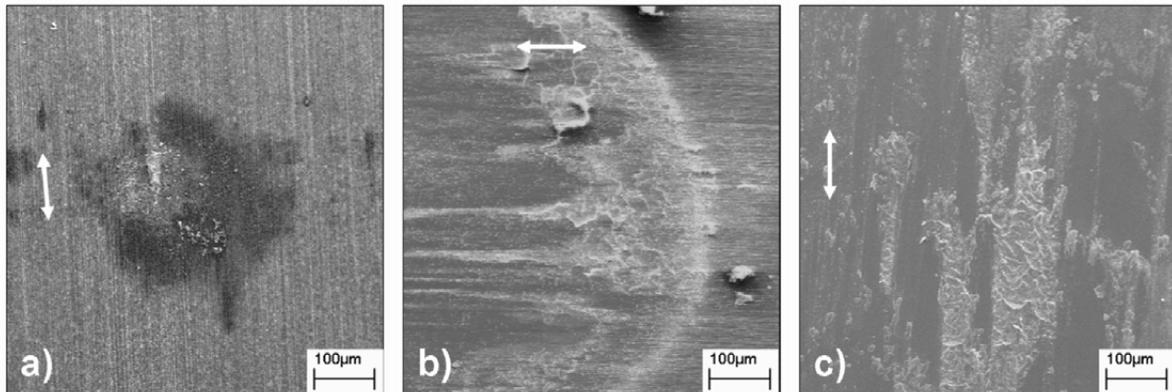
Bereits bei zyklischen Versuchen mit einer Reibwegsamplitude von $s_a = 10 \text{ }\mu\text{m}$ (Rechteck) ist eine deutliche Abnahme der Lebensdauer gegenüber den nur zyklisch beanspruchten Proben zu sehen. Im Bereich der kurzen Lebensdauern sind die ertragbaren Lasten relativ hoch und sehr nah der ertragbaren Lasten der reinen Vier-Punkt-Biegung. Eine Absenkung der Last führt nicht unmittelbar zu einer Erhöhung der Lebensdauer. Als X sind drei einzelne Messwerte gezeigt, die trotz niedrigerer Belastung eine sehr kurze Lebensdauer zeigen. Erst bei deutlich abgesenkter Last nehmen die Lebensdauern zu. In den Bereichen erhöhter Lebensdauern beträgt die ertragbare Last nur noch ca. 60 % der maximalen Last reiner Vier-Punkt-Biegung. Bei einer weiteren Absenkung der Last erreichen alle Proben im dauerhaftesten Bereich die

Grenzlastspielzahl von 10^7 Zyklen. Die strich-punktierte Ausgleichsgerade beschreibt somit im LCF Bereich eine starke Absenkung der maximal ertragbaren Last in einem schmalen Lebensdauerbereich und geht dann in einen Bereich über, der eine Parallelverschiebung der Wöhlerkurve der reinen Vier-Punkt-Biegung darstellt. Bei den Versuchen mit einer Reibwegsamplitude von $s_a = 200 \mu\text{m}$ ist eine weitere Reduzierung der Lebensdauer fest zu stellen. Trotz deutlich vergrößerter Wegamplitude und somit eingebrachter Oberflächenschädigung gegenüber den Versuchen mit Reibwegamplituden von $s_a = 10 \mu\text{m}$ ist die Lebensdauerreduzierung gegenüber diesen Versuchen nur ca. 25 %. Gegenüber der Lebensdauer der ungeschädigten Proben ist eine Lebensdauerreduzierung von ca. 50 % festzustellen. Im niedrigsten Lasthorizont erreichen alle getesteten Proben die Grenzlastspielzahl von 10^7 Lastwechseln. Die eingezeichnete Ausgleichsgerade ergibt sich aus einer Parallelverschiebung der Wöhlerkurve der reinen Vier-Punkt-Biegung.

Bei den Versuchen, bei welchen ein Stift aus SL200BG als Reibkörper verwendet wurde, beträgt die Reibwegsamplitude $s_a = 100 \mu\text{m}$. Die Anpresskraft entspricht mit 10 N genau der Anpresskraft, welche auch bei Versuchen mit Kugeln als Reibkörper eingestellt wurde. Die Flächenpressung ist somit deutlich geringer, die Kontaktfläche im Vergleich zu nicht abgeplatteten Kugeln jedoch größer. Die Schädigung durch den Si_3N_4 Stift macht sich stark in einer Reduzierung der Lebensdauer bemerkbar. Die gemittelte Lebensdauer liegt zwischen derjenigen der Reibermüdung mit einem Reibweg von $s_a = 10 \mu\text{m}$ und derjenigen mit $s_a = 200 \mu\text{m}$. Die Reduzierung der maximal ertragbaren Last gegenüber der reinen Vier-Punkt-Biegung beträgt ca. 50 %. Wird das vermeintliche Abknicken im Bereich höherer Lebensdauern als statistisches Artefakt gewertet, so stellt sich die Lebensdauerlinie auch hier als Parallelverschiebung der Wöhlerkurve der reinen Vier-Punkt-Biegung dar. Entgegen den Versuchen der statischen Reibermüdung, bei der keine Schädigung durch den 100Cr6 Stift festgestellt werden konnte, kommt es bei einer zusätzlich überlagerten zyklischen Beanspruchung zu einer Reduzierung der Lebensdauer. Die ermittelte Wöhlerkurve ist hier jedoch keine eindeutige Parallelverschiebung der Kurve der ungeschädigten Proben. Bei hohen Lasten ist die ertragbare Last nur ca. 13 % geringer als bei den ungeschädigten Proben. Hin zu höheren Lebensdauern sinkt die ertragbare Last auf ca. 75 % derer der reinen Vier-Punkt-Biegung.

In Bild 5 sind rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der geschädigten Oberflächen der Vier-Punkt-Biege Proben zu sehen. Die weißen Pfeile zeigen die Bewegungsrichtung des Reibkörpers. Bild 5a zeigt die geschädigte Oberfläche einer Probe aus Siliziumnitrid, welche mit einer Kugel als Reibkörper bei einer Reibwegsamplitude von $s_a = 10 \mu\text{m}$, 10^6 Zyklen beansprucht wurde. Trotz der vergleichsweise geringen Schädigung der Oberfläche ist eine deutliche Festigkeitsabnahme festzustellen. Im geriebenen Bereich sind stellenweise noch die Schleifspuren der Oberflächenhartbearbeitung zu sehen. Die wesentliche Schädigung entsteht somit durch die Aktivierung vorhandener Fehler, welche elektronenmikroskopisch nicht nachgewiesen werden können. Dadurch wird auch die Lebensdauer zyklisch belasteter Proben trotz der kurzen Reibwegsamplitude wesentlich herab gesetzt. Bild 5b zeigt einen Ausschnitt der geschädigten Oberfläche einer Probe welche, bei einer Reibwegsamplitude von $s_a = 200 \mu\text{m}$, 10^6 Zyklen mit einer Kugel als Reibkörper beansprucht wurde. Der geriebene Bereich ist aufgrund der Abplattung der Kugel sehr groß, womit der permanent von der Kugel überdeckte Bereich immer größer wird. Der nicht permanent überdeckte Bereich ist der Randbereich mit

einer Breite von etwa 100 μm . Der permanent überdeckte Bereich wird poliert, während sich im Übergangsbereich eine Zone ausbildet, aus der Material von der Oberfläche abgetragen werden kann, bevor auch dieser Bereich von der abplattenden Kugel dauerhaft überdeckt wird.



a) Si_3N_4 Selbstpaarung,
Kugel, $s_a = 10 \mu\text{m}$

b) Si_3N_4 Selbstpaarung,
Kugel, $s_a = 200 \mu\text{m}$

c) Si_3N_4 Selbstpaarung,
Stift, $s_a = 100 \mu\text{m}$

Bild 5: REM Aufnahmen der geschädigten Oberfläche statisch beanspruchter Proben

Trotz der optisch sehr viel größeren Schädigung der Oberfläche gegenüber der Probe aus Bild 5a ist die Festigkeit beider Proben gleich einzuordnen. Die maßgebliche Schädigung findet also auch hier nicht an der Oberfläche, sondern darunter statt. Bei zyklischer Belastung ist die Lebensdauer der mit einer Reibwegsamplitude $s_a = 200 \mu\text{m}$ reibbeanspruchten Proben geringfügig niedriger als bei Proben, welche mit $s_a = 10 \mu\text{m}$ beansprucht wurden.

Bild 5c zeigt die geschädigte Oberfläche einer Probe, mit einem Stift aus Siliziumnitrid mit 2 mm Durchmesser als Reibkörper. Aufgrund der viel größeren Auflagefläche des Stiftes ist der Bereich auf der Probe, der geschädigt wird, viel größer. Auf der Oberfläche sind Bereiche mit deutlichem Abtrag von Material neben polierten Bereichen zu sehen. Trotz der viel geringeren Flächenpressung durch den Stift gegenüber der Flächenpressung durch die Kugel ist eine hohe Schädigung zu beobachten. Sowohl in den Festigkeitsmessungen als auch in den Ermüdungsversuchen ist ein deutlicher Einfluss der Schädigung durch den Siliziumnitridstift zu sehen. Die wesentliche Schädigung findet somit auch hier nicht durch den Oberflächenabtrag, sondern durch eine Schädigung des Materials unterhalb der Oberfläche statt.

4 Diskussion und Zusammenfassung

Siliziumnitrid zeigt bei unterschiedlicher Reibbeanspruchung eine mittlere bis starke Abnahme der Festigkeit bzw. der zyklischen Lebensdauer. Trotz der teilweise nur marginalen sichtbaren Schädigung an der Oberfläche ist eine deutliche Reduzierung der Festigkeit bzw. der Lebensdauer festzustellen. Die wesentliche Schädigung des Materials erfolgt nicht durch den reibbedingten Abtrag an der Oberfläche, sondern durch eine Verstärkung der Rissentstehung bzw. Rissaktivierung und ein beschleunigtes Risswachstum in die Tiefe der Probe hinein. Das zeigt sich sehr deutlich bei den Versuchen mit variierten Reibwegamplituden. Auch bei einem sehr kurzen Reibweg von 10 μm entsteht eine beträchtliche Schädigung. Die Festigkeit bzw. die Lebensdauer wird stark herabgesetzt. Während im Bereich der kurzen Lebensdauern noch hohe Lasten ertragbar sind und die wesentliche Schädigung durch die zyklische Beanspruchung

kommt, sinken die ertragbaren Lasten bei erhöhten Lebensdauern durch den starken Einfluss der Reibung ab.

Eine Verzwanzigfachung des Reibweges auf 200 μm bringt dann ab 10^6 Reibzyklen keine weitere signifikante Festigkeitsabnahme. Auch die Lebensdauerreduzierung bei zyklisch belasteten Proben ist relativ gering. Es ist also möglich, dass ein sogenannter „pop-in“ Effekt, wie er von Lengauer und Danzer in [12, 13] beschrieben wird wirksam ist.

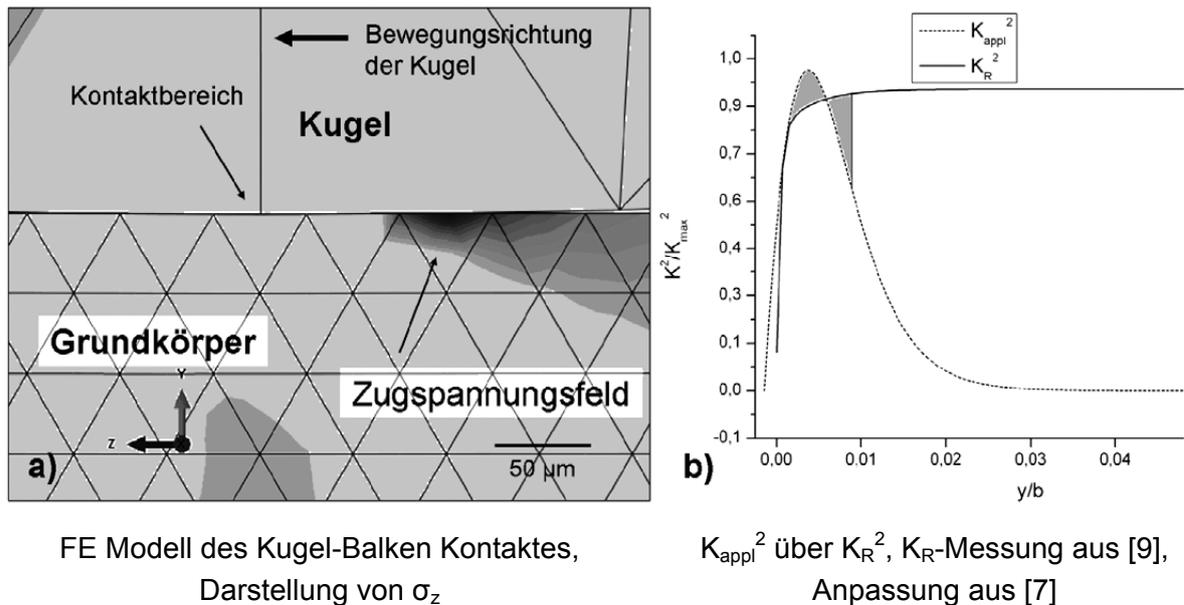


Bild 6: Entstehung des sogenannten „pop-in“ Effektes

Bild 6a zeigt die in der Probe entstehenden σ_z Spannungen. Eine Kugel mit 15 mm Durchmesser wird mit einer Kraft von 10 N auf den Grundkörper aufgepresst und dann in Pfeilrichtung bewegt. Hierbei bildet sich hinter der Kugel ein Zugspannungsfeld aus. Die entstehenden Zugspannungen sind an der Oberfläche sehr hoch, fallen in die Probentiefe hinein jedoch sehr schnell ab. Aus diesem Spannungsgradienten lässt sich ein Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors $K_{\text{appl}} = \sigma\sqrt{a\pi}$, mit σ als die lokal anliegenden Spannung und a als die Probentiefe

bestimmen. Es besteht nun die Möglichkeit, dass die eingebrachte Energie $G_{\text{appl}} = \frac{K_{\text{appl}}^2}{E}$ kurz-

fristig größer ist, als die kritische Größe $G_R = \frac{K_R^2}{E}$. In Bild 6b sind die beiden Verläufe über-

einander aufgetragen. Hier ist zu sehen, dass K_{appl}^2 stellenweise oberhalb K_R^2 liegt. Die Folge

daraus ist, dass die bereits vorhandenen Risse die Möglichkeit erhalten zu wachsen. Ein

Riss wird soweit wachsen, bis die Fläche zwischen K_{appl}^2 und K_R^2 nach dem Unterschreiten

von K_R^2 gleich groß der Fläche beim Überschreiten von K_R^2 ist. Der Riss springt also in die

Probe hinein, was als „pop-in“ Effekt bezeichnet wird. Die Existenz solch langer Risse konnte

durch die Bestimmung der Gesamtrisslänge auf Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop

nachgewiesen, sowie durch analytische Anfangsrissslängenbestimmung nach [10] gezeigt werden.

Bei den Reibermüdungsversuchen mit metallischem Reibkörper tritt dieser Effekt, nur in Verbindung mit zyklischer Beanspruchung des Grundmaterials auf, dann aber bei weitem nicht so ausgeprägt, wie bei Versuchen mit keramischen Reibkörpern. Zusätzlich können auch chemische Reaktionen zwischen Keramik, Metall und Umgebung in Kombination mit der zyklischen Beanspruchung die Lebensdauer reduzieren. Die deutlichere Lebensdauerreduzierung bei kleinen Lasten könnte mit solchen Reaktionen zusammenhängen.

5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes C6 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

6 Literatur

- [1] A. Kailer and T. Hollstein. *Walzen mit Keramik*. Fraunhofer IRB Verlag, 2004.
- [2] D.A. Hills and D. Nowell. *Mechanics of fretting fatigue*. Kluwer Academic Publishers, 1994.
- [3] Rachid Nejma. *Verformungs- und Versagensverhalten von Aluminiumoxidkeramik unter isothermer und thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung*. Shaker, Aachen, 2007.
- [4] Thomas Schalk. *Reibermüdungsverhalten ingenieurkeramischer Werkstoffe*. Shaker, Aachen, 2010.
- [5] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN EN 843-1 Hochleistungskeramik - Mechanische Eigenschaften monolithischer Keramik bei Raumtemperatur - Teil 1: Bestimmung der Biegefestigkeit*. Berlin, 2008.
- [6] M. Okane, Y. Mutoh, Y. Kishi, and S. Suzuki. *Static and Cyclic Fretting Fatigue Behaviour of Silicon Nitride*. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* Vol. 19, No. 12, 1996. p. 1493-1504.
- [7] Thomas Schwind. *Untersuchungen zum zyklischen Ermüdungsverhalten von Si_3N_4 und Al_2O_3 ausgehend von natürlichen Fehlern*. Shaker, Aachen, 2010.
- [8] Robert Danzer and Tanja Lube. *A testing program for a silicon nitride reference material*. *The American Ceramic Society* 133, 2002. S. 259-268.
- [9] Stefan Fünfschilling. *Mikrostrukturelle Einflüsse auf das R-Kurvenverhalten bei Siliciumnitridkeramiken*. Schriftenreihe des Instituts für Keramik im Maschinenbau ; 53. KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, 2010.
- [10] Dietrich Munz and Theo Fett. *Ceramics*. Springer, Berlin; Heidelberg [u.a.], corr. 2. print. edition edition, 2001.

- [11] Thomas Schwind, Thomas Schalk, Eberhard Kerscher, Tilmann Beck, Karl-Heinz Lang, and Detlef Löhle. *Thermal, mechanical and fretting fatigue of silicon nitride*. Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.) 99, 2008. S. 1090-1097.
- [12] Marcus Lengauer and Robert Danzer. *Silicon nitride tools for the hot rolling of high-alloyed steel and superalloy wires - Crack growth and lifetime prediction*. Journal of the European Ceramic Society 28, 2008. S. 2289-2298.
- [13] Marcus Lengauer and Robert Danzer. *Silicon nitride material for hot working of high strength metal wires*. Engineering Failure Analysis 17, 2010. S. 596-606.
- [14] Theo Fett and Dietrich Munz. *Evaluation of R-curve effects in ceramics*. Journal of Material Science 28, 1993. S. 742-752.

Zuverlässigkeitsbewertung keramischer Bauteile mit dem Postprozessor STAU

S. Scherrer-Rudiy, M. Härtelt, H. Riesch-Oppermann, O. Kraft

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien IAM-WBM

Mit dem Programm STAU wurde in den letzten Jahren ein Werkzeug zur probabilistischen Zuverlässigkeitsbewertung keramischer Bauteile unter thermomechanischer Beanspruchung geschaffen, das für Spannungsanalysen auf Grundlage kommerzieller Finite-Elemente-Codes wie ABAQUS oder ANSYS Ausfallwahrscheinlichkeiten und lokale Bruchrisiken berechnet.

Hierbei können transiente Beanspruchungen (quasistatisch, zyklisch) ebenso berücksichtigt werden wie temperaturabhängige Parameter der Festigkeit und des Rissfortschritts.

Auf dieser Grundlage können die Bauteilzuverlässigkeit abgeschätzt und Designoptimierungen vorgenommen werden. Seit mehreren Jahren wird STAU im industriellen Umfeld zur Bauteil-auslegung und Qualitätssicherung standardmäßig eingesetzt und im Rahmen eines Transferprojekts vor dem Hintergrund konkreter Anwendungen weiterentwickelt.

Im Beitrag wird dargestellt, wie die wesentlichen Berechnungswerkzeuge zielgerichtet entwickelt wurden und zunehmend komplexere Analysen im Hinblick auf Beanspruchungssituationen, thermomechanische Randbedingungen und gefügeabhängige Materialeigenschaften möglich geworden sind. Dabei wird insbesondere auf die im Rahmen des SFB 483 gemeinsam mit anderen Teilprojekten entwickelten Demonstratoranwendung für keramische Walzwerkzeuge Bezug genommen und der Transfer in die industrielle Anwendung am Beispiel eines keramischen Mehrschicht-Bauteils dargestellt.

1 Einleitung

Bereits zu Anfang der menschlichen Zivilisation wurde Keramik als Werkstoff für vielfältige Dinge des täglichen Bedarfs kunstvoll und auf Grundlage eines reichen und lange angesammelten Erfahrungsschatzes eingesetzt und in ästhetischer, funktioneller und mechanischer Zielrichtung laufend weiterentwickelt. Für die Hochleistungskeramiken der Gegenwart steht die modellbasierte Entwicklung und Bewertung auf Grundlage der mechanischen und thermischen Beanspruchung bei unterschiedlichen Umgebungsbedingungen im Zentrum der Anstrengungen. Werkstoffentwicklungen wie etwa die gezielte Einstellung mikrostruktureller Gefügeeigenschaften müssen auch in Berechnungsverfahren eingehen. Traditionelle Auslegungsverfahren, die meist spannungsorientiert sind, spiegeln Größeneffekte bei spröde versagenden Materialien wie den typischen Hochleistungskeramiken nur unzureichend wider. Wie die probabilistische Herangehensweise mit einem angepassten bruchmechanischen Kern hier ansetzt, wird im folgenden kurz allgemein dargestellt und an zwei Beispielen verdeutlicht.

2 Grundlagen und Entwicklung des Postprozessors STAU

Typisch für keramische Werkstoffe ist ihr sprödes Versagen. Dieses Versagensverhalten ist darauf zurückzuführen, dass plastische Verformungsmechanismen, die etwa bei metallischen Werkstoffen zum Abbau von Spannungskonzentrationen führen, in keramischen Werkstoffen nicht vorhanden sind. Spannungskonzentrationen an natürlich vorhandenen Fehlern wie Sinterporen, Einschlüssen oder Bearbeitungsspuren führen deshalb bei Überschreiten einer kritischen lokalen Belastung zum sofortigen Versagen, sofern nicht durch lokale mikrostrukturelle Eigenschaften der Risswiderstand bei zunehmender Risslänge ansteigt oder der Riss in eine Zone kleinerer Beanspruchung gerät und stoppt. Dieses Verhalten von Werkstofffehlern, die bruchmechanisch als Mikrorisse beschrieben werden, führt auch zu dem in Keramiken beobachteten Größeneffekt, also der Eigenschaft, dass größere Bauteile bei gleicher äußerer Beanspruchung eine kleinere Festigkeit aufweisen. Weiter ist dieses Verhalten auch für die Notwendigkeit einer probabilistischen Betrachtungsweise des Versagensverhaltens maßgeblich: Die Bruchlast eines Bauteils ist von der Existenz und der unbekanntem Größe eines an einer hoch belasteten Stelle im Bauteil gerade vorhandenen Fehlers bestimmt und damit selbst eine statistisch streuende Unbekannte.

Während des Betriebs eines Bauteils können die vorhandenen Fehler aufgrund von statischen oder zyklischen Lasten wachsen. Der Einfluss der Belastungsart auf die Geschwindigkeit des Rissfortschritts ist vom Material abhängig und wird durch geeignete Risswachstumsgesetze beschrieben. Für die Betrachtung der Zuverlässigkeit nach einer bestimmten Betriebsdauer ergibt sich somit eine (von der Betriebsdauer abhängige) kritische Fehlergröße, die geringer ist als für spontanes Versagen zu Betriebsbeginn.

Komplexe Bauteile haben eine räumlich und zeitlich variable Beanspruchungsgeschichte. Für jeden vorhandenen Fehler ist daher eine von den lokalen Gegebenheiten (Fehlerorientierung, Spannungsgeschichte) abhängige zeitlich variable kritische Fehlergröße zu berechnen. Die lokale Beanspruchungsgeschichte wird in einem konstruktiven Umfeld als Ergebnis einer elastischen Spannungsanalyse durch ein kommerzielles Finite-Elemente-Programm vorliegen. Eine Zuverlässigkeitsanalyse muss daher auf dieser Grundlage aufbauen. Das ist die Grundlage des im Rahmen des SFB 483 eingesetzten und weiterentwickelten Finite-Elemente-Postprozessors STAU [1]. STAU verarbeitet die Lastgeschichte und ermittelt aus den zeitabhängigen lokalen Spannungsfeldern und gegebenen temperaturabhängigen Festigkeits- und Rissfortschrittparametern durch numerische Integration über das Bauteilvolumen bzw. die Bauteiloberfläche die jeweilige Versagenswahrscheinlichkeit zu einer vorgegebenen Betriebsdauer. Als weiteres Ergebnis wird außerdem das sogenannte lokale Bruchrisiko ermittelt, aus dessen Verteilung sich für das Versagen kritische Stellen des Bauteils lokalisieren lassen. Diese können anschließend durch entsprechende Veränderungen in der Bauteilgeometrie eliminiert oder abgemildert werden.

Die konzeptionellen Grundlagen sind seit langer Zeit entwickelt und dargestellt [2]. Die für das Verständnis der nachfolgend dargestellten Anwendungen wesentlichen Beziehungen lassen sich folgendermaßen zusammenfassen: Die Versagenswahrscheinlichkeit P_f für spontanes Versagen aufgrund vorhandener Volumenfehler im Bauteil lässt sich nach einem Weakest-Link-Ansatz in Form einer Weibull-Verteilung schreiben:

$$P_f = 1 - \exp\left(-\frac{1}{V_0} \int_V \frac{1}{4\pi} \int_{\Omega} \left(\frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_0}\right)^m d\Omega dV\right) \quad (1)$$

wobei die Weibull-Parameter σ_0 und m die charakteristische Festigkeit sowie deren Streuung beschreiben, der Winkel Ω die lokale Orientierung des Volumenfehlers beschreibt und σ_{eq} die lokale Versagensspannung im Bauteil angibt. Falls sich die Spannung im Bauteil zeitlich ändert, ist hier das Maximum über die Lastgeschichte maßgeblich. Dieses muss durch entsprechende Auswertung der Lastgeschichte aus der FE-Analyse extrahiert werden. Soll unterkritisches Risswachstum berücksichtigt werden, lässt sich Gl. (1) erweitern zu

$$P_f = 1 - \exp\left[-\frac{1}{4\pi V_0} \int_V \int_{\Omega} \max_{\tau \in [0, t]} \left\{ \left[\left(\frac{\sigma_{\text{eq}}(\tau)}{\sigma_0}\right)^{n-2} + \frac{\sigma_0^2}{B} \int_0^{\tau} \left(\frac{\sigma_{\text{eq}}(t')}{\sigma_0}\right)^n dt' \right]^{\frac{1}{n-2}} \right\}^m d\Omega dV\right] \quad (2)$$

wobei als zusätzliche Parameter der Risswachstumsexponent n und der Risswachstumsparameter B auftreten. Für zyklisches Risswachstum lässt sich eine analoge Beziehung herleiten [3]. Die Äquivalentspannung σ_{eq} wird aus dem lokalen Spannungstensor ermittelt und charakterisiert die Empfindlichkeit der Volumenfehler gegenüber einer Mixed-Mode-Beanspruchung. Für örtlich schwach veränderliche Spannungsfelder ergibt sich eine einfache Beziehung zwischen σ_{eq} und der kritischen Fehlergröße a_c , ab der ein Riss versagt:

$$K_{\text{Ieq}}(K_{\text{I}}, K_{\text{II}}, K_{\text{III}}) = \sigma_{\text{eq}} \sqrt{a_c} Y_{\text{I}} \geq K_{\text{Ic}} \quad (3)$$

Hier ist K_{Ic} die Risszähigkeit des Materials und Y_{I} ein konstanter Geometriefaktor, der das bruchmechanische Rissmodell charakterisiert.

Falls die lokale Änderung des Spannungsfeldes über die typische Ausdehnung eines Fehlers beträchtlich ist, wie es typischerweise bei Kontakt- oder Thermoschockbeanspruchungen für Oberflächenfehler der Fall ist, wird Y_{I} in Gl. (3) vom Spannungsfeld abhängig und muss mit der Methode der Gewichtsfunktion [4] betrachtet werden [5]:

$$K_{\text{Ieq}}(K_{\text{I}}, K_{\text{II}}, K_{\text{III}}) = K_{\text{I}}(a) = \int_0^a \left(h_1^{(1)}(x, a) \cdot \sigma(x) + h_1^{(2)}(x, a) \cdot \tau(x) \right) dx \geq K_{\text{Ic}} \quad (4)$$

Hier sind $h_1^{(j)}$, $j=1,2$ die Modus-I-Gewichtsfunktionen für Normal- und Schubbeanspruchung (σ bzw. τ) des Risses der Länge a .

Die entsprechende Integration wird mit dem Gauss-Verfahren durchgeführt und kann auch für temperaturabhängige Risswachstumsparameter (n , B) erfolgen [6]. Eine Erweiterung auf temperaturabhängigen Weibullmodul m ist gerade abgeschlossen [7]. Wie stark eine Änderung von m mit der Temperatur die Zuverlässigkeit beeinflusst, ist von der lokalen Temperaturgeschichte der hoch beanspruchten Bereiche des Bauteils abhängig und wird am Beispiel eines Heizerlements im Abschnitt 3 betrachtet. Ein Heizerelement entspricht einem Lambda-Sensorelement ohne Funktionsräume.

Die in der Gradientenversion von STAU benutzte Gewichtsfunktionsmethode ist auch die Grundlage für die in Abschnitt 4 dargestellte aktuelle Erweiterung von STAU auf Werkstoffe mit R-Kurvenverhalten.

3 Temperaturabhängigkeit des Weibull-Moduls.

Neben der bekannten Temperaturabhängigkeit der Parameters σ_0 kann auch die Streuung der Festigkeit (Weibull-Modul) temperaturabhängig sein. Die Untersuchung der Temperaturabhängigkeit des Weibull-Moduls und deren Implementierung in das Programm STAU sind Gegenstand des Transferprojektes T1 in Kooperation mit einem Industriepartner. Der Weibull-Modul m ist eine elementare Größe zur Beschreibung der Festigkeitsverteilung keramischer Materialien, die in die Formeln zur Berechnung der Ausfallwahrscheinlichkeit Gl. (1), (2) als Exponent eingeht. Physikalisch kann m als Streuung der zum Versagen führenden kritischen Fehlerpopulation betrachtet werden. Im Folgenden wird die Implementierung der Temperaturabhängigkeit von m vorgestellt und anhand eines Beispiels eines Heizelements angewandt.

Bei dem betrachteten Material handelt es sich um Zirkonoxid (Y-PSZ), welches im λ -Sensor aufgrund seiner Ionenleitfähigkeit eingesetzt wird. Die Festigkeitsverteilung wurde in 4-P-Biegeversuchen bei verschiedenen Temperaturen (RT-1000°C) gemessen. Darüber hinaus wurden Proben bei 1000°C für 3h ausgelagert, deren Festigkeit im Anschluss bei niedrigerer Temperatur gemessen wurde. Die aus der Festigkeitsverteilung bestimmten Werte des Weibull-Moduls m sind in Bild 1 dargestellt. Der Weibull-Modul nimmt mit zunehmender Temperatur ab, wobei die Veränderung im Bereich 400-600°C am stärksten ist. Eine signifikante Abnahme von m wird bei den ausgelagerten Proben beobachtet, was auf eine Irreversibilität des Effekts hinweist.

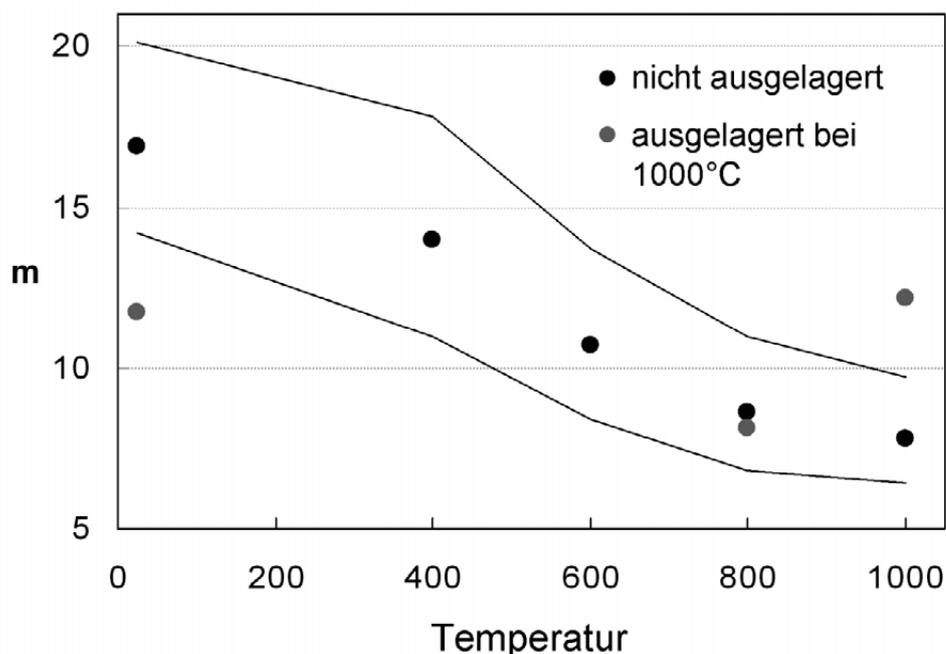


Bild 1: Abhängigkeit des Weibull-Moduls von der Messtemperatur bei Y-PSZ; Auslagerungsversuche bei 1000°C weisen auf Irreversibilität des Effekts hin.

Die Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit von m erfolgt in STAU durch Interpolation im Rahmen der Integrationsroutinen. Dabei wird der Integrand in Gl. (1),(2) für den jeweils vorliegenden Wert $m(T)$ berechnet. Dabei kann auch eine mögliche Irreversibilität berücksichtigt werden, wenn eine kritische Temperatur überschritten wird.

Bild 2 zeigt die Ergebnisse der FE-Analyse eines vom Projektpartner verwendeten Designs des Heizerelements. Hierbei wurde ein Aufheizvorgang von ca. 10 s simuliert, die max. Temperaturen betragen ca. 900°C (Bild 2(a)). Die temperaturinduzierten Spannungen treten bei den ZrO₂ Komponenten an der Oberfläche auf (Bild 2(b)).

Die mit STAU berechnete Ausfallwahrscheinlichkeit ist in Bild 3 dargestellt. Die Rechnungen wurden für Oberflächenfehler durchgeführt, wobei einerseits die konstanten Werte $m=7.8$ für 1000°C bzw. $m=16.9$ für RT und andererseits interpolierte m -Werte berücksichtigt wurden. Allen Rechnungen liegen identische temperaturabhängige Festigkeitswerte σ_0 zu Grunde. Die Ergebnisse wurden jeweils auf den Maximalwert der Ausfallwahrscheinlichkeit P_0 , der für $m=7.8$ am Ende des Aufheizvorgangs erhalten wird, normiert. Die Kurve, die auf den interpolierten m -Werten beruht, liegt zu Beginn des Aufheizvorgangs eher im Bereich der Ergebnisse für $m=16.9$, nähert sich aber mit zunehmender Temperatur an die Kurve für den m -Wert bei 1000°C an. Der Grund hierfür ist, dass die maximalen Spannungen im Bereich hoher Temperaturen (ca. 750°C) auftreten, bei dem bereits relativ niedrigere m -Werte vorliegen (Bild 1).

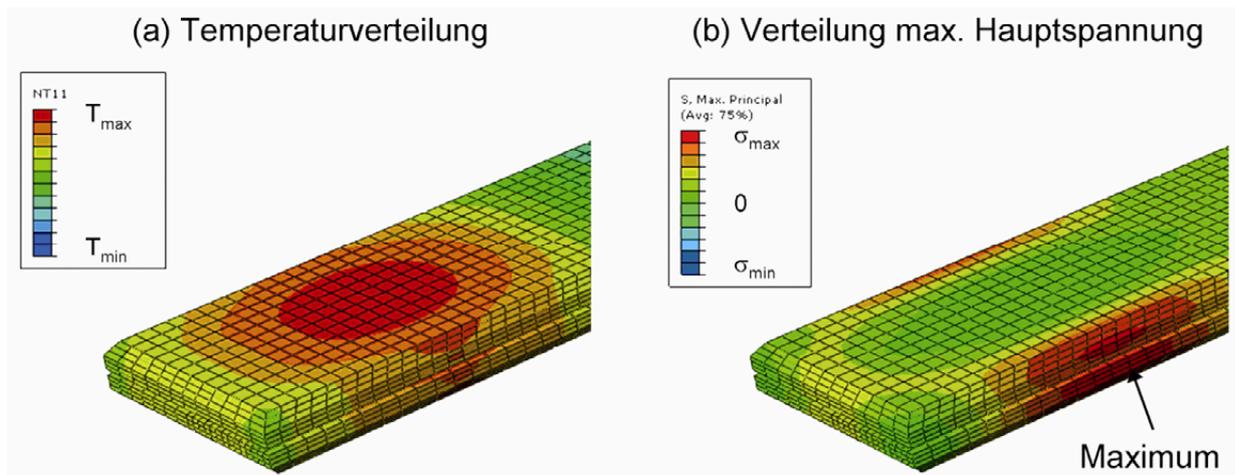


Bild 2: Temperatur (a) – und Verteilung der maximalen Hauptspannung (b) eines Heizerelements am Ende des Aufheizvorgangs.

Die Ergebnisse der temperaturabhängigen Rechnung für das Heizerelement zeigen den großen Einfluss des Weibull-Moduls auf die Ausfallwahrscheinlichkeit. Hierbei ist die um Temperaturinterpolation von m erweiterte STAU-Routine ein wichtiges Werkzeug, um das Heizerelement und ähnlich beanspruchte Komponenten vor allem im Hinblick auf die Temperaturverteilung weiter zu optimieren. Die entsprechenden Programmrouinen werden zudem in eine benutzerfreundliche STAU-Version integriert, die bereits erfolgreich beim Industriepartner getestet und eingesetzt wurde.

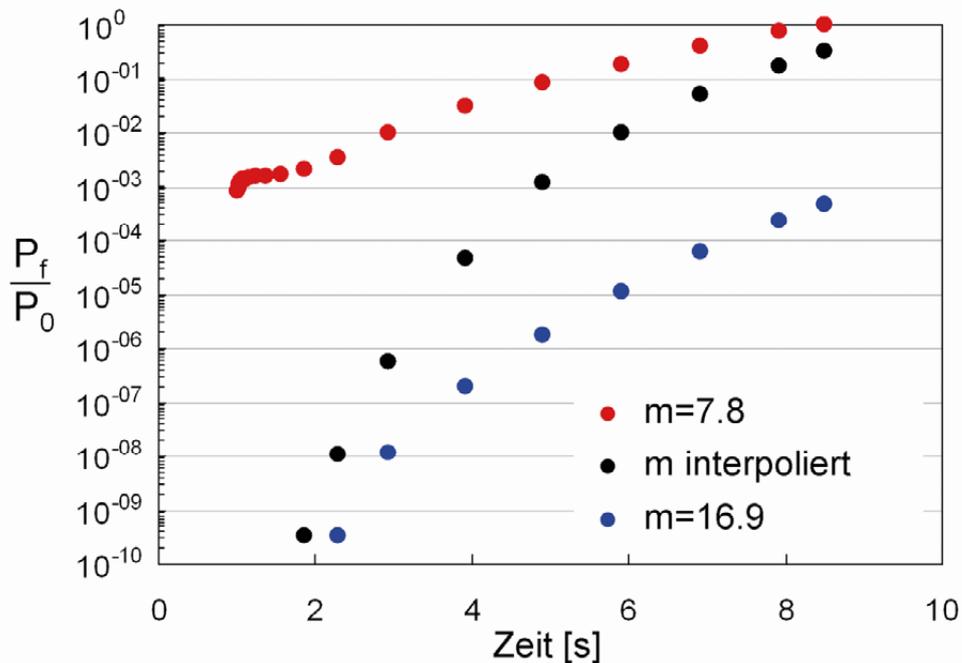


Bild 3: Ausfallwahrscheinlichkeit P_f für konstante Werte von m (7.8 und 16.9) bzw. interpolierte m -Werte. P_f ist auf den Wert P_0 normiert, der am Ende des Aufheizvorgangs für $m=7.8$ erhalten wird.

4 Berücksichtigung des R-Kurveneffektes

In letzten Jahren wurde das R-Kurvenverhalten als Verstärkungseffekt intensiv experimentell untersucht ([8, 9, 10]). Dabei konnte gezeigt werden, dass Brückenspannungen an der Risspitze bei Siliziumnitrid-Keramiken bereits bei kleineren Risslängen in der Größenordnung natürlicher Risse die Rissausbreitung massiv beeinflussen. Brückenspannungen wirken je nach Werkstoff in erheblichem Maße der rissöffnenden Belastung entgegen und führen zur Reduzierung des effektiven Spannungsintensitätsfaktors $K_{I\,tip}$ an der Risspitze:

$$K_{I\,tip} = K_{I\,appl} - K_{I\,br} \quad (5)$$

Das Ziel der aktuellen Arbeiten war eine Weiterentwicklung des Postprozessors STAU, um den Einfluss des R-Kurveneffekts auf die Zuverlässigkeitsvorhersagen einer beliebigen keramischen Komponente quantifizieren zu können. Das Werkzeug kann z. B. zur Auslegung der Walze aus Siliziumnitrid (SL200BG) im Wälzversuch eingesetzt werden. Als Materialparameter wurden die in [8] ermittelten Brückenspannungsparameter $\sigma_0 = 3290.3 \text{ MPa}$ und $\delta_0 = 7 \text{ nm}$ für

die bestimmte Form der Brückenspannungsfunktion $\sigma_{br}(\delta(x)) = \sigma_0 \frac{\delta(x)}{\delta_0} \exp\left[-\frac{\delta(x)}{\delta_0}\right]$ verwendet.

Sie entsprechen der in Bild 4 gezeichneten R-Kurve mit dem Wert für Rissspitzengenauigkeit $K_{I0} = 2.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (aus z.B. [11]), die bis zum Plateauwert von $K_{I\,max} = 5.65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} = K_{IC}$ steil ansteigt.

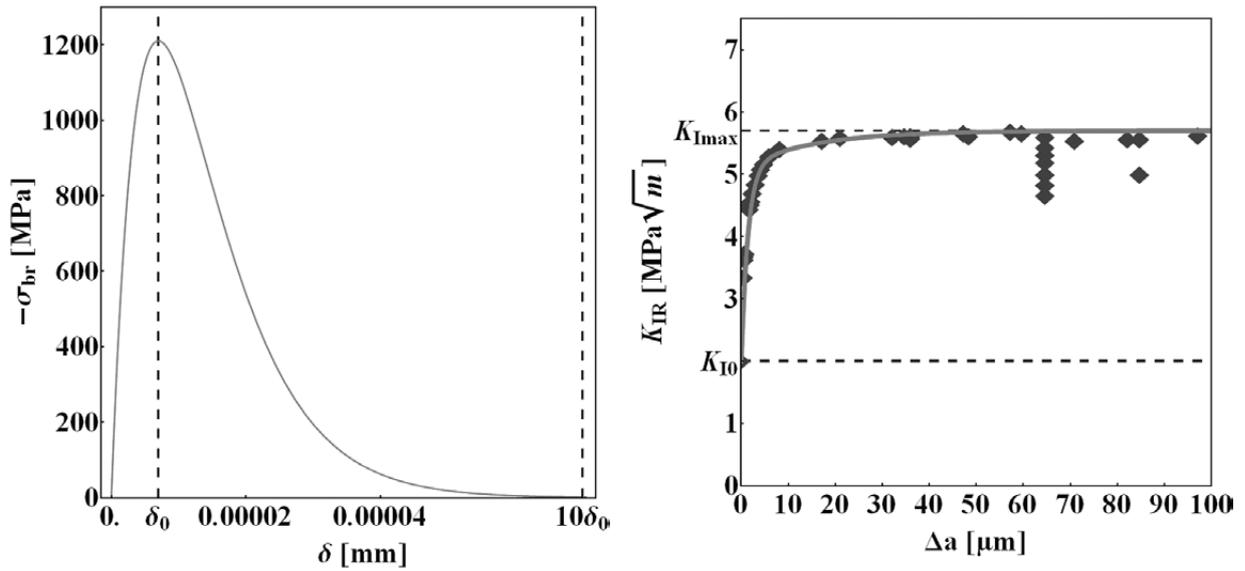


Bild 4: (a) Brückenspannungsverteilung über die Rissöffnungsverschiebung, (b) R-Kurve für SL200BG

Die Implementierung erfolgte in der Gradientenversion von STAU, die eine K-Faktoren-basierte Berechnung der Ausfallwahrscheinlichkeit von Keramikkomponenten erlaubt. Bei der Gradienten-STAU-Version werden für jede bestimmte Risslage im Bauteil kritische Stellen gesucht, an denen der Spannungsintensitätsfaktor $K_{I\text{ appl}}$ den Wert der Reißzähigkeit K_{IC} überschreitet. Dem R-Kurven-STAU Modul liegt die Reißspitzenzähigkeit K_{I0} zugrunde. Die vorhandenen Stützstellen $\{s_i\}_{i=0}^I$ der Integralberechnung von $K_{I\text{ appl}}$ wurden übernommen, zwischen den Stützstellen werden die Werte $\{K_{I\text{ appl}}(s_i)\}_{i=0}^I$ interpoliert. Bild 5 veranschaulicht die verwendete Vorgehensweise. Die Berücksichtigung von brückenspannungsbedingter Reduzierung von $K_{I\text{ tip}}(s_i)$ auf $K_{I\text{ br}}(s_i)$ kann allerdings nicht direkt errechnet werden. Nach [12] und [13], benötigt man für jede Stützstelle $a' \in \{s_i\}_{i=0}^I$ eine iterative Lösung der Gleichung

$$\begin{aligned} \delta(x, s_k)^{(i+1)} &= \frac{1}{E'} \int_x^{s_k} h(x, a') \left[\int_0^{a'} h(x', a') [\sigma_{\text{appl}}(x') + \sigma_{\text{br}} \langle \delta(x', a')^{(i)} \rangle] dx' \right] da' = \\ &= \frac{1}{E'} \int_x^{s_k} h(x, a') [K_{I\text{ appl}}(a') + K_{I\text{ br}}(a')] da' \end{aligned} \quad (6)$$

bezüglich der Rissöffnungsprofile $\delta(x, a')$. Als Startwert dient hierbei die erste direkte Ermittlung $\delta(x, s_k)^{(0)} = \delta_{\text{appl}}(x, s_k) = \frac{1}{E'} \int_x^{s_k} h(x, a') K_{I\text{ appl}}(a') da'$. Eine akkurate numerische Berechnung des Teilintegrals $\frac{1}{E'} \int_0^{a'} h(x', a') [\sigma_{\text{br}} \langle \delta(x', a')^{(i)} \rangle] dx' = K_{I\text{ br}}(a')$ setzt voraus, dass für jede bestimmte Risslänge a' das Rissöffnungsprofil $\delta(x', a')^{(i)}$ mit guter Ortsauflösung zur Verfü-

gung steht, weil das Maximum stark lokalisiert ist. Bei der Implementierung wurde daher in jeder Iteration iterativ eine charakteristische Intervalllänge $\Delta = a' - x_{BrInt}$ ermittelt, wobei $\delta(x_{BrInt})^{(i)} = 10\delta_0$ und somit den relevanten Bereich der Wirkung von Brückenspannungen definiert. Außerhalb dieses Bereiches sind Brückenspannungen vernachlässigbar, innerhalb des Intervalls $[a' - \Delta, a']$ sollte eine ausreichend große Anzahl $N + 1 = 300$ von Berechnungspunkten $[a' - \Delta, \{a' - \Delta/N (N - n)\}_{n=1}^{N-1}, a']$ zur Verfügung stehen. Die ermittelten Werte $\{K_{Ibr}(s_i)\}_{i=0}^I$ müssen anschließend interpoliert werden. Die Reduzierung von $K_{Iappl}(a)$ auf $K_{Ibr}(a)$ ergibt den Verlauf von $K_{Itip}(a)$ für eine bestimmte Rissposition, woraus kritische Risslängen bestimmt werden können.

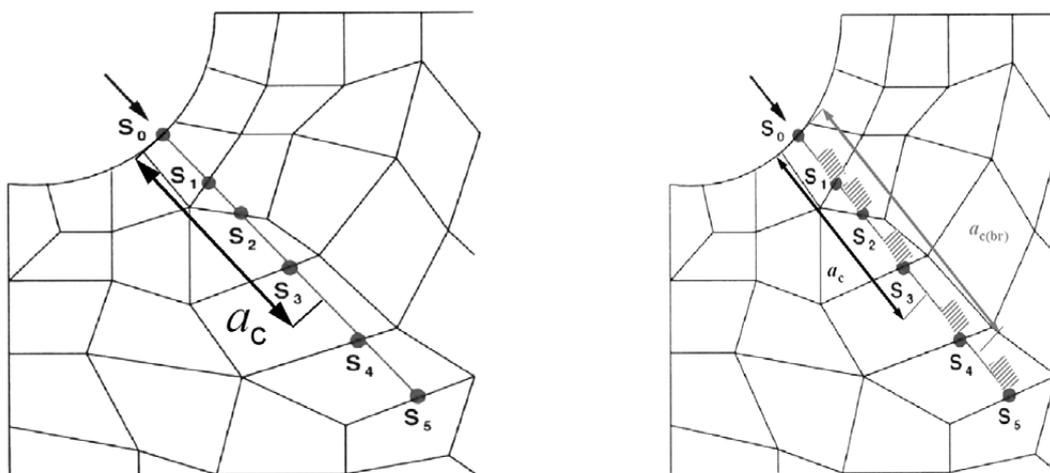


Bild 5: Schema zur Berechnung von a_c : links ohne, rechts mit Brückenspannungseinfluss

Der numerische Aufwand der iterativen Berechnungen bei der modifizierten R-Kurven-STAU Version steigert die erforderliche Rechenzeit massiv.

Die implementierte Erweiterung wurde für einen Wälzversuch [14] angewendet und mit den existierenden Programmvarianten verglichen. In Bild 6 ist a) der Versuchsaufbau bzw. b) die Spannungsverteilung dargestellt [3].

STAU-Versionen	STAU (Oberfläche)	Gradienten-STAU	R-Kurven-STAU
Ausfallwahrscheinlichkeit P_f	0,15	0,0423	0,006

Tabelle 1: Vergleich der Zuverlässigkeitsvorhersagen für die keramische Walze

Die Ergebnisse der Zuverlässigkeitsbewertung sind in der Tabelle 1 dargestellt. Die berechnete Ausfallwahrscheinlichkeit bezieht sich auf die Initiierung von 4 Rissen pro mm entlang der Umfangsrichtung auf der Rollenoberfläche. Dieser Wert der Rissdichte wurde in Anlehnung an die im Wälzversuch beobachtete Schädigung ausgewählt. Alle Programmversionen berechnen die spontane Ausfallwahrscheinlichkeit ausgehend von einem Oberflächenfehler. Die Vernachlässigung des Spannungsabfalls bei der herkömmlichen STAU-Version führt zur deutlichen Überschätzung der Ausfallwahrscheinlichkeit gegenüber der Gradienten-STAU. Die R-Kurven-

Version rechnet eine noch kleinere Ausfallwahrscheinlichkeit für spontanes Versagen der Rolle. Das R-Kurvenverhalten des Werkstoffs wirkt sich also verstärkend auf die keramische Komponente für die konkrete Belastungssituation im Kontaktproblem des Wälzversuchs. Bei der Interpretation der Ergebnisse ist zu beachten, dass sich die Wahrscheinlichkeiten auf spontanes Versagen bei der gegebenen Beanspruchung beziehen. Eine Berücksichtigung zyklischen Ermüdungsverhaltens kann durch Ansatz einer entsprechend veränderten („degradierten“) R-Kurve erfolgen [9], aus der die jeweiligen Brückenspannungparameter bestimmt werden müssen. Diese Rechnungen sind Gegenstand laufender Arbeiten.

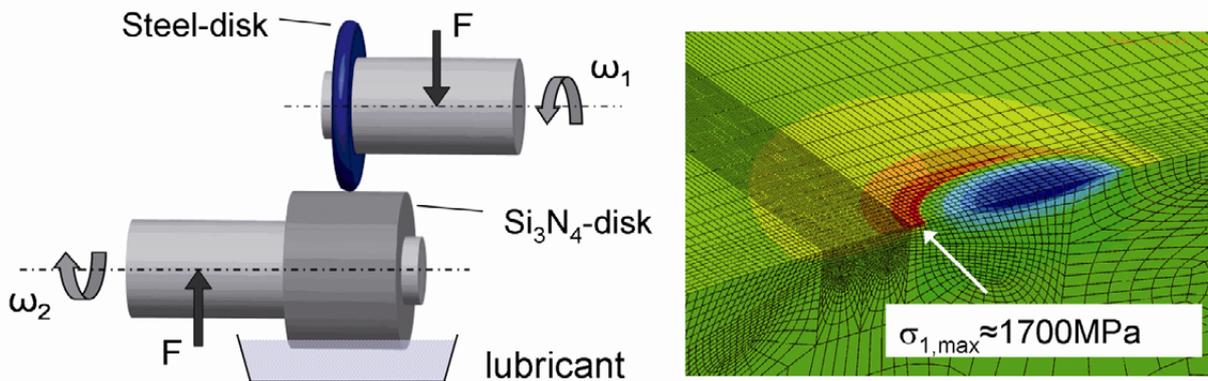


Bild 6: Wälzversuch: Aufbau (links) und Verteilung der max. Hauptspannung aus FE-Modell (rechts). Anpresskraft $F = 1700\text{ N}$, Schmiermittel: Wasser.

5 Diskussion und Zusammenfassung

Im Lauf der zwölfjährigen Forschungsarbeiten innerhalb des SFB 483 wurde der FE-Postprozessor STAU an verschiedene Entwicklungen in der bruchmechanischen Beschreibung der Versagensmechanismen sowie deren Abhängigkeit von der Temperatur- bzw. Beanspruchungshistorie angepasst und um zahlreiche Funktionalitäten erweitert. Stellvertretend wurden zwei Aspekte herausgegriffen, die für die betrachteten Anwendungsfelder des SFB 483 charakteristisch sind.

Als erster Aspekt wurde in Abschnitt 3 die Temperaturabhängigkeit des Weibull-Moduls m betrachtet. Sie ergab sich aus einer konkreten Anforderung aus der industriellen Praxis heraus. Die dargestellten Ergebnisse zeigen eine deutliche Differenzierung in den erhaltenen Ergebnissen mit einem kontinuierlichen Übergang zwischen den beiden Extremwerten für ausgelagerte und jungfräuliche Proben. Da die Ausfallwahrscheinlichkeiten sich um mehrere Größenordnungen unterscheiden, hat eine Modellierung des Übergangsverhaltens eine große Relevanz für eine aussagekräftige Bewertung der Bauteilzuverlässigkeit, die sonst nur mit großen Unsicherheiten möglich wäre. Aus den Ergebnissen lassen sich nun geeignete Rahmenbedingungen zur Durchführung von Vergleichsexperimenten zur Bauteilzuverlässigkeit ableiten.

Als zweiter Aspekt wurde der Einfluss von Verstärkungsmechanismen auf die Versagenswahrscheinlichkeit bei Kontaktbeanspruchung bei Materialien mit R-Kurvenverhalten betrachtet. Die Ergebnisse in Abschnitt 4. zeigen, dass Oberflächenfehler bei Kontaktbeanspruchung in den bisherigen STAU-Versionen sehr konservativ bewertet wurden. Allerdings ist eine Berücksichti-

gung des R-Kurven-Effektes numerisch sehr aufwendig und im Augenblick noch mit Rechenzeiten verbunden, die für eine Anwendung in Standard-Analysen zu lang sind.

Beiden Aspekten ist gemeinsam, dass sie eine materialangepasste Beschreibung des Verhaltens von Mikrorissen unter komplexen Beanspruchungszuständen erlauben. Damit kann die Zuverlässigkeitsanalyse Fortschritte in der Werkstoffentwicklung aufgreifen und entsprechende Designwerkzeuge bereitstellen, die die Umsetzung in die industrielle Anwendung begleiten.

Dass auch komplexe funktionelle Bauteile analysiert werden können, bei denen Grenzflächen zwischen den verschiedenen Bauteilelementen versagensrelevant sind, zeigt eine gerade abgeschlossene Erweiterung von STAU [15].

6 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten der Teilprojekte C4 und T1 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“ sowie der Robert Bosch GmbH, Stuttgart, für die Kooperation im Rahmen des Transferprojekts T1.

7 Literatur

- [1] H. Riesch-Oppermann et al.: STAU – a review of the Karlsruhe weakest link finite element postprocessor with extensive capabilities, *International Journal of Materials Research* 99 (2008), 1055-1065 (DOI: 10.3139/146.101735).
- [2] D. Munz, T. Fett, *Ceramics – Mechanical Properties, Failure Behaviour, Materials Selection*, Springer (1999).
- [3] M. Härtelt: Probabilistische Lebensdauervorhersage für keramische Bauteile unter komplexer zyklischer Beanspruchung, *Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, 2009*
- [4] T. Fett, D. Munz, *Stress intensity factors and weight functions, Computational Mechanics Publ., Southampton, (1997).*
- [5] P. Hülsmeyer, *Lebensdauervorhersage für keramische Bauteile unter Thermoschockbelastung (Dissertation), Universität Kassel (2005).*
- [6] A. Brückner-Foit, C. Ziegler: ASME Paper 99-GT-233.
- [7] M. Härtelt (unpublished results)
- [8] S. Fünfschilling et al.: Bridging stresses from R-curves of silicon nitrides, *Journal of Material Science* 44 (2009) 335-338
- [9] S. Fünfschilling: Mikrostrukturelle Einflüsse auf das R-Kurvenverhalten bei Siliciumnitridkeramiken, *Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, 2009*
- [10] T. Fett et al.: R-curve determination for the initial stage of crack extension in Si₃N₄, *Journal of the American Ceramic Society* 91 (2008) 3638-3642
- [11] S. Fünfschilling et al.: Determination of the crack-tip toughness in silicon nitride ceramics, *Journal of Material Science* 44 (2009) 3900-3904

- [12] T. Fett et al.: Bridging stress determination by evaluation of the R-curve, *Journal of the European Ceramic Society* 20 (2000) 2143-2148
- [13] T. Fett et al.: Different R-curves for two- and three-dimensional cracks, *International Journal of Fracture* 153 (2008) 153-159
- [14] I. Khader, Damage mechanisms in silicon nitride rolling tools applied in caliber rolling copper and steel wires, PhD Thesis KIT, Shaker Verlag, 2010, ISBN 978-3-8322-9389-5.
- [15] I. Melikayeva, H. Riesch-Oppermann, V.B. Govorukha, O. Kraft: A Generalized Weibull Approach to Interface Failure in Bi-Material Ceramic Joints, *Archive of Applied Mechanics* (in press) (DOI: 10.1007/s00419-010-0503-y)

Mechanismusbasierte mikromechanische Simulation des Rissfortschritts in gefügeverstärkten Hochleistungskeramiken

J. Wippler, Th. Böhlke

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Technische Mechanik,
Fachgebiet Kontinuumsmechanik

1 Einleitung

Siliciumnitrid ist ein zweiphasiger Hochleistungswerkstoff, der in anspruchsvollen Ingenieur Anwendungen auf Grund seiner hohen Festigkeit und Zähigkeit verwendet wird. Die Zähigkeit wird der Mikrostruktur und den Grenzflächeneigenschaften zugeschrieben. Becher et al. [1] haben gezeigt, dass besonders eine Struktur mit Körnern mit großem Durchmesser und hohem Aspektverhältnis und relativ schwachen Grenzflächen die Zähigkeit von Siliciumnitrid steigert, da sich so viele Brückenkörner ausbilden können, was in Fünfschilling et al. [2] eingehend betrachtet wurde. Dabei spielen auch die thermischen Eigenspannungen aus dem Herstellungsprozess eine wichtige Rolle. In dieser Arbeit liegt der Schwerpunkt auf der Untersuchung des mikromechanischen Materialverhaltens, das unter Verwendung der Finite-Element-Methode modelliert wird. Dazu wurden ein dreidimensionales Gefügemodell sowie Materialgesetze für Thermoelastizität und Bruchverhalten von Körnern, Matrix und den Grenzflächen entwickelt, die zusammen in Finite-Element-Modellen verwendet werden, um das effektive Materialverhalten unter verschiedenen Randbedingungen zu berechnen.

2 Methoden

2.1 Strukturzeugung

Die Mikrostruktur von Siliciumnitrid ist durch längliche, hexagonale β - Si_3N_4 -Kristalle geprägt. Sie nehmen ca. 88 vol.% ein. Das verbleibende Volumen wird durch Sinteradditive gebildet, die als oxidnitridisches Glas mit hohem Stickstoffanteil im Material vorliegen. Die Abmessungen der Körner liegen im Bereich von 0,1...10 μm . Damit ist eine dreidimensionale Charakterisierung auf experimenteller Basis derzeit ausgeschlossen. Da aber gerade die Mikrostruktur entscheidend für das Materialverhalten von Siliciumnitrid ist, wurde in Wippler und Böhlke [3] ein Algorithmus implementiert, der auf Basis experimenteller Beobachtungen eine dreidimensionale Strukturzeugung möglich macht. Der Algorithmus erweitert die Technik der sequentiellen Adsorption um Kornwachstum und Wachstumsbehinderung. Hierbei werden die Mittelpunktslagen und die Kornorientierungen in einem würfelförmigen Raum statistisch homogen vorgegeben. Anschließend können die „Körner“ wachsen, bis sie beginnen, sich gegenseitig in ihrem freien Wachstum zu behindern. Die Wachstumsbehinderung wurde gemäß der folgenden Beobachtungen von Krämer et al. [4], (siehe auch Bild 1 a) implementiert:

1. „Das Wachstum einer Basalebene eines β -Korns wird gestoppt, wenn es auf eine Prismenebenen eines anderen Kornes trifft (siehe Pfeil 1).“
2. „Wenn die Dicke eines β -Korns vergleichsweise groß ist, kann die Basalebene um benachbarte Körner (Pfeil 2) durch den ‚freien Raum‘ der Glastaschen herumwachsen und kleinere Körner einschließen.“
3. „Kanten und Ecken der Prismenebenen sind häufig gerundet, wenn es zum Kanten-Prisma-Kontakt mit anderen Körnern kommt (Pfeil 3).“

Dabei wurden die Körner unter Verwendung der l^p -Norm beschrieben [3], die eine Erweiterung der euklidischen Norm bezüglich der gewählten Basis und des Normexponenten darstellt.

So lässt sich ein Korn mit dem Durchmesser B und der Länge L durch ein Gittermodell wie in Bild 1b darstellen.

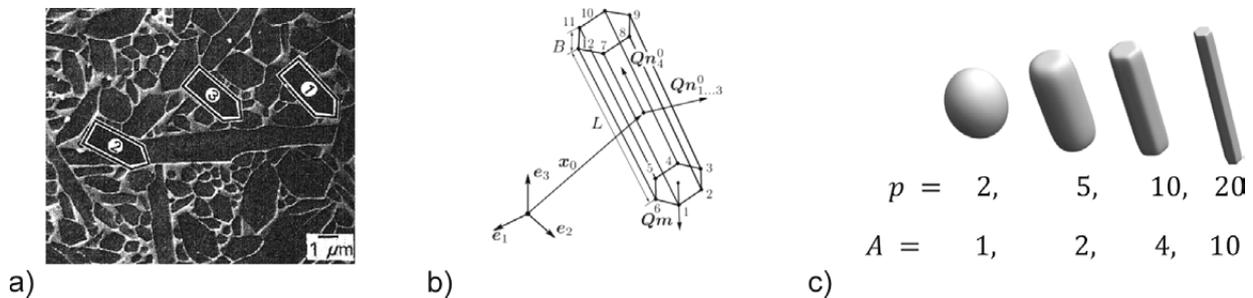


Bild 1: a) Experimentelle Beobachtungen zur Kornwachstumsbehinderung, b) Kornmodell mit Abmessungen und Vektoren, c) Konturflächen für verschiedene Abmessungen und Normexponenten

In Bild 1c sind Konturflächen für Normen mit verschiedenen Aspektverhältnissen A und Normexponenten $p = \{2, 5, 10, 20\}$ dargestellt. Die Konturen erhalten durch die Wahl der Kornlänge und des Exponenten p eine zunehmend längliche Form mit scharfen Kanten.

Die erste experimentelle Beobachtung (Bild 1a) wurde durch die Betrachtung von neun Sonderfällen implementiert. Die Fälle beziehen sich auf die Zusammenstoßrichtung und ermöglichen ein weitgehendes Kornwachstum nach dem Kontakt zweier oder mehrerer Körner. Am gezeigten Beispiel bedeutet dies, dass das Korn, welches in Kontakt mit der Basalebene ist, nur in die entgegengesetzte Basalrichtung weiterwachsen kann. Das Korn, das in Kontakt mit der Prismenfläche ist, kann in alle Richtungen weiterwachsen, muss aber seinen entsprechend Mittelpunkt verlagern.

Die zweite Beobachtung wird über den Achsabstand der Körner beschrieben. Wenn der Korndicke-Kornachsabstands-Verhältnis überschreitet, wird eine Durchdringung zugelassen. Die dritte Beobachtung wird über eine Skalierung der Korndicke sowie eine geeignete Wahl des Normexponenten umgesetzt.

Wesentlich ist die periodische Umsetzung des Gefügenerators, was erhebliche Vorteile bei der Gefügebewertung und bei der Bestimmung der effektiven Materialeigenschaften hat. Die Struktur selbst wird in Form von Voxeldaten zur Verfügung gestellt und mit dem Netzgenerator ScanIP von Simpleware vernetzt [5].

2.2 Thermoelastizität

2.2.1 Korn- und Matrixverhalten

Die zwei Komponenten von Siliciumnitrid haben recht unterschiedliche thermoelastische Eigenschaften. So hat die Glasphase als weitgehend amorphes Material ein isotropes thermoelastisches Verhalten, dagegen zeigen die β -Körner eine ausgeprägte Transversalisotropie. Die Steifigkeit der Glasphase ist insgesamt wesentlich geringer, als die der Kristalle. Der thermische Ausdehnungskoeffizient der Glasphase ist deutlich größer. Die thermoelastischen Eigenschaften verändern sich zudem mit der Temperatur. Insgesamt führen diese Phasenkontraste zu thermischen Eigenspannungen, die während des Abkühlens nach dem Sinterprozess unterhalb der Glasübergangstemperatur (950°C) auf Raumtemperatur (20°C) entstehen.

Formell lässt sich das thermoelastische Verhalten der Glasphase durch den temperaturabhängigen E-Modul $E^M(T) = E_0^M + k_E^M(T - T_0)$ mit dem Raumtemperaturwert $E_0^M = 133$ GPa und dem linearen Temperatureinfluss $k_E^M = -14,7$ MPa/K beschreiben. Die Querkontraktionszahl wird mit $\nu^M = 0,29$ als konstant angenommen. Der thermische Ausdehnungskoeffizient wird als isotrop und konstant über der Temperatur angenommen und ist nach Hampshire et al. [6] $\alpha^M = 5,56 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Die transversal-isotrope und temperaturabhängige Steifigkeit der β -Kristalle lässt sich mit $\mathbb{C}^G(T) = (1 + k_C^G)\mathbb{C}_0^G(T - T_0)$ beschreiben. Hierbei ist $\mathbb{C}_0^G = C_{\alpha\beta}^G \mathbf{B}_\alpha \otimes \mathbf{B}_\beta$ der Steifigkeitstensor bei Raumtemperatur. Die Komponenten haben nach Vogelgesang et al. [7] die folgenden Werte: $C_{11}^G = C_{22}^G = 433$ GPa, $C_{33}^G = 574$ GPa, $C_{12}^G = 195$ GPa, $C_{23}^G = C_{31}^G = 127$ GPa, $C_{44}^G = 119$ GPa und $C_{55}^G = C_{66}^G = 108$ GPa. Für die Basistensoren \mathbf{B}_α werden durch die symmetrisierten dyadischen Produkte der Einheitsvektoren gebildet [8]. Bild 2a zeigt die sphärische Projektion des Steifigkeitstensors nach Böhlke und Brüggemann [9] zusammen mit dem Gittermodell des Kristalls. In Achsrichtung hat der Kristall also eine wesentlich höhere Steifigkeit als quer dazu. Die Konstante für lineare thermische Veränderung der Steifigkeit $k_C^G = -4,29 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ wurde in Wippler et al. [10] durch eine inverse Betrachtung der effektiven Steifigkeit bei verschiedenen Temperaturen bestimmt.

Der thermische Ausdehnungskoeffizient der Kristalle ist ebenfalls transversal-isotrop und temperaturabhängig. Er lässt sich aus Röntgenbrechungsversuchen von Henderson und Taylor [11] zu $\alpha^G(T) = \alpha_a^G(T_0)\mathbf{B}_a + \alpha_c^G(T_0)\mathbf{B}_c + (k_a^G \mathbf{B}_a + k_c^G \mathbf{B}_c)(T - T_0)$ bestimmen. Hierbei sind $\alpha_a^G(T_0) = 0,795 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ und $\alpha_c^G(T_0) = 1,955 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ die thermischen Ausdehnungskoeffizienten in radialer (a) und axialer (c) Richtung. Die Erhöhung der thermischen Ausdehnungskoeffizienten mit steigender Temperatur ist durch $k_a^G = 4,846 \times 10^{-9} \text{ K}^{-2}$ und $k_c^G = 3,504 \times 10^{-9} \text{ K}^{-2}$ gegeben. In Bild 2 b) sind die Geraden für beide Richtungen dargestellt. Deutlich sichtbar ist das veränderliche Verhältnis der Werte zueinander.

Die Orientierungen des Materialverhaltens wird durch die aktive Transformation der Basistensoren mit den orthogonalen Tensoren \mathbf{Q} der Körner aus dem Gefügegenerator erreicht.

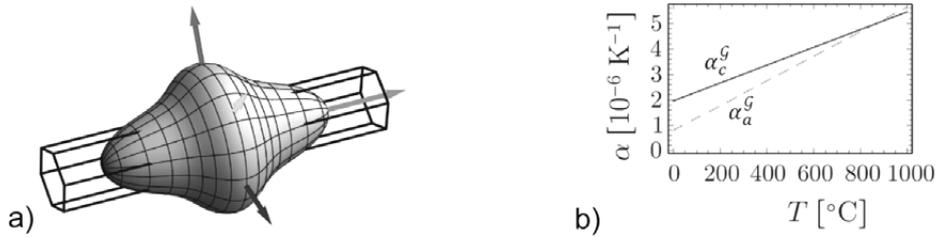


Bild 2: a) E-Modulfigur und b) thermische Ausdehnungskoeffizienten für β -Si₃N₄

2.2.2 Effektives Verhalten

Das effektive elastische Verhalten von Siliciumnitrid ist ähnlich wie das Verhalten der Glasphase thermoelastisch isotrop. Dementsprechend ist die Steifigkeit durch $\bar{E}(T) = \bar{E}_0 + k_{\bar{E}}(T - T_0)$ mit $\bar{E}_0 = 303$ GPa und $k_{\bar{E}} = -12,5$ MPa/K gegeben. Der thermische Ausdehnungskoeffizient lässt sich durch $\bar{\alpha}(T) = \bar{\alpha}_0 + \bar{k}(T - T_0)$ mit dem Raumtemperatur-Ausdehnungskoeffizienten $\bar{\alpha}_0 = 9,972 \times 10^{-7}$ K⁻¹ und der Temperaturänderung $\bar{k} = 4,203 \times 10^{-9}$ K⁻² beschreiben [10].

2.3 Bruchverhalten

2.3.1 Übersicht

Wie die meisten polykristallinen Werkstoffe zeigt Siliciumnitrid zwei verschiedene Bruchmechanismen auf der mikroskopischen Skala. Zum einen kann es zum Bruch von Körnern oder zum Matrixversagen kommen. Andererseits kommt es oft zu Delaminationen zwischen den Körnern und oder zwischen der Matrix und den angrenzenden Körnern. Deswegen werden im Folgenden kurz die Annahmen für die verschiedenen Bruchmechanismen vorgestellt.

2.3.2 Matrix- und Kornbruch

Sprödelastische und isotrope Materialien wie die Glasphase brechen unter den maximalen Hauptnormalspannungen. Hierbei wurde eine Bruchspannung $\sigma_c^M = 10$ GPa auf Basis einer Weibull-Betrachtung der experimentellen Daten angenommen von Iba et al. [12]. Das Kriterium ist in Bild 3a dargestellt.

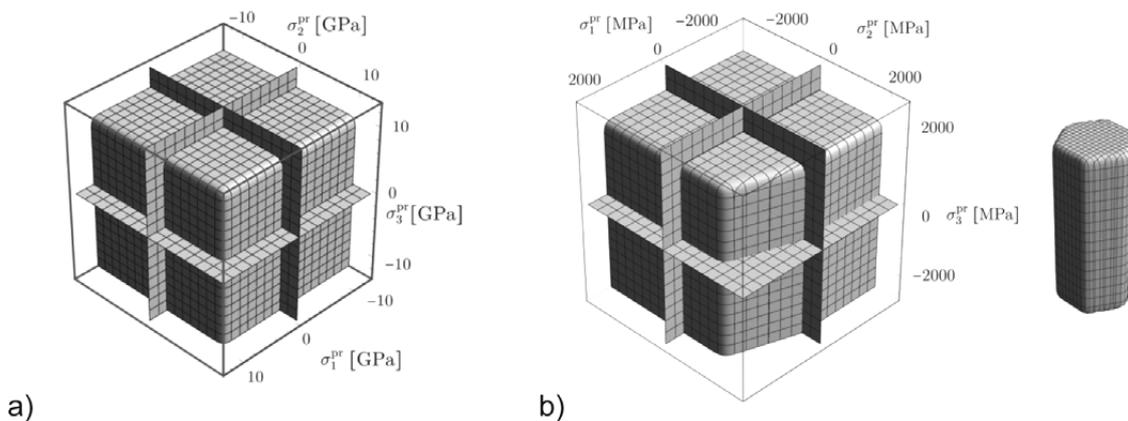


Bild 3: Hauptnormalspannungskriterien für a) die Matrix und b) β -Si₃N₄-Kristalle

Das spröde Versagen der Körner wird durch eine Erweiterung dieses Verhaltens dargestellt, wobei hier die Anisotropie des Kornversagens durch eine Berücksichtigung der Kornorientierung beschrieben wird. Hierbei wird angenommen, dass die Bruchfestigkeit in axialer Richtung etwas größer als die Bruchfestigkeit in radialer Richtung ist. Die angenommenen Bruchfestigkeiten für die radiale und axiale Richtung sind $\sigma_{c,a}^G = 1920$ MPa und $\sigma_{c,c}^G = 2000$ MPa, was einem Unterschied von 4% entspricht. Die Werte wurden durch die Lösung eines inversen Problems für die Bruchfestigkeit des effektiven Materials bestimmt. Der Unterschied ist durch die *ab-initio* Berechnung von Ogata et al. [13] motiviert. Bild 3 b) zeigt das Bruchkriterium für den abgebildeten Kristall. Der Einfluss der Kristallrichtung ist klar zu erkennen.

2.3.2 Grenzflächenverhalten

Ganz entscheidend für das Bruchverhalten von Siliciumnitrid ist die Ablösung von Phasengrenzen. Dieses Grenzflächenverhalten beschreibt nach Wei und Anand [14] das Verhalten einer singulären Fläche zwischen zwei Festkörpern (Bild 4a), das einer Erweiterung des Coulomb'schen Reibungskegels in den Zugspannungsbereich entspricht. In Bild 4b sind die Bruchkriterien im Normal-Tangentialspannungsraum zusammengestellt. Die Schubfestigkeit hängt von der anliegenden Normalspannung über den Reibbeiwert $\mu = 0,8$ ab. Die Anfangsfestigkeiten sind auf $s_N = s_T = 1550$ MPa für Korn-Korn-Kontakte und auf $s_N = s_T = 300$ MPa für Matrix-Korn-Kontakte gesetzt.

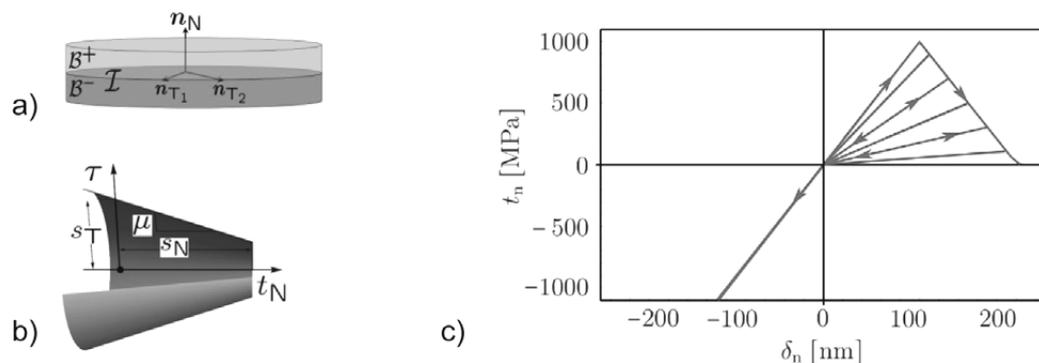


Bild 4: a) Interface mit lokalem Koordinatensystem, b) Grenzflächenablösungskriterien, c) Spannungs-Separations-Kurve für Belastung in Normalenrichtung mit Degradation mit Ablösungsspannung $s_N = 1000$ MPa

Durch eine thermodynamisch konsistente Betrachtung nach Govindjee und Simo [15] unter der Annahme maximaler Dissipation kann unter der Verwendung der Helmholtz freien Energie die Degradation der Grenzfläche und damit die Evolution der Spannungen berechnet werden, was in Wippler und Böhlke [16] ausführlich dargestellt wird. In Bild 4c wird exemplarisch die Spannungs-Separations-Kurve für Belastung in Normalenrichtung gezeigt. Die elastische Schädigung wird durch die Entlastungszyklen verdeutlicht. Die Pfeilspitzen deuten die möglichen Lastpfade an. In Druckrichtung bleibt die Grenzfläche grundsätzlich ungeschädigt.

2.3.3 Effektives Bruchverhalten

Das effektive Bruchverhalten wird, wie das Grenzflächenverhalten, durch ein schädigungselastisches Materialverhalten beschrieben [15]. Hierbei ist die Annahme, dass wie

bei der Matrix der Spröbruch unter den maximalen Hauptnormalspannungen stattfindet. Genau wie beim Grenzflächenmodell findet hier auch das Prinzip der maximalen Dissipation Verwendung [17]. In Bild 5 wird eine Spannungs-Dehnungs-Kurve zusammen mit den zugehörigen E-Modul-Körpern gezeigt. Hier ist der angenommene Zusammenhang zwischen Festigkeits- und Steifigkeitsverlust gut zu erkennen. Das ursprünglich elastisch isotrope Material verliert seine Festigkeit und Steifigkeit in Belastungsrichtung, was der Ausbildung eines makroskopischen Risses gleichkommt.

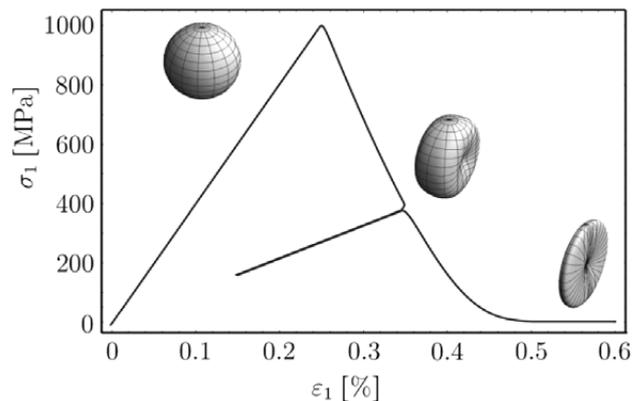


Bild 5: Spannungs-Dehnungs-Kurve für das effektive Bruchverhalten von Siliciumnitrid mit degradierenden E-Modul-Körpern

3 Ergebnisse

3.1 Strukturen

Der in Abschnitt 2.1 erläuterte Gefügegenerator wurde genutzt, um die Mikrostruktur von Siliciumnitrid möglichst realitätsnah dreidimensional nachzubilden. Da für die Berechnung der effektiven Materialeigenschaften Periodizität dazu dient künstliche Randeffekte zu vermeiden [18], wurde die Struktur ebenfalls periodisch erstellt.

In Bild 6a und 6b wird die Struktur von SL 200 BG [2] und einer künstlich erzeugten periodischen Struktur mit 1050 Körnern verglichen [3]. Die Strukturen zeigen beide die typischen mikrostrukturellen Merkmale von Siliciumnitrid. Beim Vergleich der statistischen Verteilungsdichten vom Aspektverhältnis A und Kornlänge L in Bild 6d fällt auf, dass die Verteilungen den gleichen Bereich von Kornlängen und Aspektverhältnissen abdecken. Die Verteilungen innerhalb dieses Bereichs unterscheiden sich jedoch. So ist für die Keramik klar die bimodale Verteilung [1] zu erkennen. Der Verteilung der Generatordaten ist dagegen gleichmäßiger. Diese Unterschiede liegen zum Teil in den verschiedenen Untersuchungsmethoden begründet. So wurde SL 200 BG mit einer komplexen Bildanalysetechnik nach Mücklich et al. [19] untersucht. Die Daten für die künstlich generierte Struktur stammen hingegen aus dem Generator selbst. In Bild 6c sind die hochaufgelösten Konturen einer Struktur dargestellt, die mit ScanIP von Simpleware als Finite-Element-Model vernetzt wurde, um damit das effektive Materialverhalten von Siliciumnitrid zu berechnen.

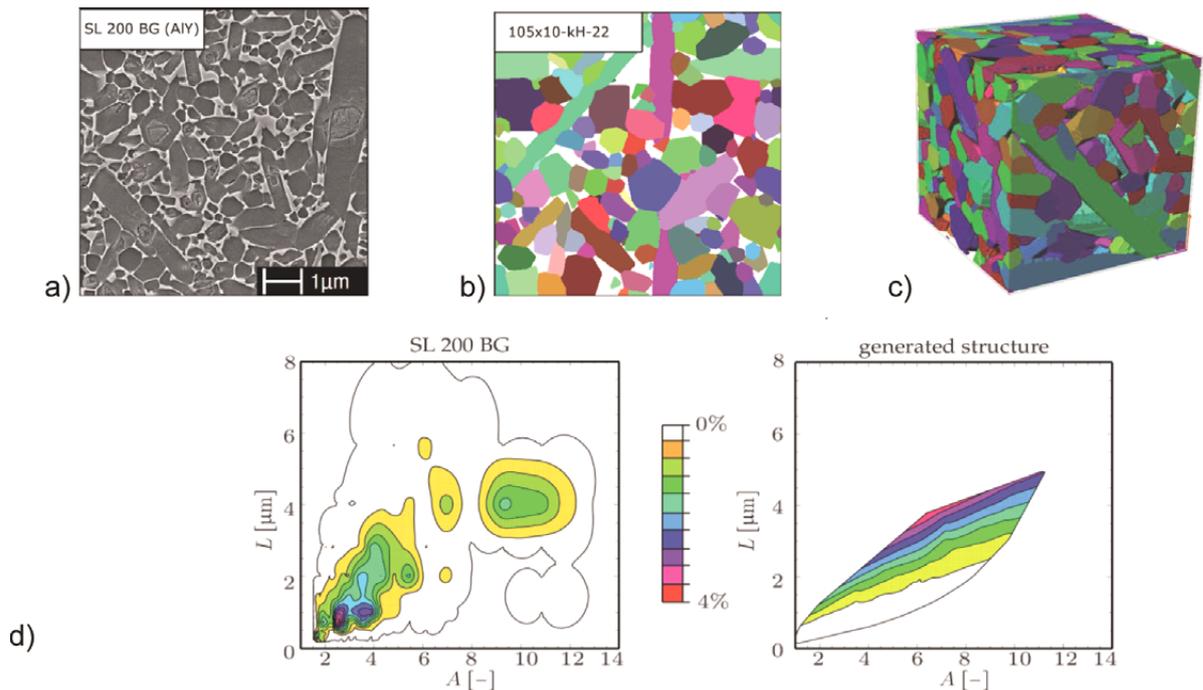


Bild 6: a) REM-Aufnahme von SL 200 BG [2], b) periodische generierte Struktur mit 1050 Körnern [3], c) dreidimensionale Darstellung einer periodischen Struktur mit 232 Körnern, die für FEM-Berechnungen verwendet wird, d) Vergleich der Verteilungsdichte vom SL 200 BH und der in b) gezeigten Struktur

3.2 Thermoelastizität

Für eine aussagekräftige Berechnung des Bruchverhaltens ist es notwendig, die thermoelastischen Eigenschaften möglichst genau zu kennen, um die thermischen Eigenspannungen durch die Abkühlung von der Sintertemperatur voraussagen zu können. Diese Eigenspannungen haben nach Peterson und Tien [20] einen wesentlichen Einfluss, da die Spannungsfelder die Anzahl der Brückenkörner erhöhen können. Bild 7 sind drei wichtige Felder auf Basis einer Einheitszellenrechnung unter Verwendung der in Bild 6c gezeigten Struktur. Hier wurde der Würfel unter periodischen Randbedingungen von der Glasübergangstemperatur (950°C) auf Raumtemperatur (20°C) abgekühlt.

Die hydrostatischen Zugspannungen lokalisieren sich in den Glastaschen. In den Körnern liegt eine leichte Kompression vor, die sich bei der Grenzflächenablösung als höhere Delaminationsspannung in Schubrichtung auswirken sollte, siehe Bild 4b. Die maximale Hauptnormalspannung kann als wesentlich für den Bruch der Matrix und der Körner angesehen werden. Die berechneten Werte sind unkritisch, müssen aber in eine weitere Bruchbetrachtung mit einbezogen werden. In Bild 7c wird die elastische Speicherenergie gezeigt. Sie ist wichtig in den Betrachtungen der linear elastischen Bruchmechanik und kann deshalb zeigen, wo Bruch zu erwarten ist. Es zeigt sich, dass besonders die Glastaschen und – etwas weniger ausgeprägt – die Korngrenzen eine erhöhte Energiedichte vorweisen. Dies deckt sich mit dem beobachteten Bruchverhalten von Siliciumnitrid. Die effektiven Werte nach Lube und Dusza [21] konnten auf Basis der in Wippler et al. [10] beschriebenen Methode und der experimentellen Daten auf der Mikroebene berechnet werden.

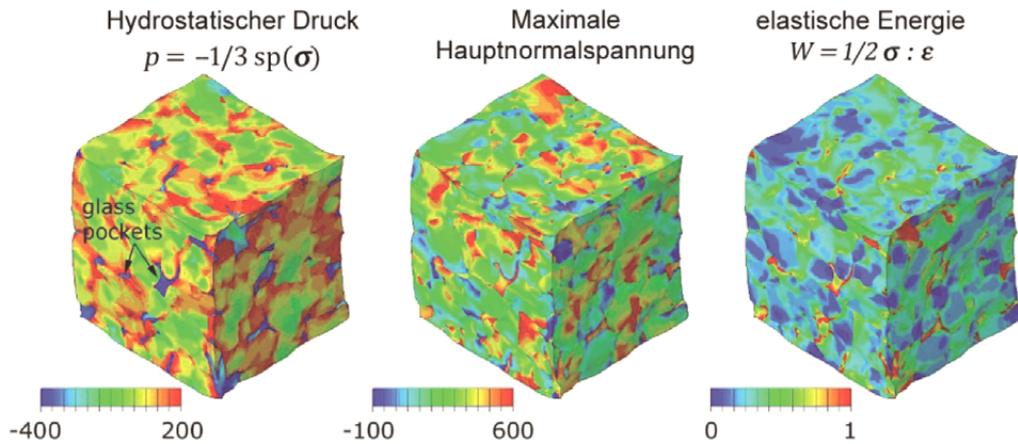


Bild 7: Spannungs- und Energiefelder durch thermoelastische Verspannung in [MPa]

3.3 Effektives Bruchverhalten

Das effektive Bruchverhalten von Siliciumnitrid wird wie auch das thermoelastische Verhalten durch auf Basis von periodischen Einheitszellen berechnet. Durch die Schlechtgestellttheit des Problems ist es notwendig, den Würfel mit zerbrechlichen Körnern und ablösbare Grenzflächen in einen rein elastischen Mantel, der die effektiven thermoelastischen Eigenschaften hat, eingebettet wird.

Um das effektive Bruchverhalten zu berechnen, wurden der Volumenmittelwert der Spannung sowie die effektive Dehnung unter periodischen Randbedingungen betrachtet. Hierbei konnte der Einfluss von verschiedenen Gefügeeigenschaften, von Poren sowie von mehrachsigen Belastungen nachgewiesen werden. In Bild 8a wird die Isotropie der berechneten Bruchspannungen betrachtet. Die Kurven sind Spannungs-Dehnungs-Verläufe, die bei der einachsigen Zugversuchs-Simulationen aufgenommen wurden. Die ausgeprägte Isotropie der Ergebnisse ist klar erkennbar. Eine gewisse Streuung ist durch den statistischen Prozess der Gefügegenenerierung impliziert. In Bild 8b wird der Mittelwert der Rechnungen aus a) mit dem Spannungs-Dehnungs-Verhalten einer porösen Struktur verglichen. Der Einfluss der Porosität ist deutlich sichtbar. Die Kurven haben eine niedrigere Anfangssteifigkeit und erreichen geringere Festigkeiten.

Der wichtigste Verstärkungsmechanismus kann in der in Bild 8c gezeigten Bildsequenz beobachtet werden. Bei den Bildern handelt es sich um den zeitlichen Verlauf des Bruchvorgangs, wobei die Belastung in waagrechter Richtung vorgegeben wurde. Die Dehnungen wurden so gewählt, dass sich effektiv ein einachsiger Spannungszustand ausbilden kann, wie er beispielsweise auf der Zugseite eines Biegebalkens vorliegt. In den Bildern wird die Normalspannung in Zugrichtung gezeigt. Die Transversal-Isotropie der Körner ist gut zu erkennen. Bereits vor dem Bruch trägt das in Zugrichtung ausgerichtete Korn eine relativ hohe Spannung. In den folgenden Bildern beginnt ein Riss unterhalb des Kornes zu wachsen und breitet sich um das Korn herum durch die gesamte Struktur zu aus. Dabei bleibt das Brückenkorn bis zum Schluss intakt und kann Spannungen übertragen, während die Reststruktur nach und nach vollkommen entlastet wird. Zwischen den abgelösten Körnern

konnten Reibungsvorgänge beobachtet werden. Diese Effekte werden als wesentlich für die Zähigkeit von Siliciumnitrid betrachtet.

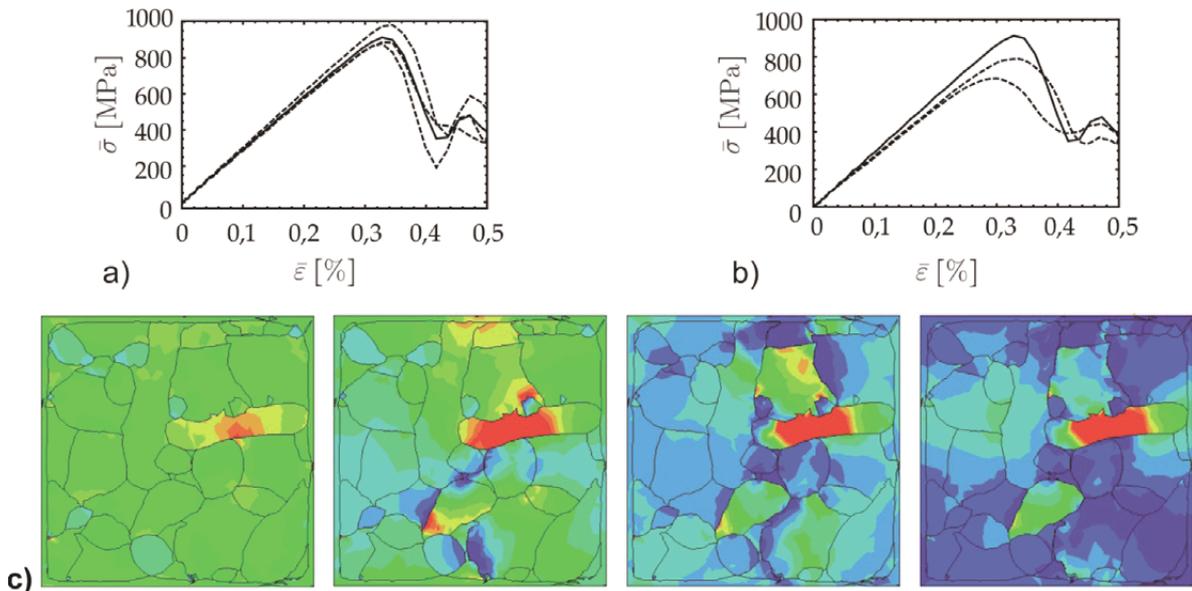


Bild 8: Volumenmittelwerte der Spannung in einem Volumenelement aufgetragen über der effektiven Dehnung: a) Zugversuche in verschiedene Richtungen (- - -) und Mittelung der Rechnungen (-----); b) Einfluss der Referenzkurve (----) und Volumenelemente mit Poren (- - -); c) Bruch eines Volumenelements und Ausbildung eines Brückenkorns

4 Zusammenfassung und Diskussion

Im Teilprojekt C8 des SFB 483 wurde der Frage nachgegangen, in wie fern das Bruchverhalten in Siliciumnitrid und insbesondere seine Verstärkungsmechanismen wie die Ausbildung von Brückenkörnern mit numerischen Methoden berechenbar sind. Da die Gefügeparameter entscheidend für die Bruchzähigkeit des Materials sind, musste auf Grund des Fehlens dreidimensionaler Gefügegeometrien auf experimenteller Basis eine näherungsweise Darstellung implementiert werden, die die wichtigsten Gesichtspunkte des Siliciumnitridgefüges enthält, was durch einen statistischen Algorithmus und unter Verwendung experimenteller Beobachtungen gelang. Des weiteren mussten die thermoelastischen Eigenschaften des Werkstoffs auf der Mikroebene verstanden werden, um den Einfluss thermischer Eigenspannungen auf Grund der Phasenkontraste hinsichtlich der elastischen Steifigkeit und der thermischen Ausdehnung der Phasen in die Bruchsimulationen mit einbeziehen zu können. Die Bruchsimulationen selbst wurden unter Einbeziehung von verschiedenen Mehrachsigkeiten, Porositäten und Gefügeparametern durchgeführt und lassen den Schluss zu, dass die Simulationen einen wesentlichen Beitrag zum besseren Verständnis des Bruchverhaltens auf der mikroskopischen Skala geleistet hat und noch leisten wird. Der nächste Schritt ist die Integration des vorgeschlagenen Modells in Berechnungen auf Bauteilskala, wie sie von Khader und Kailer [22] durchgeführt wurden.

5 Danksagung

Wir danken der Deutschen Forschungsgesellschaft für die Förderung der Projekte sowie den Projektpartnern im Sonderforschungsbereich für die gute und fruchtbare Zusammenarbeit.

6 Literatur

- [1] Becher, P., Sun, E., Plucknett, K., Alexander, K., Hsueh, C., Lin, H.-T., Waters, S., Westmoreland, C.-G., 1998. Microstructural design of silicon nitride with improved fracture toughness I: Effects of grain shape and size. *Journal of Crystal Growth* 81, 2821 – 30.
- [2] Fünfschilling, S., Fett, T., Hoffmann, M., Oberacker, R., Schwind, T., Wippler, J., Böhlke, T., Özcoban, H., Schneider, G., Becher, P., Kruzic, J., 2011. Mechanisms of toughening in silicon nitrides: The roles of crack bridging and microstructure. *Acta Materialia* 59, 3978 – 89.
- [3] Wippler, J., Böhlke, T., 2011. An algorithm for the generation of silicon nitride structures. Submitted to the *Journal of the European Ceramic Society*
- [4] Krämer, M., Hoffmann, M., Petzow, G., 1993. Grain growth kinetics of Si_3N_4 during α/β -transformation. *Acta Metallurgica* 41/10, 2939 – 47.
- [5] Young, P., Beresford-West, T., Coward, S., Notarberardino, B., Walker, B., Abdul-Aziz, A., 2008. An efficient approach to converting three-dimensional image data into highly accurate computational models. *Philosophical Transactions of the Royal Society A* 366, 3155 – 3173.
- [6] Hampshire, S., Nestor, E., Flynn, R., Goursat, P., Sebai, M., Thompson, D., Liddell, K., 1994. Yttrium oxynitride glasses: Properties and potential for crystallisation to glass-ceramics. *Journal of the European Ceramic Society* 14, 261– 73.
- [7] Vogelgesang, R., Grimsditch, M., Wallace, J., 2000. The elastic constants of single crystal β -silicon nitride. *Applied Physics Letters* a76/8, 982 – 84.
- [8] Federov, F., 1968. *Theory of Elastic Waves in Crystals*. Plenum Press, New York.
- [9] Böhlke, T., Brüggemann, C., 2001. Graphical representation of the generalized Hooke's law. *Technische Mechanik* 21/2, 145 – 58. URL: <http://preview.tinyurl.com/6e9uxkc>
- [10] Wippler, J., Fünfschilling, S., Fritzen, F., Böhlke, T., Hoffmann, M., 2011. Homogenization of the thermoelastic properties of silicon nitride. *Acta Materialia* 59, 6029 – 38
- [11] Henderson, C., Taylor, D., 1975. Thermal expansion of the nitrides and oxynitrides of silicon in relation to their structures. *Transactions and Journal of the British Ceramic Society* 74, 49 – 53.
- [12] Iba, H., Naganuma, T., Matsuyama, K., Kagawa, Y., 1999. Fabrication of transparent continuous oxynitride glass fiber-reinforced glass matrix composite. *Journal of Material Science* 34, 5701–05.
- [13] Ogata, S., Hirotsuki, N., Kocer, C., Shibutani, Y., 2004. A comparative ab initio study of the 'ideal' strength of single crystal α - and β - Si_3N_4 . *Acta Materialia* 52, 233 – 38

- [14] Wei, Y., Anand, L., 2004. Grain-boundary sliding and separation in polycrystalline metals: application to nanocrystalline fcc metals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 52, 2587 – 616.
- [15] Govindjee, S., Kay, G., Simo, J., 1995. Anisotropic modelling and numerical simulation of brittle damage in concrete. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 38, 3611–33.
- [16] Wippler J., Böhlke, T., 2011: Delamination of Grain-Interfaces in Silicon Nitride, submitted to *Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics*
- [17] Wippler, J., Böhlke, T.: *Fracture Simulations on Silicon Nitride*, ITM-Preprint
- [18] Suquet, P., 1982. *Plasticité et homogénéisation*. Ph.d. thesis, Université Pierre et Marie Curie, Paris.
- [19] Mücklich, F., Hartmann, S., Hoffmann, M., Schneider, G., Ohser, J., Petzow, G., 1994. Quantitative description of Si₃N₄ microstructures. *Key Engineering Materials* 5, 465 – 470.
- [20] Peterson, I., Tien, T.-Y., 1995. Effect of the grain boundary thermal expansion coefficient on the fracture toughness in silicon nitride. *Journal of the American Ceramic Society* 78, 2345 – 52.
- [21] Lube, T., Dusza, J., 2007. A silicon nitride reference material – a testing program of ESIS TC6. *Journal of the European Ceramic Society* 27, 1203 – 09.
- [22] Khader, I., Kailer, A., 2010: Damage mechanisms in silicon nitride wire-rolling tools: Lab-scale experiments and correlation with finite element modeling. *Journal of Materials Processing Technology*

Kraftstoffgeschmierte Gleitsysteme

Nutzen und innovative Generierung höchster Einspritzdrücke für moderne Antriebskonzepte

J. Stein

Robert Bosch GmbH, Stuttgart

Die Kombination von niedrigem Kraftstoffverbrauch und geringsten NO_x -Rohemissionen wird durch eine günstige Verbrennungsführung bei geringem Sauerstoffüberschuss erreicht. Mittelbar bietet eine Hubraumverkleinerung und gegebenenfalls eine Anpassung der Getriebeübersetzung zu Drehzahlsenkung weiteres Potential zur CO_2 -Einsparung, wodurch die innermotorische Absenkung der Stickoxide aufgrund der Verschiebung der Betriebspunkte zu höheren Lastbereichen anspruchsvoller wird und sich die Emissionskonzepte von PKW- und NFZ-Motoren annähern.

Damit der Erfolgsfaktor Fahrspaß bei den Diesel-PKW sichergestellt ist, bedingt die Verkleinerung der Motoren eine entsprechende Anhebung der spezifischen Leistung welche auch eine effiziente Verbrennung bei geringem Luftüberschuss erfordert.

Aufgrund der ungünstigeren Randbedingungen für die Verbrennung bei geringen Luftverhältnissen muss die Gemischbildung intensiviert werden, um die geforderte innermotorische Effizienz zu gewährleisten.

Die theoretische Betrachtung zeigt, dass bei modernen DI-Diesel Brennverfahren der Parameter Einspritzdruck den größten Anteil zur Mischung des Kraftstoffs mit der Luft beiträgt und somit einen entscheidenden Beitrag zur effizienten Verbrennung liefert.

Ein Beispiel zur Hubraumreduktion von 2.0 l mit 60 kW/l auf einen 1.5 l Motor mit 80 kW/l zeigt, dass sich durch Anhebung des Einspritzdruckes von 1800 bar auf 2200 bis 2400 bar mit entsprechender Anpassung des hydraulischen Durchflusses die Einspritzdauern bei ca. 15% erhöhter Strahlgeschwindigkeit wieder deutlich annähern lassen und somit hinsichtlich des Einspritzsystems die Voraussetzung für eine effiziente Verbrennung gegeben sind.

Zur Generierung derartiger Druckniveaus mit adäquaten Kosten und höchster hydraulischer Effizienz bedarf es innovativer Konzepte. Hierzu gehören die Darstellung der Funktionalität mit entsprechenden Designausführungen unter Ausnutzung optimierter Werkstoffe und Bearbeitungsprozesse sowie ein geeignetes Variantenmanagement. Dies lässt sich anhand der Bosch Hochdruckpumpenfamilien nachvollziehen.

Keramische Komponenten für die Benzin-Hochdruckeinspritzung

C. Pfister, U. Spicher

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Kolbenmaschinen

Das Teilprojekt A4 untersucht den Einsatz ingenieurkeramischer Werkstoffe in den kraftstoffgeschmierten Gleitsystemen von Hochdruckpumpen für die Benzin-Direkteinspritzung. Ziel ist es, Einspritzdrücke von bis zu 800 bar bei niedrigem Verschleiß und geringer Reibung zu erzielen. Zur Erreichung dieser Vorgaben werden die vorteilhaften Eigenschaften ingenieurkeramischer Werkstoffe ausgenutzt.

1 Einleitung

Die Entwicklung von Verbrennungsmotoren strebt nach einer erhöhten Effizienz bei gleichzeitiger Einhaltung der immer strengeren Schadstoffemissionsgrenzwerte. Für Ottomotoren beinhaltet die strahlgeführte Benzin-Direkteinspritzung ein hohes Potenzial zur Kraftstoffeinsparung. Diese Technologie ermöglicht es, den Verbrauch um 5 % bei Vollast und bis zu 50% bei Leerlauf im Vergleich zu konventionellen Motoren mit Saugrohreinspritzung abzusenken [1]. Jedoch treten bei Benzin-Direkteinspritzung neue Problemen auf. Da der Kraftstoff direkt in den Brennraum eingespritzt wird, ist die Zeitspanne zur Verdampfung und Gemischbildung besonders kurz. Falls flüssiger Kraftstoff während der Verbrennung noch vorliegt, bildet sich Ruß, was zu deutlich erhöhten Partikelemissionen führt. Um die Verdampfung des eingespritzten Kraftstoffs zu beschleunigen, muss er mit hohem Druck eingespritzt werden [1, 2, 3]. Aktuelle Verbrennungsmotoren mit Benzindirekteinspritzung verwenden einen Einspritzdruck von bis zu 200 bar, während Prüfstandsversuche am Karlsruher Institut für Technologie bereits gezeigt haben, dass noch höhere Drücke zu einer deutlichen Reduzierung von Schadstoffemissionen, im Speziellen der Russemissionen, führen [4]. Die Erhöhung des Einspritzdrucks ist aber nicht ohne Schwierigkeiten zu lösen. Das Hauptproblem ist, dass konventionelle Werkstoffe, die in Benzin-Hochdruckpumpen zum Einsatz kommen, wegen der zu niedrigen Schmierfähigkeit des Ottokraftstoffs versagen [2, 3, 5, 6]. Aus diesem Grund wurden am Karlsruher Institut für Technologie Untersuchungen an einer mediengeschmierte 1-Kolben-Modellpumpe durchgeführt. Diese Pumpe wurde mit keramischen Komponenten in den Gleitsystemen gebaut, mit dem Ziel, die vorteilhaften Eigenschaften wie Härte oder chemische Beständigkeit ingenieurkeramischer Werkstoffe auszunutzen. Diese Versuche haben gezeigt, dass ein Einspritzdruck von 500 bar bei niedrigem Verschleiß und niedriger Reibung realisierbar ist [7, 8]. Basierend auf der daraus gewonnenen Erfahrung, sowie auf neuen Forschungsergebnissen von Motoren mit Hochdruckeinspritzung [4], wurde ein Prototyp einer 3-Kolben-Radialpumpe für 800 bar Einspritzdruck entwickelt. Der vorliegende Artikel zeigt die Leistung dieser mediengeschmierten Hochdruckpumpe mit Siliziumkarbid oder SiAlON in den Gleitsystemen.

2 Versuchsmaterial und experimentelle Methoden

2.1 Versuchsträger

Die Erfahrung, die mit der 1-Kolben-Modellpumpe im Rahmen des Teilprojektes A4 gewonnen wurde, hat es in einem ersten Schritt ermöglicht, eine Auswahl an geeigneten Werkstoffe zu finden, sowie optimale Wirkflächenbearbeitung und Konstruktionslösungen zu definieren [7, 8]. Jedoch sind Versuche an einer seriennahen Pumpe notwendig, um diese Ergebnisse zu bestätigen. Aus diesem Grund wurde am Institut für Kolbenmaschinen des Karlsruher Instituts für Technologie eine mediengeschmierte 3-Kolben-Radialpumpe entwickelt und konstruiert. Diese Pumpenbauform stellt Vorteile im Bezug auf Wirkungsgrad, Laufruhe, Größe und Preis dar [3]. Das Bild 1 zeigt eine Schnittdarstellung des Pumpenprototyps.

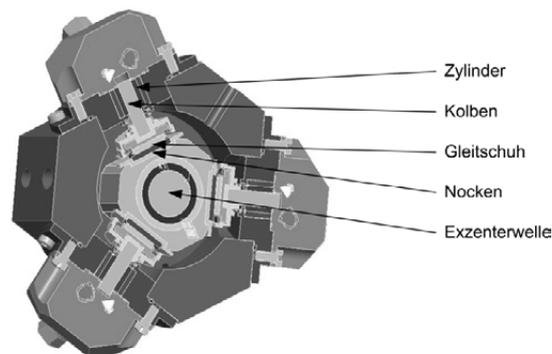


Bild 1: Schnittdarstellung des Prototyps einer Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff auf Basis keramischer Gleitsysteme.

Die Kinematik einer der 3 Kolben/Zylinder- und Nocken/Gleitschuh-Gruppen wird im Bild 2 erklärt. Die Drehung der Exzenterwelle treibt den Nocken in einer Kreisbewegung an. Der Nocken schiebt den Kolben durch den Gleitschuh nach oben. Der Kolben wird dann mittels einer Rückholfeder (auf dem Bild nicht dargestellt) wieder nach unten gedrückt. Die zwei Gleitsysteme (Nocken/Gleitschuh und Kolben/Zylinder) führen also eine sinusförmige Relativbewegung und -geschwindigkeit im Bezug auf den Drehwinkel der Exzenterwelle ($^{\circ}\text{KW}$) aus. Der Hub und der Kolbendurchmesser betragen 4 mm bzw. 8 mm, was zu einem Gesamthubvolumen von 603 mm^3 führt.

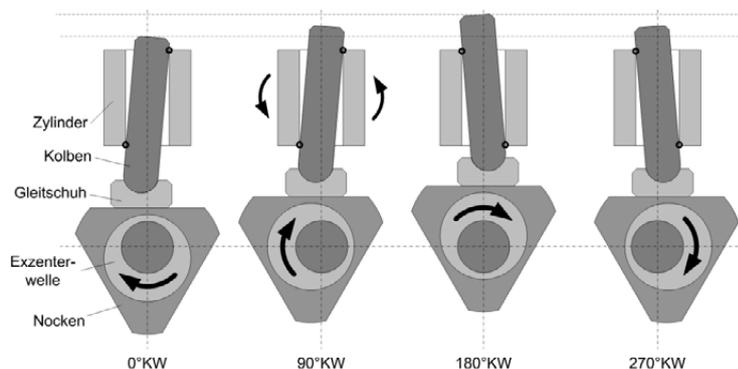


Bild 2: Schematische Darstellung der Kinematik des Prototyps.

Dieser Prototyp unterscheidet sich zwar von der vorherigen 1-Kolben-Modellpumpe in der Anzahl der Gleitsysteme und dem maximalen Druck, aber die Flächenpressung im Nocken/Gleitschuh-System bleibt die gleiche (13 MPa). Die vorliegenden Ergebnisse bei 800 bar können also mit den vorherigen Ergebnissen bei 500 bar verglichen werden. Jedoch soll beachtet werden, dass die mittlere Gleitgeschwindigkeit bei 300 U/min durch den kleineren Hub von 0,06 m/s auf 0,04 m/s abgesenkt wurde.

2.2 Bauteile und Werkstoffe

In diesem Artikel liegt der Fokus auf dem Nocken/Gleitschuh-System. Da die Reibkräfte in diesem Gleitsystem die Beanspruchungen im Kolben/Zylinder-System direkt beeinflussen, ist die Wahl einer günstigen Werkstoffpaarung für den Nocken/Gleitschuh-System besonders wichtig. Aus diesem Grund kam nur gehärteter Stahl (100Cr6) bzw. Siliziumkarbid (EKasic F von ESK Ceramics) für den Kolben bzw. Zylinder zum Einsatz. Diese Werkstoffkombination hat sich bereits als sehr gut geeignet gezeigt [6, 7, 8]. Das Spiel zwischen dem Kolben und dem Zylinder beträgt 5 µm, um eine Drosselspaldichtung zu realisieren. Dies führt zu einer sehr geringen Leckage, die zur Kühlung und Schmierung der Bauteile dient.



Bild 3: Zylinder (Siliziumkarbid), Kolben (100Cr6), Gleitschuh und Nocken (von links nach rechts)

Der Nocken und der Gleitschuh (Bild 3) bestehen aus Scheiben mit 25 mm bzw. 20 mm Durchmesser. Deren Wirkflächen werden mit einer D25-Diamantscheibe plan geschliffen, was zu einem guten Kompromiss zwischen gutem Einlaufen und niedrigen Reibungszahlen führt [7, 8]. Die Scheiben werden in einen metallischen Träger geklebt, um die Gleitkomponenten einfach ersetzen zu können.

Eigenschaft	Material		
	100Cr6	SiAlON (α/β : 60/40)	EKasic F (SSiC)
Mittlere Korngröße [μm]	-	0,8	1,9*
Dichte $\rho_{20^\circ\text{C}}$, 10^3 [kg/m^3]	7,84	3,3	3,17*
Vickers Härte	800	1860	2540*
E-Modul [GPa]	212	319	410*
Biegefestigkeit [MPa]		748	405
R_a -Wert der Kontaktfläche [μm]	0,05	0,06-0,1	0,08-0,1

Tabelle 1: Eigenschaftskennwerte der verwendeten Materialien im Nocken/Gleitschuh-System. (* = Herstellerangaben)

Als Keramiken entweder in Selbstpaarung oder in Mischpaarung mit gehärtetem Stahl (100Cr6) wurden im Prototyp untersucht: Siliziumkarbid (EKasik F von ESK Ceramics) und SiAlON (mit einem α/β Verhältnis von 60/40). Die SiAlON-Keramik wurde für diese Anwendung am Karlsruher Institut für Technologie im Rahmen des Teilprojekts B1 entwickelt und hergestellt [9, 10, 11]. Beide Keramiken wurden bereits an der 1-Kolben-Modellpumpe erfolgreich untersucht. Die in diesem Artikel vorgestellten Versuche haben das Ziel, die Eignung dieser Werkstoffe in einer seriennahen Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff zu bestätigen. Die Haupteigenschaften der eingesetzten Materialien werden in der Tabelle 1 dargestellt.

Um die Schmierung im Nocken/Gleitschuh-System zu verbessern, wurde eine Textur, die am Karlsruher Institut für Technologie im Rahmen des Teilprojekts B3 entwickelt wurde, auf dem Nocken untersucht. Diese Textur wird mittels eines Lasers realisiert und besteht aus runden Näpfchen mit 60 μm Durchmesser, 10 μm Tiefe und 20% Flächenanteil. Diese Näpfchen haben die Funktion, den Kraftstoff im Gleitkontakt zu halten und die Verschleißpartikel aufzunehmen [12].

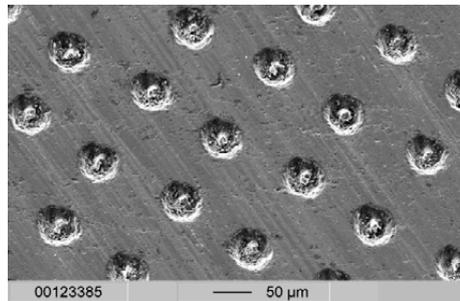


Bild 4: REM-Aufnahme eines Nockens mit runden Näpfchen auf der Oberfläche.

2.3 Prüfstand und Versuchsführung

Der Prototyp wurde an einem Pumpenprüfstand unter realistischen Betriebsbedingungen untersucht. Die Hochdruckpumpe wird durch einen Elektromotor angetrieben und der Kraftstoff wird in eine ähnliche Rail wie bei Motoren mit Direkt-Einspritzung gefördert. Ein Regelventil in der Rail erlaubt es, den Druck beliebig einzustellen und über der Pumpendrehzahl konstant zu halten. Jede Werkstoffpaarung im Nocken/Gleitschuh-System wurde unter dem gleichen Lastkollektiv untersucht. Ergebnisse aus vorherigen Messungen haben gezeigt, dass die Reibungsverluste im niedrigen Drehzahlbereich der Pumpe am höchsten sind, was durch die niedrigen Gleitgeschwindigkeiten in dem Gleitsystem zu erklären ist [7, 8]. Aus diesem Grund wurden die Ergebnisse, die in diesem Artikel präsentiert werden, zwischen 300 U/min und 1500 U/min erarbeitet. Der Druck wurde von 200 bar bis 800 bar variiert. Ein Lastkollektiv dauert ca. 4 Stunden und wird 4-mal wiederholt, so dass der gesamte Gleitweg 7.200 Meter beträgt. Die Ergebnisse die hier präsentiert werden, wurden ab dem dritten Zyklus gemessen, da die gemessenen Werte danach immer konstant waren und die Gleitkomponenten als eingelaufen betrachtet werden konnten.

Die Versuche wurden mit kommerziellem Benzin (ROZ 95 mit 5% Ethanol) durchgeführt. Zusätzlich wurde auch Ethanol (99%) untersucht. In diesem Fall wurde der Prototyp gespült aber nicht zerlegt), so dass der Vergleich zwischen Benzin oder Ethanol-Schmierung mit den gleichen Werkstoffpaarungen durch Einlaufunterschiede nicht beeinflusst werden konnte.

2.4 Messtechnik

Der Prototyp verfügt über Druck- und Temperatursensoren (Kistler 4067 A1000) in jedem Zylinder. Ein Drehmomentsensor mit Winkelmarkgeber (Kistler 4502 A20) ermöglicht es, den Drehmomentverlauf als Funktion des Kurbelwinkels zu messen. Ein Massenstrommessgerät, sowie Druck- und Temperatursensoren im Hydraulikkreislauf dienen zur Überwachung, so dass die Pumpe stets in einem sicheren Betriebszustand läuft. Nach jedem Versuch werden die Wirkflächen der Gleitkomponenten aus dem Nocken/Gleitschuh-System mittels Rasterelektronenmikroskopie analysiert.

2.5 Auswertungsmethode

Anhand der Messdaten ist es ohne großen Rechenaufwand möglich, den Gesamtwirkungsgrad zu berechnen. Jedoch ist dieser Parameter nicht geeignet, um die Leistung der Werkstoffpaarungen im Nocken/Gleitschuh-System zu vergleichen, da er vom volumetrischen Wirkungsgrad beeinflusst wird. Aus diesem Grund wurde eine Auswertungsmethode entwickelt, die den mechanischen Wirkungsgrad unabhängig von volumetrischen Verlusten der Pumpe darstellt.

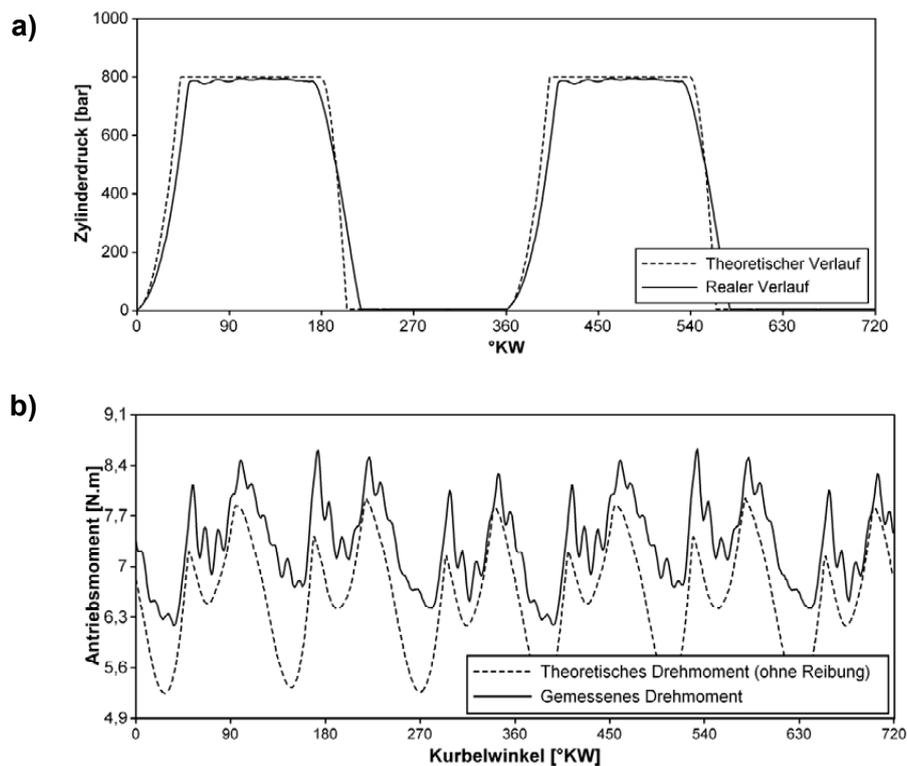


Bild 5: (a) theoretischer und gemessener Druckverlauf in einem Zylinder, (b) theoretisches (ohne Reibung) und gemessenes Antriebsmoment über 2 Umdrehungen (Beispiel bei 800 bar, 500 U/min, SSiC in Selbstpaarung im Nocken/Gleitschuh-System).

Dafür wird der gemessene Druck (Bild 5a: realer Verlauf) in jedem Zylinder in seine resultierende Kraft auf die Welle umgerechnet. Die Unterschiede zwischen theoretischem und gemessenem Druckverlauf, die auf Bild 5a zu sehen sind, liegen an den volumetrischen Verlusten. Anhand der geometrischen Größen des Prototyps kann das theoretische Antriebsmoment, das zum Realdruckaufbau nötig ist, berechnet werden (Bild 5b: theoretisches Drehmoment ohne

Reibung). Die Reibverluste werden hier nicht in Betracht gezogen. Der mechanische Wirkungsgrad ergibt sich also aus dem Quotient aus dem theoretischen Antriebsmoment und dem am Prüfstand gemessenen Antriebsmoment. So werden nur die Reibungsverluste in folgenden Systemen betrachtet: Nocken/Gleitschuh-System, Kolben/Zylinder-System, Gleitlagerung des Nockens auf der Exzenterwelle, Lagerung der Exzenterwelle im Pumpengehäuse und Gleitringdichtungen auf der Exzenterwelle. Da nur die Werkstoffpaarungen im Nocken/Gleitschuh-System zwischen den Versuchen getauscht werden, ist der mechanische Wirkungsgrad ein geeigneter Parameter, um die verschiedenen Werkstoffkombinationen zu bewerten.

3 Ergebnisse

3.1 Drehmomentverläufe mit SSiC und SiAlON im Nocken/Gleitschuh-System

Das Bild 6 zeigt die Antriebsmomentverläufe des Prototyps bei 500 U/min und 4 verschiedenen Druckstufen: 200, 400, 600 und 800 bar. Das linke Diagramm stellt die Ergebnisse vom Selbstgepaartem Siliziumkarbid im Nocken/Gleitschuh-System dar. Das rechte Diagramm zeigt die Ergebnisse mit SiAlON in Selbstpaarung. Die zwei Werkstoffpaarungen haben ähnliche Drehmomentverläufe bei den niedrigsten Drücken (um die 2,5 Nm bei 200 bar), jedoch weist SiAlON höhere Schwingungen (zwischen 6 und 10 Nm für SiAlON statt zwischen 6 und 8,5 Nm für Siliziumkarbid) bei 800 bar auf, was zu einer Geräuschentwicklung führt. Ab ungefähr 1000 U/min sind diese Schwingungen deutlich geglättet, und die Laufruhe ist wieder ähnlich wie bei Siliziumkarbid.

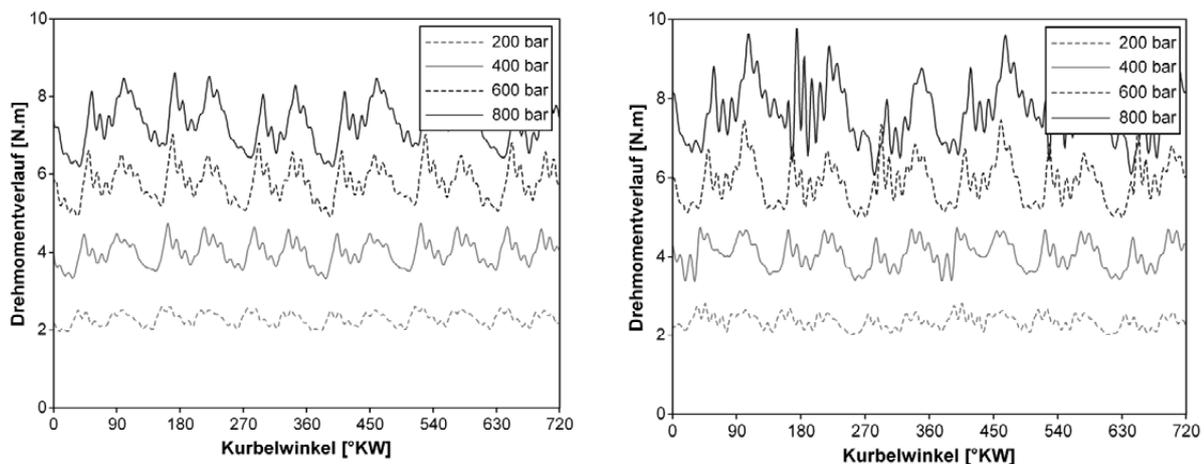


Bild 6: Drehmomentverläufe bei 500 U/min und 4 verschiedene Druckstufen mit SSiC (links) und SiAlON (rechts) in Selbstpaarung im Nocken/Gleitschuh-System. Fördermedium: Benzin.

3.2 Mechanischer Wirkungsgrad bei 800 bar Förderdruck

Neben den Versuchen mit Siliziumkarbid und SiAlON in Selbstpaarung wurden auch Untersuchungen mit texturiertem Siliziumkarbid in Selbstpaarung oder in Kombination mit 100Cr6 durchgeführt. Wie es bereits mit der 1-Kolben-Modellpumpe festgestellt wurde, ist für diese Werkstoffkombination eine Textur notwendig, um die Reibungskräften in einem annehmbaren Bereich zu halten, und kein Stahlübertrag auf der Keramik zu verursachen [7, 8].

Das Bild 7 zeigt den mechanischen Wirkungsgrad des Prototyps bei 800 bar mit Benzin für die oben genannten Werkstoffpaarungen. SiAlON in Selbstpaarung und Siliziumkarbid in Kombination mit 100Cr6 wurden bei 800 bar und 300 U/min nicht untersucht, da die Antriebsmomentspitzen zu hoch waren, um die Pumpe in einem sicheren Betriebszustand zu halten. Bei 1500 U/min wurde aufgrund eines Ventilproblems keine Messung mit SiAlON durchgeführt. Das Problem war aber unabhängig vom Werkstoff. Die Ergebnisse sind insgesamt sehr zufriedenstellend, da der mechanische Wirkungsgrad ab 700 U/min stets über 0,9 ist. Auch bei niedrigeren Drehzahlen, bzw. der sehr niedrigen Gleitgeschwindigkeit in dem Gleitsystem, sind die Werte noch akzeptabel. Jedoch sind Unterschiede zwischen den Werkstoffpaarungen zu sehen. Bei 500 U/min zeigt SiAlON leicht schlechtere Ergebnisse mit einem mechanischen Wirkungsgrad von 0,84 gegenüber 0,90 für Siliziumkarbid. Bei höheren Drehzahlen haben diese zwei Selbstpaarungen ähnliche Werte, wie bereits in 3.2 erwähnt. Die Vorteile der Textur bei Siliziumkarbid in Selbstpaarung sind besonders eindeutig bei niedriger Drehzahl: bei 300 U/min wird der mechanische Wirkungsgrad von 0,77 auf 0,86 gesteigert. Bei höheren Drehzahlen ist die Verbesserung geringer. Die Kombination von texturiertem Siliziumkarbid mit 100Cr6 weist ähnliche Ergebnisse wie bei Keramik-Selbstpaarungen ab 700 U/min auf. Dafür ist der mechanische Wirkungsgrad bei niedrigeren Drehzahlen geringer als mit selbstgepaartem Siliziumkarbid.

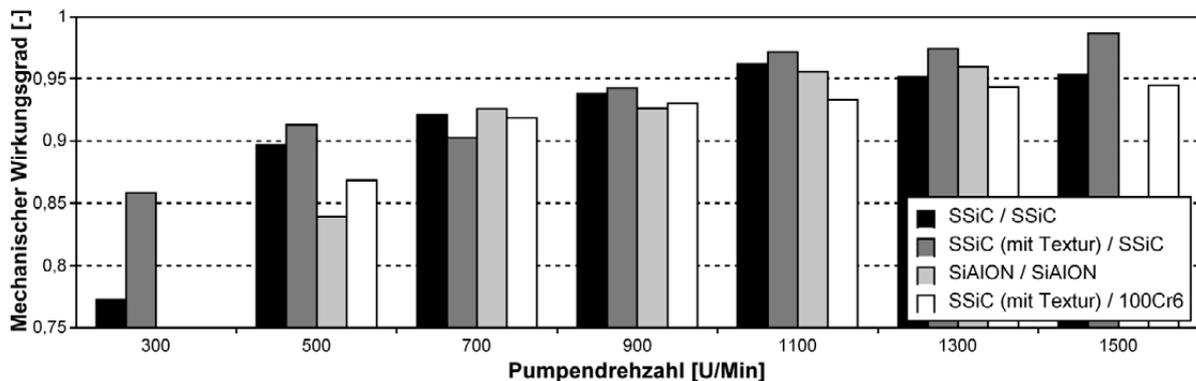


Bild 7: Mechanischer Wirkungsgrad von verschiedenen Materialpaarungen im Nocken/Gleitschuh-System bei 800 bar. Fördermedium: Benzin.

3.3 Untersuchungen mit Ethanol

Da in Zukunft der Anteil von Ethanol im Kraftstoff steigen wird, wurden zusätzlich Versuche mit Ethanol durchgeführt. Bild 8 zeigt den mechanischen Wirkungsgrad des Prototyps mit texturiertem Siliziumkarbid in Selbst- und Mischpaarung und SiAlON in Selbstpaarung im Nocken/Gleitschuh-System. Die Ergebnisse mit Ethanol sind allgemein besser als mit Benzin, insbesondere bei niedrigen Drehzahlen. Dies bestätigt was mit der 1-Kolben-Modellpumpe bereits festgestellt wurde: mit zunehmendem Ethanol-Anteil im Kraftstoff sinken die Reibverluste [8]. Der mechanische Wirkungsgrad befindet sich stets zwischen 0,92 und 0,99 für jede Materialkombination im Nocken/Gleitschuh-System, mit einer sehr leichten Steigerung mit zunehmender Drehzahl. Im Gegensatz zu den Versuchen mit Benzin als Fördermedium wirkt SiAlON in Selbstpaarung leicht besser als texturiertes Siliziumkarbid.

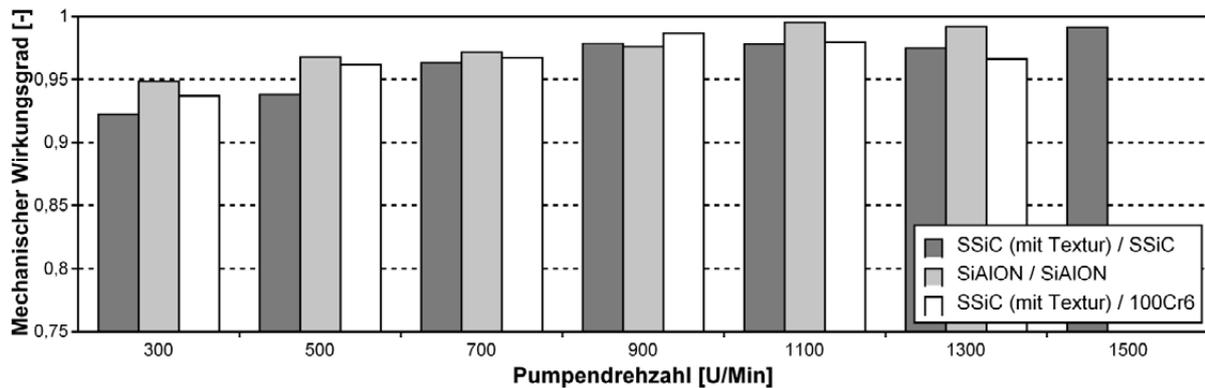


Bild 8: Mechanischer Wirkungsgrad von verschiedenen Materialpaarungen im Nocken/Gleitschuh-System bei 800 bar. Fördermedium: Ethanol (99%).

3.4 Wirkflächenanalyse

Nach jedem Versuch wurden die Nocken und Gleitschuhe mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) analysiert, um den Verschleiß abschätzen und eventuell Materialübertrag identifizieren zu können. Die Bilder 9 und 10 zeigen Nocken bzw. Gleitschuhe nach 16 Stunden Betrieb (7200 Meter Gleitweg). Bei Siliziumkarbid konnte kein Verschleiß gemessen werden, da die Oberflächen nur eingeglättet wurden. Diese Feststellung stimmt mit den Versuchen mit der 1-Kolben-Modellpumpe überein: die Oberfläche wird in den ersten Stunden durch den Einlaufvorgang eingeglättet, danach ist keine Veränderung mehr zu beobachten [7, 8]. Im Fall von texturierten Nocken (Bild 9) sind Verschleißpartikel in den Nöpfchen zu sehen. Die Textur im Fall der Mischpaarung mit 100Cr6 ist zwar deutlich mehr gefüllt als im Fall der Selbstpaarung, aber es ist außerhalb der Nöpfchen kein Materialübertrag auf der Keramik zu finden. Bei dem SiAlON konnte ebenso kein Verschleiß direkt gemessen werden. Auf der Oberfläche des Nockens (Bild 9) sind noch Riefen des Schleifvorgangs zu erkennen. Vorherige Versuche mit der 1-Kolben-Modellpumpe haben gezeigt, dass der Verschleißkoeffizient durch diese Riefen abgeschätzt werden kann und deutlich unterhalb $10^{-8} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ liegt [8]. Bei Siliziumkarbid sind ebenfalls keine Riefen in der Gleitrichtung zu sehen. Auf dem Gleitschuh aus 100Cr6 sind leichte Kratzer zu beobachten (Bild 10, rechts). Diese wurden durch Verschleißpartikel gebildet und gehen in mehrere Richtungen, da der Gleitschuh sich im Betrieb frei um seine Achse drehen kann. Diese Kratzer sind jedoch unkritisch.

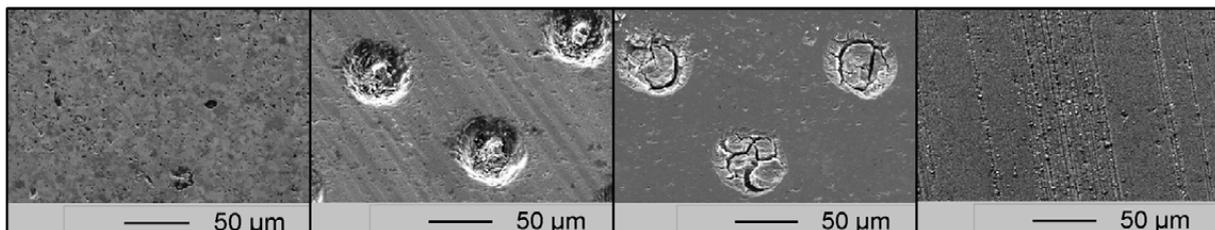


Bild 9: REM-Bilder von verschiedenen Nocken nach 16 Stunden Betrieb. Von links nach rechts : SSiC ohne Textur gegen SSiC ; SSiC mit Textur gegen SSiC ; SSiC mit Textur gegen 100Cr6 ; SiAlON gegen SiAlON. Gleitrichtung: horizontal

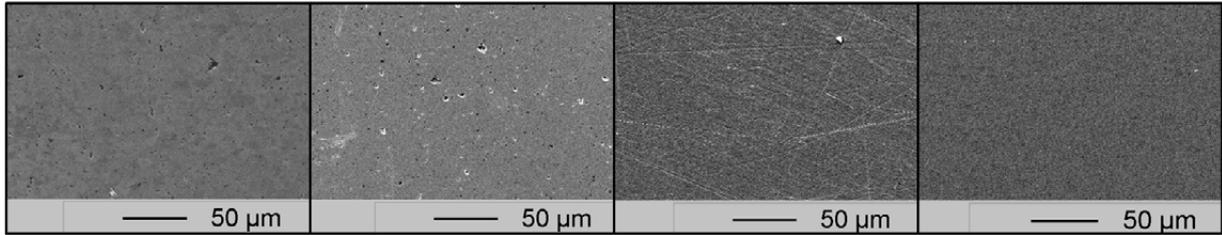


Bild 10: REM-Bilder von verschiedenen Gleitschuhen nach 16 Stunden Betrieb. Von links nach rechts : SSiC gegen SSiC ; SSiC gegen SSiC mit Textur ; 100 Cr6 gegen SSiC mit Textur ; SiAlON gegen SiAlON.

4 Diskussion und Zusammenfassung

Die vorliegenden Ergebnisse zeigen die Realisierbarkeit einer Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff mit 800 bar Förderdruck, mit der Motivation einer Absenkung der Rußpartikelemissionen von Verbrennungsmotoren mit Benzin-Direkteinspritzung. Dieses Ziel wird durch den Einsatz von Siliziumkarbid oder SiAlON im Nocken/Gleitschuh-System ermöglicht. Beide Keramiken führen zu einem sehr guten mechanischen Wirkungsgrad bei sehr niedrigem Verschleiß. Siliziumkarbid weist zwar die niedrigsten Reibungsverluste bei niedrigen Drehzahlen mit Benzin auf, aber SiAlON bietet eine höhere Festigkeit und wäre für die Konstruktion einer kompakten Hochdruckpumpe sehr gut geeignet. Nebenbei führt eine Mikrotextur auf dem Nocken zu einer deutlichen Verbesserung des Wirkungsgrades, in dem sie den Kraftstoff im Gleitsystem hält und die Verschleißpartikel speichert. Die Mikrotextur erlaubt es auch, Siliziumkarbid in Kombination mit gehärtetem Stahl zu verwenden, was für eine kompakte und einfache Konstruktion vorteilhaft ist. Sollte in der Zukunft der Ethanol-Anteil im Ottokraftstoff weiter steigen, würden beide Keramik zu noch besseren mechanischen Wirkungsgraden führen.

5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes A4 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

6 Literatur

- [1] U. Spicher, J. Reissing, J. M. Kech, J. Gindele: Gasoline Direct Injection (GDI) Engines - Development Potentialities. SAE Technical Paper 1999-01-2938, 1999.
- [2] C. Baumgarten: Mixture Formation in Internal Combustion Engines. Springer, ISBN 3-540-30835, 2005.
- [3] U. Spicher und 21 Mitautoren: Ottomotor mit Direkteinspritzung. Vieweg, ISBN 978-3-8348-0202-6, 2007.
- [4] F. Schumann, S. Buri, H. Kubach, U. Spicher, M. Hall: Investigation of Particulate Emissions from a DISI Engine with Injection Pressures up to 1000 bar. 19. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentchnik, Aachen, 2010.
- [5] H. Czichos, K.-H. Habig: Tribologie-Handbuch. Vieweg, ISBN 3-528-16354-2, 2003.

- [6] J. P. Häntsche, G. Krause, A. Velji, U. Spicher: High Pressure Fuel Pump for Gasoline Direct Injection based on Ceramic Components. SAE Technical Paper 2005-01-2103, Rio, 2005.
- [7] C. Pfister, H. Kubach, U. Spicher: Use of ceramic components in sliding systems for high-pressure gasoline fuel injection pumps. SAE Technical Paper 2010-01-0600, Detroit, 2010.
- [8] C. Pfister, H. Kubach, U. Spicher: Increasing the operating pressure of gasoline injection pumps via ceramic sliding systems. 35th International Conference and exposition on Advanced Ceramics and Composites, Daytona Beach, 2011.
- [9] S. M. Abo-Naf, U. Dulias, J. Schneider, K.-H. Zum Gahr, S. Holzer, M. J. Hoffmann: Mechanical and tribological properties of Nd- and Yb-SiAlON composites sintered by hot isostatic pressing. Journal of Materials Processing Technology 183: 264–272, 2007.
- [10] S. Holzer, B. Huchler, A. Nagel, M. J. Hoffmann: SiAlON ceramics: Processing, microstructure and properties. Ceramic Transactions Vol. 142: 161-175, 2003.
- [11] M. Riva: Entwicklung und Charakterisierung von Sialon-Keramiken und Sialon-SiC-Verbunden für den Einsatz in tribologisch hochbeanspruchten Gleitsystemen. KIT Scientific Publishing, ISBN 978-3-86644-587-1, 2010.
- [12] M. Wöppermann, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider: SiC-Gleitkomponenten mit deterministischen, Texturen unter reversierender Beanspruchung in niedrigviskosen Flüssigkeiten. Tribologie-Fachtagung Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, s. 25/1-11, 2008.

Keramische Komponenten mit mikrotexturierten Funktionsflächen für mediengeschmierte Gleitsysteme

M. Mann, M. Wöppermann, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien

Das Reibungsverhalten von Stahl 100Cr6/Keramik-Paarungen wurde in Hinblick auf den Einsatz unter einsinniger oder reversierender Gleitbeanspruchung in niedrig viskosen, flüssigen Schmiermedien, wie z.B. in Gleitringdichtungen oder einer Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff, in Labor-Tribometern charakterisiert. Gegenstand der Untersuchungen war die Beeinflussung des Reibungsverhaltens im Modellsystem „Pellet/Scheibe bzw. Pellet/Platte“ mit flächigem Gleitkontakt in Isooktan oder destilliertem Wasser durch eine Wirkflächentexturierung mit runden Nöpfchen von 60 µm Durchmesser. Eingesetzt wurden handelsübliche Keramiken wie SiC, ZrO₂, Al₂O₃, und Al₂O₃-ZrO₂ sowie Saphir und ein im Labormaßstab hergestelltes α/β-Sialon.

1 Einleitung

Die Bedeutung von Gleitsystemen mit direkter Schmierung durch das Arbeitsmedium, zum Beispiel Gleitringdichtungen oder hermetisch dichte, reversierend arbeitende Kolbenpumpen, nimmt ständig zu, gleichzeitig jedoch auch die tribologische Anforderung aufgrund der niedrigen Viskosität vieler Fördermedien, wie Ottokraftstoff, Wasser oder wässrige Lösungen. Hochdruck-Einspritzsysteme für Dieselkraftstoff sind derzeit bis zu Drücken von ca. 2000 bar im Einsatz, während solche für Ottokraftstoffe nur etwa Drücke von 200 bar erreichen. Die Ursachen liegen in der niedrigeren Schmierfähigkeit von Ottokraftstoffen und dadurch bedingt in der Schwierigkeit einen tragfähigen Schmierfilm zur Trennung der relativ zueinander gleitenden Festkörperoberflächen aufzubauen. Hohe Einspritzdrücke sind jedoch von großer Bedeutung für die Verbesserung der Verbrennungsvorgänge und die Reduzierung des Kraftstoffverbrauchs in der Automobiltechnik [1]. Wichtige Vorteile mediengeschmierter Systeme sind die Vermeidung der Gefahr einer Verunreinigung des Fördermediums durch Schmierstoffe, kleinere Baugrößen sowie geringere Herstellungs- und Instandhaltungskosten. Für derartige Anwendungen bieten oxidische oder nicht-oxidische ingenieurkeramische Werkstoffe, z.B. Aluminiumoxid oder Siliciumcarbid, mit günstigen Eigenschaften wie hohe Härte, Steifigkeit, Laufgenauigkeit und niedrige Dichte, was für reversierend bewegte Bauteile wichtig sein kann, sowie ihrem im Vergleich zu metallischen Werkstoffen höherem Fress- und Korrosionswiderstand ein großes Anwendungspotential [2,3]. Trotz des hohen Entwicklungsstandes der Ingenieurkeramik können im industriellen Einsatz Probleme auftreten, wenn die idealen Betriebsbedingungen unterbrochen oder aufgrund oszillierender Gleitbewegung in niedrigviskosen Flüssigkeiten nur partiell erreicht werden. Auch wenn nur kurzzeitig keine ausreichende Schmierung durch einen trennenden Flüssigkeitsfilm zwischen den gepaarten Gleitflächen vorliegt, kann es zu irreparablen Schäden kommen [4]. In der Praxis besteht daher die For-

derung nach hinreichend guten Notlaufeigenschaften, so dass ein Totalausfall von Komponenten vermieden wird. Als Lösung bieten sich moderne Designkonzepte für die Wirkflächen der keramischen Komponenten in Form von deterministischen Mikrotexturen an, die mit hoher Flexibilität bezüglich sowohl der Form und Abmessung der Texturmuster als auch der Bauteilgeometrie durch geeignete Laserprozesse erzeugt werden können [5, 6]. Durch individuelle nicht miteinander verbundene, nöpfchenförmige Mikrostrukturen können Wirkflächen mit günstigen Gleiteigenschaften erzeugt werden. Ihre vorteilhafte Wirkung wird in der Literatur [7-11] zum einen auf die Bildung von Schmierstoffreservoirs, die den Schmierstoff in der Kontaktfläche halten, und zum anderen auf die Aufnahme von Verschleißpartikeln in den Taschen der deterministischen Mikrotexturen zurückgeführt. Zu beachten ist grundsätzlich, dass eine auf die jeweilige Anwendung speziell optimierte Mikrotextur notwendig ist.

Es war das Ziel der vorliegenden Forschungsarbeit, die Möglichkeiten zur Verbesserung des Reibungsverhaltens von Stahl 100Cr6/Keramik-Gleitpaarungen unter Schmierung mit niedrig viskosen Flüssigkeiten, wie Isooktan als Modellsubstanz für Ottokraftstoff oder destilliertem Wasser, im flächigen Gleitkontakt zu untersuchen. Hierzu wurde lasergestützt eine deterministische Mikrotexturierung der Stahl- oder Keramik-Wirkflächen mit runden Nöpfchen eingesetzt. Die tribologischen Versuche wurden in Tribometern unter einsinniger und reversierender Gleitbeanspruchung, unter Tropf- oder Tauchschmierung, bei variiertem Normalkraft und Gleitgeschwindigkeit an Laborluft durchgeführt.

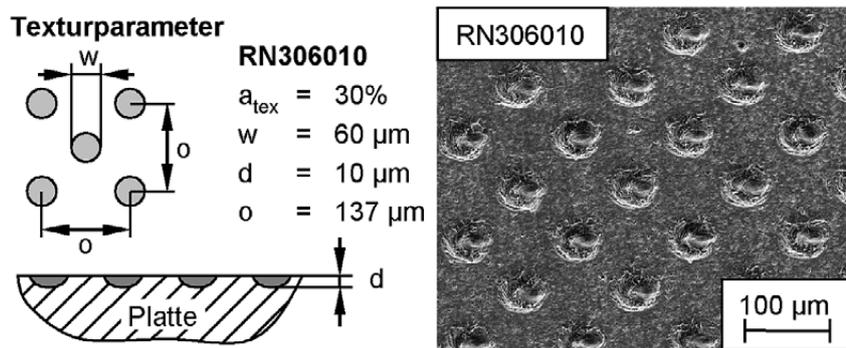


Bild 1: Parameter der lasergestützten Wirkflächentexturierung mit runden Nöpfchen (Textur RN306010: Flächenanteil = 30%, $\varnothing = 60 \mu\text{m}$ und Tiefe = $10 \mu\text{m}$).

2 Versuchsmaterial und experimentelle Methoden

2.1 Materialien und Probekörper

Als Versuchsmaterialien wurden die handelsüblichen Keramiken SSiC (EKasicF, Fa. ESK Ceramics), ZrO_2 (mit 3 mol % Y_2O_3 teilstabilisiertes TZP, ZN101B, Fa. CeramTec), Al_2O_3 (F99,7, Fa. Friatec) und Al_2O_3 - ZrO_2 - Mischkeramik (SN80, Fa. CeramTec) mit 15 % ZrO_2 sowie eine Sialon ($\alpha = 60\%$, $\beta = 40\%$, Nd0510E1) – Keramik verwendet, die im Rahmen einer Kooperation [12] am Institut für Keramik des Karlsruher Institut für Technologie (KIT) hergestellt wurde. Für die tribologischen Versuche wurden die Funktionsflächen der Keramikplatten (Abmessungen $50 \times 25 \times 8 \text{ mm}^3$) auf einer Topfschleifmaschine mit einer Diamantscheibe D25 auf mittlere Rauheitswerte von $R_a = 0,06 \mu\text{m}$ (EKasicF), $R_a = 0,07 \mu\text{m}$ (ZN101B), $R_a = 0,55 \mu\text{m}$ (F99,7),

$R_a = 0,10 \mu\text{m}$ (SN80) bzw. $R_a = 0,06 \mu\text{m}$ (Sialon) feingeschliffen. Weiterhin wurden in speziellen Versuchsreihen Saphirscheiben (GWI Sapphire) im polierten Anlieferungszustand mit R_a -Werten $< 0,01 \mu\text{m}$ eingesetzt. In den Untersuchungen wurden die Keramiken gegen Pellets aus dem vergüteten, niedrig legierten Stahl 100Cr6 mit der Vickershärte 790 HV30 gepaart. Die ebenen Kontaktflächen der Stahlpellets wurden standardmäßig je nach Versuchsreihe entweder mit Diamantsuspension auf R_a -Werte $< 0,01 \mu\text{m}$ poliert oder auf $R_a = 0,10 \mu\text{m}$ feingeschliffen.

Weiterhin wurden Versuchsreihen mit lasergestützter Wirkflächentexturierung (Bild 1) der scheiben- oder plattenförmigen Keramiken sowie der ebenen Kontaktflächen der 100Cr6-Stahlpellets durchgeführt. Hierbei erfolgte die Mikrotexturierung mit einem Ytterbium-Faserlasersystem (Fa. ACSYS) mit der Wellenlänge $\lambda = 1,064 \mu\text{m}$ und der Leistung von 20 W. Als deterministisches Texturmuster (Bild 1) wurden runde Nöpfchen in flächenzentrierter Anordnung RN306010 (Flächenanteil 30%, Nöpfchendurchmesser $60 \mu\text{m}$ und Nöpfchentiefe $10 \mu\text{m}$) gewählt. Nach der Lasertexturierung wurden die Wirkflächen der Probekörper leicht überpoliert, um Debris zu entfernen.

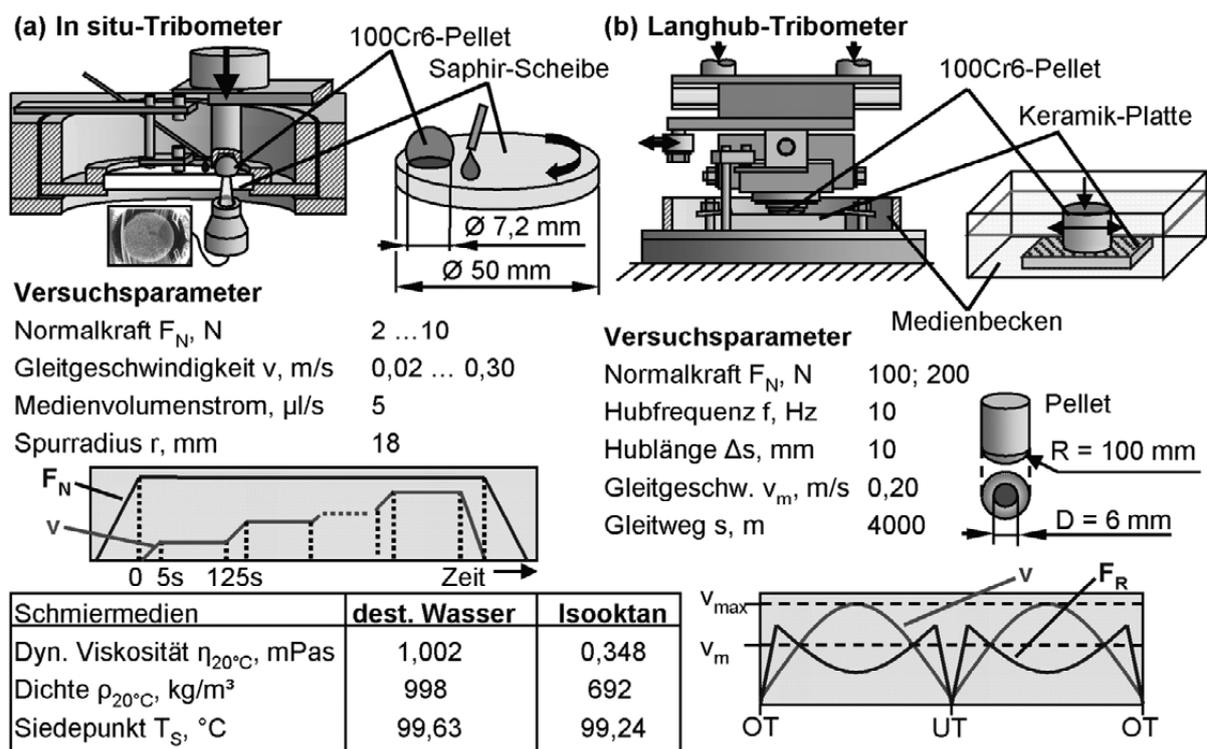


Bild 2: Schematische Darstellung der tribologischen Prüfstände (a) "In situ-Tribometer" und (b) "Langhubtribometer" mit dem Modell-System „Pellet/Scheibe“ bzw. „Pellet/Platte“ sowie der Versuchsparemetern und Eigenschaftskennwerten der flüssigen Schmiermedien destilliertes Wasser und Isooktan (Modellsubstanz für Ottokraftstoff).

2.2 Tribologische Versuche

Die Charakterisierung des tribologischen Verhaltens der Paarungen erfolgte zum einen unter einsinniger Gleitbeanspruchung in einem „In situ-Tribometer“ (Bild 2a) mit der Möglichkeit zur

Schmierfilmdickenmessung und Kontaktbeobachtung bis $v = 0,30$ m/s und zum anderen in einem ebenfalls am Institut für Werkstoffkunde II des Karlsruher Institut für Technologie (KIT) entwickelten „Langhub-Tribometer“ unter reversierender Gleitbeanspruchung (Bild 2b). Im „In situ-Tribometer“ mit feststehendem Stahlpellet und rotierender Saphirscheibe wurde während der Versuche der Abstand „ h^* “ zwischen der ebenen Pellet-Kontaktfläche und der Oberfläche der Scheibe als Maß für die effektive Schmierfilmdicke „ h “ mit einer Auflösung von $\pm 0,5$ μm gemessen. Hierbei wurden die flüssigen Medien Isooktan, als Modellsubstanz für Ottokraftstoff, oder destilliertes Wasser durch Tropfschmierung mit dem Volumenstrom von $5,0$ $\mu\text{l/s}$ der Kontaktfläche zugeführt. Im „Langhub-Tribometer“ wurden die Keramikplatten unter Tauchschmierung mit den flüssigen Medien, bei dem Hub von $\Delta s = 10$ mm und der Frequenz von 10 Hz, mit der mittleren Gleitgeschwindigkeit von $0,20$ m/s relativ zu dem jeweils feststehenden, gepaarten Pellet bewegt. Dabei war zu jeder Zeit die Kontaktfläche mindestens 3 mm unter dem Isooktanspiegel im Tauchbad. Als Normalkraft wurden 100 N bzw. 200 N gewählt und Gleitwege von bis zu 4000 m gefahren. Dabei wurden in allen Versuchen die Reibungskraft mit der daraus errechneten Reibungszahl und der lineare Verschleißbetrag W_l (Summe aus Verschleiß des Pellets und der Platte) kontinuierlich aufgezeichnet. Die dargestellten Versuchsergebnisse sind charakteristischen Versuchsläufen entnommen. Als Umgebung lag Laborluft mit mittleren Temperaturen von 20°C und der relativen Feuchte von 50% vor.

3 Ergebnisse

3.1 Einfluss der gepaarten Keramik

Das Reibungsverhalten verschiedener, feingeschliffener 100Cr6/Keramik -Paarungen unter reversierender Gleitbeanspruchung in Isooktan ist in Bild 3 als Funktion des Gleitweges dargestellt.

Der Verlauf der Reibungszahl unterschied sich je nach Keramik sowohl in der Einlaufphase als auch nach längeren Gleitwegen. Die Paarungen mit F99,7- und SN80-Platten führten nach der Einlaufphase zu höheren Reibungszahlwerten als die mit ZN101B, Sialon und EKasicF-Platten. Die Nicht-Oxidkeramiken EKasicF und Sialon zeigten zu Versuchsbeginn hohe Werte der Reibungszahl von über $0,30$ bzw. $0,40$, die danach kontinuierlich bis auf mittlere Werte von ca. $0,20$ abnahmen. Bei der Paarung mit der Oxidkeramik ZN101B fehlte eine ausgeprägte Einlaufphase und mit einigen temporären Schwankungen lag die mittlere Reibungszahl bei ca. $0,20$ bis zum Versuchsende nach 4000 m. In diesen Ergebnissen spiegeln sich teilweise auch die nach dem Feinschleifen mit D25-Diamantscheibe vorliegenden Unterschiede in den Rauheitswerten der Wirkflächen wider. Wie im Kap. 2.1 dargelegt, wies die Al_2O_3 -Keramik F99,7 mit der größten mittleren Korngröße (Bild 3a) auch den größten R_a -Wert von $0,55$ μm und zusammen mit der Mischkeramik SN80, die relativ lose gebundene ZrO_2 -Partikel in der Al_2O_3 -Matrix enthielt, auch die höchste Reibungszahl auf. Für den Einsatz in Gleitsystemen mit niedrig viskosen Schmiermedien sind sowohl ein ausgeprägtes Einlaufverhalten als auch die quasi-stationär erzielten Reibungszahlwerte, insbesondere im Fall der Oxidkeramiken F99,7 und SN80 unter den gewählten Versuchsbedingungen, ungünstig. Je nach flüssigem Medium können bei den Nichtoxidkeramiken, z. B. bei SSiC (EKasicF) in Wasser, durch Einlaufverhalten und/oder tribochemische Reaktionen niedrige, quasi-stationäre Reibungszahlwerte erreicht werden.

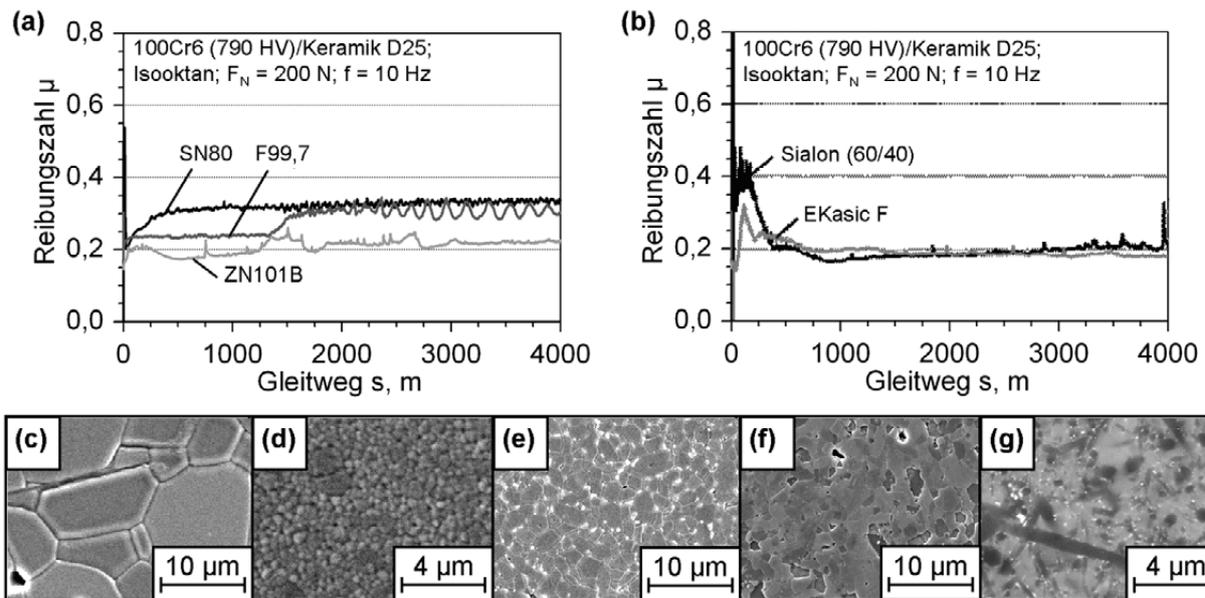


Bild 3: Über den Hub gemittelte Reibungszahl verschiedener (a, b) 100Cr6/Keramik-Paarungen aufgetragen über den Gleitweg im „Langhub-Tribometer“ unter Isooktan-Schmierung sowie REM-Aufnahmen thermisch bzw. chemisch geätzter Gefüge der verwendeten kommerziellen Keramiken (c) Al₂O₃ (F99,7), (d) ZrO₂ (ZN101B), (e) Al₂O₃-ZrO₂ (SN80), (f) SSiC (EKasic F) und (g) Sialon ($\alpha = 60\%$, $\beta = 40\%$), ($F_N = 200$ N, D25-geschliffene Wirkflächen).

3.2 Wirkflächentexturierung unter einsinniger Gleitbeanspruchung

Im Bild 4 wird das Reibungsverhalten von polierten 100Cr6/Saphir-Paarungen, ohne und mit Texturierung entweder des Stahlpellets oder der Saphirscheibe, in den flüssigen Schmiermedien Isooktan und destilliertes Wasser miteinander verglichen. Die polierten Paarungen ohne Textur zeigten im gesamten Geschwindigkeitsbereich mit dem niedrig viskoserem Isooktan als Schmiermedium deutlich größere Reibungszahlwerte als mit Wasser (Bild 4a und 4b). Sowohl in Isooktan als auch in destilliertem Wasser kam es bei allen Paarungen mit abnehmender Gleitgeschwindigkeit zu einem Übergang von Flüssigkeitsreibung zu Mischreibung, was mit einem starken Anstieg der Reibungszahl verbunden war. Unter der gewählten Normalkraft von 5 N dominierte Mischreibung besonders das Reibungsverhalten der untexturierten Paarung in Isooktan bis zur Gleitgeschwindigkeit von 0,30 m/s (Bild 4a). Durch die Texturierung mit den runden Nöpfchen wurde die Reibungszahl in Isooktan bei gegebener Geschwindigkeit deutlich reduziert, wobei die Texturierung der Saphirscheibe wesentlich effektiver als die des Stahlpellets war. Auch unter Wasserschmierung war die Scheibentextur im Sinne der Absenkung von Reibungszahl und Übergangsgeschwindigkeit vorteilhaft, wohingegen die Pelletttextur sogar verglichen mit der polierten, untexturierten Paarung zu einer Verschlechterung führte (Bild 4b). Die Verbesserung des Reibungsverhaltens durch die Scheibentexturierung korrespondierte mit einer messbaren Zunahme der Schmierfilmdicke, so dass für destilliertes Wasser eine Dicke von ca. 1,25 μ m im Vergleich zu Werten unterhalb von 1 μ m bei der Pelletttextur bzw. der untexturierten Paarung, jeweils bei $v = 0,30$ m/s und $F_N = 5$ N, gemessen wurde. Diese Ergebnisse zeigen, dass eine Texturierung der Saphirscheibe mit den runden Nöpfchen bei Vorliegen eines sehr dünnen Schmierfilms, in Folge niedriger Viskosität des Schmiermediums, großer

Normalkraft und/oder niedriger Relativgeschwindigkeit zwischen den Gleitpartnern, das tribologische Verhalten sehr effektiv verbessern konnte.

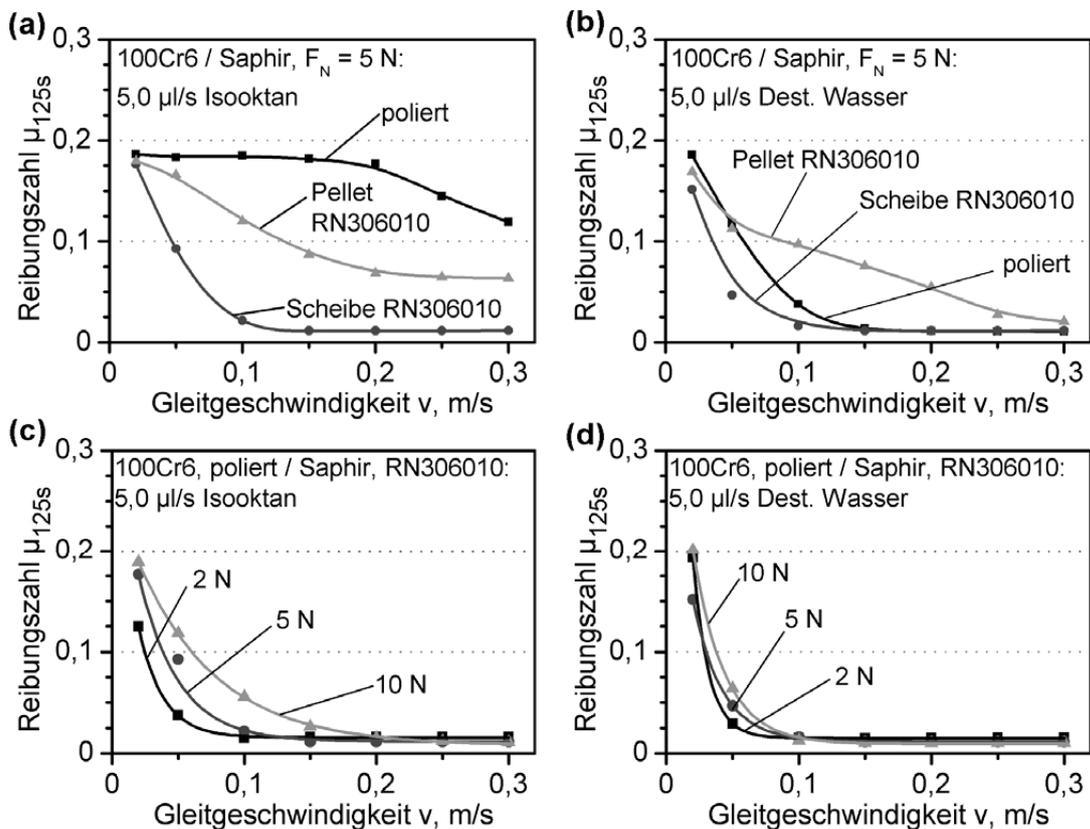


Bild 4: Reibungszahl μ_{125s} , d.h. nach 5 s Beschleunigungs- und 120 s Gleitphase bei konstanter Geschwindigkeit von 0,020 bis 0,30 m/s (Bild 2a), von polierten Stahl 100Cr6/Saphir-Paarungen (a, b) ohne Textur, mit Textur auf der Saphirscheibe oder Textur auf dem Stahlpellet bei der Normalkraft von 5 N bzw. (c, d) mit Textur auf der Saphirscheibe bei den Normalkräften von 2, 5 oder 10 N abhängig von der Gleitgeschwindigkeit in (a, c) Isooktan und (b, d) destilliertem Wasser („In situ –Tribometer“; Textur: RN306010: Flächenanteil = 30%, $\varnothing = 60 \mu\text{m}$ und Tiefe = $10 \mu\text{m}$; Tropfschmierung: 5 μ /s).

Die Bilder 4c und 4d zeigen Reibungszahl und Übergangsgeschwindigkeit, d.h. Übergang von Flüssigkeitsreibung in Mischreibung bzw. umgekehrt, für die Paarungen mit texturierter Saphirscheibe abhängig von dem Schmiermedium Isooktan bzw. destilliertes Wasser und der aufgebrauchten Normalkraft. Sowohl in Isooktan als auch in Wasser verschob sich der Übergang zur Mischreibung zu geringeren Gleitgeschwindigkeiten mit abnehmender Normalkraft von 10 N auf 2 N. Unterhalb der Übergangsgeschwindigkeit erhöhte sich der Anteil der Festkörperkontakte zwischen den gepaarten Wirkflächen von Stahlpellet und Saphirscheibe mit abnehmender Gleitgeschwindigkeit, was zu ansteigender Reibungszahl führte. Die Reibungszahl stieg ebenfalls bei gegebener Gleitgeschwindigkeit im Gebiet der Mischreibung mit zunehmender Normalkraft an.

3.3 Wirkflächentexturierung unter reversierender Gleitbeanspruchung

Gleitringdichtungen sind wichtige, mit flüssigen Medien geschmierte Systeme unter einsinniger Gleitbeanspruchung im Gegensatz zu Kolbenpumpen, wie Hochdruckpumpen für Ottokraftstoff, die unter einer reversierenden Gleitbeanspruchung mit der Bewegungsumkehr in den Totpunkten arbeiten. Aufgrund der geringen Gleitgeschwindigkeit im Bereich der Totpunkte ist bei niedrig viskosen Medien die Einstellung eines tragfähigen Schmierfilms eine besondere tribologische Herausforderung. Im Hinblick auf derartige Anwendungen wurden im „Langhub-Tribometer“ (Bild 2b) Untersuchungen in Isooktan, als Modells substanz für Ottokraftstoff, durchgeführt.

Bild 5 zeigt den Einfluss verschiedener Texturmuster auf das Reibungsverhalten von Stahl 100Cr6/EKasicF- Paarungen unter reversierender Gleitung in Isooktan. In Bild 5a sind die Werte der Reibungszahl von zwei nominell gleichen Versuchsläufen (V1, V2) der feingeschliffenen Paarung 100Cr6/EKasicF ohne Wirkflächentexturierung über den Gleitweg von 4000 m dargestellt. Anfänglich, bis zu dem Gleitweg von ca. 600 m, trat ein ausgeprägtes Einlaufverhalten mit Reibungszahlen $> 0,30$ und einzelne temporäre Reibungszahlüberhöhungen bis zu Versuchsende auf. Bild 5b zeigt das Reibungsverhalten der Paarungen mit unterschiedlichen Texturmustern auf den EKasicF-Platten. Untersucht wurden Texturierungen mit gekreuzten Kanälen, parallelen länglichen Näpfchen und runden Näpfchen, jeweils mit dem Flächenanteil von 30%. Alle lasergestützt hergestellten Texturen wiesen die gleichen Kanalbreiten bzw. Näpfchendurchmesser von $60\ \mu\text{m}$ und Tiefen von $10\ \mu\text{m}$ auf. Die niedrigsten quasi-stationären Reibungszahlwerte von ca. 0,15 wurden nach dem Gleitweg von 4000 m an den mit runden Näpfchen texturierten Paarungen gemessen (Bild 5b). Anfänglich ergaben sich die größten Reibungswerte im Fall der gekreuzten Kanäle, wobei jedoch die quasi-stationären Werte mit 0,22 schon nach ca. 250 m Gleitweg erreicht wurden. Durch parallele, längliche Näpfchen wurde die Reibungszahl gegenüber den gekreuzten Kanälen etwas reduziert, aber ebenso wie in dem Fall der runden Näpfchen traten einzelne temporäre Reibungszahlüberhöhungen auf, die auf abgelöste Verschleißpartikel in der Kontaktzone zurückgeführt wurden.

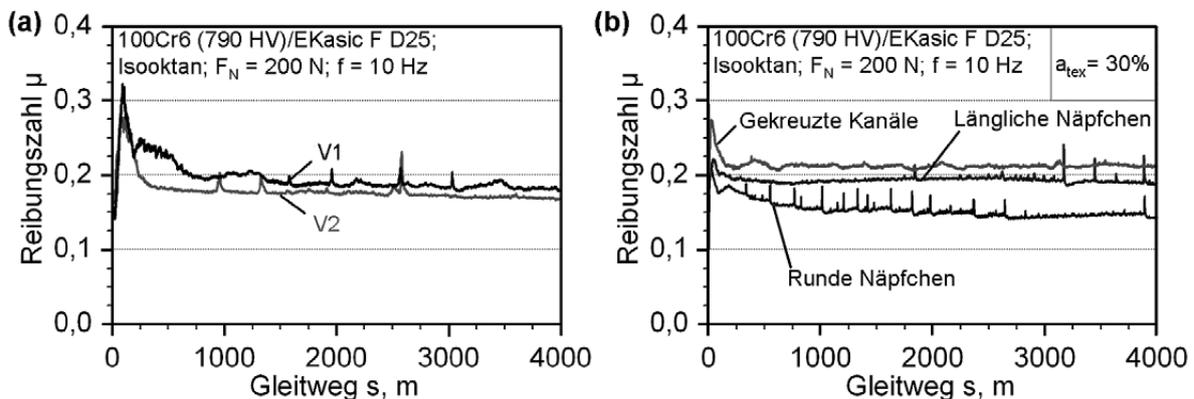


Bild 5: Über den Hub gemittelte Reibungszahl von feingeschliffenen 100Cr6/EKasicF-Paarungen (a) ohne Textur und (b) mit länglichen bzw. runden Näpfchen oder gekreuzten Kanälen texturierten EKasicF-Platten aufgetragen über den Gleitweg in Isooktan („Langhub-Tribometer“, $F_N = 200\ \text{N}$, D25-geschliffen, Texturparameter: Flächenanteil = 30%, $\varnothing = 60\ \mu\text{m}$ und Tiefe = $10\ \mu\text{m}$).

Alle untersuchten Texturformen führten zu einer deutlichen Verkürzung des Einlaufweges, verglichen mit den untexturierten Paarungen. Unter den gewählten Versuchsbedingungen mit reversierendem Gleiten in Isooktan erwies sich demnach die auch bei einsinnigem Gleiten untersuchte Näpftextur RN306010 (Bild 1) als vorteilhaft.

Bild 6 zeigt den Verlauf der Reibungszahlwerte der Paarung Stahl 100Cr6/EKasicF abhängig von der während der Hublänge von 10 mm zwischen den Totpunkten variierenden Gleitgeschwindigkeit. Hierbei wurde der Reibungszahlverlauf nach 500, 1000, 2000 und 4000 m Gleitweg jeweils für die feingeschliffene Paarung ohne Textur und die mit der Näpftextur RN306010 auf der EKasicF-Platte dargestellt. Die Paarung ohne Textur (Bild 6a) wies nach dem Gleitweg von 500 m bei niedriger Gleitgeschwindigkeit, d. h. im Bereich der Totpunkte, eine hohe Reibungszahl größer als 0,40 auf. Mit zunehmender Laufzeit bzw. zunehmendem Gleitweg nahm dieser Wert bei 4000 m bis auf etwa 0,23 ab. Die Reibungswerte in Hubmitte, d.h. bei maximaler Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s, änderten sich dagegen kaum mit dem Gleitweg. Die Texturierung der Keramikplatte führte über den gesamten Geschwindigkeitsbereich zu reduzierter Reibung (Bild 6b). Die Reibungszahl im Bereich der Totpunkte lag schon nach dem Gleitweg von 500 m um 50 % unter dem der untexturierten Paarung. Unter den gewählten Versuchsbedingungen, mit der Normalkraft von 100 N, stellte sich nach 4000 m ein sehr niedriges Niveau der Reibungszahl ein, das nahezu unabhängig von der Gleitgeschwindigkeit war.

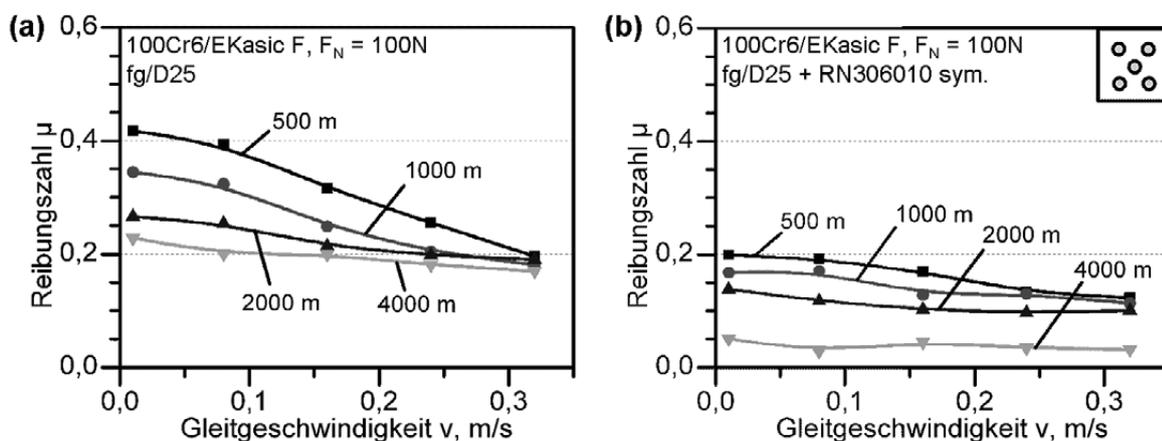


Bild 6: Reibungszahl der Paarung Stahl 100Cr6/EKasicF mit (a) feingeschliffener, untexturierter und (b) texturierter EKasicF-Platte abhängig von der Gleitgeschwindigkeit innerhalb eines Hubes nach Gleitwegen von 500 bis 4000 m in Isooktan („Langhub-Tribometer“, $F_N = 100\text{ N}$, D25-geschliffen, Texturparameter RN306010: Flächenanteil = 30%, $\varnothing = 60\ \mu\text{m}$ und Tiefe = $10\ \mu\text{m}$).

Sowohl aus den Untersuchungen zum Reibungsverhalten unter einsinniger als auch unter reversierender Gleitbeanspruchung (Bilder 4 und 6) geht hervor, dass die reibungsreduzierende Wirkung der Texturierung bei den untersuchten Schmiermedien von der Gleitgeschwindigkeit abhing. Daher wurde eine über die Hublänge partielle Texturierung hergestellt. Diese bestand aus der Näpftextur RN206010 an den beiden Totpunkten auf der Keramikplatte, d. h. bei niedrigeren Gleitgeschwindigkeiten, und der D25 feingeschliffenen, untexturierten Wirkfläche in der Hubmitte bei den größeren Gleitgeschwindigkeiten.

Bild 7 zeigt die partiell texturierte Keramikplatte und das Reibungsverhalten der Stahl 100Cr6/ EKasicF-Paarungen ohne Textur und mit partieller Textur im Vergleich. Die Reibungszahlen stellen hierbei die über einen Hub, nach dem jeweiligen Gleitweg, gemittelten Messwerte dar.

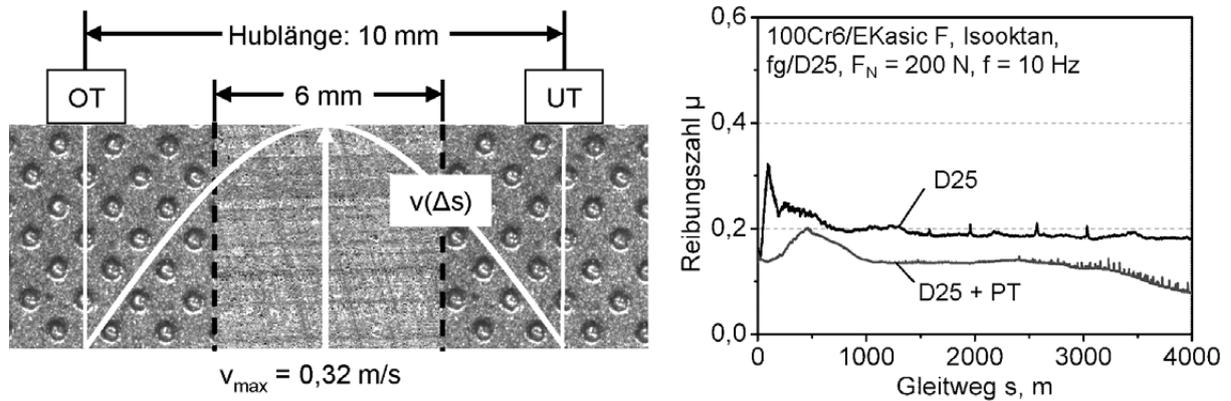


Bild 7: Paarung Stahl 100Cr6/EKasicF mit partieller Nöpfchentextur an den Totpunkten auf der Keramikplatte und feingeschliffener Wirkfläche in der Hubmitte sowie Vergleich der über den Hub gemittelten Reibungszahl der D25 feingeschliffenen Paarung ohne und mit partieller Texturierung abhängig von dem Gleitweg in Isooktan („Langhub-Tribometer“, $F_N = 200\text{ N}$, Texturparameter RN206010: Flächenanteil = 20%, $\varnothing = 60\ \mu\text{m}$ und Tiefe = $10\ \mu\text{m}$).

Die Paarung mit partieller Textur führte danach über den gesamten Gleitweg zu einer deutlichen Absenkung der Reibungszahl, wobei die Werte nach 4000 m um 50% unter denen der untexturierten Paarung lagen.

4 Diskussion und Zusammenfassung

In der vorliegenden Forschungsarbeit wurden Stahl/Keramik-Paarungen untersucht, die im Sinne von „weich/hart“- Gleitpaarungen durch ihr leichteres Einlaufen im praktischen Einsatz als toleranter gegen Einbau-, Fluchtungs- und Bearbeitungsfehler im Vergleich zu Keramik/Keramik-Paarungen angesehen werden. Unter reversierender Gleitbeanspruchung in Isooktan zeigten, abgesehen von ungünstig hohen Reibungswerten in der relativ langen Einlaufphase, die Nichtoxidkeramiken EKasicF (SSiC) und das α/β -Sialon das günstigere Reibungsverhalten mit über dem Hub gemittelten, quasi-stationären Werten von 0,20 (Bild 3). Besonders durch die Nöpfchentextur RN306010 auf der SSiC-Keramikplatte wurde sowohl die anfängliche Reibungszahlüberhöhung und damit eine ausgeprägte Einlaufphase vermieden als auch die quasi-stationäre Reibungszahl merklich gesenkt (Bild 5b). Die bei dieser Texturierung aufgetretenen, temporären Spitzen im Reibungszahlverlauf deuteten daraufhin, dass größere Verschleißpartikel temporär in der Kontaktzone verblieben oder aus den Nöpfchen dorthin gelangten. Dies lässt sich durch eine Optimierung der Prozesstechnik und der Texturparameter vermeiden.

Aus den Untersuchungen unter einsinniger Gleitbeanspruchung im „In situ-Tribometer“ wurde deutlich, dass der Übergang von der Flüssigkeitsreibung zur Mischreibung durch die Nöpfchentextur RN306010 auf der Saphirscheibe, besonders bei Isooktan als Schmiermedium aber auch bei destilliertem Wasser, zu niedrigeren Gleitgeschwindigkeiten verschoben wurde (Bild 4). Dies korrelierte mit größeren, im „In situ-Tribometer“ gemessenen Schmierfilmdicken bei Vor-

liegen der Nöpfchentextur auf der Keramikscheibe. Andere Untersuchungen [13] weisen daraufhin, dass der Effekt der Texturierung von der Viskosität des Schmiermediums abhängt. Die vorliegenden Ergebnisse aus den Versuchen im „In situ-Tribometer“ zeigen eine wesentlich günstigere Beeinflussung des Reibungsverhaltens durch die Texturierung der Scheibe als durch die des Pellets (Bild 4a und 4b). Die besonders deutliche Verbesserung des Reibungsverhaltens im Bereich sehr dünner Flüssigkeitsfilme ergab sich sowohl im einsinnigen als auch im reversierenden Gleitkontakt (Bilder 4 und 6). Unter reversierender Gleitbeanspruchung stellt der Bereich der Totpunkte mit sehr geringer Geschwindigkeit und Richtungsumkehr bei niedrig viskosen Schmiermedien ein tribologisches Problem dar. Hier zeigen die Ergebnisse, dass eine über den Hub gesehene partielle Texturierung (Bild 7) vorteilhafter sein kann als eine vollständige Texturierung der Gleitfläche.

5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes B3 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

6 Literatur

- [1] C. Pfister, S. Bernhardt, U. Spicher: Use of ceramic components in sliding systems for high pressure gasoline fuel injection pumps. SAE World Congress 2010, Detroit, SAE Technical Paper Series No. 2010-01-0600.
- [2] D. Amutha Rani et al.: Tribological behaviour of ceramic materials (Si_3N_4 , SiC and Al_2O_3) in aqueous medium. J. European Ceramic Society, 24 (2004) 3279-3284.
- [3] K. Kato, Water lubrication of ceramics, in Tribology 2001, 2nd World Tribology Congress, F. Franek et al. (eds.), Wien 2001, pp. 51-58.
- [4] V. Presser, K.G. Nickel, O. Krummhauer, A. Kailer: A model for wet silicon carbide tribo-corrosion. Wear 267 (2009) 168-176.
- [5] S. Schreck, K.-H. Zum Gahr: Laser - assisted structuring of ceramic and steel surfaces for improving tribological properties. Applied Surface Science, 247 (2005) 616-622.
- [6] M. Wakuda et al.: Effect of surface texturing on friction reduction between ceramic and steel materials under lubricated sliding contact. Wear, 254 (2003) 356-363.
- [7] X. Wang et al.: Optimization of the surface texture for silicon carbide sliding in water. Applied Surface Science 253 (2006) 1282-1286.
- [8] K.-H. Zum Gahr, M. Mathieu, B. Brylka: Friction control by surface engineering of ceramic sliding pairs in water. Wear, 263 (2007) 920 - 929.
- [9] H. L. Costa, I.M. Hutchings: Hydrodynamic lubrication of textured steel surfaces under reciprocating sliding conditions. Tribology Letters 28 (2007) 131-137.
- [10] M. Wöppermann and K.-H. Zum Gahr: Surface textured steel/ceramic and ceramic/ceramic pairs sliding in isooctane. In “Friction, Wear and Wear Protection”, A. Fischer and K. Bobzin (eds.), Wiley-VCH, Weinheim 2009, pp. 362-368.

- [11] M. Wöppermann, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider: Erhöhung der Belastbarkeit von mediengeschmierten Stahl/Keramik-Gleitpaaren. Tribologie und Schmierungstechnik 57 (2010) 5-10.
- [12] S.M. Abo-Naf, U. Dulias, J. Schneider, K.-H. Zum Gahr, S. Holzer, M.J. Hoffmann: Mechanical and tribological properties of Nd- and Yb-SiAlON composites sintered by hot isostatic pressing. Journal of Materials Processing Technology 183 (2007) 264-272.
- [13] M. Mann, K.-H. Zum Gahr: Auslegung einer Wirkflächentexturierung unter einsinniger Gleitbeanspruchung abhängig von der Viskosität des flüssigen Schmierstoffs. Tribologie-Fachtagung 2011, Gesellschaft für Tribologie e.V., Göttingen 2011, S. 9/1 9/11.

Sialon-Keramiken und Sialon-SiC-Verbunde für tribologisch hochbeanspruchte Gleitsysteme

M. Riva, R. Oberacker, M. J. Hoffmann

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien IAM-KM

Das Teilprojekt B1 entwickelt Sialonkeramiken und Sialon-SiC-Verbunde für Anwendungen mit mediengeschmiertem Gleitkontakt zwischen den Reibpartnern und untersucht dabei Massivkeramiken sowie unterschiedliche Oberflächenzustände.

1 Einleitung

Sialon-Keramiken werden in diesem Forschungsprojekt wegen der ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften (Härte, Bruchzähigkeit, Festigkeit) und der Vielzahl veränderbarer Parameter auf ihre Eignung als Material für tribologisch beanspruchte Bauteile untersucht. In der bisherigen Analyse haben sich neodymbasierende gemischte α/β -Sialone aufgrund der niedrigen Reibzahl und des guten Verschleißverhaltens für derartige Anwendungen bewährt [1].

Im Bereich tribologischer Anwendungen spielen Komposite mit Hartstoffzusätzen eine große Rolle. Die Einlagerung von Hartstoffen wie SiC in die Sialon-Matrix stellt eine Möglichkeit zur Erhöhung der Härte und Verschleißfestigkeit und somit der Lebensdauer von tribologisch beanspruchten Bauteilen dar [2]. Bei Anwendungen, in denen Härte und Verschleißbeständigkeit im Mittelpunkt stehen, wie in diesem Falle, sind fein disperse SiC-Partikel erwünscht [3]. Durch Zugabe von Partikeln und die sich daraus ergebende Änderung des Verdichtungsverhaltens und der Morphologie der Matrixkörner wird allerdings die Sinterfähigkeit beeinflusst, wodurch meistens eine Anpassung im Herstellungsprozess notwendig wird. Bei konventionell gasdruckgesinterten Sialon-SiC-Verbunden verschlechtern SiC Gehalte von über 10 Vol.-% das Verdichtungsverhalten und führen zu einer Abnahme der relativen Dichte und damit zu ungünstigen mechanischen Eigenschaften [4]. Grund dafür ist, dass die SiC-Partikel unter diesen Bedingungen nicht am Flüssigphasensinterprozess teilnehmen und somit die Verdichtung der Sialon-Matrix behindern [5]. Die Verdichtung solcher Verbunde mit sehr hohen Anteilen an SiC-Partikeln ist mit konventioneller Sintertechnik nicht möglich, weshalb die Field Assisted Sintering Technique (FAST) eingesetzt wurde. In dieser Arbeit wird der Frage nachgegangen, welche Anteile an SiC erfolgreich in die Sialon-Matrix eingebracht werden können und welche Auswirkung dies auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften der Verbunde hat.

2 Versuchsmaterial und experimentelle Methoden

Die hier untersuchten Sialonkeramiken wurden mit Neodym als Sinterhilfsstoff hergestellt. Die gewählte Zusammensetzung wurde gemäß der allgemeinen α -Sialon-Formel $M_xSi_{12-(m+n)}Al_{m+n}O_nN_{16-n}$ mit $m=0,5$ und $n=1,0$ berechnet, wodurch man sich in dem α/β -Koexistenzbereich der Sialon-Ebene befindet [6]. Die sich daraus ergebenden Proben haben

ein α/β -Sialon-Verhältnis von 60/40. Die Sialon-SiC-Verbunde mit unterschiedlichen Volumenanteilen von 5 bis 50% an SiC wurden ausgehend von der oben genannten Sialon-Zusammensetzung hergestellt. Sowohl die reinen Sialon-Keramiken als auch die Verbunde wurden mit einem erhöhten Anteil an Neodymoxid, bezogen auf die stöchiometrische Zusammensetzung, also mit einem Additivüberschuss, hergestellt. Der positive Effekt des Neodymoxids beim Sinterprozess bleibt selbst bei geringen Anteilen erhalten und führt bei den reinen Sialonen zu vollständig verdichteten Proben mit sehr geringen Anteilen an Korngrenzphase. Mit zunehmendem Volumenanteil an SiC nimmt jedoch die absolute Einwaage an Sinteradditiv und dementsprechend auch dessen Überschuss ab, was zu einer verringerten Sinterfähigkeit führt. Dies musste durch eine Erhöhung der Einwaage an Sinterhilfsstoff bei höheren SiC-Gehalten kompensiert werden [7].

Herstellung

Das Verfahren zur Herstellung der Sialone sowie der Sialon-SiC-Verbunde folgt dem üblichen Schema für trocken gepresste und flüssigphasengesinterte Nitridkeramiken. Nach Pulveraufbereitung und Formgebung werden die Grünkörper unter Stickstoffatmosphäre heißisostatisch oder mittels „Field Assisted Sintering Technique“ verdichtet.

Das konventionelle Flüssigphasensintern der Sialon- bzw. Sialon-SiC-Proben erfolgte in einer Heißisostatpresse (HIP) unter Stickstoffatmosphäre bei einer Maximaltemperatur von 1830°C und einer Druckstufe von 10 MPa. Über ein Dilatometer (*Bild 1*) kann die Wegänderung von quaderförmigen Dilatometerproben beim Sintern verfolgt werden. Diese befinden sich in einem kleinen Bornitrid-Tiegel mit beweglichem Deckel. Das Thermoelement für die simultane Temperaturmessung sitzt in unmittelbarer Nähe zwischen Tiegel und Heizelementen. Dieses Verfahren bietet die Möglichkeit, die Sinterparameter anzupassen, um eine vollständige Verdichtung zu erreichen.

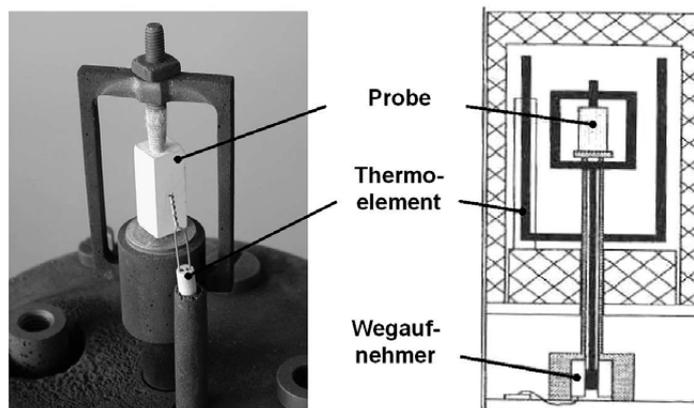


Bild 1: Schematischer Aufbau der Dilatometereinrichtung.

„Field Assisted Sintering Technique“ (FAST), auch „Spark Plasma Sintering“ (SPS) oder „Plasma aktiviertes Sintern“ genannt, ist eine Methode zum Sintern von Metallen oder Keramiken, Fügen von Metallen und zum Fördern von Keimbildung und Vermeidung chemischer Reaktionen [8]. Diese Methode ist dem Heißpressen sehr ähnlich, aber anstatt einer externen Heizquelle wird ein gepulster Gleichstrom durch die elektrisch leitende Druckform und durch das Pulver bzw. den Grünkörper geschickt (*Bild 2*). Die Druckform wird aus Graphitstempeln

und einer Graphitmatrize gebildet und das Pulver wird zusätzlich durch Graphitpapier umgeben. Dieser Prozess bietet die Möglichkeit, sehr schnelle Aufheizraten anzuwenden und vollständige Verdichtung innerhalb von Minuten zu erreichen [9].

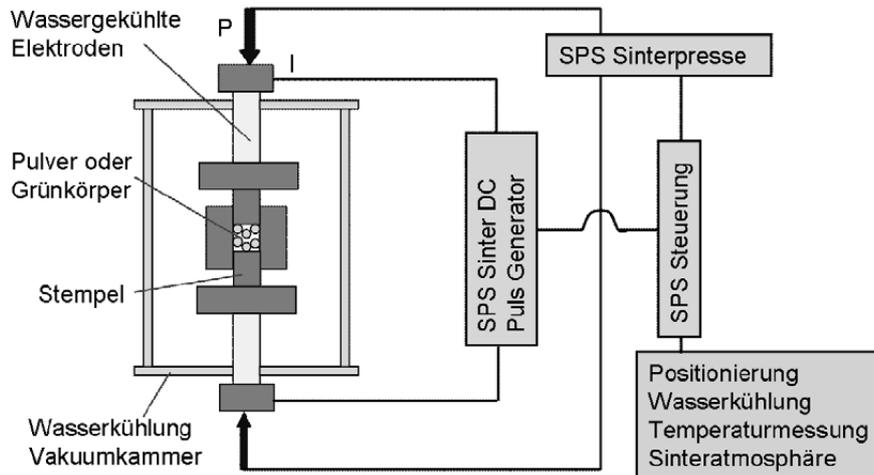


Bild 2: Schematischer Aufbau der FAST-Anlage.

Die Pulver wurden mit einer Aufheizrate von 150 K/min bis auf 1700 °C bzw. 1800°C aufgeheizt, anschließend der Axialdruck von 5 auf ca. 30 MPa erhöht und 7 min in diesem Zustand gehalten. Danach wurde die Anlage abgeschaltet, so dass es zu einem exponentiellen Abfall der Temperatur kam.

3 Ergebnisse und Diskussion

Der Einfluss der Zusammensetzung auf das Sinterverhalten wird anhand dilatometrischer Versuche ermittelt. Dabei wird während des Sintervorgangs zusätzlich zu Temperatur und Druck die Längenänderung der Probe erfasst. Neodymhaltige Zusammensetzungen zeigen eine typische Verdichtung in zwei Stadien, die ausführlich von Holzer untersucht wurde [10]. Höhere Additivgehalte bewirken im Allgemeinen eine Verschiebung des Sinterbeginns hin zu höheren Temperaturen und verkürzen die Sinterdauer durch Steigerung der Sinterrate. Die im Rahmen dieser Arbeit mittels HIP hergestellten Sialone konnten mit einem geringen Sinteradditivüberschuss von 10 % bezogen auf die Neodymoxidinwaage vollständig verdichtet werden ($\rho \geq 99$ %tD). *Bild 3 (a)* zeigt beispielhaft die relative Schrumpfung pro Zeiteinheit in Abhängigkeit der Temperatur im relevanten Temperaturbereich für die Sialon Zusammensetzung mit 10% Nd-Überschuss.

Die Verdichtung der Sialon-SiC-Verbunde mittels HIP gestaltete sich demgegenüber als schwierig. In *Bild 3 (b) – (d)* ist das Verdichtungsverhalten für drei Sialone mit einem SiC-Gehalt von 5 Vol.-% und unterschiedlichem Sinteradditivüberschuss dargestellt.

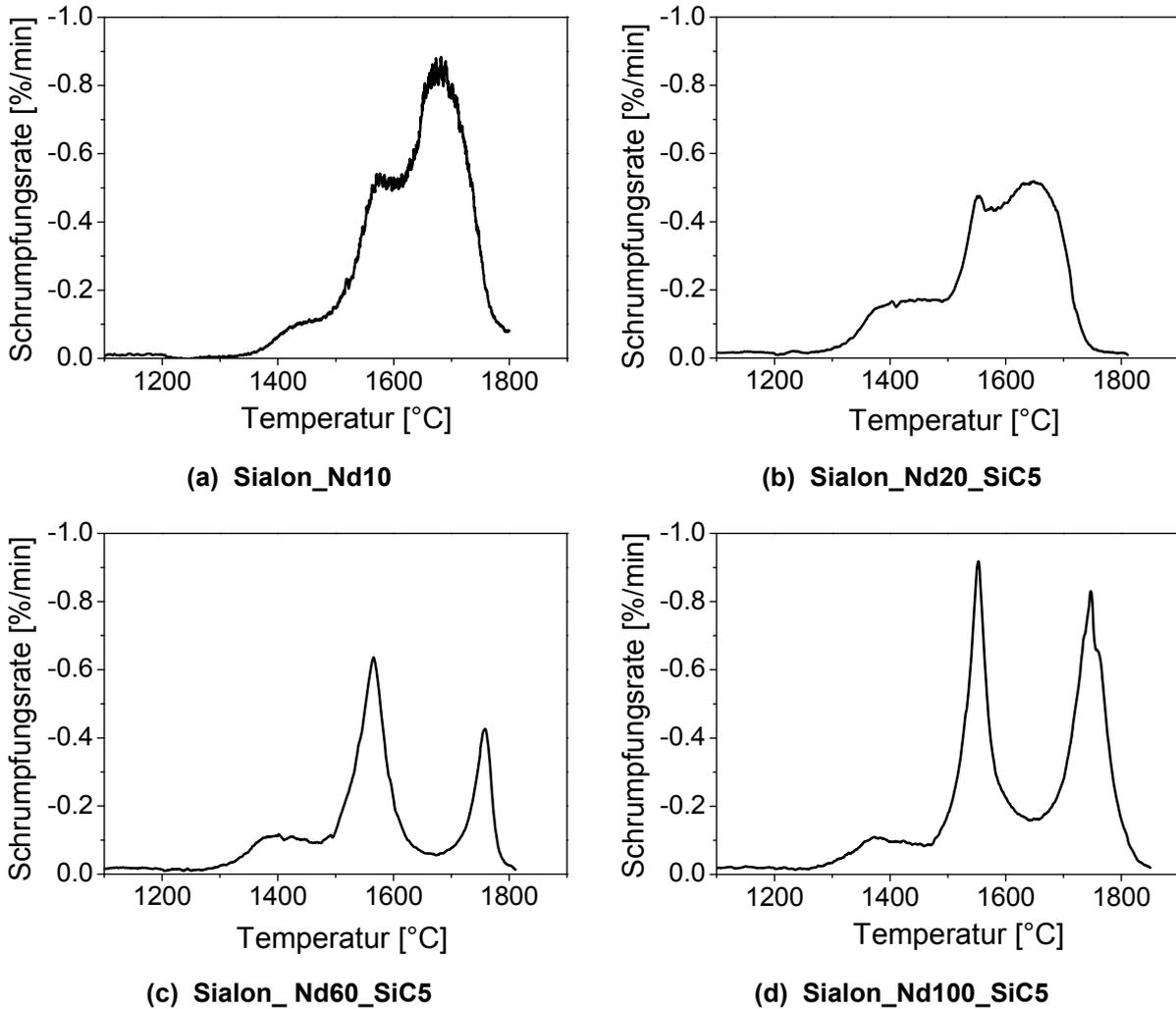
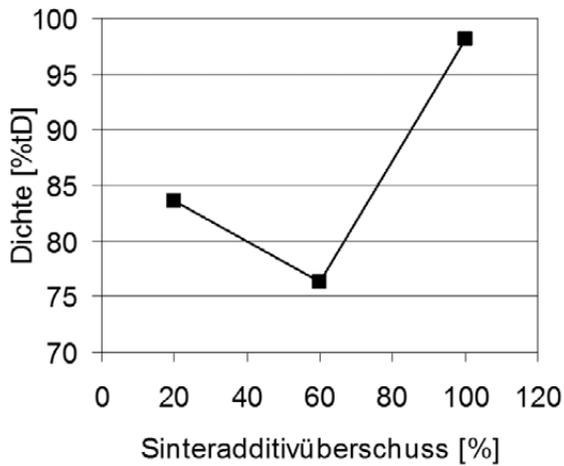


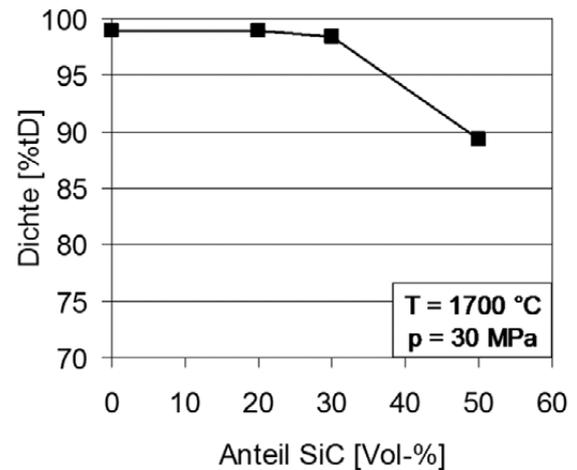
Bild 3: Verdichtungsverhalten für Zusammensetzungen mit $m = 0,5$, $n = 1,0$ mit unterschiedlichen SiC- sowie Sinteradditivgehalten bei heißisostatischem Pressen.

Bei der Variante mit 20 % Sinteradditivüberschuss (Nd20) ist ersichtlich, dass im Vergleich zum reinen Sialon der Hauptpeak der Verdichtung durch die SiC-Partikel um ca. 40 % reduziert wird. Bei Erhöhung des Sinteradditivs auf 60 % (Nd60) ist die typische Verdichtung in zwei Stadien zu erkennen. Dabei kommt die Schrumpfung bei ca. 1650 °C kurzzeitig nahezu zum Erliegen, bevor bei 1750 °C das zweite Maximum in der Schrumpfungsrates erreicht wird. Erst bei 100 %-igem Sinteradditivüberschuss können hohe Schrumpfungsrates erreicht werden, die eine vollständige Verdichtung gewährleisten. Auch hier ist die Verdichtung in zwei Stadien zu erkennen. Die relative Dichte der hier beschriebenen Sialon-SiC-Dilatometerproben ist in *Bild 4 (a)* dargestellt.

Die Herstellung mittels E-Feld unterstütztem Sintern (FAST) ermöglichte für die Zusammensetzung mit 100% Nd-Überschuss die Einlagerung von bis zu 50 Vol.-% SiC-Partikeln. Die Versuche erfolgten bei einer maximalen Sinter Temperatur von 1700 °C und einem axialen Pressdruck von 30 MPa. Die relative Dichte dieser Sialon-SiC-Verbunde für unterschiedliche SiC-Gehalte ist in *Bild 4 (b)* aufgetragen. Erst bei einem SiC-Anteil von 50 Vol.-% ist keine vollständige Verdichtung mehr möglich.

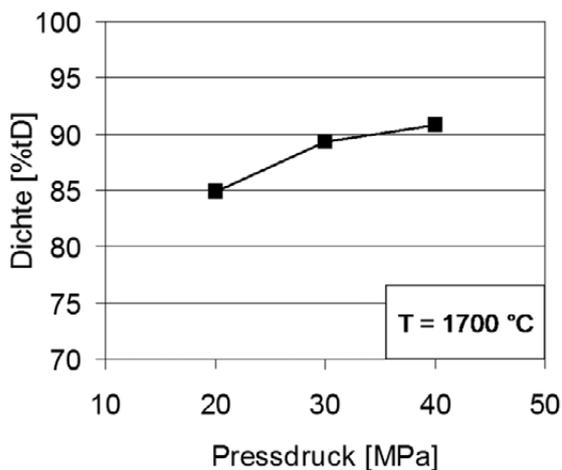


(a) HIP-Sialone mit 5 Vol% SiC

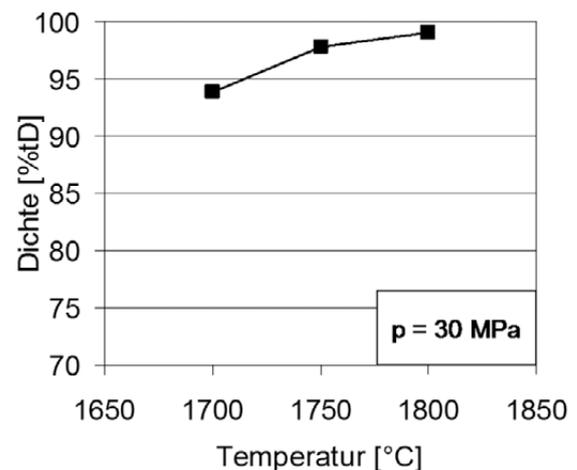


(b) FAST-Sialone mit 100% Nd-Überschuss

Bild 4: Relative Dichte der mittels HIP verdichteten Sialon-SiC-Verbunde mit 5 Vol.-% SiC (a) und der FAST-Proben mit unterschiedlichen SiC-Gehalten (b).



(a) Sialon-SiC mit 100% Nd-Überschuss



(b) Sialon_SiC mit 150% Nd-Überschuss

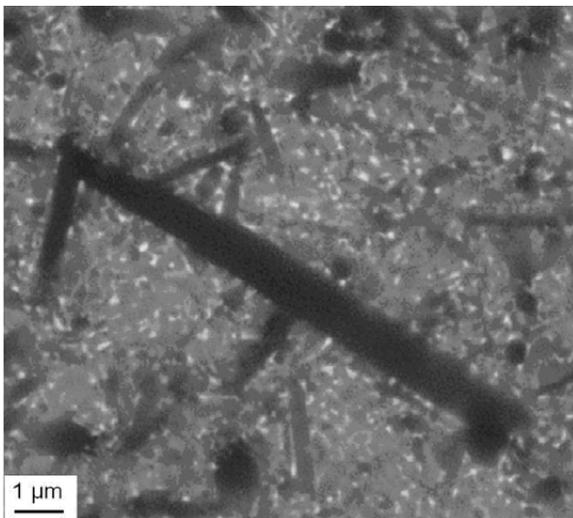
Bild 5: Relative Dichte der mittels FAST verdichteten Sialon-SiC-Verbunde mit 50 Vol.-% SiC bei Variation des Pressdrucks (a) und der Sintertemperaturen (b).

An dieser Materialvariante wurde eine Versuchsreihe durchgeführt, bei welcher der axiale Pressdruck von 20 bis 40 MPa variiert wurde. Diese Maßnahme führte, wie aus *Bild 5 (a)* ersichtlich ist, zu keiner vollständigen Verdichtung. Die Erhöhung des Pressdrucks von 20 auf 30 MPa führt zu einer Steigerung der relativen Dichte um ca. 5 %. Es wird jedoch bei dieser Last eine Sättigung erreicht, wodurch eine weitere Steigerung des Pressdrucks keinen positiven Effekt auf die Verdichtung zeigt. Erst durch die Anhebung des Sinteradditivüberschusses von 100 auf 150 % und die Erhöhung der Sintertemperatur auf 1800 °C konnte die Variante mit 50 Vol.-% SiC vollständig verdichtet werden (*Bild 5 (b)*).

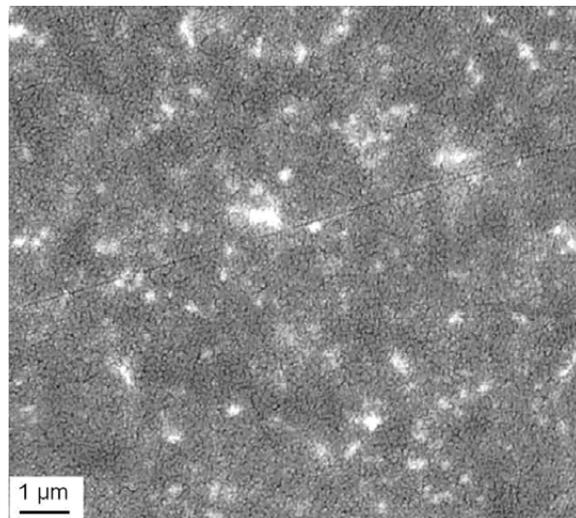
REM-Untersuchungen an der mittels HIP bzw. FAST hergestellten Sialon-Varianten mit einem Sinteradditivüberschuss von 100% zeigen einen signifikanten Einfluss der Herstellmethode auf

die Gefügeausbildung. Die α - und die β -Sialon-Phasen sowie die Korngrenzenphase können leicht voneinander unterschieden werden. α -Sialon besitzt meistens rundliche Körner und erscheint aufgrund des Gehalts an Seltenen Erdkationen im Rückstreuelektronenmodus heller als die β -Sialon Phase. β -Sialon zeigt dagegen nadelförmige Kristalle hexagonalen Querschnitts mit dunkler Erscheinung, da in dessen Kristallgitter kein Element hoher Ordnung eingelagert wird. Die Korngrenzenphase erscheint aufgrund des hohen Anteils an Neodym als weiße Flecken zwischen den Körnern. Die konventionell gesinterte Probe besitzt die für β -Sialon typische gestreckte Kornmorphologie mit einer Länge bis zu 10 μm *Bild 6 (a)*).

Die mittels FAST hergestellte Probe gleicher Zusammensetzung zeigte im Gegensatz dazu ein sehr feinkörniges Gefüge mit um eine Größenordnung kleineren β -Sialon-Nadeln (*Bild 6 (b)*). Die hohen Aufheizraten von ca. 150 K/min und die kurze Haltezeit von 7 min bei Maximaltemperatur, im Vergleich zu den 10 K/min und 60 min Haltezeit beim Sinter-HIP-Verfahren, verursachten kaum Kornwachstum, wodurch sich ein sehr feinkörniges Gefüge ausbildete.



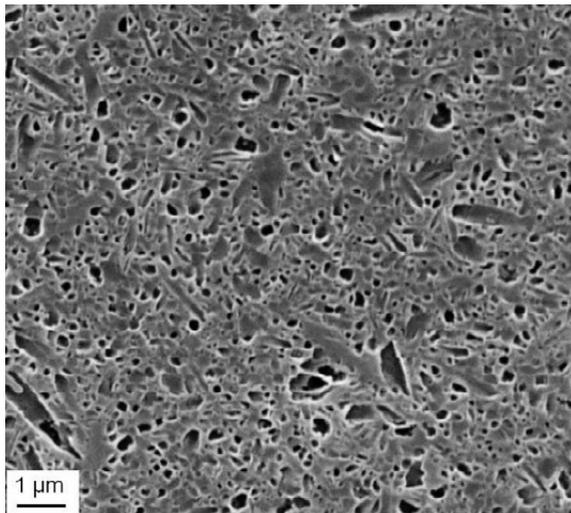
(a) reines Sialon (HIP)



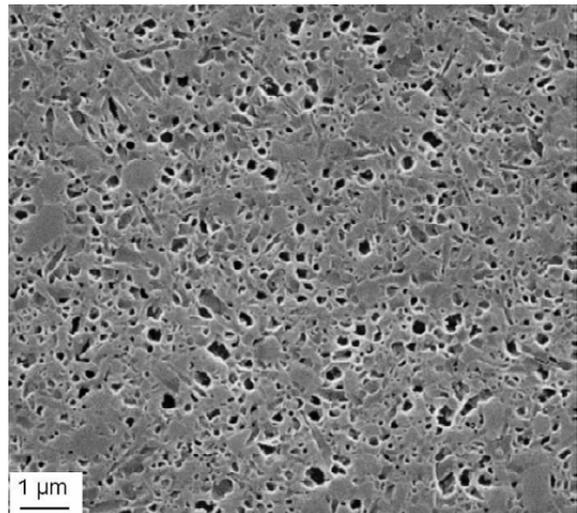
(b) reines Sialon (FAST)

Bild 6: REM-Aufnahmen im Rückstreuelektronenmodus des mittels HIP (a) bzw. FAST (b) hergestellten Sialone mit 100% Sinteradditivüberschuss.

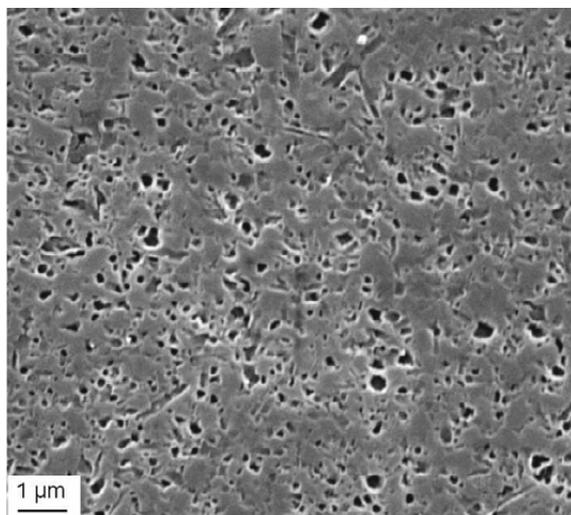
Das feine Gefüge konnte unter Verwendung des Rückstreuelektronenmodus, wie aus *Bild 6 (b)* ersichtlich, nur unzureichend sichtbar gemacht werden, weshalb die mittels feldunterstützter Sintertechnik hergestellten Sialone und Sialon-SiC-Verbunde für die elektronenmikroskopischen Aufnahmen plasmageätzt wurden (*Bild 7*). Bei den Verbunden kam noch erschwerend hinzu, dass die feinkörnigen SiC-Teilchen aufgrund des zu geringen Materialkontrasts zwischen Siliciumcarbid und Sialon nicht zu erkennen waren. Dennoch ist aus den REM-Aufnahmen zu entnehmen, dass die Verbunde ein ähnlich feines Gefüge wie das reine Sialon aufweisen. Dabei sind vor allem die Lücken herausgetrennter β -Sialon-Körner zu erkennen, deren maximale Länge ca. 1 μm beträgt. Die Materialvariante mit 20 Vol-% SiC zeigt im plasmageätzten Zustand ein ähnliches Gefüge wie reines Sialon. Die nadeligen Körner des β -Sialons sind jedoch kleiner und weniger zahlreich als beim reinen Sialon. Mit zunehmendem SiC-Gehalt verstärkt sich diese Tendenz (*Bild 7*).



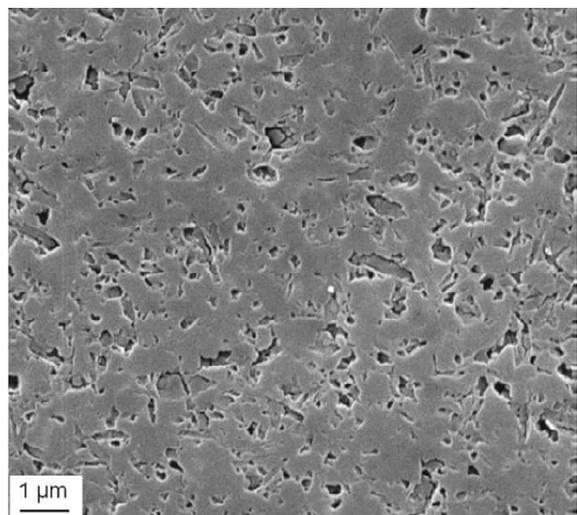
(a) reines Sialon



(b) Sialon mit 20 Vol% SiC



(c) Sialon mit 30 Vol% SiC



(d) Sialon mit 50 Vol% SiC

Bild 7: Gefüge-Aufnahmen von FAST-verdichteten Sialon bzw. Sialon-SiC-Verbunden mit unterschiedlichen SiC-Gehalten im plasmageätzten Zustand. Das in Bild (d) dargestellte Material wurde mit 150% Nd-Überschuss verdichtet.

Mechanische Eigenschaften

Wie *Bild 8* verdeutlicht, liegt der E-Modul für die reinen Sialone unabhängig vom Herstellungsprozess bei ca. 320 GPa. Mit zunehmendem SiC-Gehalt steigt der E-Modul der Sialon-SiC-Verbunde stetig an. Härtemessungen an den polierten Proben zeigten ebenfalls einen annähernd linearen Anstieg der Vickershärte mit zunehmendem SiC-Gehalt bis hin zu Werten von knapp 2100 HV10 bei einem SiC-Anteil von 50 Vol.-% (*Bild 9 (a)*).

Auch ohne den Zusatz von SiC wird für das nach dem FAST-Prozess hergestellte reine Sialon eine um ca. 120 HV10 höhere Härte im Vergleich zum HIP-Sialon gleicher Zusammensetzung erreicht.

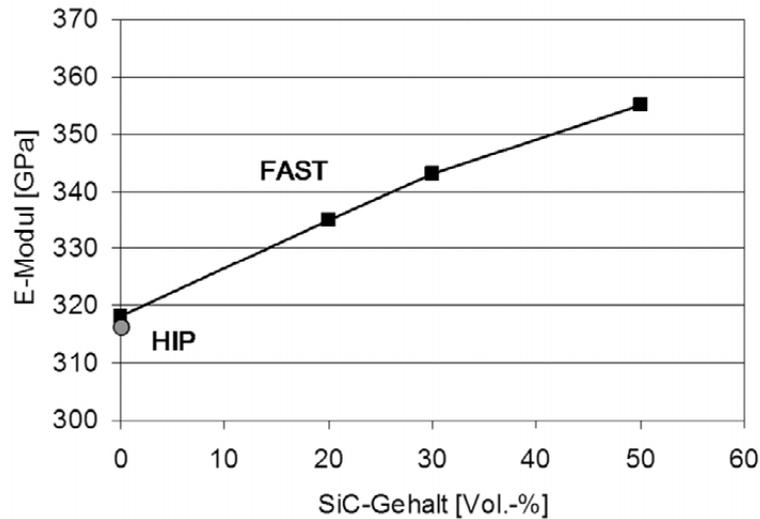


Bild 8: Elastizitätsmodul der Sialon-SiC-Verbunde mit unterschiedlichem SiC-Gehalt.

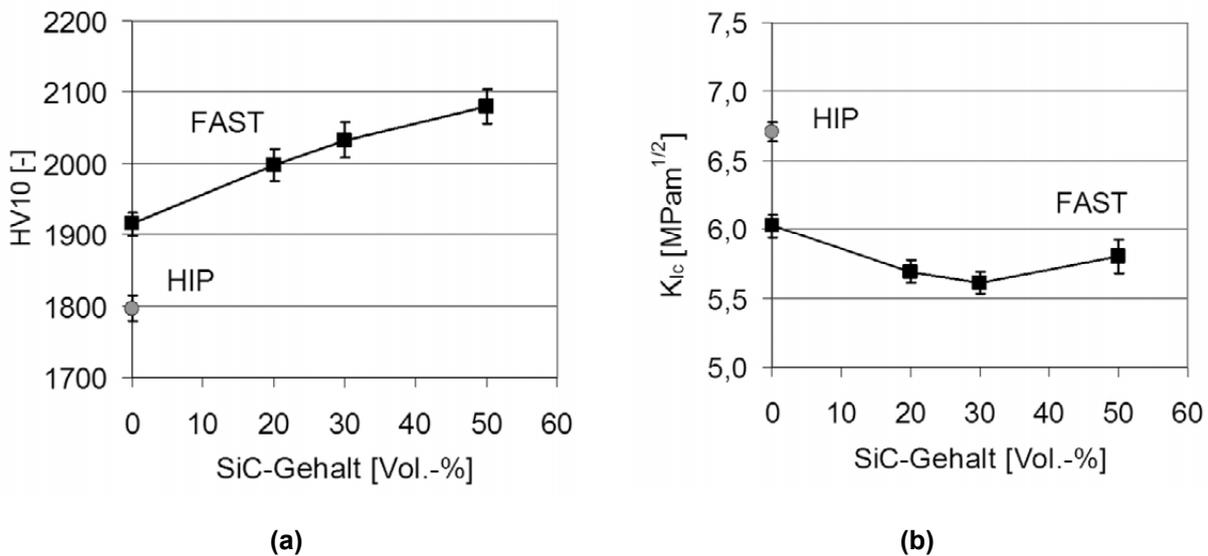


Bild 9: Härte HV10 (a) und Bruchzähigkeit K_{Ic} (b) in Abhängigkeit des SiC-Gehalts. Zum Vergleich ist jeweils der Wert für die mittels HIP hergestellte Sialon-Probe eingetragen.

Die Gründe sind zum einen das sehr feinkörnige Gefüge, zum anderen der etwas höhere Anteil an harter α -Sialon-Phase. Die nach der Indentermethode gemessene Bruchzähigkeit war bei der HIP-Probe höher, da sie einen höheren β -Anteil aufwies und die nadelförmigen β -Kristallite deutlich größer und gestreckter ausgebildet waren. Hierdurch werden Verstärkungsmechanismen wie Rissablenkung, Rissüberbrückung und pull-out begünstigt. Trotzdem lag der nach der Indentermethode gemessene Wert für die FAST-Probe mit ca. 6 MPam^{1/2} auf einem noch hohen Niveau. Für die Sialon-SiC-Verbunde nahm der K_{Ic} -Wert mit steigendem Partikelgehalt tendenziell ab und liegt bei 5,5 – 6,0 MPam^{1/2}.

4 Zusammenfassung

Durch den Einbau feinkörniger SiC-Partikel in die Sialon-Matrix konnten Sialon-SiC-Verbunde hergestellt werden, welche die positiven Eigenschaften beider Materialien vereinen. Mittels

Sinter-HIP-Verfahren konnten Verbunde mit maximal 5 Vol.-% SiC vollständig verdichtet werden. Mit dem Einsatz der Field Assisted Sintering Technique (FAST) konnten dagegen Materialien mit bis zu 50 Vol.-% SiC hergestellt werden. Die Menge an eingelagerten SiC-Partikeln zeigt einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften, mit einem annähernd linearen Anstieg des E-Moduls und der Härte bis auf Werte von 355 GPa bzw. 2100 HV10, was einer Steigerung von über 10 % entspricht. Dabei zeigte bereits die mittels FAST hergestellte Sialon-Referenzprobe eine Härtesteigerung von ca. 5 % gegenüber einer HIP-Probe gleicher Zusammensetzung. Die Gründe dafür sind das sehr feinkörnige Gefüge und der etwas höhere Anteil an harter α -Sialon-Phase. Die Bruchzähigkeit nahm zwar mit steigendem SiC-Anteil ab, blieb aber dennoch auf einem akzeptablen Niveau.

In tribologischen Tests in Kugel-auf-Platte-Anordnung mit Isooktan als Zwischenstoff zeichnen sich die Sialon-SiC-Verbunde im Gegensatz zu den reinen Sialonen durch einen wesentlich ruhigeren Verlauf der Reibungszahl auf einem niedrigeren Niveau aus [11]. Dies wurde auf die hohe thermische Leitfähigkeit des SiC zurückgeführt, wodurch niedrigere Temperaturen im tribologischen Kontakt entstehen.

5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes B1 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

6 Literatur

- [1] S.M. Abo-Naf, U. Dulias, J. Schneider, K.-H. Zum Gahr, S. Holzer, M.J. Hoffmann: Mechanical and tribological properties of Nd- and Yb-SiAlON composites sintered by hot isostatic pressing. *Journal of Materials Processing Technology*, 183, (2007), 264 - 272.
- [3] B. Bitterlich, K. Friederich, H. Mandal: SiAlON-SiC-composites for cutting tools. *Adv. Sci. Technol.*, 45, (2006), 1786-1791.
- [3] M. Herrmann, H. Klemm, C. Schubert: *Handbook of Ceramic Hard Materials*. Weinheim, Wiley-VCH, (2000).
- [4] C. Santos, C.A. Kelly, S. Ribeiro, K. Strecker, J.V.C. Souza, O.M.M. Silva: α -Sialon-SiC composites obtained by gas-pressure sintering and hot-pressing. *J. Mater. Process. Tech.*, 189, (2007), 138-142.
- [5] B. Bitterlich, S. Bitsch, K. Friederich: SiAlON based ceramic cutting tools. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 28, (2008), 989-994.
- [6] S. Holzer, H. Geßwein, M.J. Hoffmann: Phase relationships in Neodymia and Ytterbia containing SiAlONs. *Key Eng. Mat.*, 237, (2003), 43-48.
- [7] M. Riva: Entwicklung und Charakterisierung von Sialon-Keramiken und Sialon-SiC-Verbunden für den Einsatz in tribologisch hochbeanspruchten Gleitsystemen. Dissertation, Institut für Keramik im Maschinenbau, KIT, Ikm54, (2010).

- [8] M. Omori: Sintering consolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS). *J. Mater. Eng.*, 287, (2000), 183-188.
- [9] D. Salamon, Z. Shen, P. Sajgalik: Rapid formation of α -Sialon during spark plasma sintering: Its origin and implications. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 27, (2007), 2541-2574.
- [10] S. Holzer, Neodym- und ytterbiumhaltige Sialon-Keramiken: Phasenbeziehungen, Gefügeausbildung und mechanisch-tribologische Eigenschaften. Dissertation, Institut für Keramik im Maschinenbau, Universität Karlsruhe, Ikm42, (2005).
- [11] J. Schneider, M. Riva, M. J. Hoffmann: Tribologische Charakterisierung von Sialon-SiC-Mischkeramiken im Hinblick auf den Einsatz in Kraftstoff geschmierten Gleitsystemen. *Triebologie + Schmierungstechnik*, 58-1, (2011), 22-26.

Tribologische Charakterisierung von Sialon- und Sialon-SiC-Keramiken im mediengeschmierten, reversierenden Gleitkontakt

J. Schneider, M. Riva, M. J. Hoffmann

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien

Im Rahmen dieser Forschungsarbeiten wurde im Hinblick auf den Einsatz in einer Hochdruckpumpe für die Benzin-Direkteinspritzung das tribologische Verhalten von Sialon- und Sialon-SiC-Keramiken in einem Labortribometer unter reversierender, Isooktan geschmierter Gleitbeanspruchung in Paarung mit Si_3N_4 -Kugeln untersucht. Durch die Zugabe von SiC und eine gezielte thermochemische Nachbehandlung der Sialon-SiC-Verbunde in Stickstoffatmosphäre konnte die Reibungszahl im Vergleich zu Paarungen mit polierter Wirkfläche um bis zu 30% auf Werte um 0,1 reduziert werden, wobei der Verschleiß der Tribopaarungen nur leicht anstieg. Auch im Vergleich zu Al_2O_3 - und ZrO_2 -Selbstpaarungen zeichneten sich die Sialon-SiC-Verbunde durch ein deutlich günstigeres Reibungs- und Verschleißverhalten aus.

1 Einleitung

Sind für tribologisch, mechanisch und/oder chemisch hochbeanspruchte Komponenten kostengünstige Lösungen mit metallischen oder polymeren Werkstoffen nicht oder nur sehr eingeschränkt einsetzbar, verspricht die Nutzung ingenieurkeramischer Werkstoffe große Vorteile. Im mediengeschmierten Gleitkontakt unter Mangelschmierung wie er beispielsweise in Hochdruckpumpen für die Benzin-Direkteinspritzung auftritt, versagen Metall/Metall-Gleitpaarungen aufgrund ihrer hohen Fressneigung und Polymere aufgrund ihrer unzureichenden mechanischen Belastbarkeit. Ingenieurkeramiken mit ihrer Eigenschaftskombination aus geringer Dichte, hoher Druckfestigkeit, hohem Elastizitätsmodul sowie guter Temperatur- und Korrosionsbeständigkeit bieten hier ein hohes Potenzial.

Die vom Siliciumnitrid abgeleiteten Sialon-Keramiken, die sich durch eine hohe Härte und Festigkeit bei gleichzeitig hoher Zähigkeit sowie günstigen Hochtemperatureigenschaften auszeichnen gewinnen eine zunehmende Bedeutung für tribologisch beanspruchte Bauteile und werden u.a. als Schneidstoff für die Zerspanung hochfester, metallischer Werkstoffzustände, als Mahlkörper oder als Drahtziehdüsen eingesetzt. Sialon ist eine flüssigphasengesinterte, siliziumnitridbasierte Nichtoxidkeramik, in der ein Teil des Si und N durch Al und O ersetzt wird. Bezüglich ihres kristallinen Aufbaus sind diese Materialien mit der α - bzw. β -Modifikation von Si_3N_4 verwandt und werden deshalb als α - bzw. β -Sialone bezeichnet. Die Variation der Zusammensetzung der Ausgangspulver und die Zugabe seltener Erdoxide wie z.B. Nd_2O_3 erlaubt es, die Mikrostruktur des Sialon gezielt zu beeinflussen und z.B. ein bestimmtes α/β -Verhältnis einzustellen [1 - 5].

Untersuchungen zum tribologischen Verhalten von Sialon-Keramiken verdeutlichten den signifikanten Einfluss sowohl der Beanspruchungsbedingungen als auch der aus der Zusammen-

setzung der Ausgangspulver und dem Herstellungsprozess resultierenden Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften auf Reibung und Verschleiß [6 - 16]. Im ungeschmierten Gleitkontakt bzw. unter hohen Belastungen, bei denen das Verschleißverhalten vor allem durch Mikrorissbildung und Kornausbrüche dominiert wurde, waren mehrphasige α/β -Sialone insbesondere aufgrund ihrer höheren Risszähigkeit einphasigen α -Sialon-Keramiken überlegen. Unter solchen Beanspruchungsbedingungen wirkte sich auch der im Vergleich zu Plasma unterstützt gesinterten Qualitäten höhere Streckungsgrad der Gasdruck gesinteter Sialone günstig aus. Dagegen zeigten bei niedrigen Belastungen bzw. Bedingungen, unter denen der Verschleiß durch tribochemische Reaktionen bestimmt wurde, einphasige α -Sialone einen höheren Verschleißwiderstand. Durch den Zusatz von SiC-Partikel konnte nicht nur die Mikrohärtigkeit, sondern teils auch der Verschleißwiderstand von Sialon-SiC-Verbunden im Vergleich zu reinen Sialonen erheblich angehoben werden [17 - 19]. Weiterhin sollte bei Sialon-SiC-Verbunden die Möglichkeit bestehen, durch eine geeignete thermische Nachbehandlung in Stickstoffatmosphäre im oberflächennahen Bereich das SiC in Si_3N_4 und freien, als Schmierstoff wirkenden Kohlenstoff umzusetzen [20].

Im Rahmen dieser Forschungsarbeiten wurde im Hinblick auf den Einsatz in einer Hochdruckpumpe für die Benzin-Direkteinspritzung das tribologische Verhalten von Sialon- und Sialon-SiC-Keramiken in einem Labortribometer unter reversierender, Isooktan geschmierter Gleitbeanspruchung in Paarung mit Si_3N_4 -Kugeln untersucht.

2 Versuchsmaterial und experimentelle Methoden

Für die Modelluntersuchungen wurden durch Plasma unterstütztes Sintern (FAST) hergestellte Sialon- bzw. Sialon-SiC-Materialien mit einem α/β -Verhältnis von 60/40 aus dem Teilprojekt B1 des SFB 483 eingesetzt. Es handelte sich dabei um eine reine Sialon-Qualität sowie 3 Sialon-SiC-Verbunde mit einem Zusatz von 20, 30 bzw. 50 Vol.-% feinen SiC-Partikel ($d_{50} = 0,3 \mu\text{m}$). Zusätzlich wurde ein Sialon-SiC-Verbund mit einem Zusatz von 30 Vol.-% groben SiC-Partikel ($d_{50} = 22 \mu\text{m}$) untersucht. Details zur Herstellung, der Mikrostruktur und den mechanischen Eigenschaften dieser Materialien können dem Beitrag des Teilprojektes B1 in diesem Tagungsband entnommen werden [21]. Zu Vergleichszwecken wurde neben den neu entwickelten Materialien zusätzlich eine durch konventionelles Heißpressen hergestellte Sialon-Keramik mit einem α/β -Verhältnis von 60/40 sowie je eine kommerziell erhältliche SSiC- (EkasicF, ESK Ceramics), Al_2O_3 - (F99,7, Friatec) und ZrO_2 - (ZN101B, Ceramtec) Keramik in die tribologischen Modelluntersuchungen einbezogen. Die Probekörper für die tribologischen Untersuchungen wurden geschliffen und mit Diamantsuspensionen der Körnungen 15, 9, 6 und $1 \mu\text{m}$ poliert.

Zusätzlich wurde an ausgewählten polierten Sialon- bzw. Sialon-SiC-Probekörpern im Teilprojekt B1 eine thermochemische Nachbehandlung durchgeführt. Die Proben wurden hierzu unter einer Stickstoffatmosphäre von 2 bis 10 bar bis zur Maximaltemperatur von 1700°C bzw. 1800°C aufgeheizt und bei dieser Temperatur unter einem Stickstoff-Partialdruck von 100 bar eine Stunde gehalten. Danach wurde die Heizung abgeschaltet, so dass es zu einem exponentiellen Abfall der Temperatur kam [22]. Die thermochemisch nachbehandelten Probekörper wurden ohne eine weitere Oberflächenbearbeitung für die tribologische Evaluierung genutzt, da sich die Auswirkungen der thermochemischen Nachbehandlung auf einen sehr dünnen oberflächennahen Bereich beschränken.

In Bild 1 sind die Oberflächen des Sialons (FAST) sowie der Sialon-SiC-Verbunde mit 30 Vol.-% feinem bzw. grobem SiC nach einer thermochemischen Behandlung bei (a - c) 1700°C bzw. (d - f) 1800°C dargestellt. Die thermochemische Nachbehandlung führte zu einer Aufrauung der Oberflächen und durch den Anstieg des α -Sialon-Anteils zu einer leichten Zunahme der Härte. Die insbesondere bei 1700°C auf der Oberfläche entstandenen, großen Körnern konnten mittels röntgenographischer Untersuchungen als AlN-Polityp 21R identifiziert werden. Während mit Hilfe von EDX-Untersuchungen kein Nachweis für die Bildung von Kohlenstoff in den Sialon-SiC-Keramiken erbracht werden konnte, deutete die bei röntgenographischen Untersuchungen beobachtete Abnahme der Intensität von SiC bei gleichzeitiger Zunahme des β -Sialon-Peaks auf die gewünschte Umsetzung von SiC zu Si_3N_4 und Kohlenstoff hin.

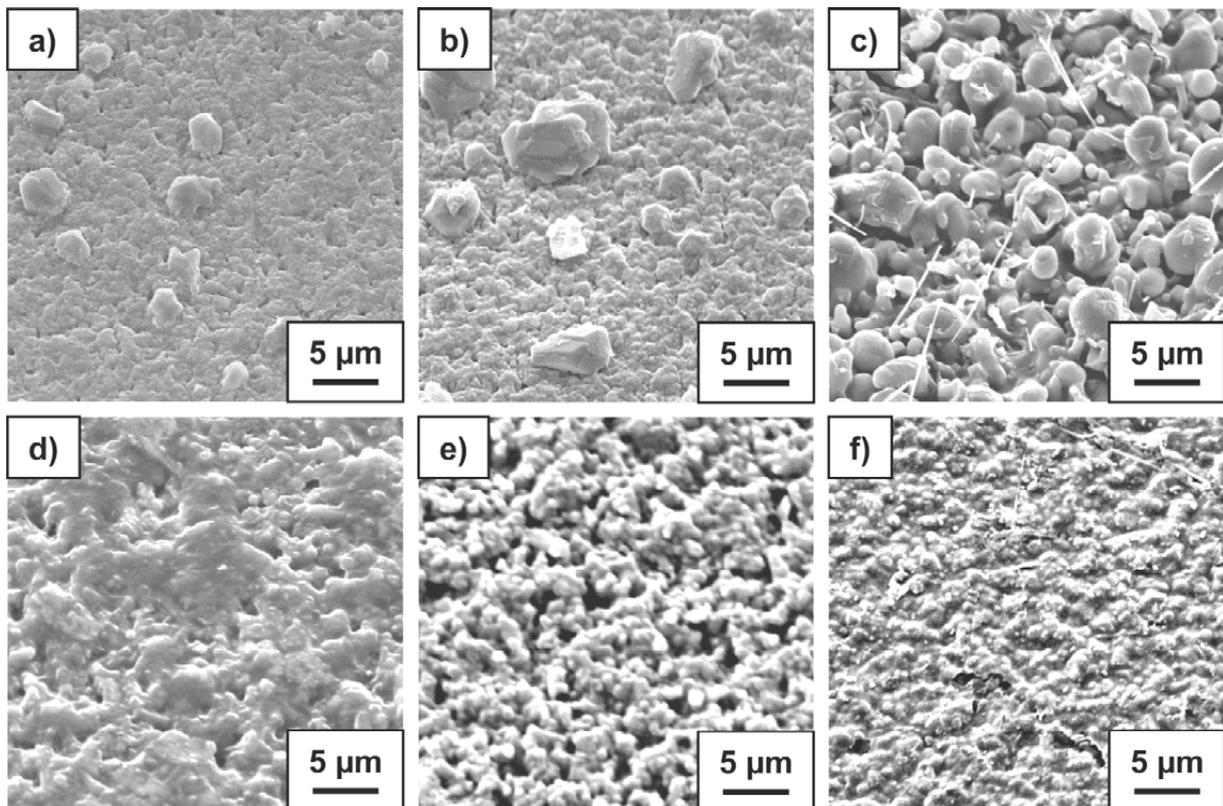


Bild 1: REM-Aufnahmen der bei (a - c) 1700°C bzw. (d - f) 1800°C in Stickstoffatmosphäre thermochemisch behandelten Sialon- und Sialon-SiC-Qualitäten: (a, d) Plasma unterstützt gesintertes Sialon (FAST), Sialon mit Zusatz von 30 Vol.-% (b, e) feinem bzw. (c, f) grobem SiC.

Die tribologischen Modelluntersuchungen wurden in einem Laborprüfstand (Optimol SRV) unter reversierender, Isooktan geschmierter Gleitbeanspruchung gepaart mit polierten Kugeln ($\varnothing = 10$ mm) bei Raumtemperatur durchgeführt (Bild 2). Die Sialon- und SiC-Sialon-Proben wurden mit Si_3N_4 -Kugeln gepaart, während die kommerziellen Keramiken in Selbstpaarung untersucht wurden. Hierbei betragen die Normalbelastung 25 N, der Hub 2,5 mm und die Schwingungsfrequenz 20 Hz ($v_{\text{mittel}} = 0,1$ m/s), so dass sich bei einer Versuchsdauer von 60 min ein Gesamtgleitweg von 360 m ergab. Neben den Untersuchungen im geschmierten Gleitkontakt wurden an ausgewählten Paarungen ungeschmierte Versuchsläufe in Luft mit 50% rF durchgeführt.

Normalkraft F_N	25 N
Frequenz f	20 Hz
Hub Δs	2,5 mm
Gleitweg s	360 m
Temperatur T	RT (20 - 25 °C)
Umgebungsmedium	Isooktan (Tauchschmierung)
Grundkörper (Platte)	Sialon, Sialon-SiC: poliert bzw. thermochemisch behandelt SiC, Al ₂ O ₃ , ZrO ₂ : poliert
Gegenkörper (Kugel)	Kugel, Ø10 mm, poliert Si ₃ N ₄ , SiC, Al ₂ O ₃ , ZrO ₂

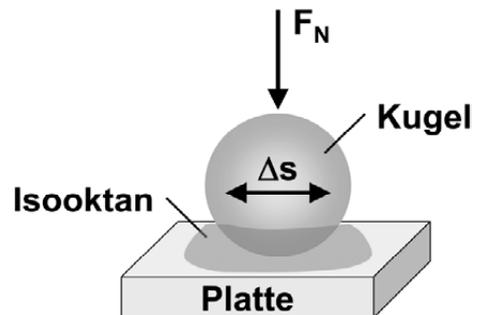


Bild 2: Versuchparameter und tribologisches Modellsystem für die Untersuchungen unter reversierender Gleitbeanspruchung.

3 Ergebnisse und Diskussion

Die Reibungszahl in Abhängigkeit vom zurückgelegten Gleitweg für die mit polierten Oberflächen untersuchten Gleitpaarungen ist in Bild 3 dargestellt. Die Paarung der heißisostatisch gepressten Sialon-Variante zeigte die höchste Reibungszahl, die im quasistationären Zustand im Bereich zwischen 0,18 und 0,25 schwankte (Bild 3a). Eine etwas niedrigere und weniger stark schwankende Reibungszahl zwischen 0,16 und 0,2 wies Paarung des FAST-Sialons auf (Bild 3a). Im Vergleich zu den reinen Sialonen waren die Paarungen der Sialon-SiC-Verbunde durch einen ruhigeren Verlauf der Reibungszahl und ein insgesamt etwas niedrigeres Reibungszahlniveau gekennzeichnet. Die quasistationäre Reibungszahl nahm dabei mit zunehmenden SiC-Anteil von etwa 0,17 bei 20 Vol.-% SiC auf 0,14 bei 50 Vol.-% SiC ab (Bild 3b, c). Die Reibungszahl der SSiC-Eigenpaarung verlief auf den ersten 180 m deutlich unruhiger als die der Sialon-SiC-Verbunde, zeigte aber im quasistationären Bereich einen ähnlich konstanten Verlauf wie diese und eine mit dem Sialon-SiC30 vergleichbare Reibungszahl von etwa 0,15. Das günstigere Reibungsverhalten der Sialon-SiC-Verbunde und des SSiC gegenüber dem reinen Sialon wurde sicherlich durch die erhöhte Wärmeleitfähigkeit dieser Materialien begünstigt, die zu einer Absenkung der lokalen Temperaturspitzen im Tribokontakt führen und damit die Gefahr einer Verdampfung des Schmiermittels reduzieren sollte. Die beiden oxidkeramischen Al₂O₃- und ZrO₂-Eigenpaarungen wiesen nach etwa 250 m Gleitweg quasistationäre Reibungszahlen im Bereich von 0,17 auf, die vergleichbar waren mit denen der Plasma unterstützt gesinterten Sialon-Keramik. Allerdings schwankte die Reibungszahl der oxidkeramischen Gleitpaarungen weniger stark (Bild 3d).

Der an den Platten ermittelte lineare Verschleißbetrag lag für alle untersuchten polierten Gleitpaarungen nach einem Gleitweg von 360 m unterhalb von 2 µm und war niedriger als der für die Kugeln (Bild 4). Unter den Sialon-Keramiken wies die Plasma gestützt gesinterte Sialon-Platte mit etwa 0,3 µm den geringsten Verschleiß auf. Der im Vergleich zur Paarung mit der heißisostatisch gepressten Sialon-Variante um den Faktor 5 niedrigere Verschleiß ließ sich mit der auch für andere keramische Materialien beobachteten positiven Wirkung eines feinkörnigen Gefüges in der Verschleißtieflage erklären.

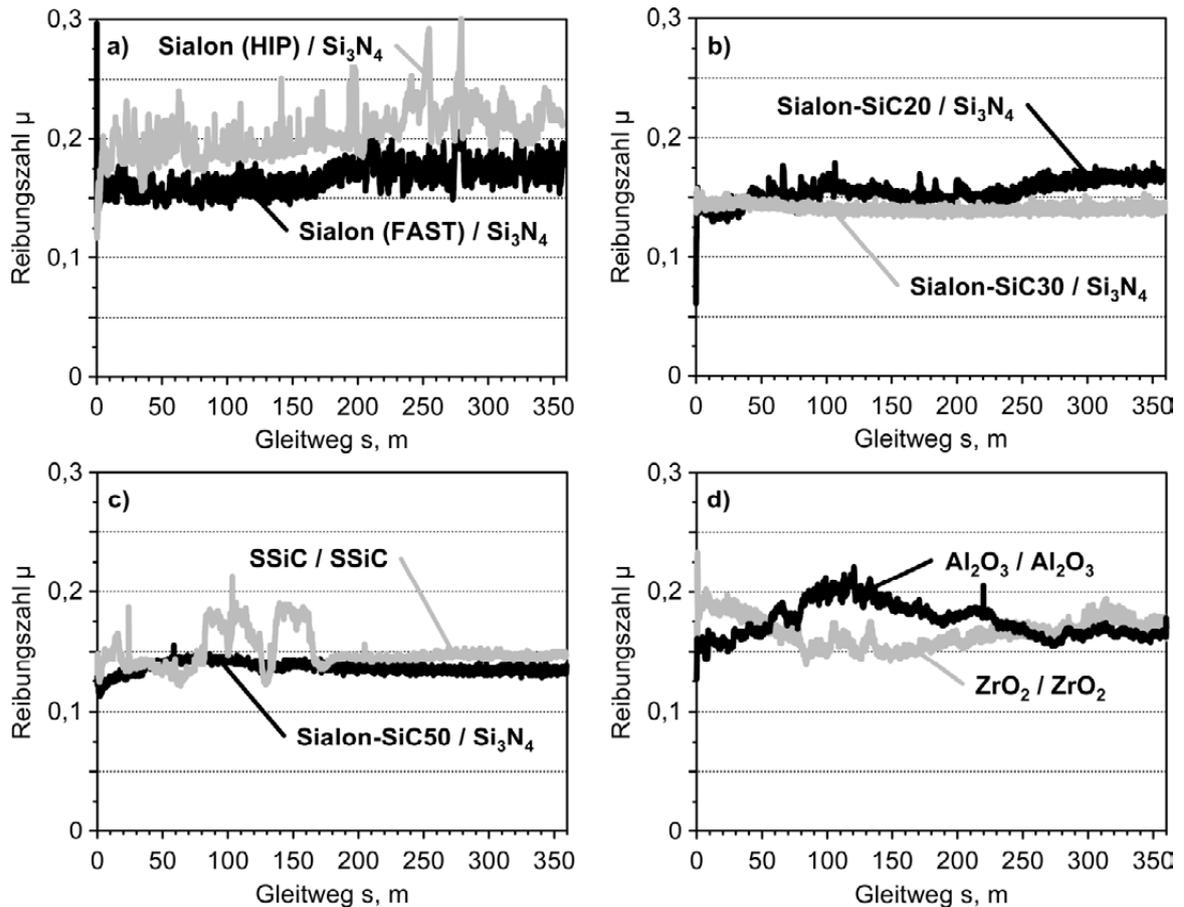


Bild 3: (a) Reibungszahl μ der Gleitpaarungen mit polierten Oberflächen in Abhängigkeit vom zurückgelegten Gleitweg: (a) heißisostatisch gepresstes Sialon (HIP) und Plasma unterstützt gesintertes Sialon (FAST), (b) Sialon mit Zusatz von 20 bzw. 30% feinem SiC, (c) Sialon mit Zusatz von 50% feinem SiC sowie SSiC und (d) Al_2O_3 und ZrO_2 ($F_N = 25 \text{ N}$, $f = 20 \text{ Hz}$, $\Delta s = 2,5 \text{ mm}$, Isooktan-Tauchschmierung).

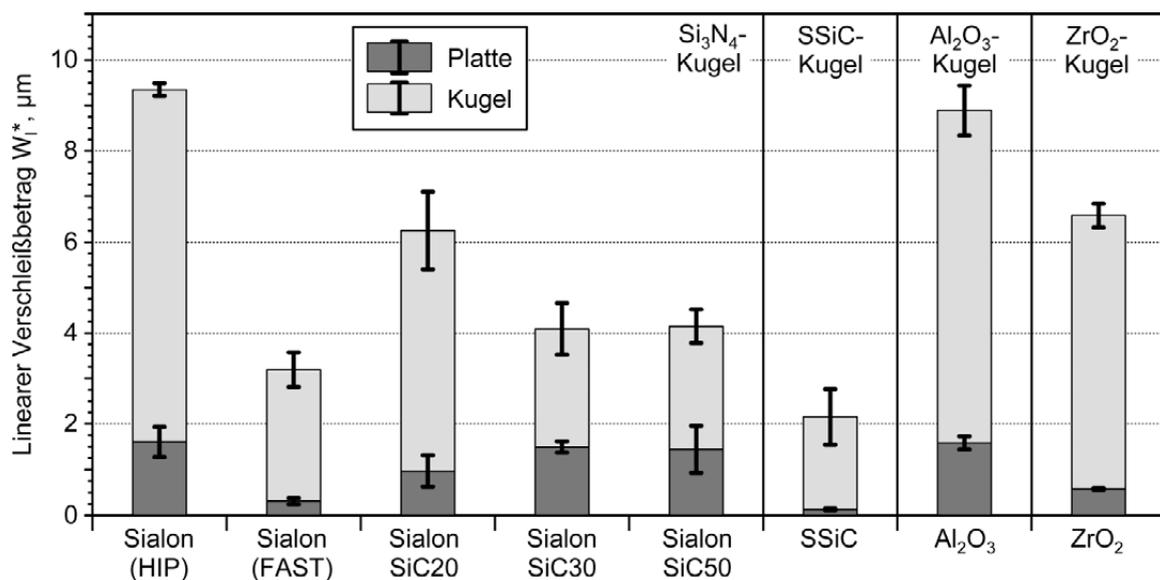


Bild 4: Linearer Verschleißbetrag W_l^* der Gleitpaarungen mit polierten Oberflächen nach einem Gleitweg von 360 m ($F_N = 25 \text{ N}$, $f = 20 \text{ Hz}$, $\Delta s = 2,5 \text{ mm}$, Isooktan-Tauchschmierung).

Der Verschleiß der Sialon-SiC-Proben stieg mit zunehmendem SiC-Anteil von etwa 1 μm (20 Vol.-% SiC) auf 1,5 μm (30 bzw. 50 Vol.-% SiC) an, wobei der höchste Verschleiß am Gegenkörper durch den Sialon-SiC-Verbund mit 20 Vol.-% SiC verursacht wurde. Während die SSiC-Selbstpaarung mit ca. 2,1 μm den geringsten Gesamtverschleiß aufwies, lagen die Verschleißbeträge der oxidkeramischen Selbstpaarungen aufgrund des hohen Kugelverschleißes bei Werten von 6,6 μm (ZrO_2) bzw. 8,9 μm (Al_2O_3) und damit deutlich über den für die Sialone und SiC-Sialon-Verbunde ermittelten Werten.

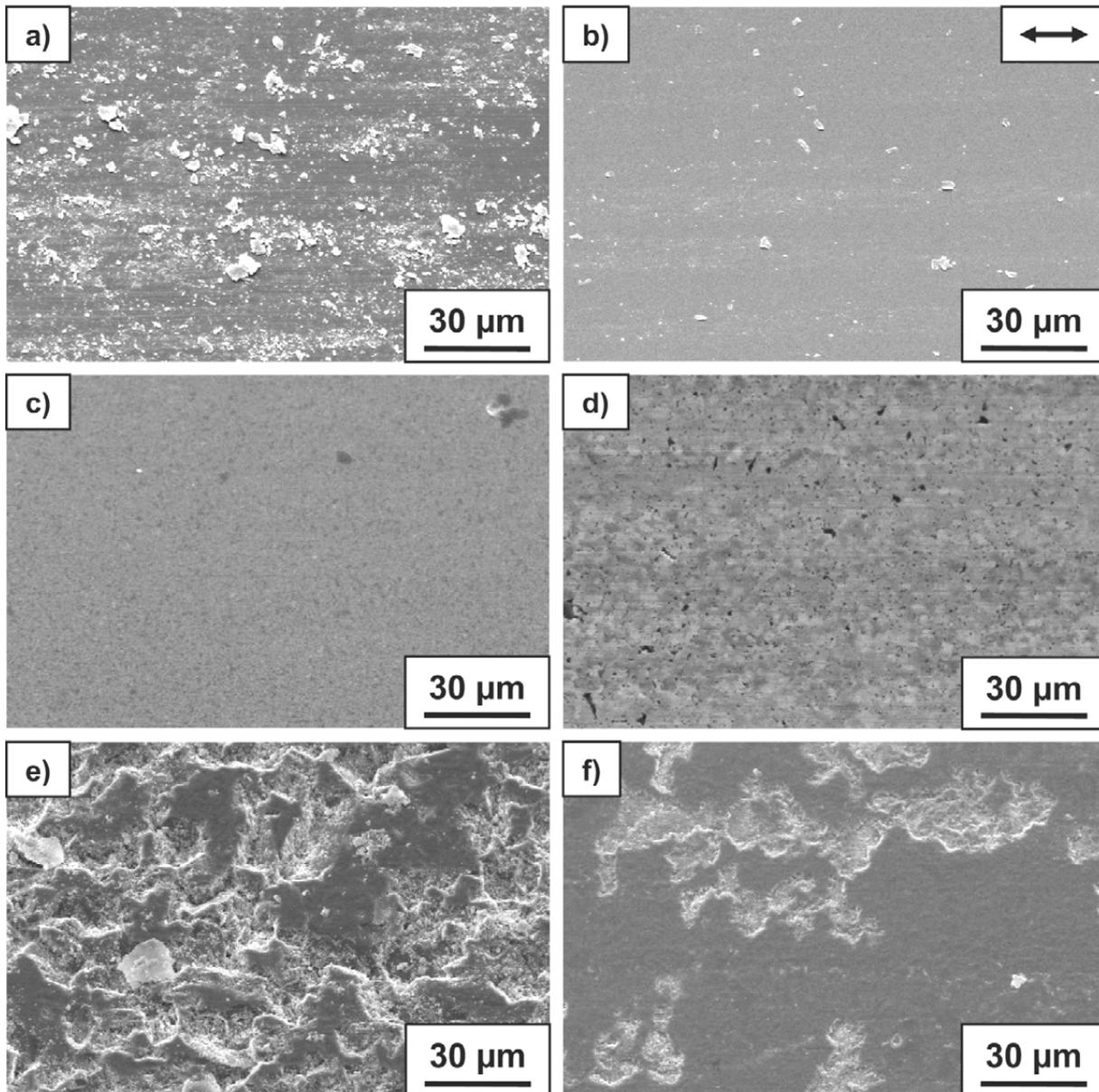


Bild 5: REM-Aufnahmen von beanspruchten Plattenoberflächen nach einem Gleitweg von 360 m: (a) Plasma unterstützt gesintertes Sialon (FAST), Sialon mit Zusatz von (b) 30 bzw. (c) 50 Vol.-% feinem SiC, (d) SSiC, (e) Al_2O_3 und (f) ZrO_2 ($F_N = 25 \text{ N}$, $f = 20 \text{ Hz}$, $\Delta s = 2,5 \text{ mm}$, Isooktan-Tauchschmierung).

In Bild 5 sind rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der beanspruchten Plattenoberflächen nach einem Gleitweg von 360 m dargestellt. Die FAST-Sialon-Platte war durch eine feine Furchung in Gleitrichtung und eine Vielzahl von losen, teils auch kompaktierten Verschleißpar-

tikeln gekennzeichnet (Bild 5a). Die Oberflächen der Sialon-SiC-Verbunde wirkten nach Versuchsende annähernd poliert und es waren nur vereinzelt kompaktierte Verschleißpartikel auf der Oberfläche zu erkennen (Bild 5b, c). Auf der beanspruchten SSiC-Oberfläche war nach Versuchsende deutlich die feinkörnige Mikrostruktur des Materials erkennbar (Bild 5d). Im Gegensatz zu den beiden Sialon-SiC-Oberflächen waren vereinzelte Kornausbrüche sowie Risse quer zur Beanspruchungsrichtung zu erkennen, die auf eine Ermüdung der tribologisch beanspruchten Wirkfläche hindeuteten. Die beanspruchten Wirkflächen der Oxidkeramiken waren im Vergleich zu den Sialon- und SiC-Keramiken rau und durch Schichten aus kompaktierten Verschleißpartikeln gekennzeichnet, die sich teilweise durch Delamination ablösten (Bild 5e, f). Auf der Al_2O_3 -Platte waren darüber hinaus auch Kornausbrüche zu erkennen (Bild 5e).

Die Reibungszahl in Abhängigkeit vom zurückgelegten Gleitweg für die im polierten Zustand bzw. nach der thermochemischen Nachbehandlung bei 1700°C bzw. 1800°C getesteten Gleitpaarungen zeigt Bild 6. Die bei 1700°C thermochemisch nachbehandelten Paarungen der monolithischen Sialon-Keramik sowie des Sialon-SiC-Verbundes mit 30 Vol.-% feinem SiC wiesen ein ausgeprägtes Einlaufverhalten auf und die stärker schwankenden quasistationären Reibungszahlen lagen jeweils über denen der polierten Gleitpaarungen (Bild 6a, b). Im Gegensatz hierzu zeigte die Paarung des bei 1700°C thermochemisch nachbehandelten Sialon-SiC-Verbundes mit 30 Vol.-% grobem SiC eine im Vergleich zur polierten Paarung um etwa 30% geringere quasistationäre Reibungszahl im Bereich von $\mu = 0,1$ auf (Bild 6c). Die höchsten Reibungszahlen wurden für alle drei Paarungen beim Einsatz der bei 1800°C thermochemisch nachbehandelten Proben ermittelt.

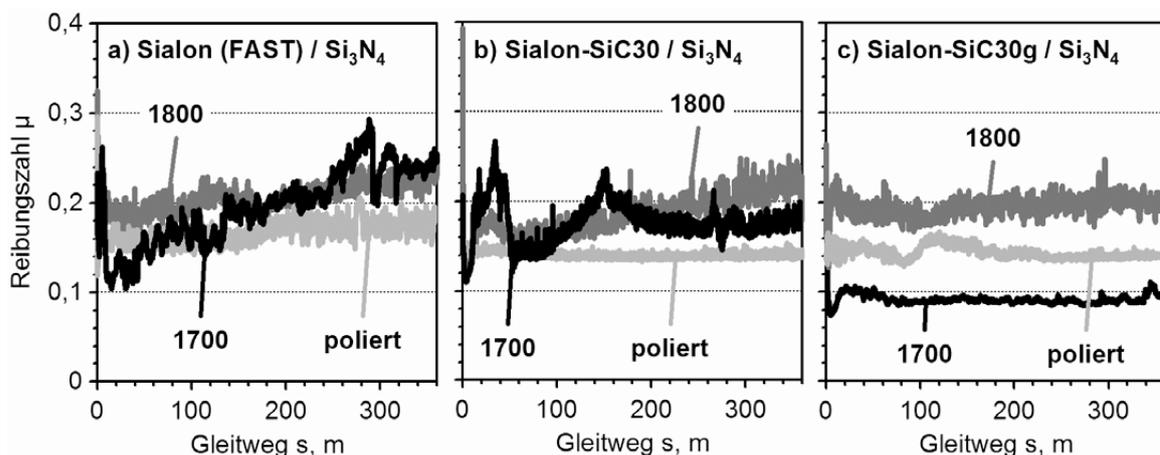


Bild 6: Reibungszahl μ der Gleitpaarungen mit polierten bzw. bei 1700°C oder 1800°C in Stickstoffatmosphäre thermochemisch behandelten Oberflächen in Abhängigkeit vom zurückgelegten Gleitweg: (a) Plasma unterstützt gesintertes Sialon (FAST), (b) Sialon mit Zusatz von 30 Vol.-% feinem SiC sowie (c) Sialon mit Zusatz von 30 Vol.-% grobem SiC ($F_N = 25 \text{ N}$, $f = 20 \text{ Hz}$, $\Delta s = 2,5 \text{ mm}$, Isooktan-Tauchschnierung).

Die bei 1700°C thermochemisch nachbehandelten Paarungen wiesen sowohl an den Platten als auch den Kugeln höhere Verschleißbeträge auf als die polierten Paarungen (Bild 7). Am deutlichsten ausgeprägt war der Verschleißanstieg dabei für die Paarung des Sialon-SiC-Verbundes mit 30 Vol.-% grobem SiC. Während für die Paarungen des monolithischen Sialon der Verschleiß für die bei 1800°C nachbehandelten Proben nochmals über dem der bei 1700°C

nachbehandelten Proben lag, zeigten die bei 1800°C thermochemisch behandelten Sialon-SiC-Probekörper mit etwa 0,4 µm einen Verschleiß, der deutlich unter dem der polierten bzw. bei 1700°C geglähten Probekörper lag. Während für das monolithische Sialon der negative Effekt der Oberflächenaufrauung zu überwiegen schien, deutete sich bei den Sialon-SiC-Verbunden der positive Effekt des durch die thermochemische Behandlung zunehmenden Anteils an α -Sialon an [21].

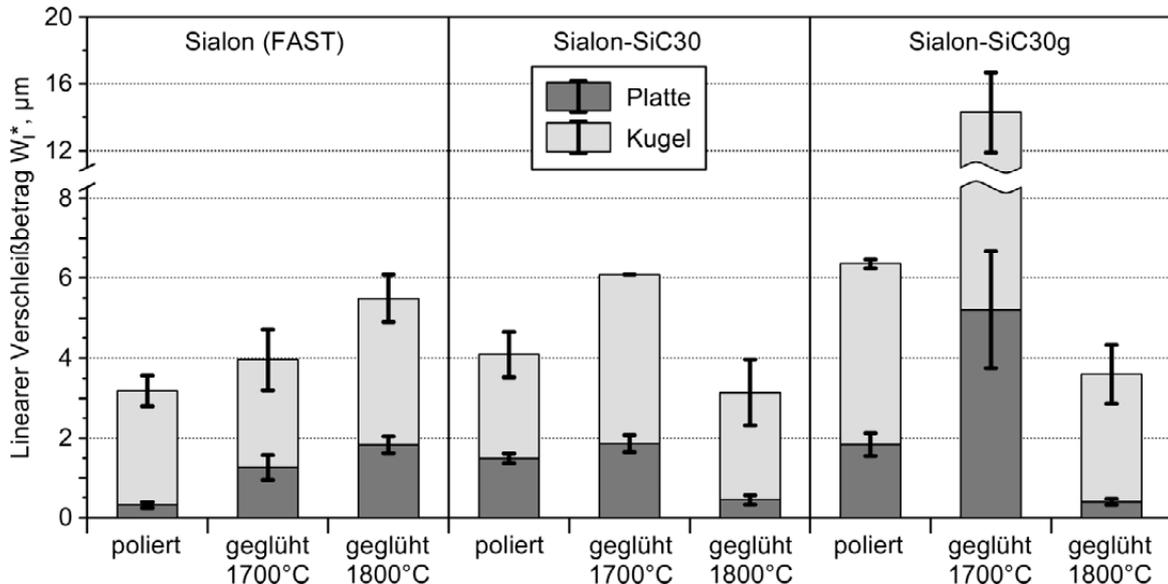


Bild 7: Linearer Verschleißbetrag W_l^* der Gleitpaarungen mit polierten bzw. bei 1700°C oder 1800°C in Stickstoffatmosphäre thermochemisch behandelten Plattenoberflächen nach einem Gleitweg von 360 m ($F_N = 25$ N, $f = 20$ Hz, $\Delta s = 2,5$ mm, Isooktan-Tauchschnierung).

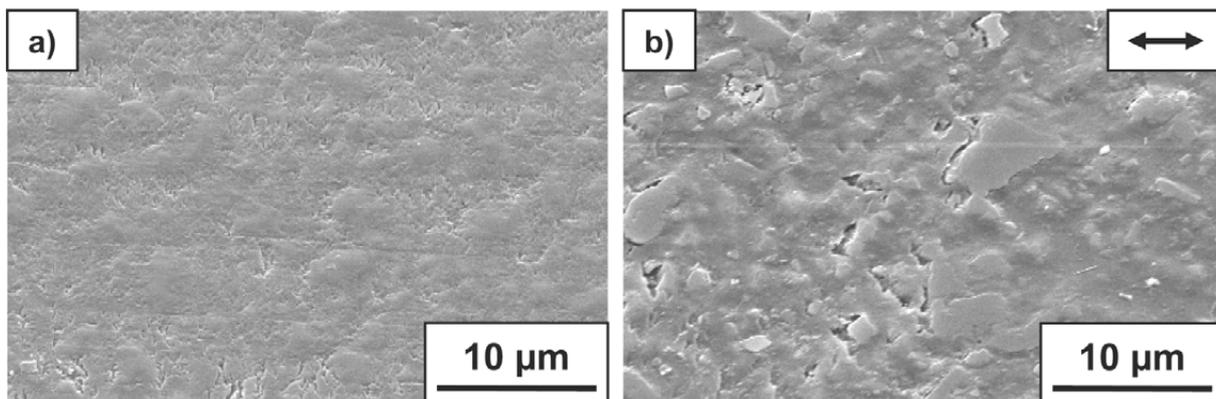


Bild 8: REM-Aufnahmen von bei 1700°C in Stickstoffatmosphäre thermochemisch behandelten Plattenoberflächen nach einem Gleitweg von 360 m: Sialon mit Zusatz von 30 Vol.-% (a) feinem bzw. (b) grobem SiC ($F_N = 25$ N, $f = 20$ Hz, $\Delta s = 2,5$ mm, Isooktan-Tauchschnierung).

Bild 8 zeigt die beanspruchten Wirkflächen der bei 1700°C thermochemisch behandelten Sialon-SiC-Platten mit 30 Vol.-% feinem bzw. grobem SiC nach einem Gleitweg von 360 m. Die Oberflächen der Platten waren nach Versuchsende großflächig mit einer Schicht aus kompaktierten Verschleißpartikeln bedeckt und es hatte sich insbesondere auf der mit grobem SiC hergestellten Platte eine reliefartige Oberflächentopographie ausgebildet (Bild 8b).

Um aufzuklären, ob das günstige Reibungsverhalten des mit grobem SiC hergestellten und bei 1700°C thermochemisch behandelten Sialon-SiC-Verbundes eher auf die sich im Verlauf der tribologischen Beanspruchung einstellende günstige Oberflächentopographie oder auf den bei der thermochemischen Behandlung entstandenen freien Kohlenstoff zurückzuführen war, wurden zusätzliche Experimente im ungeschmierten Gleitkontakt an Luft mit 50% rF durchgeführt. Unter diesen Beanspruchungsbedingungen konnte im Gegensatz zu den Versuchen unter Isooktanschmierung kein signifikanter Vorteil für den Sialon-SiC-Verbund mit grobem SiC beobachtet werden. Beide Paarungen zeigten im trockenen Gleitkontakt quasistationäre Reibungszahlen im Bereich um 1,0. Der lineare Verschleiß der Sialon-SiC-Platten mit dem Zusatz von grobem SiC lag dabei mit 50 µm deutlich höher als für die Platten mit feinem SiC, was auf die durch das grobe SiC verschlechterten mechanischen Eigenschaften zurückgeführt wurde und darauf hindeutet, dass der freie Kohlenstoff keine signifikante Rolle spielte.

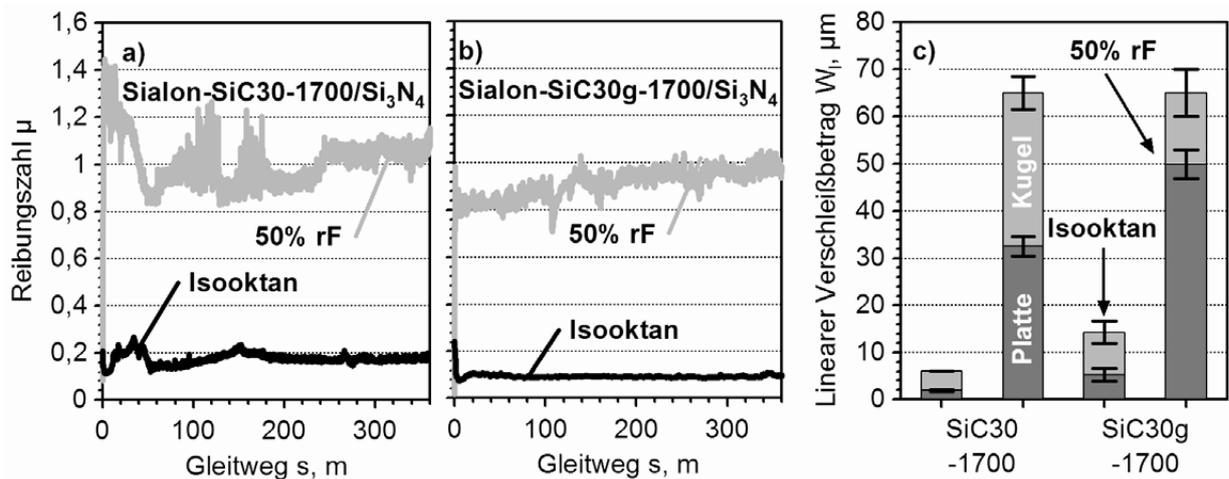


Bild 9: (a, b) Reibungszahl μ in Abhängigkeit vom zurückgelegten Gleitweg und (c) linearer Verschleiß W_l^* nach einem Gleitweg von 360 m für die Gleitpaarungen der Sialon-SiC-Verbunde, die bei 1700°C in Stickstoffatmosphäre thermochemisch behandelt wurden: (a) Sialon mit Zusatz von 30% feinem SiC und (b) Sialon mit Zusatz von 30% grobem SiC ($F_N = 25$ N, $f = 20$ Hz, $\Delta s = 2,5$ mm, Isooktan-Tauchschmierung).

4 Zusammenfassung

Im Hinblick auf den Einsatz in einer Hochdruckpumpe für die Benzin-Direkteinspritzung wurde das tribologische Verhalten von Sialon- und Sialon-SiC-Keramiken in einem Labortribometer unter reversierender, Isooktan geschmierter Gleitbeanspruchung in Paarung mit Si₃N₄-Kugeln untersucht. Im Vergleich zu reinem Sialon zeichneten sich die Sialon-SiC-Verbunde durch einen wesentlich ruhigeren Verlauf der Reibungszahl und ein geringeres Reibungszahlniveau aus. Durch eine gezielte thermochemische Nachbehandlung der Sialon-SiC-Verbunde in Stickstoffatmosphäre konnte die Reibungszahl im Vergleich zu Paarungen mit polierter Wirkfläche um bis zu 30% auf Werte um 0,1 reduziert werden, wobei gleichzeitig der Verschleiß der Tribo-paarungen nur leicht anstieg. Auch im Vergleich zu Al₂O₃- und ZrO₂-Selbstpaarungen zeichneten sich die Sialon-SiC-Verbunde durch ein deutlich günstigeres Reibungs- und Verschleißverhalten aus.

5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten der Teilprojekte B1 und B3 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

6 Literatur

- [1] M. Hoffmann, S. Holzer: Processing and microstructural evolution of rare earth containing sialons. Key Eng. Mat., 237 (2003) 141-148.
- [2] N. Camuscu, D. P. Thompson, H. Mandal: Effect of starting composition, type of rare earth sintering additive and amount of liquid phase on α - β sialon transformation. J. Euro. Cer. Soc., 17 (1997) 599-613.
- [3] Mandal H. New developments in α -SiAlON ceramics. J. Euro. Cer. Soc., 19 (1999), 2349-2357.
- [4] T. Ekström, M. Nygren: Sialon ceramics. J. Am. Cer. Soc., 75 (1992) 259-276.
- [5] B. Bitterlich, S. Bitsch, K. Friederich: SiAlON based ceramic cutting tools. J. Euro. Cer. Soc., 28 (2008), 989 - 994.
- [6] M. Jones, H. Hyuga, K. Hirao, Y. Yamauchi: Wear behavior of single phase and composite sialon ceramics stabilized with Y_2O_3 and Lu_2O_3 . J. Euro. Cer. Soc. 24 (2004) 3271-3277.
- [7] S. Kurama, I. Schulz, M. Herrmann: Wear behaviour of α - and α/β -sialon ceramics stabilized with Nd_2O_3 and Y_2O_3 . J. Euro. Cer. Soc., 29 (2009), 155-162.
- [8] S. Kurama, I. Schulz, M. Herrmann: Wear properties of α - and α/β -SiAlON ceramics obtained by gas pressure sintering and spark plasma sintering. J. Euro. Cer. Soc. 31 (2011) 921-930.
- [9] S. Holzer, B. Huchler, A. Nagel, M. J. Hoffmann: Processing, microstructure and mechanical and tribological properties of rare earth containing sialons. Key Eng. Mat., 264-268 (2004) 897-900.
- [10] S. Holzer, J. Häntsche, U. Spicher, D. Badenheim, R. Oberacker, M. Hoffmann: Development of sialon ceramics for lubricated sliding applications. Mat.-wiss. u. Werkstofftech., 36 (2005) 117-121.
- [11] M.F. Wani: Fretting wear of SiAlON ceramic. J. Eng. Tribol., 221 (2007), 653-659
- [12] Y.-B. Cheng, Z.-H. Xie, M. Hoffman, P. Munroe: Microstructural tailoring and mechanical properties of Ca α -sialon ceramics. Key Eng. Mat., 224-226 (2002) 251-256.
- [13] B. Basu, J. Vleugels, M. Kalin, O. Van Der Biest: Friction and wear behaviour of sialon ceramics under fretting contacts. Mat. and Eng. A, 359 (2003) 228-236.
- [14] T. Satoh, K. Hirao, S. Sakaguchi, Y. Yamauchi, S. Kanzaki: Aqueous tribological behavior of α -sialons. J. Mat. Sci. Let., 21 (2002), 97-99.

- [15] Z.-H. Xie, M. Hoffmann, R. J. Moon, P. R. Monroe, Y.-B. Cheng: Sliding wear of calcium α -sialon ceramics. *Wear*, 260 (2006), 387-400.
- [16] S.M. Abo-Naf, U. Dulias, J. Schneider, K.-H. Zum Gahr, S. Holzer, M.J. Hoffmann: Mechanical and tribological properties of Nd- and Yb-SiAlON composites sintered by hot isostatic pressing. *Journal of Materials Processing Technology*, 183 (2007) 264-272.
- [17] B. Bitterlich, K. Friederich: Particle-reinforced SiAlONs for cutting tools. *Materials Science Forum*, 554 (2007), 129-134.
- [18] A. Mallik, K. Reddy, N. Acikbas, F. Kara, H. Mandal, D. Basu, B. Basu: Influence of SiC addition on tribological properties of SiAlON. *Cer. Intern.*, 37 (2011) 2495-2504
- [19] C. Santos, C. Kelly, S. Ribeiro: α -SiAlON-SiC composites obtained by gas-pressure sintering and hot-pressing. *J. Mat. Proc. Techn.*, 189 (2007), 138-142.
- [20] K. G. Nickel, M. J. Hoffmann, P. Greil, G. Petzow: Thermodynamic calculations for the formation of SiC-whisker reinforced Si_3N_4 -ceramics. *Adv. Cer. Mat.*, 3 (1988), 557-562.
- [21] M. Riva, R. Oberacker, M. J. Hoffmann: Sialon-Keramiken und Sialon-SiC-Verbunde für tribologisch hochbeanspruchte Gleitsysteme. *Proc. Abschlusskolloquium Sonderforschungsbereich 483*. KIT Scientific Publishing, Karlsruhe (2011), S. 79 - 88.
- [22] M. Riva: Entwicklung und Charakterisierung von Sialon-Keramiken und Sialon-SiC-Verbunden für den Einsatz in tribologisch hochbeanspruchten Gleitsystemen. *Dissertation*, Karlsruher Institut für Technologie. Schriftenreihe des Instituts für Keramik im Maschinenbau, IKM 54 (2010).

Friktionssysteme

Gute Ingenieurarbeit hilft - Kreativität noch viel mehr: Beispiele aus der Kupplungswelt

W. Reik

LuK GmbH & Co. KG, Bühl

Kreativität entscheidet oft maßgeblich über den Erfolg von Produkten und Firmen.

Welches Umfeld lässt Mitarbeiter kreativ sein und wie können sie geschult und motiviert werden, außergewöhnliche Ingenieurleistungen zu erbringen und Verknüpfungen herzustellen, die es bis jetzt so noch nicht gegeben hat?

Erläutert wird dies an einigen Beispielen aus dem Antriebsstrang.

Potenziale ingenieurkeramischer Werkstoffe in nasslaufenden Friktionssystemen

J. Bernhardt, A. Albers

Karlsruher Institut für Technologie, IPEK - Institut für Produktentwicklung

Nasslaufende Lamellenkupplungssysteme sind häufig eingesetzte Komponenten in Antriebssträngen von stationären Anlagen und Fahrzeugen. Schaltbare Kupplungen werden zum Übertragen und Schalten von Drehmoment eingesetzt. Die Drehmomentübertragung in nasslaufenden Lamellenkupplungen erfolgt über einen Reibkontakt, der üblicherweise aus einer Paarung von organischem Reibbelag, einer aus Stahl bestehenden Gegenreibfläche und dem Schmieröl gebildet wird. Während der Reibphasen wird Energie in Form von Wärme dissipiert. Die daraus resultierende Erwärmung beeinflusst maßgeblich die Geschwindigkeit der im tribologischen Kontakt ablaufenden Degradationsvorgänge. Somit wird die Leistungsfähigkeit nasslaufender Lamellenkupplungssysteme durch die Fähigkeit, während der Reibphase entstehende Wärme aus dem tribologischen Kontakt abzuführen bestimmt. Nasslaufende Lamellenkupplungen werden im Betrieb von Schmiermedium durchströmt, um einerseits das tribologische Verhalten hinsichtlich Reibungszahlniveau, -konstanz sowie Verschleiß zu beeinflussen und andererseits eine ausreichende konvektive Kühlung des Kupplungssystems zu gewährleisten. Die konvektive Wärmeübertragung wird durch die Gestalt des Kupplungssystems und insbesondere die in die Belaglamellen eingebrachten Nuten bestimmt. Die Nutgeometrie bzw. die Nutfläche stehen in direkter Wechselwirkung mit der Nettoreibfläche. Aus der Forderung nach verbesserter Wärmeübertragung resultiert die Notwendigkeit zur Vergrößerung des Nutanteils. Die damit zusammenhängende Verkleinerung der Nettoreibfläche führt zu höherer spezifischer Belastung im tribologischen Kontakt und damit zum Bedarf an hochbelastbaren Friktionspaarungen. Ingenieurkeramische Werkstoffe stellen hier eine leistungsfähige Lösungsmöglichkeit dar.

1 Einleitung

Um stetig steigende Anforderungen an Antriebssysteme hinsichtlich Energieeffizienz und Umweltverträglichkeit gerecht zu werden, sind sowohl bei Kraftfahrzeugen als auch im Bereich Maschinen- und Anlagenbau neue Systemlösungen erforderlich. Kupplungssysteme werden in Antriebssträngen zum Schalten von Drehmomenten beim Gangwechsel und Anfahren verwendet. Neue Antriebskonzepte von Fahrzeugen nutzen teilweise mehr als eine Kupplung zum Zu- und Abschalten verschiedener Motoren und Nebenantriebe abhängig vom jeweiligen Fahrzustand. In Bezug auf das dynamische Systemverhalten und die Leistungsdichte des Antriebsstrangs muss das Kupplungssystem als wichtige Komponente angesehen werden. Aus diesem Grund muss das Verständnis bezüglich der relevanten Wirkmechanismen hinsichtlich Leistungsdichte von Kupplungssystemen verbessert werden, um darauf basierend neue, leistungsfähigere und effizientere Antriebssystemlösungen realisieren zu können.

2 Systemanalyse nasslaufende Lamellenkupplung

Bild 1 zeigt den Leistungsfluss über die Systemgrenze einer nasslaufenden Lamellenkupplung.

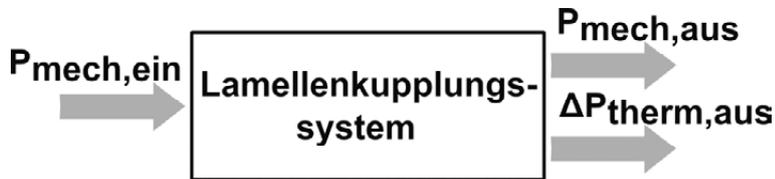


Bild 1: Leistungsbilanz nasslaufende Lamellenkupplung [1]

Abhängig vom Betriebspunkt des Lamellenkupplungssystems variiert das Verhältnis von ausgehender mechanischer zu thermischer Leistung. Die Differenz der ein- und ausgehenden mechanischen Leistung wird in thermische Leistung umgewandelt, die das Lamellenkupplungssystem erwärmt bzw. durch Wärmeübertragung abtransportiert wird. Bild 2 zeigt den qualitativen Temperaturverlauf des Kupplungssystems während einer Synchronisation (t_r) und anschließender Abkühlphase (t_c). Während der Synchronisation wird das Kupplungssystem ausgehend von der Starttemperatur (T_{Start}) zu Beginn der Schaltung bis zur Maximaltemperatur (T_{max}) erwärmt.

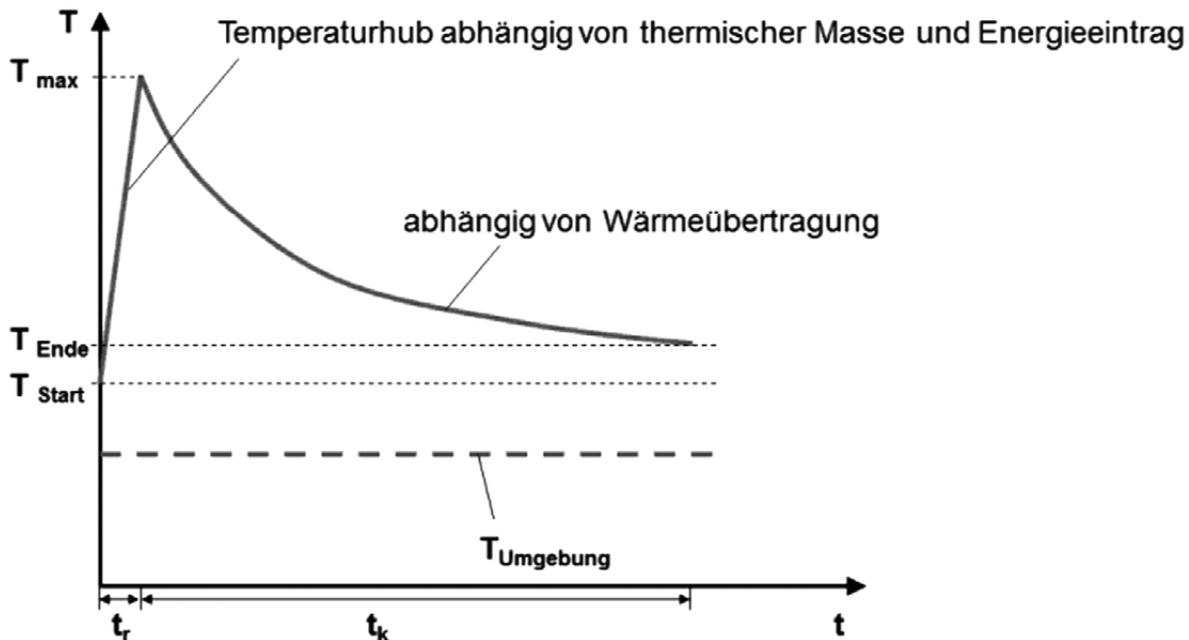


Bild 2: Temperatur des Kupplungssystems [2]

Die Temperaturerhöhung ist das Ergebnis aus thermischer Masse und Energieeintrag während der Schaltung. Dabei wird angenommen, dass der Energieeintrag relativ hoch und die Synchronisationszeit kurz ist. Deshalb kann die Energieübertragung während der Reibphase vernachlässigt werden. Die in der thermischen Masse gespeicherte Wärme wird während der Abkühlphase (t_c) über die Systemgrenze transportiert. Während dieser Zeit wird die Temperatur des Kupplungssystems ausgehend von der Maximaltemperatur (T_{max}) bis auf die Temperatur zum Ende der Abkühlphase (T_{Ende}) reduziert. Die resultierende Abkühlkurve wird hauptsächlich durch die Wärmeübertragung und die damit zusammenhängenden Mechanismen sowie der

Temperaturdifferenz zwischen Kupplungssystem und Kühlmedium bzw. Systemumgebung bestimmt. Basierend auf der Annahme, dass hohe Temperaturen die Schädigung des tribologischen Kontakts (Reibwerkstoffe und Öl) beschleunigen, muss die Temperatur des Kupplungssystems im Hinblick auf Leistungsdichte und Zuverlässigkeit besonders beachtet werden. Höhere Energieeinträge während der Schaltung bei identischer Maximaltemperatur und thermischer Masse sind nur bei reduzierter Temperatur zu Beginn der Schaltung (T_{start}) möglich. Eine Reduzierung der Starttemperatur kann durch eine verbesserte Wärmeübertragung während der Abkühlphase erreicht werden. Die Wärmeübertragung ist direkt mit dem Systemdesign der Kupplung verknüpft. Beispielsweise sind in Bezug auf die konvektive Wärmeübertragung die Umströmung des Kupplungssystems und die Durchströmung des tribologischen Kontakts von großer Bedeutung. Dabei wird die Strömung sowohl von der Gestalt des Kupplungssystems als auch vom Betriebszustand bestimmt. Basierend auf der vorgestellten Analyse gibt es zwei Möglichkeiten zur Steigerung der Leistungsdichte nasslaufender Lamellenkupplungen:

- Steigerung der Temperaturbeständigkeit des tribologischen Kontakts
- Verbesserung der Wärmeübertragung über die Systemgrenze

Im Rahmen der vorgestellten Arbeiten wird die Verbesserung der Wärmeübertragung fokussiert.

3 Wärmeübertragung in nasslaufenden Kupplungssystemen

Wärmeübertragung stellt eine Art des Energietransports dar, die nur im Fall einer Temperaturdifferenz möglich ist. Relevant sind im Wesentlichen die Mechanismen Konduktion, Konvektion und Radiation. Im Hinblick auf das System nasslaufende Lamellenkupplung wird die konvektive Wärmeübertragung betrachtet, somit sind die Strömungsverhältnisse im Kupplungssystem von Bedeutung.

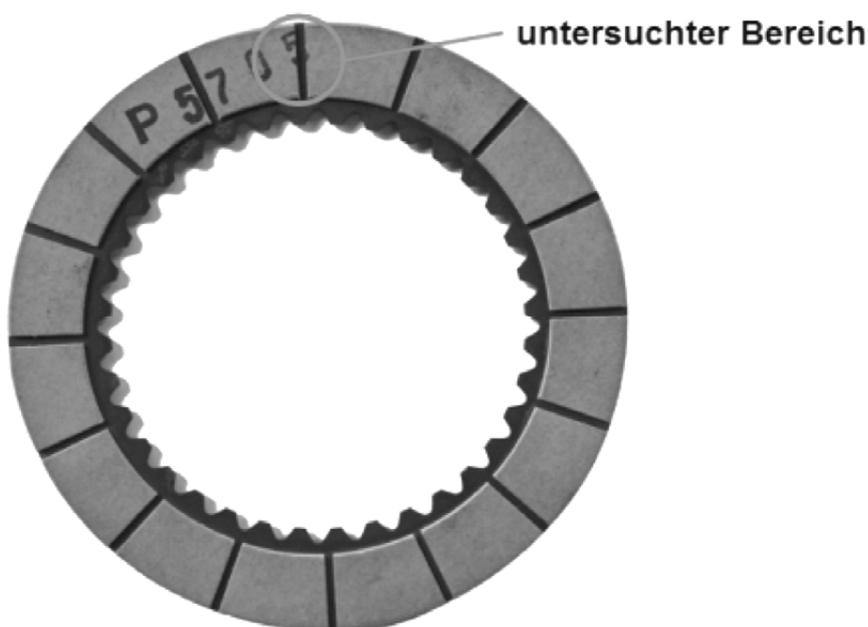


Bild 3: Lamellenkupplung mit organischem Reibbelag und radialer Nutung

Basierend auf einem analytischen Modell zur Wärmeübertragung konnte gezeigt werden, dass die Nutfüllung bzw. die Kontaktfläche zwischen Öl und Stahllamelle der wesentliche Einfluss im Hinblick auf eine hohe Wärmeübertragung sind [1]. Zur Verifizierung dieses Ergebnisses wurden experimentelle Strömungsuntersuchungen an nasslaufenden Lamellenkupplungen der Baugröße 108/80 mm (Innendurchmesser 80 mm, Aussendurchmesser 108 mm, siehe Bild 3) mit radialen Nuten durchgeführt. Im Rahmen der Strömungsuntersuchungen wurde eine Nut detailliert untersucht (siehe Bild 3). Dazu wurde zunächst bei konstanter Drehzahl der Ölvolumenstrom variiert. Bild 4 verdeutlicht die Zunahme der Nutfüllung abhängig vom Ölvolumenstrom.

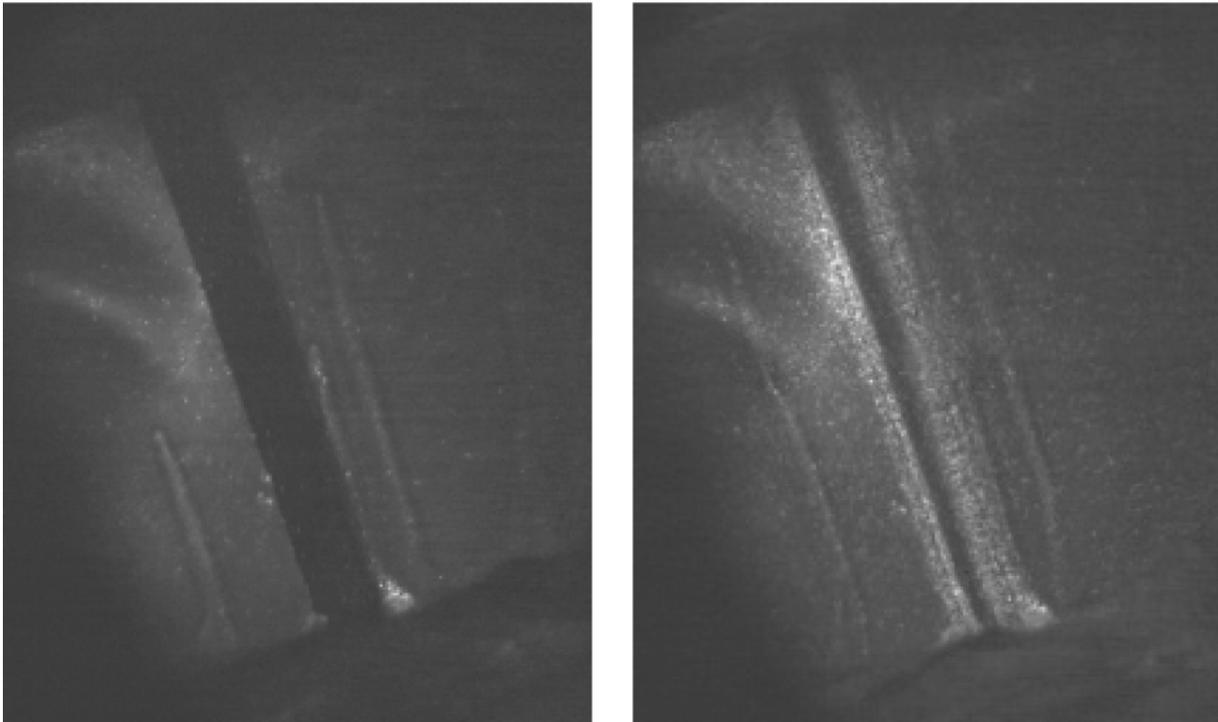


Bild 4: Ölströmung in radialer Nut bei 1000 1/min und spezifischem Ölvolumenstrom von $1 \text{ mm}^3/\text{mm}^2\text{s}$ (links) und $3 \text{ mm}^3/\text{mm}^2\text{s}$ (rechts)

Mit weiter zunehmendem Ölvolumenstrom wird eine vollständige Nutfüllung erreicht (siehe Bild 5). Wird bei vollständig gefüllter Nut der Ölvolumenstrom weiter gesteigert, staut sich im Innenlamellenträger Öl zurück. Durch die auf das Öl im Innenlamellenträger wirkende Zentrifugalbeschleunigung entsteht ein in radialer Richtung zunehmender Druck, der zur Erhöhung der Fließgeschwindigkeit innerhalb der Nuten führt. Dementsprechend nimmt bei vollständig gefüllter Nut mit zunehmendem Ölvolumenstrom die Fließgeschwindigkeit proportional zu. Dieser Sachverhalt wird im Vergleich der in Bild 5 dargestellten Geschwindigkeitsvektorfelder deutlich.

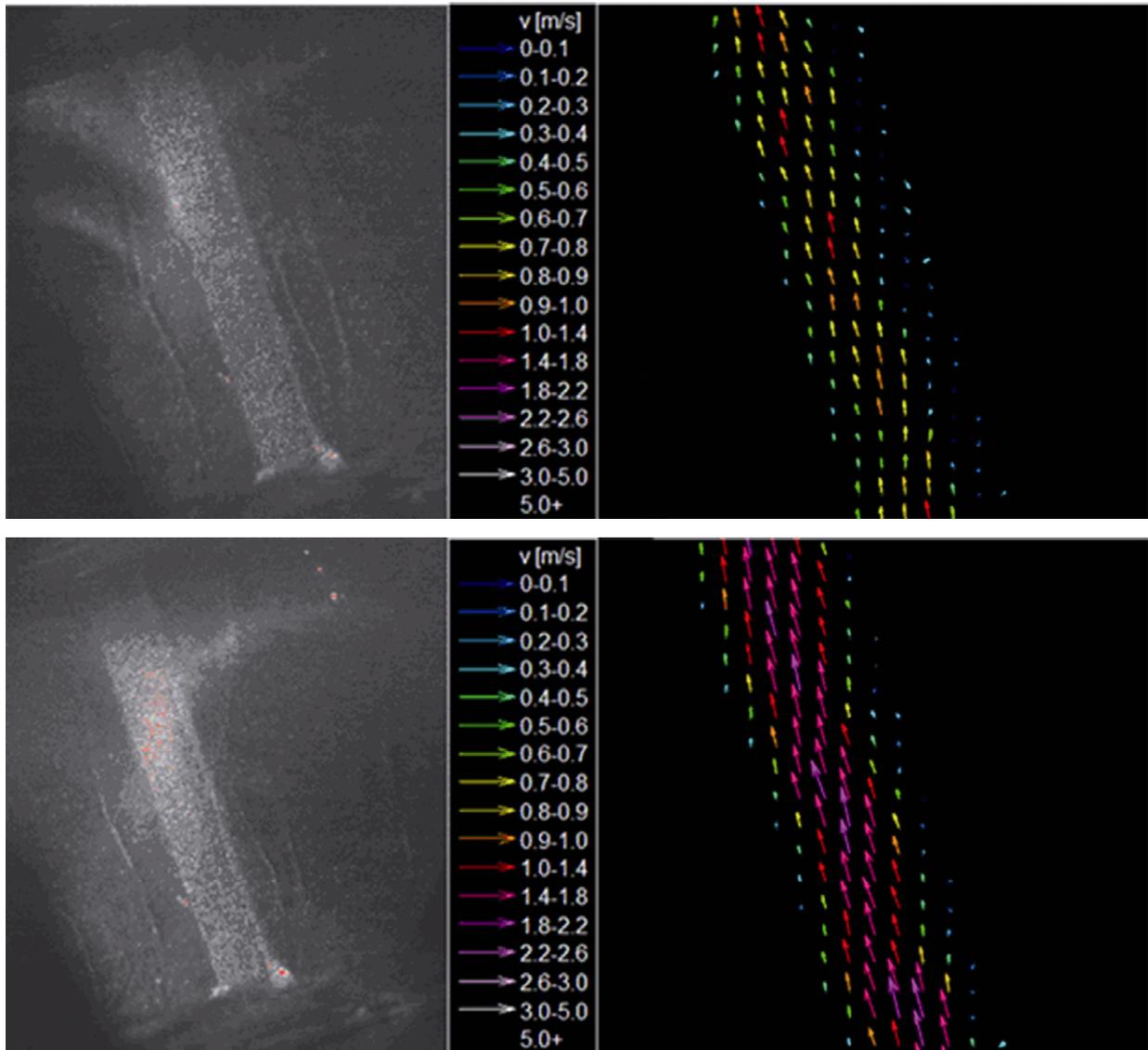


Bild 5: Ölströmung in radialer Nut bei 1000 1/min und spezifischem Ölvolumenstrom von $6 \text{ mm}^3/\text{mm}^2\text{s}$ (oben) und $9 \text{ mm}^3/\text{mm}^2\text{s}$ (unten) jeweils mit Geschwindigkeitsvektorfeld (rechts)

Bild 6 zeigt das Ergebnis einer Berechnung am Beispiel der in Bild 3 dargestellten Lamelle zur Abschätzung der Nutfüllung. Dargestellt ist die Drehzahl des Lamellenkupplungssystems über dem spezifischen Ölvolumenstrom. Die Kurven zeigen abhängig von der Viskosität des Öls die Drehzahl an, bei deren Unterschreitung mit einer vollständigen Nutfüllung zu rechnen ist. Es wird deutlich, dass mit zunehmender Viskosität die Nutfüllung tendenziell zunimmt, wobei die Kurven qualitativ ähnlich sind. Bei Betrachtung der Kurve für eine Viskosität von 40 cSt (Viskosität des Versuchsöls bei 30°C, entsprechend den experimentellen Strömungsuntersuchungen) zeigt sich, dass bei einer Drehzahl von 1000 1/min bei einem Ölvolumenstrom von über $4 \text{ mm}^3/\text{mm}^2\text{s}$ mit einer vollständigen Nutfüllung zu rechnen ist. Dieser Zusammenhang wird durch die Strömungsuntersuchungen bestätigt. Die Berechnung und die durchgeführten experimentellen Untersuchung zeigen unter diesem Aspekt eine gute Übereinstimmung. Bei nicht vollständig gefüllter Nut nimmt die Nutfüllung mit dem Ölvolumenstrom proportional zu. Dementsprechend ist mit einer nicht signifikanten Änderung der Strömungsgeschwindigkeit zu rechnen.

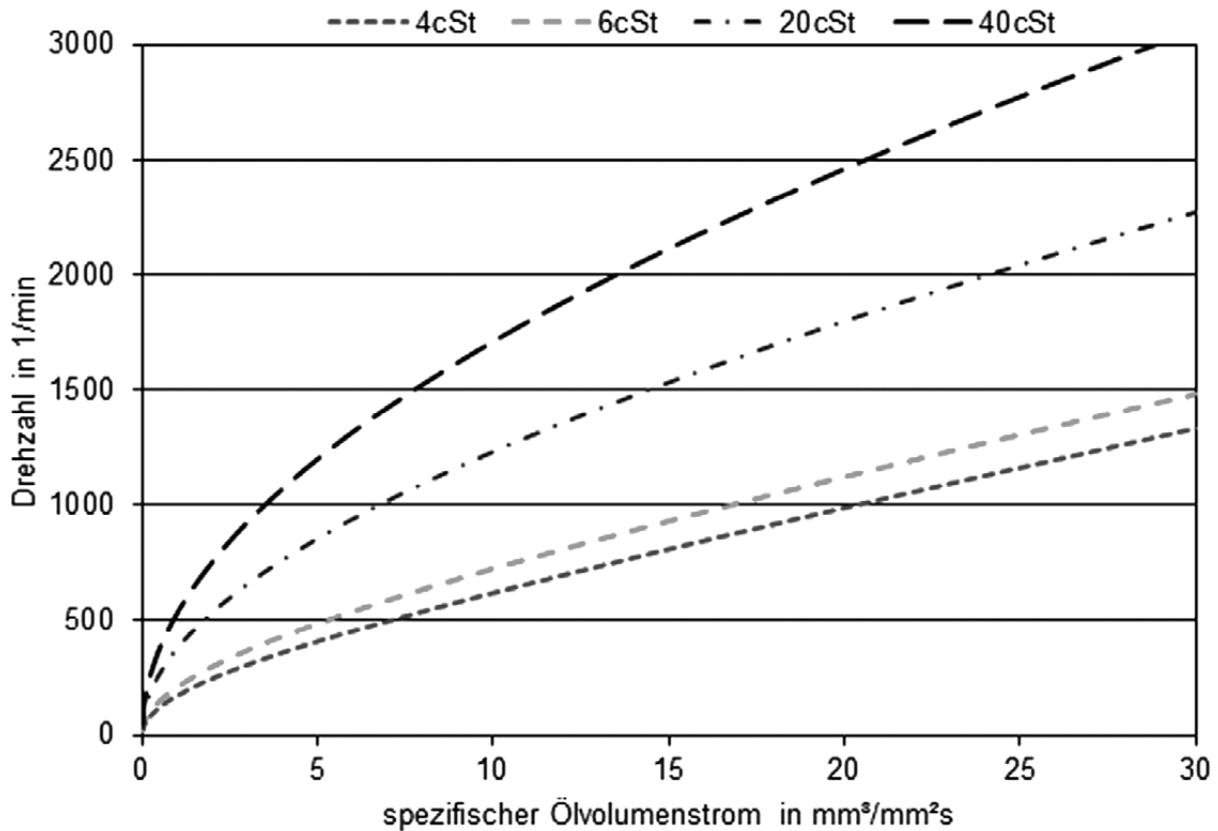


Bild 6: Berechnung der vollständigen Nutzfüllung abhängig von Ölvolumenstrom, Viskosität und Drehzahl

Es wurden experimentelle Untersuchungen an nasslaufenden Lamellenkupplungen zur Bestimmung der Wärmeübertragung abhängig vom Ölvolumenstrom durchgeführt. Dabei wurde die Temperatur des Lamellenkupplungssystems konstant auf 280°C gehalten und während der Messung messtechnisch erfasst. Dabei zeigt sich, dass insbesondere bei niedrigem Ölvolumenstrom eine signifikante Abhängigkeit von Ölvolumenstrom und konvektiv abgeführter Reibungswärme besteht. Diese Erkenntnis lässt in Kombination mit den Ergebnissen aus den Strömungsuntersuchungen den Schluss zu, dass die mit Öl benetzte Fläche einen wesentlichen Einfluss auf die Wärmeübertragung hat.

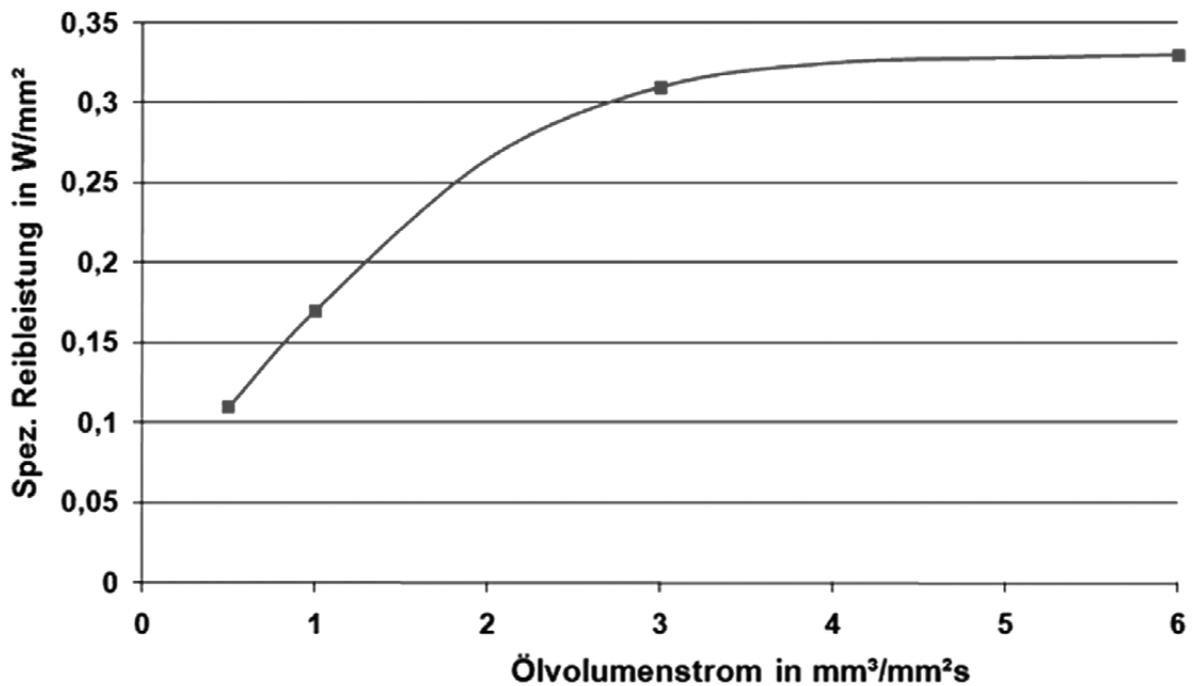


Bild 7: Wärmeübertragung über dem Ölvolumenstrom in nasslaufenden Lamellenkupplungen

Die dargestellten Untersuchungen zeigen, dass im Wesentlichen die vom Öl überströmte Fläche zur Wärmeübertragung beiträgt. Deshalb ist ein großer Nutanteil mit möglichst vollständiger Nutfüllung zielführend.

4 Systemdesign nasslaufende Lamellenkupplung mit ingenieurkeramischen Komponenten

Die in Bild 3 dargestellte Belaglamelle zeigt einerseits die Bereiche der Nutung und andererseits die Reibbelagsegmente und deren Oberflächen, die während der Reibphase im Kontakt mit der Gegenreibe stehen. Somit können Nutfläche und Nettoreibfläche (Summe der Oberflächen aller Reibbelagsegmente) nicht unabhängig voneinander verändert werden. Gleichung 1 zeigt den Zusammenhang von Reibungszahl, Flächenpressung, Nettoreibfläche, mittlerem Reibradius und der Anzahl an Reibflächen mit dem übertragbaren Reibmoment.

$$M = \mu \cdot p \cdot A_{\text{Reib}} \cdot r_m \cdot z$$

Gleichung 1: Reibmoment

In einem Gedankenexperiment sollen zwei Kupplungssysteme betrachtet werden. Bei beiden Kupplungssystemen sollen der Reibwert, der mittlere Reibradius und die Anzahl der Reibflächen als unverändert angenommen werden. Um bei kleinerer Reibfläche das identische Reibmoment übertragen zu können muss folglich die Flächenpressung erhöht werden. Um eine verbesserte Wärmeübertragung durch eine vergrößerte Nutfläche erreichen zu können, müssen zur Übertragung vergleichbarer Reibmomente höhere Flächenpressungen zugelassen werden. Hieraus resultiert der Bedarf nach hochbelastbaren Friktionspaarungen. Eine Möglichkeit stellen Keramik-Stahl-Friktionskontakte dar.

Auf Basis der dargestellten Zusammenhänge wurde ein Lamellenkupplungssystem mit ingenieurkeramischen Friktionswerkstoffen entwickelt.

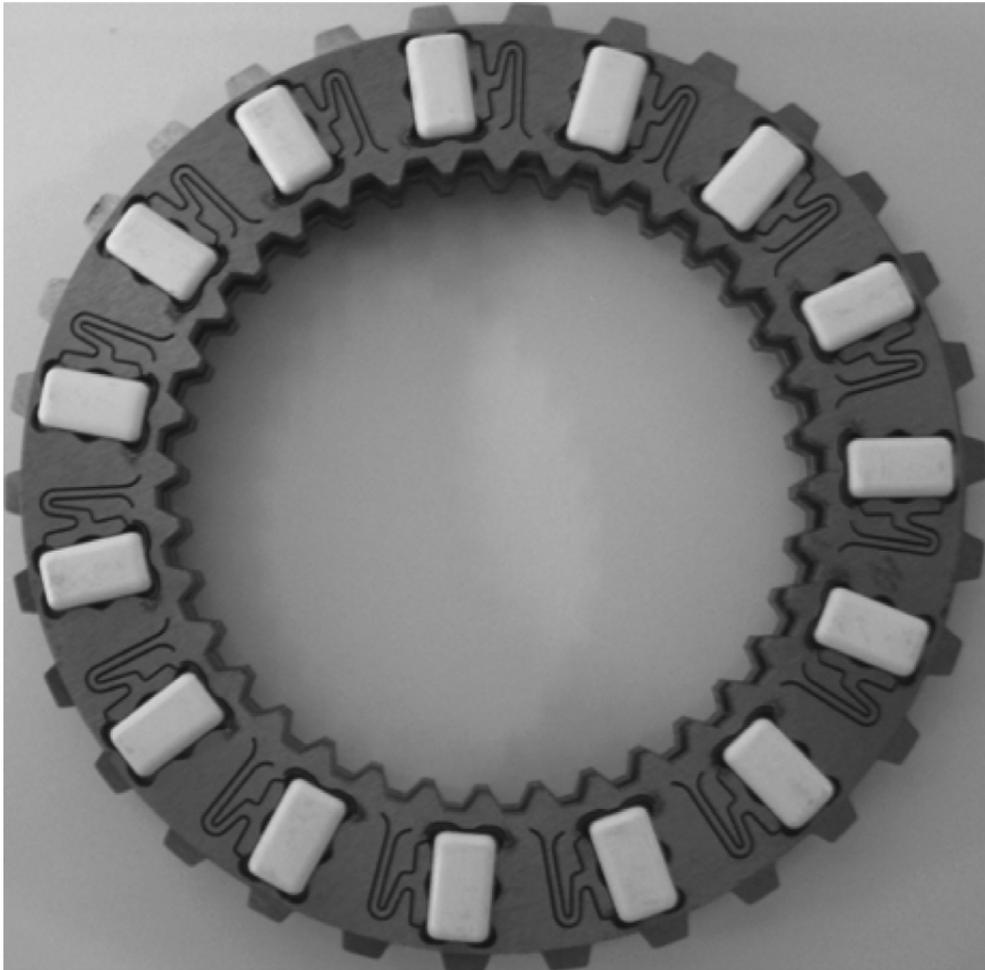


Bild 8: Belaglamelle mit ingenieurkeramischen Friktionswerkstoffen

Ein Schwerpunkt der Entwicklung stellt die geeignete Integration der ingenieurkeramischen Komponenten in die aus Stahlwerkstoffen bestehende Trägerstruktur dar. Dabei muss darauf geachtet werden, dass im Betrieb keine unzulässig hohen Belastungen in den keramischen Komponenten auftreten, die direkt zum Versagen führen würden. Ursächlich können hierbei sowohl thermisch als auch mechanisch erzeugte Spannungen sein, die beispielsweise durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten, Fertigungstoleranzen und der im Betrieb auftretenden Belastungen verursacht werden können. Die realisierte Lösung ermöglicht die Fixierung der keramischen Segmente durch federähnliche Strukturen sowie die definierte Einleitung von Reibkräften über entsprechende Kontaktpunkte in die Stahlstruktur. Verformungen oder Fertigungstoleranzen werden somit nicht versagenskritisch. Weiterhin wurde die Gestalt des Kupplungssystems unter strömungsmechanischen Gesichtspunkten im Hinblick auf eine effiziente Wärmeübertragung mit Hilfe geeigneter CFD-Modelle definiert. Von besonderer Bedeutung ist hierbei die Berücksichtigung von Innen- und Aussenlamellenträger in der Wechselwirkung mit der Nutung der Lamellen.

Experimentelle Untersuchungen des Lamellenkupplungssystems bestätigen das Potenzial zur Steigerung der Leistungsdichte. Dazu wurde das in Bild 3 dargestellte Lamellenkupplungssys-

tem mit organischem Reibbelag im Vergleich mit dem Lamellenkupplungssystem mit ingenieurkeramischen Komponenten untersucht. Die Kupplungen wurden unter identischen Randbedingungen betrieben. Während der Dauerschleupphase wurde die Temperatur der Stahllamellen messtechnisch erfasst.

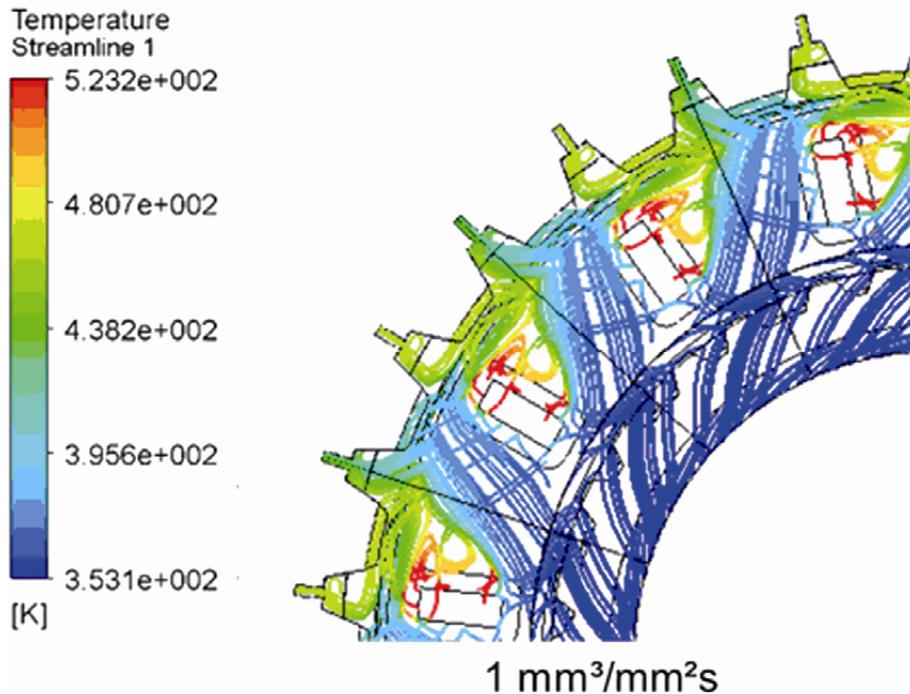


Bild 9: Strömungsanalyse mit Hilfe von CFD-Modellen [3]

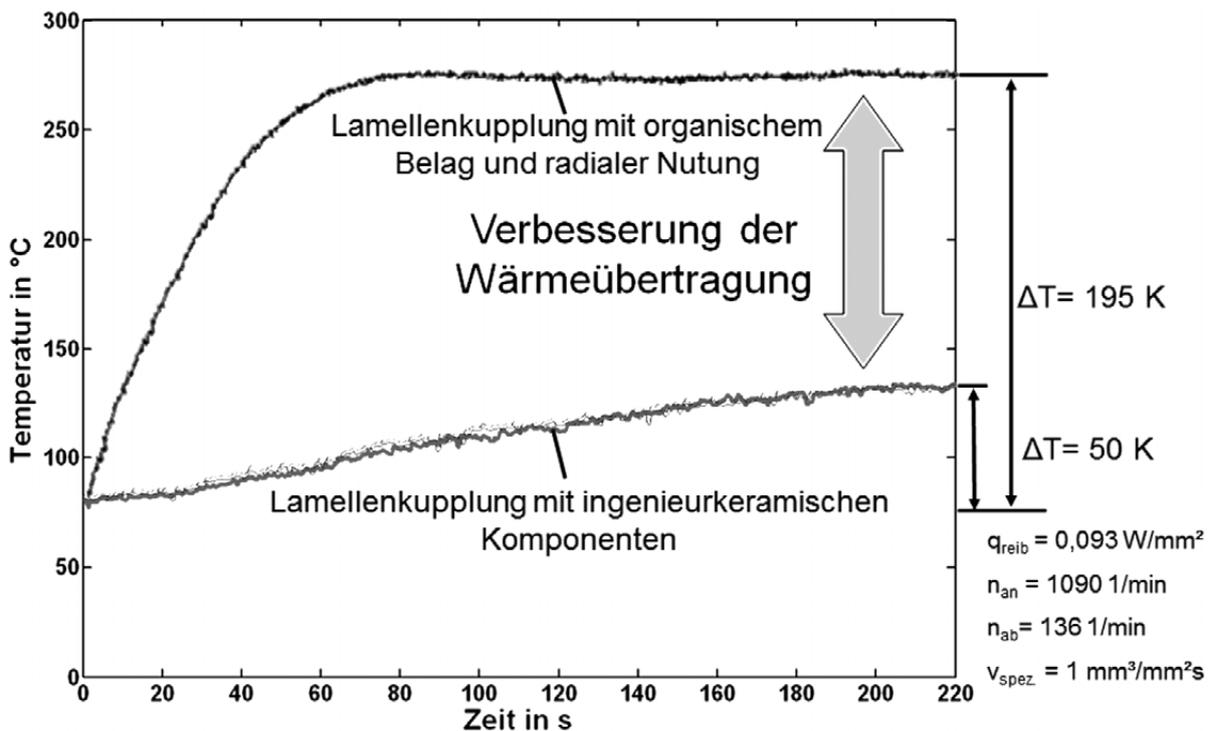


Bild 10: Experimentelle Untersuchung der naslaufenden Lamellenkupplung mit ingenieurkeramischen Komponenten

Die Temperatur des Kupplungssystems ist in Bild 10 über der Dauer der Reibphase dargestellt. Ausgehend von der Ölzulaufemperatur (80°C zu Beginn der Reibphase) erwärmen sich die Kupplungssysteme und erreichen jeweils ein stationäres Temperaturniveau. Die so erreichten Temperaturen des Kupplungssystems sind dabei als ein Mass zur Bewertung der Wärmeübertragung anzusehen. Dabei bedeutet eine niedrigere Temperatur eine hohe Leistungsdichte. Aufgrund der deutlich verbesserten Wärmeübertragung kann das neu entwickelte Lamellenkupplungssystem mit ingenieurkeramischen Komponenten die gleiche Wärmemenge bei deutlich geringerem Temperaturunterschied zwischen Öl und Stahllamelle und somit niedrigerer Kupplungstemperatur übertragen. Diese deutliche Verbesserung ermöglicht im Weiteren eine Steigerung der Reibleistung und somit eine Erhöhung der Leistungsdichte.

5 Diskussion und Zusammenfassung

Am Beispiel einer nasslaufenden Lamellenkupplung konnte das Potenzial ingenieurkeramischer Werkstoffe in geschmierten Friktionssystemen aufgezeigt werden. Es wurde deutlich, dass dieses Potenzial nur basierend auf einer umfangreichen Analyse der Schädigung nasslaufender Lamellenkupplungen gehoben werden kann. Dazu wurden im Hinblick auf diese Systeme vollkommen neue Methoden angewendet, um die getroffenen Annahmen zur Schädigung des Kupplungssystems zu untersuchen und darauf basierend neue Systemlösungen zu erzeugen. Damit stehen neue Methoden und Werkzeuge zur Entwicklung von Systemen mit gesteigerter Leistungsdichte zur Verfügung.

6 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes A1 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

7 Literatur

- [1] Albers, A., Bernhardt, J., Ott, S.: Untersuchung der Ölströmung in geschmierten Friktionssystemen am Beispiel einer nasslaufenden Lamellenkupplung, Tribologie und Schmierungstechnik, Organ der Gesellschaft für Tribologie, 58. Jahrgang, 03/2011.
- [2] Albers, A., Bernhardt, J., Ott, S.: Advanced Ceramics as Friction Material in Lubricated Clutch Systems, 38th Leeds-Lyon Symposium on Tribology, Lyon, 6 – 9 September 2011.
- [3] Albers, A., Bernhardt, J., Ott, S.: Development and Validation of Lubricated Multi-disc clutch Systems with Advanced Ceramics, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 225, Juli 2011.

Mikrotexturierte Keramik/Metall-Tribokontakte in ölgeschmierten Friktionspaarungen

M. Piske, R. Wahl, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien

Das Potenzial einer Wirkflächentexturierung mit kommunizierenden, gekreuzten Kanälen als Designelement wurde zur Optimierung des Reibungsverhaltens von ölgeschmierten Friktionssystemen unter einsinniger Gleitbeanspruchung untersucht. An Stahl 100Cr6/Saphir-Paarungen mit ebenen Kontaktflächen wurden Modellversuche zum Einfluss von Texturparametern wie Flächenanteil, Breite und Tiefe bei niedrigen Normalkräften und Gleitgeschwindigkeiten bis 0,30 m/s durchgeführt. In Anlehnung an Spezifikationen ölgeschmierter Lamellenkupplungen erfolgten Prüfstandsversuche an texturierten und untexturierten keramischen Prüfkörpern, z.B. aus SiC, gepaart mit normalisierten 100Cr6-Scheiben unter Schmierung mit dem Mineralöl FVA Nr.3. Untersucht wurde hierbei die Abhängigkeit des Reibungsverhaltens von Texturparametern, der Versuchsführung, der Versuchstemperatur und dem Ölvolumenstrom.

1 Einleitung

Lamellenkupplungen sind ein wichtiges Beispiel für ölgeschmierte Friktionssysteme, deren heutige meist organischen Reibmaterialien aufgrund von Forderungen nach Bauraumverkleinerung und dadurch bedingtem Anstieg der zu übertragenden Leistungsdichte, an ihre mechanischen und thermischen Leistungsgrenzen stoßen. Schon kurzzeitige thermische Überbeanspruchungen führen sowohl zu irreversiblen Schäden an den Reibbelägen als auch dem eingesetzten, additivierten Synthetiköl [1]. Untersuchungen zeigten, dass die Oberflächentopographie der Reibbeläge einen wichtigen Einfluss auf die Reibungscharakteristik und ihre Langzeitstabilität ausübt [2]. Für das Anforderungsprofil einer hochbeanspruchten, nass laufenden Lamellenkupplung mit hinreichend hoher Reibungszahl, hohem Verschleißwiderstand und hoher thermischer Belastbarkeit versprechen neue Materialien, wie Ingenieurkeramiken [3], in Verbindung mit mikrotexturierten Wirkflächen [4] fortschrittliche Systemlösungen. In Hinblick auf das erforderliche Friktionsverhalten derartiger Systeme mit oxidischen oder nicht-oxidischen, keramischen Reibmaterialien in Paarung mit Stahllamellen kommt der Gestaltung der keramischen Wirkflächen eine besondere Bedeutung zu. Lasergestützte Ablationsprozesse stellen, aufgrund ihrer hohen Flexibilität bezüglich der zu bearbeitenden Werkstoffe, Bauteilgeometrien und gewünschten Texturmuster, eine ökonomisch interessante Methode zur Herstellung von deterministischen Wirkflächentexturierungen dar [5, 6]. Experimentelle und theoretische Untersuchungen zeigten, dass diskrete, nicht kommunizierende Nöpfchen-Texturen eine reibungszahlreduzierende und miteinander kommunizierende Kanal-Texturen eine reibungszahlerhöhende Wirkung ausüben können [7-11]. Hieraus eröffnet sich die Möglichkeit, das Reibungsverhalten geschmierter Gleitsysteme den technischen Anforderungen entsprechend zu beeinflussen. Ein erfolgreicher Einsatz von systemspezifischen Wirkflächentexturierungen erfordert jedoch ein fundiertes Verständnis der Wirkmechanismen im tribologischen Kontakt,

unter Berücksichtigung der eingesetzten Materialpaarung, des Schmieröls und der Beanspruchungsparameter.

Ziel der vorliegenden Forschungsarbeit war es, das Reibungsverhalten von ölgeschmierten, mikrotexturierten Keramik/Stahl-Paarungen unter einsinniger Gleitbeanspruchung in Hinblick auf ihre Einsatzmöglichkeit in ölgeschmierten Lamellenkupplungen zu charakterisieren. Erwünscht ist in einem Friktionssystem eine hinreichend hohe Reibungszahl mit einem von der Belastungszeit oder Geschwindigkeit unabhängigen Wert. Abhängig von Materialpaarung, Parameter der Wirkflächentexturierung mit gekreuzten Kanälen sowie Beanspruchungsbedingungen wie Versuchsführung, Gleitgeschwindigkeit, Versuchstemperatur und Ölvolumenstrom wurden die Untersuchungen im ebenen Friktionskontakt in verschiedenen Labortribometern bis zu Gleitgeschwindigkeiten von 10 m/s durchgeführt.

2 Versuchsmaterial und experimentelle Methoden

2.1 Materialien und Versuchskörper

In den tribologischen Prüfstandsversuchen wurden in der Anordnung „Keramik-Pellet/Stahl-Scheibe“ zum einen die handelsüblichen Ingenieurkeramiken EKasic F (SSiC, Fa. ESK Ceramics), htc 99,9 (Al_2O_3 , Fa. Hightech Ceram), F99,7 (Al_2O_3 , Fa. Friatec) und SN80 (Al_2O_3 - ZrO_2 – Mischkeramik mit 15 % ZrO_2 , Fa. CeramTec) als Pellets mit geläppter oder feingeschliffener Wirkfläche gegen normalisierte, feingeschliffene Stahl 100Cr6 - Scheiben mit mittleren Rauheitswerten von $R_a = 0,10 \mu\text{m}$ gepaart. Bild 1 zeigt Gefügeaufnahmen der verschiedenen Versuchsmaterialien. Die durch die Hartbearbeitung erzeugte Oberflächenqualität der keramischen Pellet-Wirkflächen variierte von mittleren Werten $R_a = 0,026 \mu\text{m}$ (EKasic F), $0,034 \mu\text{m}$ (htc 99,9) bis zu $0,062 \mu\text{m}$ (SN80) bzw. $0,061 \mu\text{m}$ (F99,7). Weiterhin wurden polierte Pellets aus dem vergüteten Stahl 100Cr6 ($790 \pm 10 \text{ HV}_{30}$) in Paarung gegen polierte Saphir-Scheiben (GWI Sapphire) in Modellversuchen eingesetzt, wobei die Wirkflächen jeweils R_a -Werte $< 0,01 \mu\text{m}$ aufwiesen.

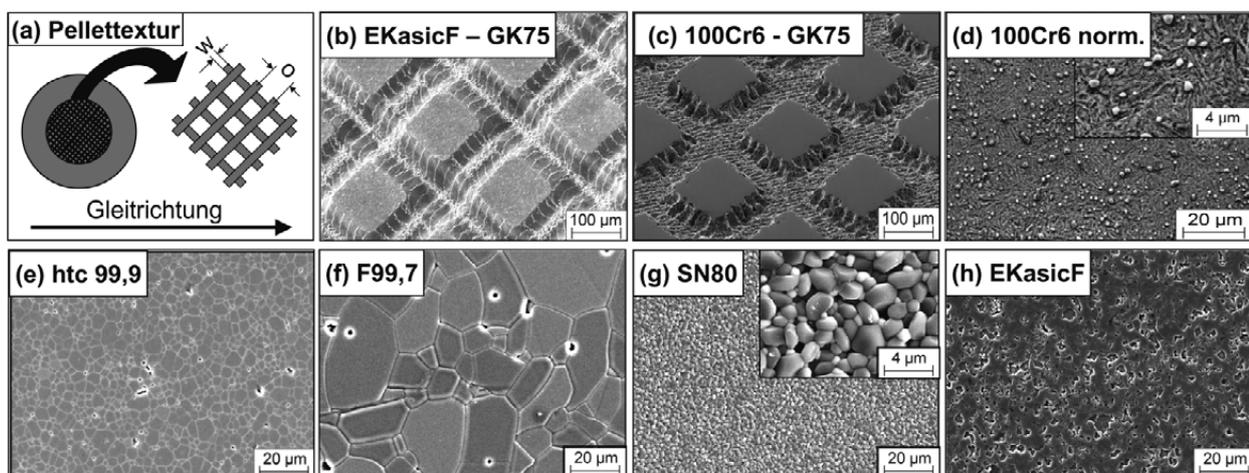


Bild 1: (a) Schematische Darstellung und REM-Aufnahmen (b, c) der mit gekreuzten Kanälen mikrotexturierten Pellet-Wirkflächen sowie der polierten und geätzten Gefüge von (d) normalem Stahl 100Cr6, (e) htc 99,9 (Al_2O_3), (f) F99,7 (Al_2O_3), (g) SN80 (Al_2O_3 - ZrO_2) und (h) EKasic F (SSiC).

Die Beeinflussung des Reibungsverhaltens durch eine deterministische Mikrotexturierung der Pellet-Wirkfläche wurde mit Texturmustern aus gekreuzten Kanälen untersucht (Bild 1a). Hierzu wurden geeignete, lasergestützte Ablationsprozesse entwickelt und das Texturmuster mit einem Ytterbium-Faserlasersystem (Fa. ACSYS), mit der Wellenlänge $1,064 \mu\text{m}$ und werkstoffabhängig einer Laserleistung bis 20 W , in die Wirkfläche der Pellets aus dem vergüteten Stahl 100Cr6 bzw. den verschiedenen Keramiken eingebracht (Bild 1b und c). Als Texturparameter wurden der Flächenanteil „ a_{tex} “, die Kanalbreite „ w “ und die Kanaltiefe „ d “ in den verschiedenen Versuchsreihen systematisch variiert. Die Bezeichnung GK7510020 beschreibt das Texturmuster mit kommunizierenden, gekreuzten Kanälen, dem Flächenanteil von 75% , der Breite von $100 \mu\text{m}$ und der Tiefe von $20 \mu\text{m}$. Nach der Lasertexturierung wurden die Wirkflächen der Pellets leicht überpoliert, um Debris in Folge des Ablationsprozesses zu entfernen.

2.2 Tribologische Versuche

Das Reibungsverhalten der Paarungen vergüteter Stahl 100Cr6/Saphir-Scheibe und Keramik/normalisierte 100Cr6-Scheibe wurde in der Pellet/Scheibe-Anordnung unter einsinniger, ölgeschmierter Gleitbeanspruchung mit drei unterschiedlichen Tribometern charakterisiert. Bild 2 zeigt schematisch den Aufbau des am Institut für Werkstoffkunde II des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) entwickelten „In situ-Tribometers“, welches die Messung der Schmierfilmdicke und eine optische Kontaktbeobachtung während der Versuche erlaubte. Die Modellversuche an den Stahl/Saphir-Paarungen erfolgten mit den dargestellten Probengeometrien und Versuchsparametern.

Als Maß für die effektive Schmierfilmdicke „ h “ wurde der Abstand „ h^* “ zwischen der feststehenden, ebenen Pellet-Kontaktfläche und der rotierenden Scheibenoberfläche mit einem kapazitiven Weggeber bei der Auflösung von $\pm 0,5 \mu\text{m}$ gemessen. Während der Versuche wurde kontinuierlich die Reibungskraft unter der Normalkraft von 5 N und Gleitgeschwindigkeiten bis $0,30 \text{ m/s}$ ermittelt. Durch Tropfschmierung mit dem Ölvolumenstrom von $2,0 \text{ mm}^3/\text{s}$ wurde standardmäßig das additivfreie FVA-Öl Nr. 3 (ISO VG 100), mit der dynamischen Viskosität $\eta_{20^\circ\text{C}} = 0,295 \text{ Pa}\cdot\text{s}$, der Kontaktfläche zugeführt.

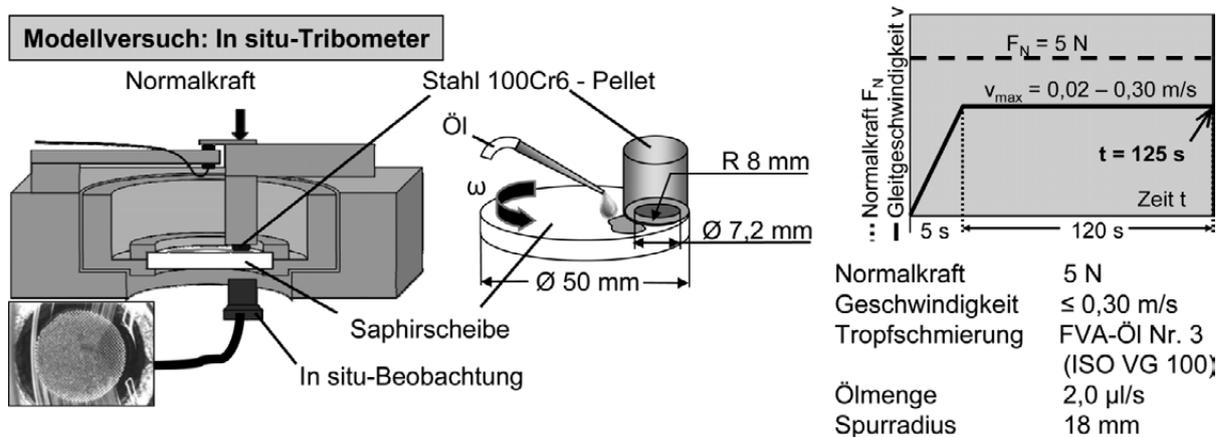
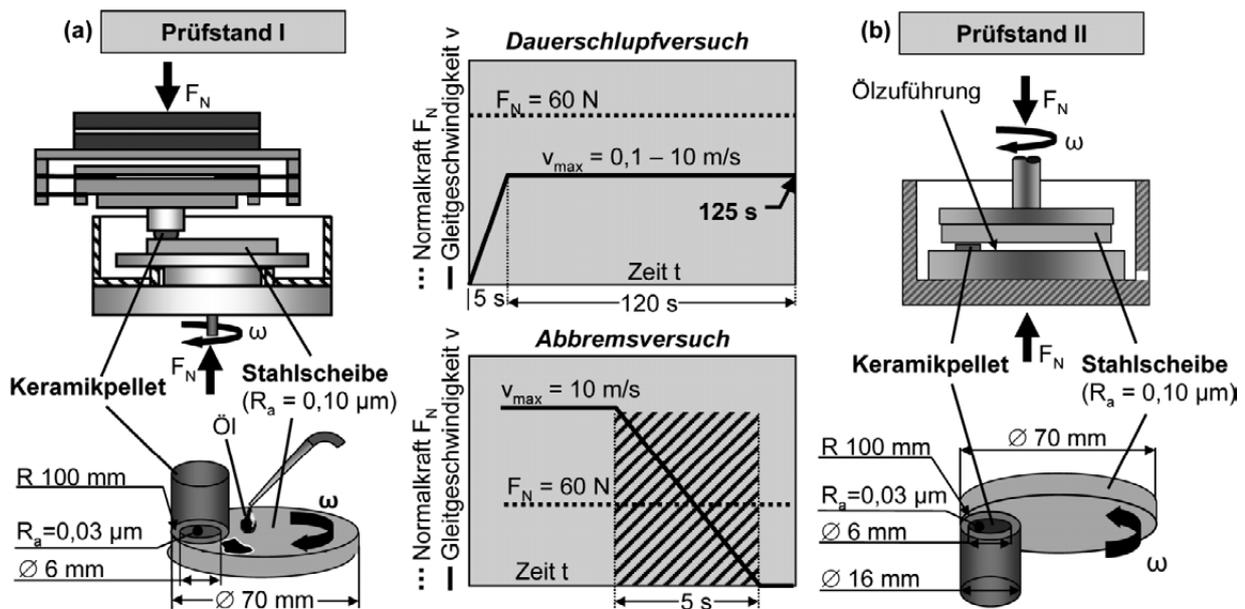


Bild 2: Modellversuche im „In situ-Tribometer“ mit Probengeometrien, Versuchsführung und Versuchsparameter.

In zwei verschiedenen, kommerziellen Prüfständen wurde das Reibungsverhalten der Paarungen „keramisches Pellet/normalisierte Stahl 100Cr6-Scheibe“ charakterisiert. Im Prüfstand I (UMT3, CETR) wurden Versuche bei Raumtemperatur und im Prüfstand II (TE-92HS, Fa. Plint) bei Temperaturen bis 80°C gefahren. Bild 3 zeigt schematisch den Aufbau der Prüfstände, Probengeometrien, Versuchsdurchführung und Versuchsparameter. In beiden Prüfständen erfolgten die Versuche standardmäßig unter der Normalkraft von 60 N, d.h. bei einer nominalen Flächenpressung von 2,12 MPa bei untexturiertem Pellet, und Gleitgeschwindigkeiten von 0,02 bis 10 m/s. Die Beanspruchungsparameter wurden in Anlehnung an Belastungen des Zielsystems einer ölgeschmierten Lamellenkupplung gewählt. Im Dauerschleifversuch (Bild 3) wurde die Geschwindigkeit in 5 s auf den gewünschten Wert beschleunigt, dann für weitere 120 s konstant gehalten ehe wieder innerhalb von 5 s auf Null abgebremst und entlastet wurde. Insgesamt wurden jeweils drei gleiche Belastungszyklen hintereinander gefahren, wobei nach jedem Zyklus eine Abkühlpause bis zum Erreichen der Umgebungstemperatur folgte. Im Prüfstand I (Bild 3a) wurde das Reibungsverhalten weiterhin in Abbremsversuchen, d.h. während der 5 s dauernden Abbremsphase von der Gleitgeschwindigkeit 10 m/s bis zum Stillstand, charakterisiert.



60 N	Normalkraft	60 N
0,1 bis 10 m/s	Gleitgeschwindigkeit	0,1 bis 10 m/s
FVA-Öl Nr. 3 (ISO-VG100)	Schmierölsorte	FVA-Öl Nr. 3 (ISO-VG100)
82 mPas	Viskosität (40 °C)	82 mPas
8,9 bzw. 10 µl/s (Tropfschmierung)	Schmierölmenge	10; 40; 100; 200 µl/s
30 mm	Spurradius	30 mm
20 °C	Versuchstemperatur	20; 40; 60; 80 °C

Bild 3: Schematische Darstellung der Prüfstandsversuche (a) Prüfstand I „Raumtemperatur“ und (b) Prüfstand II „Erhöhte Temperatur“ mit Abmessungen der Probenkörper, Versuchsführungen und Versuchsparametern.

In beiden Prüfständen wurde während aller Versuche die Temperatur im keramischen Pellet durch ein ca. 0,5 mm unterhalb der Kontaktfläche platziertes Thermoelement gemessen. In den Versuchen wurde das additivfreie FVA-Öl Nr. 3 durch Tropfschmierung unmittelbar in den Kontakteinlauf des Pellets zugeführt. Zu beachten ist, dass die Pellet-Einspannung und Pellet-Anordnung in den beiden Prüfständen unterschiedlich waren. Im Prüfstand I (Bild 3a) war das feststehende Pellet in einer Spindel oberhalb der sich drehenden, gepaarten 100Cr6-Stahlscheibe, im Prüfstand II (Bild 3b) in einer feststehenden Scheibe unterhalb der gepaarten, sich drehenden 100Cr6-Stahlscheibe eingespannt. Durch die unterschiedliche Anordnung von Pellet und gepaarter Stahlscheibe, sowie die Lage des Pellets im Prüfstand II (Bild 3b) zwischen der sich drehenden Stahlscheibe und der feststehenden Aufnehmerscheibe waren unterschiedliche Ölvolumina in der Kontaktzone, besonders bei hohen Gleitgeschwindigkeiten (Problem des Ölabschleuderns), zu erwarten. Die dargestellten Ergebnisse zum Reibungsverhalten wurden jeweils aus charakteristischen Versuchsläufen entnommen. Alle tribologischen Versuche wurden in Laborluft mit mittleren Temperaturen von 20 °C und 50% relativer Luftfeuchte durchgeführt.

3 Ergebnisse

3.1 Materialpaarung

Bild 4 zeigt Ergebnisse aus Dauerschlupfversuchen zum Einfluss unterschiedlicher Keramiken in Paarung mit normalisierten 100Cr6-Scheiben aufgetragen über die Versuchszeit von 125 s. Zwischen den geläppten Paarungen ohne Textur (Bild 4a) ergaben sich in den ersten 30 s der Versuchszeit deutliche Unterschiede, wobei bei den monolithischen Al₂O₃-Keramiken (F99,7 und htc 99,9) die niedrigsten Reibungszahlwerte gemessen wurden. Mit zunehmender Versuchszeit nahmen, bei gleichzeitig ansteigender, im Pellet gemessenen Temperatur von 20 auf 50 °C, sowohl die Werte als auch die Unterschiede im Reibungszahlverlauf deutlich ab.

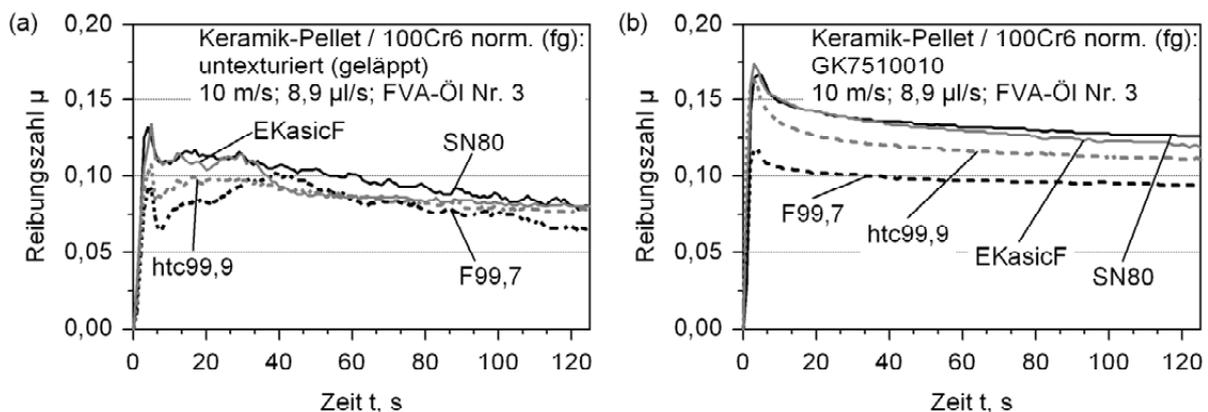


Bild 4: Reibungszahlverlauf über der Zeit eines Versuchszyklus von (a) geläppten und (b) geläppten und texturierten Keramik-Pellets aus SN80, EKasic F, htc99,9 und F99,7 in Paarung gegen normalisierte 100Cr6-Scheiben (Prüfstand I, GK7510010: $a_{tex} = 75\%$, $w = 100\ \mu\text{m}$ und $d = 10\ \mu\text{m}$, $F_N = 60\ \text{N}$, Ölvolumenstrom 8,9, $\mu\text{l/s}$).

In Bild 4b ist das Reibungsverhalten der Paarungen mit texturiertem Keramikpellet dargestellt. Hierbei zeigte sich zum einen eine Verschiebung des Reibungszahniveaus zu höheren Wer-

ten, mit geringen Unterschieden zwischen EKasic F und SN80, aber deutlich niedrigeren Werten bei den monolithischen Al_2O_3 -Keramiken F99,7 und htc 99,9. Zum Anderen führte die Mikrotexturierung zu einer erheblichen Verbesserung der Reibungszahlkonstanz über die Versuchszeit von 125 s. Im texturierten EKasic F-Pellet wurde am Ende der Versuchszeit ein Temperaturanstieg um 51 K im Vergleich zu 40 K bei F99,7 gemessen. Offensichtlich ermöglichte die größere Wärmeleitfähigkeit von EKasic F eine bessere Wärmeabfuhr aus der Kontaktfläche.

3.2 Einfluss von Texturparametern

Aus den in Bild 4 dargestellten Ergebnissen wird der positive Effekt der Wirkflächentexturierung in Form von kommunizierenden, gekreuzten Kanälen sichtbar. Zur Vertiefung des Verständnisses der Wirkmechanismen wurden Versuche zum Einfluss von texturiertem Flächenanteil, Breite und Tiefe der rechteckförmigen Kanäle im Modellsystem Stahlpellet 100Cr6/Saphirscheibe durchgeführt.

Bild 5 zeigt die Abhängigkeit von Reibungszahl und Schmierfilmdicke von den variierten Texturparametern.

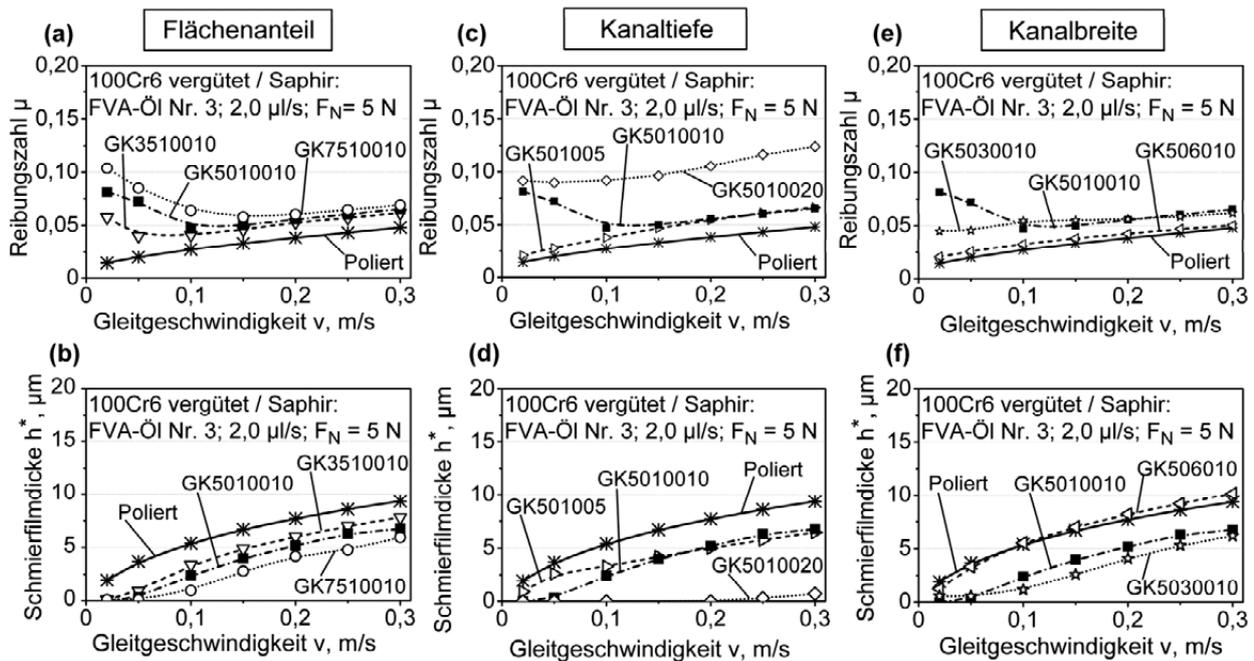


Bild 5: (a, c, e) Reibungszahl und (b, d, f) Schmierfilmdicke von polierten oder texturierten Stahl100Cr6-Pellets gegen Saphirscheiben bei Variation von texturiertem Flächenanteil ($a_{tex} = 35, 50, 75\%$), Tiefe ($d = 5, 10, 20 \mu\text{m}$) und Breite ($w = 60, 100, 300 \mu\text{m}$) der gekreuzten Kanäle abhängig von der Gleitgeschwindigkeit (Modellversuch, $F_N = 5 \text{ N}$, Ölvolumenstrom $2,0 \mu\text{l/s}$).

Mit untexturierter, polierter Pelletfläche war das tribologische Verhalten durch den hydrodynamisch bedingten Anstieg der Schmierfilmdicke und als Folge auch der Reibungszahl mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit gekennzeichnet. Ein steigender, texturierter Flächenanteil bewirkte eine Reduzierung der Schmierfilmdicke, so dass es mit abnehmender Gleitgeschwindigkeit zum Übergang von Flüssigkeitsreibung zu Mischreibung kam (Bild 5a, b). Mit größerem a_{tex} erfolgte dieser Übergang bereits bei größeren Geschwindigkeiten. Im Fall einer geringen

Texturtiefe von 5 μm wurde, bei dem Flächenanteil von 50% und der Kanalbreite von 100 μm , eine gegenüber der untexturierten Paarung geringere Schmierfilmdicke und leicht erhöhte Reibungszahl, aber ein durch Flüssigkeitsreibung bestimmtes Verhalten im gesamten Geschwindigkeitsbereich gemessen (Bild 5c, d). Eine größere Kanaltiefe von 10 μm führte bei niedrigen Geschwindigkeiten zum Übergang in die Mischreibung, verbunden mit einem deutlichen Reibungszahlanstieg. Durch eine Erhöhung der Kanaltiefe auf 20 μm wurde die Schmierfilmdicke so gering, dass Mischreibung und damit hohe Reibungszahlwerte im gesamten Geschwindigkeitsbereich auftraten (Bild 5c). Bei sehr engen Kanälen von 60 μm Breite und 10 μm Tiefe zeigten die texturierte und die untexturierte Paarung einen sehr ähnlichen Verlauf von Reibungszahl und Schmierfilmdicke (Bild 5e, f). Größere Kanalbreiten bewirkten eine reduzierte Schmierfilmdicke, wobei sich bei der Breite von 300 μm und sehr niedriger Gleitgeschwindigkeit, aufgrund der Vergrößerung der Plateaubreite zwischen den Kanälen, eine geringere Reibungszahl als bei den 100 μm breiten Kanälen einstellte (Bild 5e).

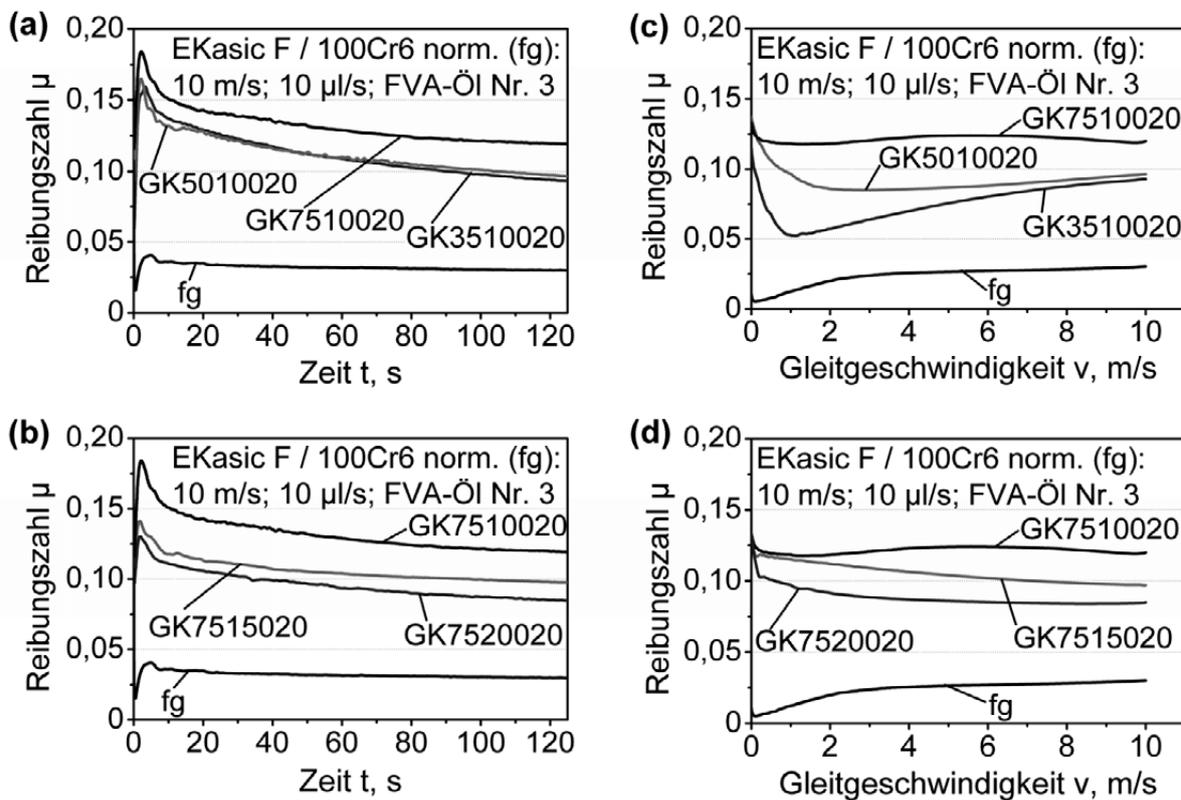


Bild 6: Reibungsverläufe von Paarungen mit untexturierten (fg) oder mit gekreuzten Kanälen texturierten EKasic F- Pellets gegen normalisierte 100Cr6-Stahlscheiben (a, b) Dauerschleifversuch bei 10 m/s und (c, d) Abbremsversuch bei (a, c) variiertem texturierten Flächenanteil a_{tex} bzw. (b, d) variiertem Kanalbreite w (Prüfstand I, $F_N = 60\text{ N}$, Texturtiefe 20 μm , (a, c): $w = 100\ \mu\text{m}$, $a_{\text{tex}} = 35, 50$ und 75% , (b, d): $a_{\text{tex}} = 75\%$, $w = 100, 150$ und $200\ \mu\text{m}$, Ölvolumenstrom 10 $\mu\text{l/s}$).

3.3 Dauerschleif- und Abbremsversuch

Für den Einsatz neuer Materialpaarungen in Kombination mit Wirkflächentexturierung ist es wichtig, die in den Modellversuchen bei relativ niedriger Normalkraft und Gleitgeschwindigkeit erarbeiteten Erkenntnisse auf ihre Übertragbarkeit auf praxisnähere Belastungen, Geschwin-

digkeiten und Versuchsführungen zu testen. Dazu wurden Dauerschlupf- und Abbremsversuche an EKasic F -Pellets gepaart mit normalisierten 100Cr6-Stahlscheiben und Texturen mit gekreuzten Kanälen unter der Belastung von 60 N und Gleitgeschwindigkeiten bis 10 m/s gefahren (Bild 3a).

In Bild 6a ist die Reibungszahl der Paarung EKasic F/100Cr6 bei Variation des texturierten Flächenanteils, bei konstanter Kanalbreite von 100 μm und Kanaltiefe von 20 μm , über die Zeit des Dauerschlupfes bei 10 m/s aufgetragen. Durch die Pellet-Textur wurde die Reibungszahl verglichen mit der untexturierten Paarung erhöht. Mit zunehmendem Flächenanteil von 35 bis 75% stieg sowohl der Wert als auch die Konstanz der Reibungszahl über die Dauer der Schlupfphase von 120 s. Nach der Dauerschlupfphase erfolgte der Abbremsversuch von 10 m/s bis zum Stillstand. Bei dieser Versuchsführung wurde durch einen Texturanteil von 75% eine von der Gleitgeschwindigkeit nahezu unabhängige Reibungszahl gemessen (Bild 6c). Bild 6b zeigt den Einfluss der Kanalbreite auf das Reibungsverhalten im Dauerschlupf. Durch den Übergang in der Kanalbreite von 100 auf 200 μm , bei gleichem Flächenanteil von 75%, nahm das Reibungsniveau deutlich ab. Im Abbremsversuch (Bild 6d) wurden die höchsten Werte und die beste Unabhängigkeit der Reibungszahl von der Gleitgeschwindigkeit mit der Kanalbreite von 100 μm , bei dem Flächenanteil von 75% und der Kanaltiefe von 20 μm , gemessen.

3.4 Versuchstemperatur und Ölvolumenstrom

In Hinblick auf das Potenzial zur Anwendung in einer ölgeschmierten Lamellenkupplung ist der Einfluss der Versuchs- bzw. Öltemperatur und des Ölvolumenstroms von Interesse.

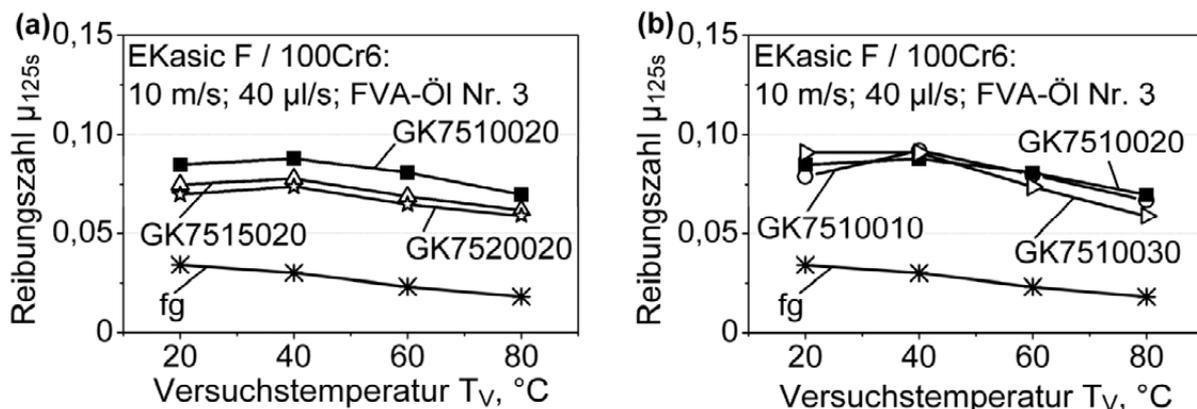


Bild 7: Reibungszahl von untexturierten (fg) bzw. mit gekreuzten Kanälen unterschiedlicher (a) Breite und (b) Tiefe texturierten EKasic F- Pellets nach 125 s im Dauerschlupf mit normalisierten 100Cr6-Stahlscheiben aufgetragen über die Versuchstemperatur (Prüfstand II, $F_N = 60$ N, $v = 10$ m/s, GK75xxxx: gekreuzte Kanäle mit $a_{\text{tex}} = 75\%$, $w(\text{xxx}) = 100, 150$ bzw. 200 μm und $d = 20$ μm , $d(\text{yy}) = 10, 20$ bzw. 30 μm und $w = 100$ μm , $V_{\text{öl}} = 40$ $\mu\text{l/s}$).

Daher wurde im Prüfstand II das Reibungsverhalten in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur gemessen (Bild 7). Hierbei wurden durch Temperierung verschiedene Starttemperaturen bis zu 80 $^{\circ}\text{C}$ eingestellt. Nach Bild 7a fiel die Reibungszahl der untexturierten Paarung EKasic F /100Cr6, gemessen nach 125 s Dauerschlupf, etwa linear mit zunehmender Versuchstemperatur aufgrund abnehmender Ölviskosität ab. Im Fall der texturierten Paarungen sank die Rei-

bungszahl ebenfalls mit zunehmender Kanalbreite, bei gleichem Flächenanteil von 75% und der Kanaltiefe von 20 μm . Da in den texturierten Paarungen ein deutlicher Anteil an Festkörperkontakten im Reibkontakt bzw. Mischreibung vorlag, stieg mit der Versuchstemperatur von 20°C auf 40°C die Reibungszahl aufgrund temperaturbedingter Abnahme der Ölviskosität und dadurch verstärkter Mischreibung. Vergleicht man die Gradienten $d\mu/dT_v$ der untexturierten mit den der texturierten Paarungen zwischen 20 und 80°C, so war der Abfall bei texturierter Pelletfläche wesentlich geringer, was besonders deutlich bei den Kanälen mit 150 und 200 μm Breite war. Auch bei den mit 10 oder 20 μm tiefen Kanälen und der Kanalbreite von 100 μm texturierten Kanälen wurde ein, verglichen mit dem untexturierten Fall, deutlich geringerer Abfall der Reibungszahl mit steigender Temperatur festgestellt (Bild 7b). Einen stärkeren Abfall zeigte jedoch die Paarung mit der Kanaltiefe von 30 μm .

In Bild 8 ist der Einfluss des zugeführten Ölvolumenstroms auf die Reibungszahl nach 125 s Dauerschlepp für untexturierte und texturierte EKasic F/100Cr6-Paarungen dargestellt. Die untexturierte Paarung ergab bei Versuchstemperaturen von 20 und 40 °C steigende Reibungswerte mit steigendem Ölvolumenstrom (Bild 8a).

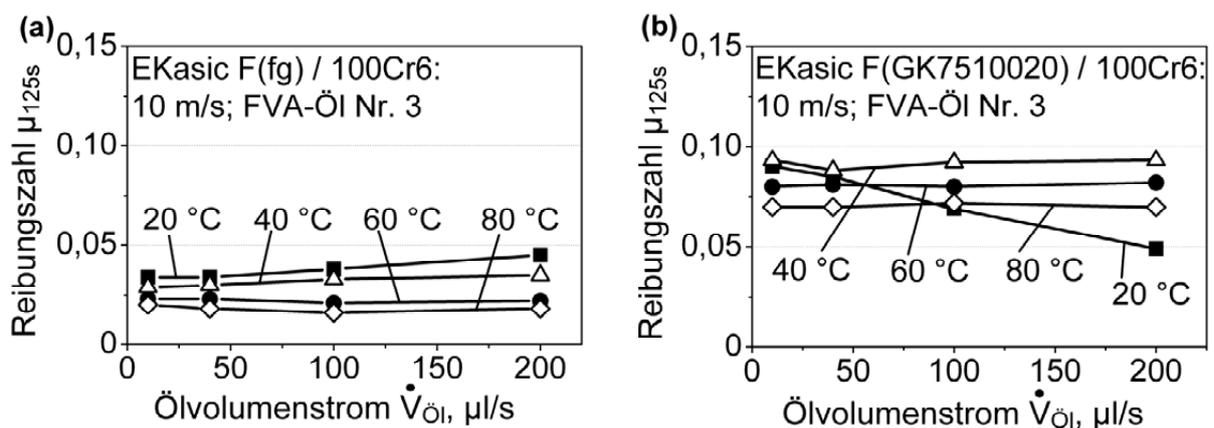


Bild 8: Reibungszahl von (a) untexturierten (fg) und (b) mit gekreuzten Kanälen GK7510020 texturierten EKasic F- Pellets nach 125 s Dauerschlepp mit normalisierten 100Cr6-Stahlscheiben aufgetragen über den Ölvolumenstrom bei Versuchstemperaturen von 20 bis 80°C (Prüfstand II, $F_N = 60 \text{ N}$, $v = 10 \text{ m/s}$, GK7510020: $a_{\text{tex}} = 75\%$, $w = 100 \mu\text{m}$ und $d = 10 \mu\text{m}$).

Der Einfluss des Ölvolumenstroms nahm mit steigender Versuchstemperatur ab. Bei der Temperatur von 20 °C zeigte die texturierte Paarung einen starken Abfall durch zunehmendem Ölvolumenstrom, wohingegen bei den höheren Temperaturen eine leichte Zunahme gemessen wurde (Bild 8b).

4 Diskussion und Zusammenfassung

Zur Erfüllung der Forderung nach einer Steigerung der übertragbaren Leistungsdichte in ölgeschmierten Friktionssystemen wurde das Potenzial der Kombination aus einer neuen Materialpaarung und einer Wirkflächentexturierung durch gekreuzte Kanäle untersucht. Das Texturmuster der gekreuzten Kanäle wurde gewählt, weil die hydrodynamisch bedingte theoretische Schmierfilmdicke durch das Abfließen des Schmieröls reduziert und beim Übergang zur Misch-

reibung die Reibungszahl erhöht wird [4, 10]. Keramik/Stahl-Paarungen erlauben deutlich höhere mechanische und thermische Belastungen als derzeit eingesetzt, „Papier“- oder „Polymer“-basierte Reibmaterialien, wodurch eine Reduzierung der Reibfläche und damit eine verbesserte konvektive Wärmeabfuhr durch das durchströmende Öl möglich werden. Als Material des bei Dauerschlupf ständig im Eingriff stehenden Pellets wurde u.a. SSiC-Keramik (EKasic F) aufgrund ihrer hohen Wärmeleitfähigkeit untersucht, da die thermischen Bedingungen im Reibsystem einen wesentlichen Einfluss auf das Reibungsverhalten ausüben. Zur Verbesserung des Komfortverhaltens (Eingriffscharakteristik, Reibungszahlkonstanz etc.) und Erhöhung der Reibungszahl kann eine Mikrotexturierung der Wirkfläche beitragen, z.B. unter den hier gewählten Versuchsbedingungen mit gekreuzten Kanälen bei der Breite bzw. Tiefe der Kanäle von 100 µm bzw. 20 µm sowie dem Flächenanteil von 75%. Die Ergebnisse zeigen, dass durch eine geeignete Wahl der Texturparameter (Bild 5 und 6) das Reibungsverhalten den system-spezifischen Anforderungen angepasst werden kann. Mit dem wissenschaftlichen Verständnis der Mechanismen im Reibkontakt kann die Mikrotexturierung als ein effektives Designelement zur Wirkflächenoptimierung eingesetzt werden. In Hinblick auf schnell laufende Friktionssysteme und den durch die umgesetzte Reibungsenergie resultierenden Temperaturen wurde das Reibungsverhalten bis zu Starttemperaturen von 80°C und unterschiedlichen Ölvolumenströmen untersucht. Hierbei zeigte sich, dass der temperaturbedingte Abfall der Reibungszahl durch eine geeignete Mikrotexturierung der Pellet-Wirkfläche mit gekreuzten Kanälen deutlich reduziert wurde (Bild 7). Bedingt durch das verwendete, bei niedrigen Temperaturen hoch viskose FVA-Öl Nr. 3 ergab sich nur bei 20°C ein starker Einfluss des Ölvolumenstroms auf die Reibungszahl (Bild 8). Aus den Ergebnissen ergeben sich auch wichtige Hinweise auf die Abhängigkeit der Effizienz einer Wirkflächentexturierung von den Betriebsbedingungen [12].

5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes C1 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

6 Literatur

- [1] P. Zagrodzki, S.A. Truncone: Generation of hot spots in a wet multidisk clutch during short-term engagement, *Wear* 254 (2003) 474 - 491.
- [2] P. Nyman et al.: Influence of surface topography on friction characteristics in wet clutch applications, *Wear* 261 (2006) 46 - 52.
- [3] A. Albers, J. Bernhardt, S. Ott: Experimentelle und simulationsgestützte Untersuchung nasslaufender Friktionssysteme am Beispiel einer Lamellenkupplung mit ingenieurkeramischen Komponenten. *Tribologie und Schmierungstechnik* 57 [4] (2010) 37- 40.
- [4] K.-H. Zum Gahr, R. Wahl, K. Wauthier: Experimental study of the effect of microtexturing on oil lubricated ceramic/steel friction pairs. *Wear* 267 (2009) 1241-1251.
- [5] I. Etsion: State of the art in laser surface texturing. *Trans. ASME* 127 (2005) 248 - 253.

- [6] S. Schreck, K.-H. Zum Gahr: Laser-assisted structuring of ceramic and steel surfaces for improving tribological properties. *Applied Surface Science* 247 (2005) 616 - 622.
- [7] M. Wakuda, Y. Yamauchi, S. Kanzaki, Y. Yasuda: Effect of surface texturing on friction reduction between ceramic and steel materials under lubricated sliding contact, *Wear* 254 (2003) 356 - 363.
- [8] Q. J. Wang, D. Zhu: Virtual texturing: Modeling the performance of lubricated contacts of engineered surfaces. *ASME Journal of Tribology* 127 (2005) 722-728.
- [9] M. Fowell, et al.: Entrainment and inlet suction: two mechanisms of hydrodynamic lubrication in textured bearings. *Trans. ASME* 129 (2007) 336 - 347.
- [10] R. Wahl, K. Wauthier, K.-H. Zum Gahr: Development of oil lubricated ceramic/steel friction pairs at high sliding speeds. In "Friction, Wear and Wear Protection", A. Fischer and K. Bobzin (eds.), Wiley-VCH, Weinheim 2009, pp. 355 - 361.
- [11] R. Wahl, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider: Untersuchung der Reibungsmechanismen ölgeschmierter Gleitpaare mit kanalartigen Mikrotexturen. *Tribologie und Schmierungstechnik* 57 [1] (2010) 12 - 16.
- [12] M. Piske, K.-H. Zum Gahr: Effizienz einer Wirkflächentexturierung mit gekreuzten Kanälen abhängig von der Gleitgeschwindigkeit unter Ölschmierung. *Tribologie-Fachtagung 2011, Gesellschaft für Tribologie e.V., Göttingen 2011, S. 7/1 - 7/10.*

Reibmaterialien in der Fahrzeugkupplung

M. Diemer

ZF Sachs AG, Schweinfurt

Reibkupplungen werden in Fahrzeugen eingesetzt, um Komponenten des Antriebsstrangs auf eine gleiche Drehzahl zu synchronisieren. Dies betrifft zunächst Motor und Getriebeeingangswelle, aber zunehmend auch weitere Komponenten, die im Rahmen der Hybridisierung oder Automatisierung in Fahrzeugen verwendet werden, wie zum Beispiel elektrische Maschinen oder lastschaltbare Getriebe. Hieraus resultiert eine Aufweitung des Anforderungsspektrums an das Reibsystem. Davon sind alle relevanten Parameter betroffen: Temperatur, Gleitgeschwindigkeit, Flächenpressung und Materialfestigkeit. Zusätzlich erhöht sich die Belastung einer konventionellen Kupplung durch eine Veränderung der Getriebeübersetzungen, die aus Gründen der CO₂-Reduzierung umgesetzt wird. Der Entwicklungsbedarf bei Reibbelägen steigt, um den genannten Anforderungen sowie dem allgemeinen Bedarf nach Bauraum- und Kostenreduzierung bzw. Umweltverträglichkeit gerecht zu werden. Der Vortrag gibt einen Überblick über Anforderungen, Lösungen und Forschungsbedarf bezüglich Reibmaterialien in Fahrzeugkupplungen.

Kupplungssystementwicklung für Fahrzeuge unter der Anwendung ingenieurkeramischer Friktionssysteme zur Steigerung der systemischen Leistungsdichte

A. Albers, S. Ott, A. Babik, J. Bernhardt

Karlsruher Institut für Technologie, IPEK - Institut für Produktentwicklung

Die Integration von Ingenieurkeramik in das System Fahrzeugkupplung stellt höchste Anforderungen an die Verbindungstechnik. Hohe Flächenpressungen im Friktionskontakt führen zusammen mit dem gegenüber von organischen Reibbelägen höheren mittleren Reibwert zu einem erhöhten Wärmeausstrag aus dem Friktionskontakt. Somit ist in unmittelbarer Umgebung zum Friktionskontakt das mittlere Temperaturniveau höher als beispielsweise bei organischen Reibbelägen. Im Teilprojekt A2 des Sonderforschungsbereichs 483 wurden u. a. stoffschlüssige Verbindungen der Ingenieurkeramik mit dem Restsystem der Fahrzeugkupplung untersucht und hinsichtlich Ihrer Eignung im System Fahrzeug bewertet.

1 Einleitung

Aufgrund steigender Drehmomente, die von modernen Verbrennungsmotoren bereitgestellt werden, und dem Ziel der Bauraumminimierung und der damit verbundenen Gewichtseinsparung in Hinblick auf gleichzeitige Verbrauchsreduktion bei Automobilen stoßen herkömmliche Friktionssysteme an ihre Grenzen. Neben heute üblichen Paarungen aus organischen Reibbelägen mit Grauguss-scheiben in trockenlaufenden Friktionssystemen können Paarungen aus keramischen Reibbelägen mit Stahlscheiben bei zunehmenden Leistungsanforderungen eine interessante Alternative darstellen. Dies gilt insbesondere auch hinsichtlich der Umweltverträglichkeit dieser keramischen Komponenten im Vergleich zu organischen Belägen. Im Rahmen des Sonderforschungsbereichs 483 „Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe“ werden monolithisch-keramische Werkstoffe als möglicher Lösungsansatz untersucht, da mit ihrer potentiell hohen Reibungszahl ($\mu > 0,35$ gegen Stahl) und hohen zulässigen Flächenpressung ($p > 0,9$ MPa) eine hohe Leistungsdichte zu erwarten ist.

Um das Potenzial ingenieurkeramischer Werkstoffe nutzen zu können, ist die technische Integration der Keramik in das System entscheidend. Diese Integration stellt aufgrund der praktischen Umsetzung der theoretischen Fügemöglichkeiten höchste Herausforderungen an die robuste und prozesssichere Realisierbarkeit dar und führt parallel zu unterschiedlichen Rückwirkungen auf das tribologische Verhalten im Gesamtsystem [1]. Ziel muss es sein, das Potenzial der keramischen Friktionssysteme und den daraus resultierenden Ableitungen, z.B. für die Verbindungstechnik, darzustellen.

2 Physische Validierungswerkzeuge in der Entwicklung von Kupplungssystemen mit ingenieurkeramischen Friktionswerkstoffen

Zur tribologischen Charakterisierung der ingenieurkeramischen Komponenten in hochbeanspruchten trockenlaufenden Friktionssystemen und zur Bestimmung des Einflusses der Systemgestalt auf das Systemverhalten werden im Rahmen des SFBs Untersuchungen in allen Prüfkategorien (Die nach Czichos und Habig abgeleiteten Kategorien sind in [3] beschrieben.) durchgeführt. Die Prüfkategorie IV „Bauteilprüfstand“ umfasst Untersuchungen mit dem Bauteilsystem Kupplungsscheibe mit Ingenieurkeramik auf dem am IPEK aufgebauten Trockenreibungsprüfstand TRP (Bild 1). Die Beanspruchung kann wie im realen Kupplungssystem unter beidseitiger Belastung durchgeführt werden. Die prototyphaft umgesetzten Kupplungsscheiben mit Ingenieurkeramik können hierbei unter realistischen Belastungskollektiven, wie sie für die Anwendung angenommen werden, beansprucht und untersucht werden. Dazu ist der Prüfstand mit einer Regelung versehen, die es erlaubt, mit der Antriebsmaschine die Drehmoment-/Drehzahlcharakteristik eines Verbrennungsmotors abzubilden, während mit der Bremsmaschine (Abtriebsmaschine) die Fahrwiderstände und die Massenträgheitsmomente des betrachteten Fahrzeugs abgebildet werden können.

Der in Bild 1 dargestellte Prüfaufbau repräsentiert die Prüfkategorie IV Bauteilprüfstand der „Tribologischen Prüfkette“ [3]. Durch die Modularität des Prüfkopfes (Bild 2) ist es u.a. möglich, den Einfluss des Reibradius zu untersuchen. Hierzu werden die Reibradien in realistischen Anwendungsbereichen ($r_m = 75$ bis $r_m = 110$ mm) in Stufen variiert. Weiterhin ist durch die Modularität eine Variation der Anzahl der Pellets, d.h. fünf Pellets pro Halterung bzw. ein Pellet pro Halterung, möglich. Der Prüfkopf dient zur Untersuchung der Leistungsfähigkeit der keramischen Verbindungen. Diese Untersuchungen sind die Basis für die weitere Entwicklung der Kupplungsscheibenlösungen. Im Rahmen dieser Veröffentlichung dienen die Untersuchungen auf der Prüfkategorie V zum Nachweis der Funktion einer lasergelöteten Bauteilverbindung.

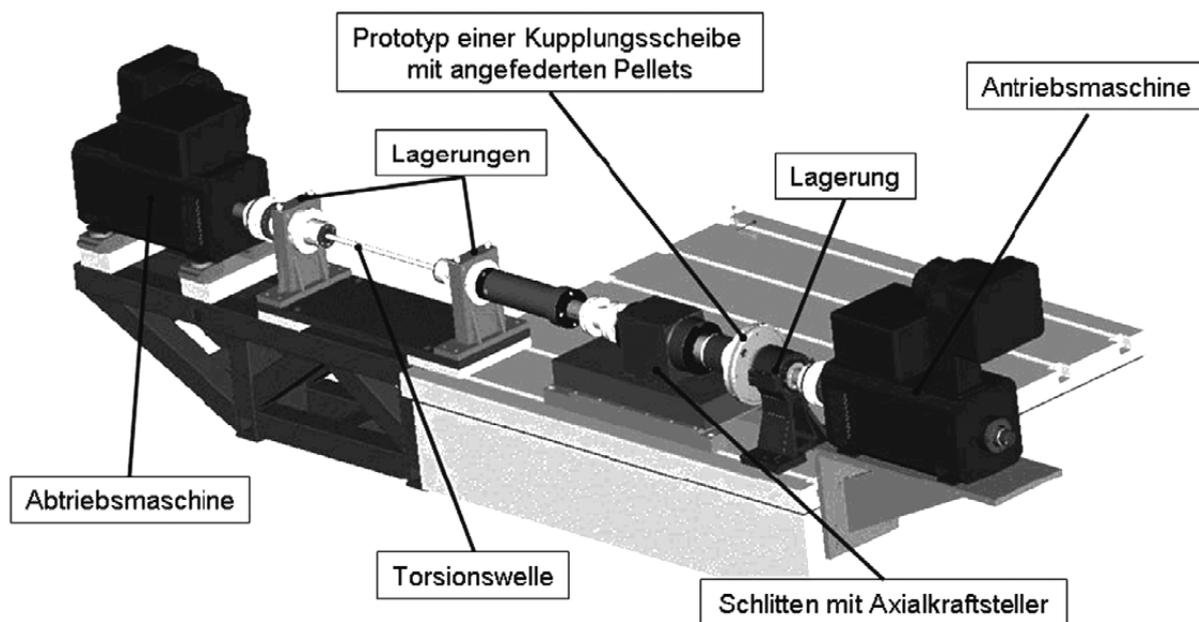


Bild 1: Physische Validierungsumgebung von Kupplungssystemen in Prüfkategorie IV

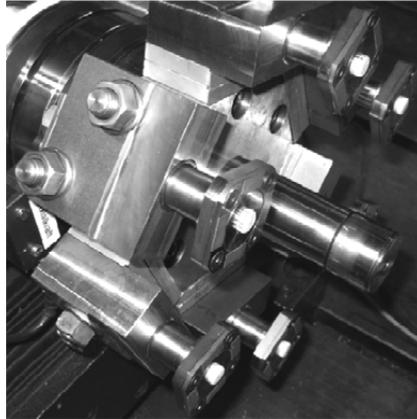


Bild 2: *Physische Validierungsumgebung von Kupplungssystemen in Prüfkategorie V*

3 Bauteilverbindungen zur Integration der Ingenieurkeramik in das Kupplungssystem

Aus in den Förderphasen des SFB 483 der vergangenen Jahre durchgeführten Untersuchungen [5,6] konnte abgeleitet werden, dass die Leistungsfähigkeit und Robustheit von Kupplungssystemen mit Ingenieurkeramik in entscheidendem Maße durch die Bauteilverbindung beeinflusst wird. Vor einer Auswahl der Bauteilverbindung ist eine exakte Definition der Anforderungen und Randbedingungen notwendig. Eine Grundlage für die an die Bauteilverbindung gestellten Anforderungen sind die in Tabelle 1 dargestellten Materialkennwerte, die bei der Auslegung berücksichtigt werden müssen. Nicht angegebene Materialwerte in der Tabelle 1 sind für Stahl abhängig von Phasenumwandlungen bzw. im Falle von organischen Reibbelägen abhängig vom jeweiligen Reibbelag und dem Herstellungsverfahren.

	Aluminiumoxid Al₂O₃	Siliciumcarbid (SSiC)	Stahl (C45E)	Organische Reibbeläge
Mittlerer Längenausdehnungskoeffizient α in 1/K:	5,8	4,1	11,1 (20°C) – 13,9 (600°C)	
Spezifische Wärmekapazität in J/kg/K:	$c_p = 770 (20^\circ\text{C})$ – $1200 (600^\circ\text{C})$	$c_p = 640 (20^\circ\text{C})$ – $1130 (600^\circ\text{C})$	$c_p = 60 (20^\circ\text{C})$ – $120 (600^\circ\text{C})$	1
Wärmeleitfähigkeit λ in W/m/K:	10 (600°C) – 32 (20°C)	63 (600°C) – 145 (20°C)	32 (600°C) – 44 (20°C)	0,5 – 2
Maximale Einsatztemperatur T_{\max} in °C:	400 – 1700	1400 – 1750		450
Temperaturwechselbeständigkeit	gut	sehr gut		
E-Modul E in MPa	380000	410000	210000	500 – 2000

Tabelle 1: *Werkstoffkennwerte von Friktionswerkstoffen und der Umgebungskonstruktion*

Der Einsatz in einer trockenlaufenden Fahrzeugkupplung führt damit zu folgenden wesentlichen Anforderungen an die Bauteilverbindungen:

Temperaturbeständigkeit:

Die Bauteilverbindung muss hohe Temperaturen ertragen und dabei eine ausreichende mechanische Festigkeit sowie Dauerfestigkeit besitzen. Die Temperaturbelastung der Verbindung wird dabei durch die Wärmeleitfähigkeit der ausgewählten Ingenieurkeramik mit beeinflusst. Neben den direkten Auswirkungen auf die Bauteilverbindung ist damit auch die Beeinflussung des Wärmestroms im Kupplungssystem zu berücksichtigen.

Wärmeausdehnungskoeffizienten:

Die zu fügenden Materialien haben unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten, die im Fügeprozess und in der späteren Anwendung zu thermo-mechanischen Spannungen führen können. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten müssen in der Gestaltung der Bauteilverbindung so berücksichtigt werden, dass dabei keine versagenskritischen Spannungen entstehen können.

Toleranzen und Nachbearbeitung:

Die Bauteilverbindung soll robust gegenüber Toleranzen der Keramikbauteile sein, so dass eine spezielle Teileauswahl sowie eine Nachbearbeitung ausgeschlossen werden kann. Dabei ist zu beachten, dass Ingenieurkeramiken durch ihre hohe Steifigkeit praktisch keine Ausgleichsfunktion in der Toleranzkette zulassen. Der Toleranzausgleich muss von der Umgebungs konstruktion erfüllt werden können.

Robustheit gegen Bauteilversagen:

Ein Versagen einzelner Pellets im Kupplungssystem ist aufgrund des für Ingenieurkeramiken charakteristischen Sprödbruchs nur schwer bis gar nicht vorhersagbar. Die Bauteilverbindung muss daher bei einem Bauteilversagen der Keramik ein robustes Verhalten gegenüber dem Versagen des gesamten Kupplungssystems aufweisen.

Montage:

Die Keramikpellets sollten nach Möglichkeit einzeln montierbar sein, da ein Versagen einzelner Pellets nicht ausgeschlossen werden kann. Im Falle eines Bauteilversagens kann das zerstörte Pellet wartungsfreundlich ausgetauscht werden.

3.1 Wirkprinzipien technisch darstellbarer Bauteilverbindungen

Die Kraftübertragung einer Bauteilverbindung kann allgemein formuliert über ein stoffschlüssiges, formschlüssiges oder kraftschlüssiges Wirkprinzip erfolgen. Einen Überblick über die möglichen Kraftübertragungsarten und deren technische Umsetzungen gibt Bild 3. Im Folgenden werden die stoffschlüssigen Fügeverfahren unter den zuvor genannten Anforderungen und Randbedingungen im Kupplungssystem mit Ingenieurkeramiken bewertet.

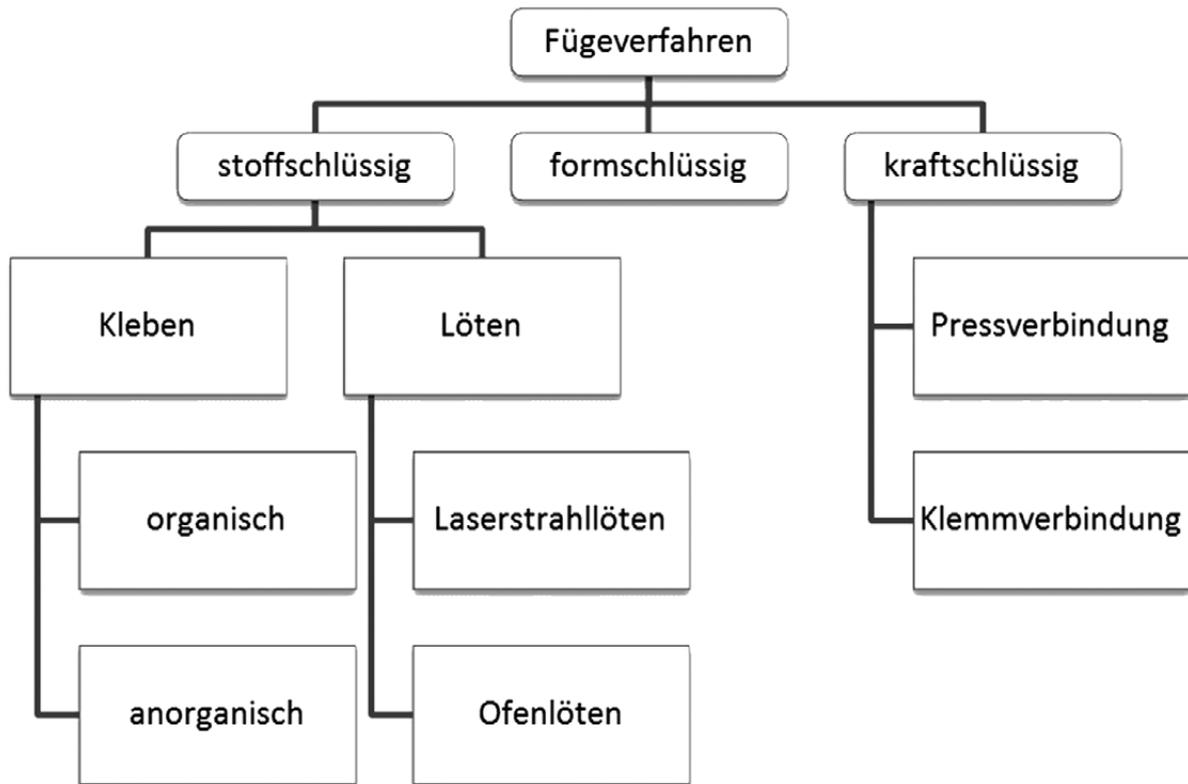


Bild 3: Fügeverfahren und Kraftübertragungsarten für die Bauteilverbindung

Klebeverbindungen:

Im Rahmen des SFB 483 wurden organische als auch anorganische Klebstoffe auf ihre Eignung für hybride Keramik-Metallverbünde in der Anwendung trockenlaufender Kupplungen untersucht. Hierbei zeigten insbesondere organische Klebstoffe die positive Eigenschaft der Schwingungsdämpfung. Die Ursache liegt in der hohen Elastizität und Werkstoffdämpfung. Die hohe Elastizität führt darüber hinaus zu einer Anpassung der Orientierung der Pellets zur Gegenreibeischeibe. Im Falle eines außerhalb der Tolerierung montierten Pellets, das ein Kantentragen verursacht, kann diese Eigenschaft jedoch zu einem Versagen der Bauteilverbindung führen.

Kritische Merkmale einer geklebten Bauteilverbindung sind die Robustheit gegen Bauteilversagen sowie die prozesssichere Montage. Im Falle eines Versagens der Verbindung besteht die Gefahr einer Beschädigung oder gar Zerstörung des gesamten Kupplungssystems durch gelöste Keramikpellets. Der Austausch oder die Demontage einzelner Pellets im offenen Kupplungssystem ist nicht möglich, bzw. mit einem erhöhten Aufwand verbunden.

Klebeverbindungen auf Basis organischer Inhaltsstoffe eignen sich aufgrund ihrer begrenzten thermischen Beständigkeit nur bedingt für den Einsatz in trockenlaufenden Kupplungssystemen mit keramischen Friktionswerkstoffen. Diese Klebeverbindungen verlieren unterhalb ihrer Zersetzungstemperatur deutlich an Festigkeit und neigen zum Fließen, wodurch sie nicht dauerhaft sind. Es zeigte sich im Rahmen der Untersuchungen, dass im Bereich der Bauteilverbindungen mit organischen Klebstoffen die Anforderungen an ein Hochleistungs-Kupplungssystem mit keramischen Friktionswerkstoffen nicht erfüllt werden können.

Die untersuchten Klebeverbindungen auf Basis anorganischer Klebstoffe zeigten aufgrund der schlechteren Benetzbarkeit der Keramik deutlich niedrigere Festigkeiten, die sogar zu einem Versagen bei Raumtemperatur führten. Diese Klebstoffe eignen sich daher in der heute verfügbaren Modifikation nicht für die Verbindung von keramischen Friktionselementen und metallischen Trägern. Bei einer Verbesserung der Benetzungseigenschaften und einer ausreichenden Scherfestigkeit könnten diese Klebstoffe für eine Bauteilverbindung im Kupplungssystem geeignet sein.

Im Rahmen des SFB 483 wurde daher gezielt nach geeigneten weiteren Bauteilverbindungstechnologien gesucht. Durch entsprechende Vorversuche konnte ein Potenzial in der Weiterentwicklung von Lötverbindungen identifiziert werden.

Lötverbindungen:

Eine Lötverbindung zwischen dem metallischen Träger und der Ingenieurkeramik kann durch Ofenlötung oder Laserstrahl­lötung erfolgen. Die Vorteile der Laserstrahl­lötung liegen im lokal eingebrachten Wärmestrom. Die Laserstrahl­lötung kann aufgrund der Prozessführung, im Vergleich zur Ofenlötung, zu einer Ausprägung von Verbundspannungen zwischen Pellet und Träger führen. Die Entwicklung einer funktionssicheren Lötverbindung erfolgt in Kooperation mit dem Teilprojekt B2.

Für die Untersuchungen auf Kupplungssystemebene wurde ein Kupplungsscheibendemonstrator mit ofengelöteten Aluminiumoxidpellets hergestellt. Das untersuchte System ist in Bild 4 dargestellt. Die Kraftübertragung in radialer Richtung erfolgt aufgrund eines Spaltmaßes (Abstand) zwischen Pellet und Träger ausschließlich stoffschlüssig.

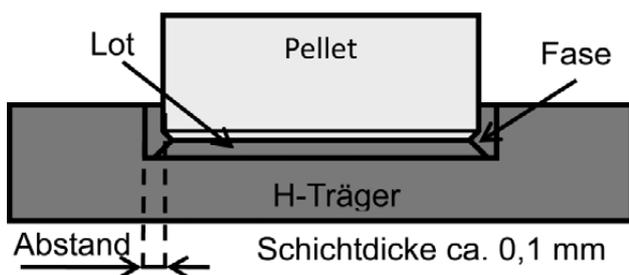


Bild 4: Demonstrator mit ofengelöteten H-Trägern mit Aluminiumoxidpellet

Die Validierung des Demonstrators mit aufgelöteten Pellets erfolgte durch Versuche im Dauerschlupfbetrieb der Kupplung. Die Versuche ergaben, dass die gelötete Bauteilverbindung selbst bei geringster Belastung versagte. Das Versagen trat allerdings stets im Keramikpellet auf und nicht in der Lötverbindung. Ein entsprechendes Bruchbild sowie die schematische Bruchform sind in Bild 5 dargestellt. Eine numerische Simulation (Bild 6) der Lötverbindung führte zu dem Ergebnis, dass die maximalen Hauptspannungen dem Verlauf der Bruchform im Pellet folgen.

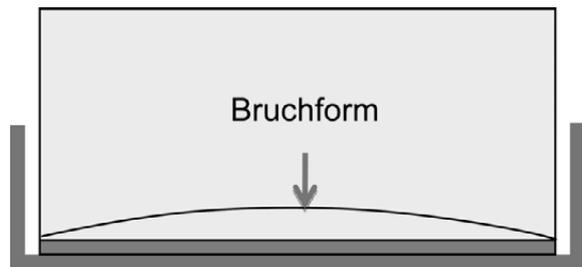
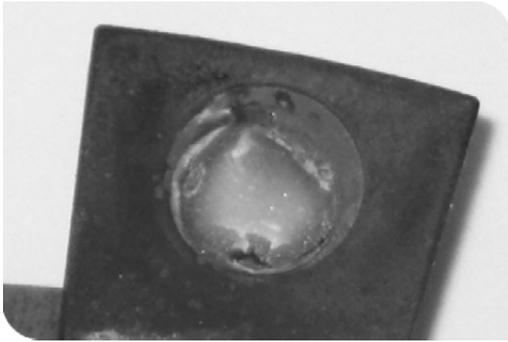


Bild 5: Bruchbild der Lötverbindung

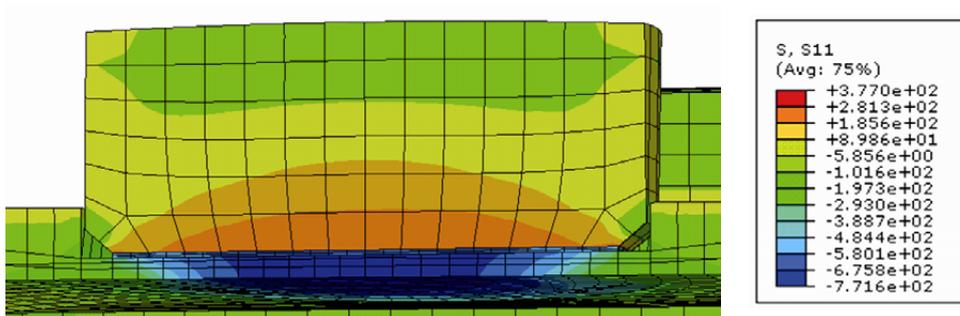


Bild 6: Simulation der Verbundspannungen der Lötverbindung

Um die Montierbarkeit der Pellets an der Kupplungsscheibe zu erleichtern, wurde ein metallisches Trägerelement zwischen dem Pellet und der Kupplungsscheibe integriert. Bild 7 zeigt die erste konstruktive Ausführung dieses Elements. Die Bauteilverbindung zwischen dem Träger und dem Pellet erfolgte stoffschlüssig über eine Laserlötung. Die erste Ausführung dieser Bauteilverbindung versagte unmittelbar nach dem Lötprozess aufgrund von zu hohen Verbundspannungen im Träger. Bild 8 veranschaulicht dies mit Hilfe einer FEM Berechnung.



Bild 7: Metallischer Träger der ersten Generation zur stoffschlüssigen Fügung eines Pellets

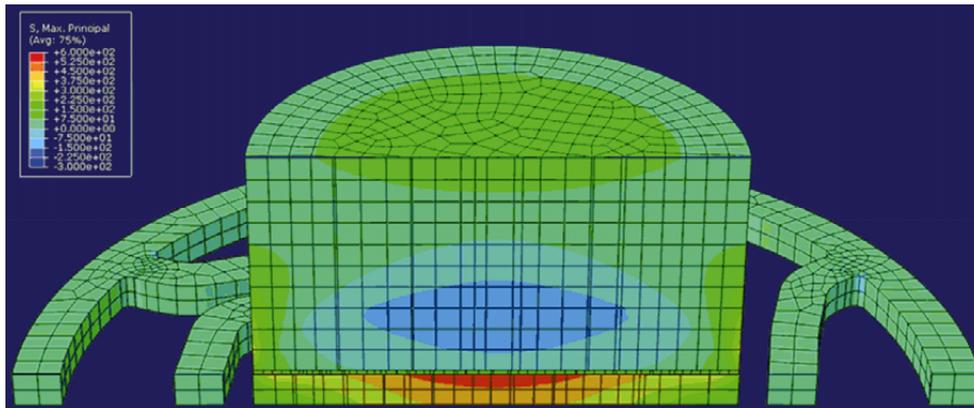


Bild 8: Simulation der Verbundspannungen der Lötverbindung auf dem metallischen Trägersystem der ersten Generation

Eine Optimierung der metallischen Trägerstruktur (siehe Bild 9) führte zu deutlich geringeren Verbundspannungen und somit zum Zusammenhalt dieser Bauteilverbindung. Der Funktionsnachweis der Laserlötung am modifizierten Trägersystem wird im Kapitel 4 in der Prüfkategorie V (modularer Prüfkopf) ermittelt.

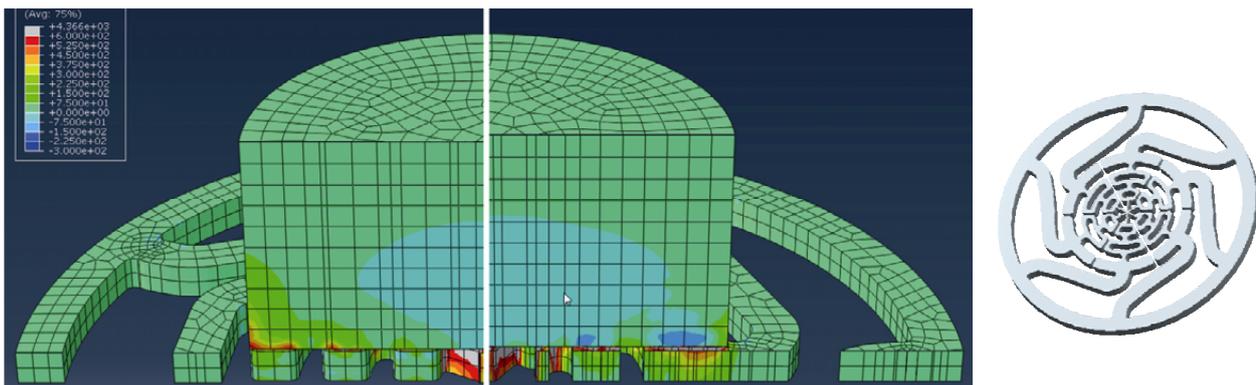


Bild 9: Simulation der Verbundspannungen der Lötverbindung auf einem modifizierten, metallischen Trägersystem

4 Experimenteller Funktionsnachweis laser-gelöteter Keramik/Metall-Bauteil-verbindungen

Um den Funktionsnachweis der lasergelöteten Verbindung zwischen dem Pellet und dem metallischen Trägersystem zu erbringen (siehe Bild 9) wurden Versuchsläufe der Prüfkategorie V mit dem modularen Prüfkopf durchgeführt. Die Versuchsführung sah eine konstante Anpresskraft der Pellets vor unter der Randbedingung eines konstanten Schlupfs zwischen dem An- und Abtrieb von 35 1/min. Die Friktionspaarung bestand aus sechs Pellets der Ingenieurkeramik Al_2O_3 sowie einer Gegenreibe aus normalem C45E. Die Tabelle 3 fasst die Versuchsparameter zusammen.

Die Anpresskraft in den Versuchen wurde ausgehend von 1000 N (Flächenpressung = 2,1 N/mm²) in 500 N Schrittweite bis auf 2000 N (Flächenpressung = 4,2 N/mm²) erhöht. Bei den Versuchsläufen mit der höchsten Anpresskraft von 2000 N traten vermehrt reibungsindu-

zierte Schwingungen des am Prüfstand dargestellten reduzierten Modells eines typischen PKW-Antriebsstrangs auf. Es ist hervorzuheben, dass die sechs lasergelöteten Bauteilverbindungen dieser Belastung unbeschadet Stand gehalten haben. Im Bild 10 ist ein Versuchslauf mit einer konstanten Anpresskraft von 1500 N dargestellt.

Parameter	Wert
Antriebsdrehzahl	835 1/min
Abtriebsdrehzahl	800 1/min
Konstante Axialkraft	1000 – 2000 N
Dauer des Schlupfbeanspruchung unter konstanter Axialkraft	15 s
Mittlerer Reibradius der Pellets	92 mm

Tabelle 3: Versuchsparameter

Um eine abschließende Bewertung der Bauteilverbindung - Laserlötung Keramikpellet/Trägerblech - hinsichtlich Ihrer Eignung im System Fahrzeugkupplung machen zu können, sind weitere Versuchsabläufe der Prüfkategorie V, wie beispielsweise die einer Synchronisation, durchzuführen.

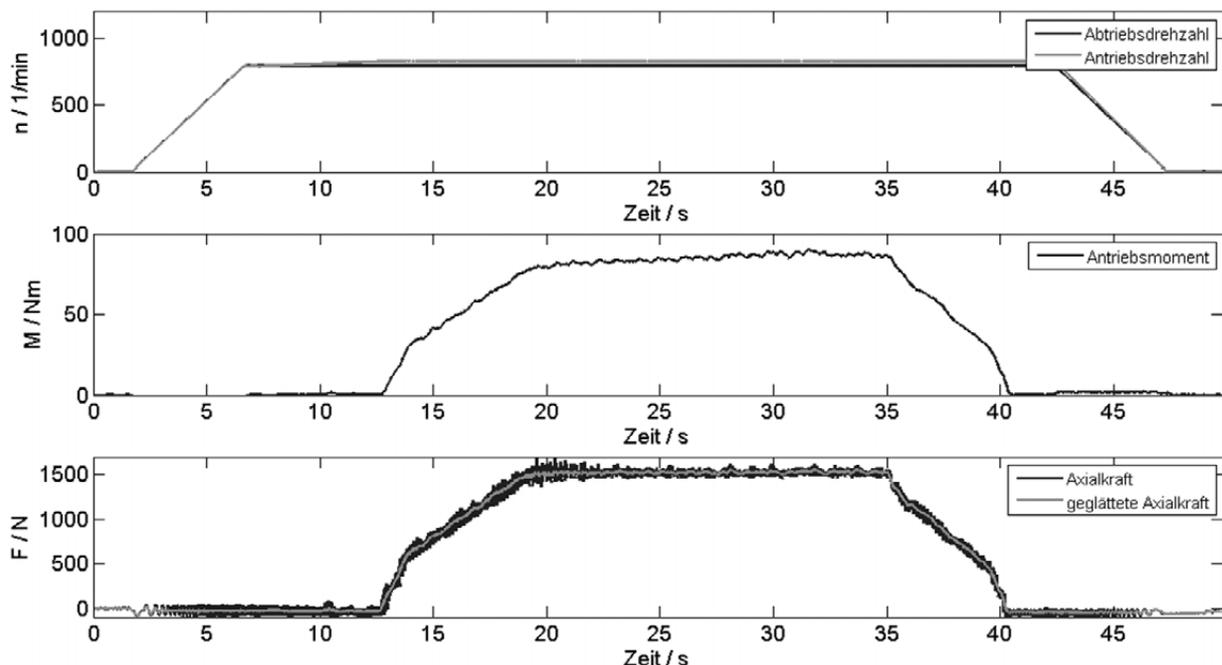


Bild 10: Versuchslauf mit einer Anpresskraft von 1500 N

5 Zusammenfassung

Im Rahmen der Untersuchungen des Teilprojektes A2 im SFB 483 konnte die grundsätzliche Eignung von keramischen Friktionswerkstoffen zum Einsatz in Hochleistungskupplungssystemen gezeigt werden. Die speziellen keramischen Werkstoffeigenschaften haben ein hervor-

gendes Potenzial einen Beitrag zur Verbesserung der Leistungsfähigkeit zukünftiger Kupplungssysteme zu liefern.

Dabei zeigen auch die vorstehend beschriebenen Untersuchungen zur Keramikintegration, dass eine einfache Substitution heutiger organischer Reibwerkstoffe nicht ausreichend ist. Vielmehr muss das Kupplungssystem speziell für die Eigenschaften der Keramik, inkl. von beispielsweise aktiven Regelungssystemen und speziellen Wärme-Nivellierungssystemen neu entwickelt werden. Im Rahmen des SFB 483 konnten demonstrierend Beispielsysteme (siehe Bild 11) aufgebaut und in Fahrzeugversuchen das tatsächliche Potenzial gezeigt werden.

Dies gelang nur durch die intensive und erfolgreiche Zusammenarbeit der Werkstoff- und Konstruktionswissenschaften.

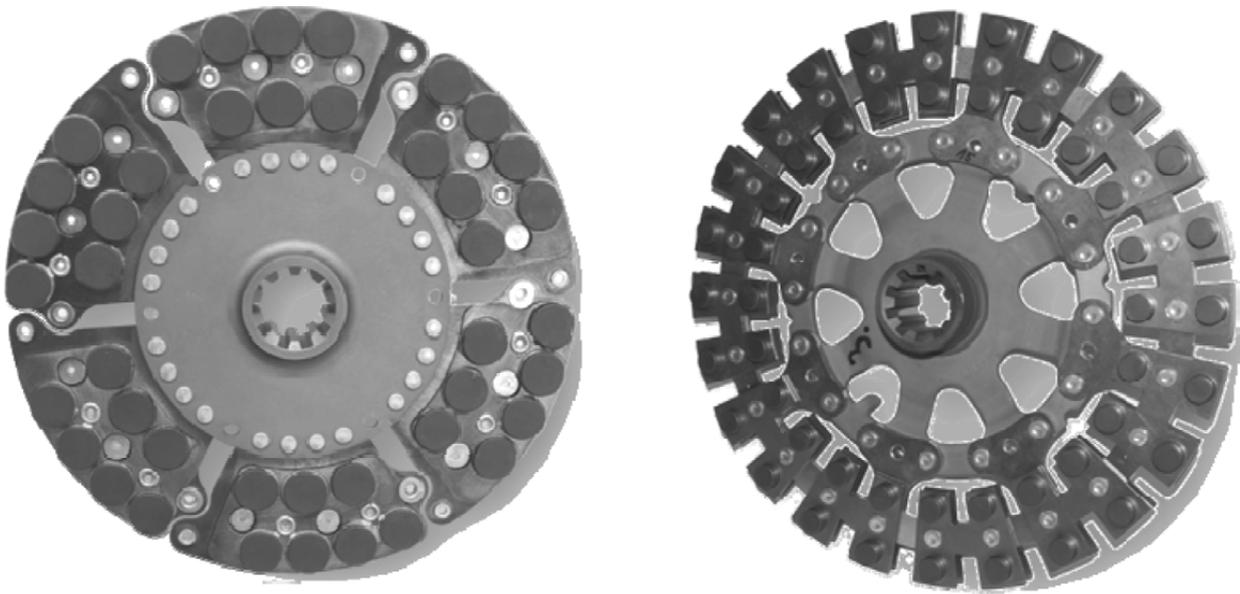


Bild 11: Beispielsysteme für Hochleistungs-Kupplungssysteme aus dem SFB 483

6 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes A2 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“. Insbesondere danken wir auch den im SFB 483 beteiligten Kollegen für die erfolgreiche und intensive Zusammenarbeit in den letzten 12 Jahren.

7 Literatur

- [1] A. Albers, A. Arslan: Experimentelle Untersuchungen zur Leistungssteigerung von trockenlaufenden Friktionssystemen durch Einsatz von Ingenieurkeramik. Tribologie Fachtagung 2004, Reibung, Schmierung und Verschleiß; 27.-29. Sept. 2004, Göttingen; GfT, Gesellschaft für Tribologie

- [2] A. Albers, M. Meid, S. Ott: Ansätze zur Komfortsteigerung eines trockenlaufenden Kupplungssystems mit ingenieurkeramischen Friktionswerkstoffen. GfT – Gesellschaft für Tribologie, Tagungsband 51. Tribologie-Fachtagung, Göttingen, 27. Bis 29. September 2010
- [3] H. Czichos, K.-H. Habig: Tribologie-Handbuch, Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft, Braunschweig (1992), S.193 - 195
- [4] A. Albers, S. Ott, M. Mitariu: Effiziente Leistungssteigerung im Antriebsstrang durch innovative Reibkupplungen auf Basis ingenieurkeramischer Friktionswerkstoffe. GfT- Gesellschaft für Tribologie. Tagungsband Tribologie-Fachtagung 2008
- [5] A. Albers, M. Mitariu: Experimentelle Untersuchungen zur technischen Integration ingenieurkeramischer Komponenten in trockenlaufenden Friktionssystemen. Tribologie und Schmierungstechnik : Organ d. Gesellschaft für Tribologie u. Organ d. Österreichischen Tribologischen Gesellschaft. Renningen: Expert Verlag, Ausgabe 3/2006, S. 22 – 26
- [6] A. Albers, S. Ott, M. Mitariu: Innovative schaltbare Kupplungssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Friktionswerkstoffe. VDI-Berichte Nr. 1987, Kupplungen und Kupplungssysteme in Antrieben, Wiesloch bei Heidelberg, 25.04.2007

Charakterisierung von Scherfestigkeit und tribologischem Verhalten lasergefügter Keramik/Stahl-Verbunde im Hinblick auf den Einsatz in PKW-Trockenkupplungen

I. Südmeyer, M. Rohde, J. Schneider

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien

Im Rahmen des Teilprojektes B2 im Sonderforschungsbereich 483 werden ungeschmierte Keramik/Stahl-Frictionspaarungen im Hinblick auf den Einsatz in PKW-Trockenkupplungen untersucht. Um das Potenzial des Laserstrahlötens zur Anbindung der keramischen Frictionsmaterialien an das notwendige metallische Trägermaterial zu ermitteln, wurden lasergelötete Keramik/Stahl-Verbunde zum Einen hinsichtlich ihres mechanischen Verhaltens in Scherversuchen charakterisiert und zum Anderen tribologische Modellexperimente unter ungeschmierter, einsinniger Gleitbeanspruchung mit Keramik/Stahl-Verbundpellets in Paarung mit dem normalisierten Stahl C45E durchgeführt. Zum Fügen der keramischen Frictionskörper an den metallischen Träger, wurden gut wärmeleitende Aktivlotfolien auf AgCuTi- und SnAgTi-Basis sowie ein handelsüblicher Hochtemperatur-Klebstoff eingesetzt. Die Ergebnisse der Scherveruche zeigten, dass mit lasergelöteten SiC/Stahl-Verbunden bei Raumtemperatur durchschnittliche Scherfestigkeiten von mehr als 30 MPa erreicht werden können. Bei den tribologischen Modelluntersuchungen zeigte sich ein ausgeprägter Einfluss von Gleitgeschwindigkeit und Temperatur auf das Reibungsverhalten der Frictionspaarungen. Durch den Einsatz von lasergelöteten Keramik/Stahl-Verbundpellets konnte im Vergleich zu vollkeramischen Pellets die Abhängigkeit der Reibungszahl von der Gleitgeschwindigkeit und Temperatur gesenkt werden. Das günstigste tribologische Verhalten zeigte dabei die Frictionspaarung mit dem lasergelöteten SiC/Stahl-Verbundpellet.

1 Einleitung

Für trockenlaufende Frictionssysteme, wie z.B. Trockenkupplungen oder Bremsen, wird ein hoher Verschleißwiderstand gefordert ebenso wie ein konstanter Reibungskoeffizient, der weitgehend unabhängig von Belastung, Gleitgeschwindigkeit und Umgebungsbedingungen ist. Organische Reibbelagsmaterialien, die heute meist in Paarung mit Gusseisen eingesetzt werden, sind hinsichtlich der zulässigen Leistungsdichte insbesondere aufgrund ihrer eingeschränkten thermischen Kapazität begrenzt [1-4]. Für eine Erhöhung der übertragbaren Leistung bei gleichbleibendem Bauvolumen erscheint der Einsatz ingenieurkeramischer Frictionsmaterialien vielversprechend, da diese im Vergleich zu organischen Reibmaterialien bei ebenfalls geringer Dichte eine hohe mechanische, chemische und thermische Beständigkeit aufweisen [3, 4]. Entsprechende tribologische Untersuchungen von ungeschmierten Keramik/Stahl-Frictionspaarungen in Modell- als auch Bauteilprüfständen im Rahmen des SFB 483 haben deren hohes Potenzial bereits aufgezeigt [4-7].

Neben dem Reibungs- und Verschleißverhalten der Keramik/Stahl-Friktionspaarungen muss vor allem auch die Anbindung der keramischen Komponente an den metallischen Träger berücksichtigt werden, da die hohen Beanspruchungen im tribologischen Kontakt zu hohen mechanischen und thermischen Belastungen führen. Thermisch und mechanisch stabile Keramik/Stahl-Verbunde lassen sich beispielsweise mit Hilfe des Aktivlötens herstellen. Allerdings gibt es hierbei trotz umfangreicher Untersuchungen [8-11] nach wie vor große Herausforderungen, wie z. B. die Sicherstellung einer zuverlässigen Benetzung der SiC-Keramik durch das Aktivlot [12]. Darüber hinaus muss die Minimierung der Eigenspannungen, die durch das unterschiedliche thermische Ausdehnungsverhalten der beiden gefügten Materialien entstehen, für jede Fügegeometrie individuell gelöst werden [13, 14].

Während zum Aktivlöten unter Vakuumatmosphäre in einem Ofen zahlreiche Untersuchungen veröffentlicht wurden, sind alternative Fügetechnologien, wie z. B. das Induktions- oder Laserlöten, bisher nur sehr wenig dokumentiert. Diese Fügetechnologien, die meist nicht unter Vakuum, sondern im Inertgasstrom genutzt werden, sollten gegenüber dem Ofenlöten durch den selektiven, lokal begrenzten Wärmeeintrag Vorteile bieten, z. B. hinsichtlich einer Verkürzung der Prozesszeiten und einer Reduzierung des Verzuges am metallischen Fügepartner.

Um die Eignung des lasergestützten Aktivlötens für das Fügen keramischer Friktionsmaterialien mit einem metallischen Träger zu bewerten, wurden Keramik/Stahl-Verbunde hinsichtlich ihrer mechanischen und tribologischen Eigenschaften mittels Scherversuchen bzw. im ungeschmierten Gleitkontakt mit dem normalisierten Stahl C45E charakterisiert und ihr Verhalten mit dem von Klebeverbunden verglichen.

2 Versuchsmaterial und experimentelle Methoden

Al_2O_3 (F99.7, Friatec AG) und ein drucklos gesintertes Siliziumkarbid (EkasicF, ESK Ceramics) wurden mit Hilfe eines im Rahmen des SFB 483 entwickelten, lasergestützten Lötprozesses an kommerziellen Stahl C45E gefügt: Hierbei wurden 200 μm dicke Folien aus Incusil-ABA (Morgan Chemicals) bzw. CB4 (Brazetec) als Aktivlot eingesetzt. Da das SiC durch diese kommerziellen Lote nicht zuverlässig benetzbar war [15, 16], wurden für die Karbidkeramik zusätzlich Untersuchungen mit dem am IAM-AWP entwickelten Aktivlot 50Sn48Ag2Ti ($d_{\text{Folie}} = 200 \mu\text{m}$) durchgeführt. Die Eigenschaften der eingesetzten Materialien sind in Tabelle 1 aufgeführt.

Es wurden zylindrische Proben mit einem Außendurchmesser von 16 mm verwendet, die aus einem keramischen Pellet und einem metallischen Träger bestanden (Bild 1a). Um den Verbund nahe der Fügezone aufheizen zu können, wurde eine zylindrische Bohrung in den Stahlzylinder eingearbeitet. Die Laseraufheizfläche wurde sandgestrahlt und grafitisiert, um die Absorption des Laserstrahls an der Metalloberfläche zu erhöhen. Die Fügeflächen wurden einheitlich geschliffen (SiC, 600 mesh). Die lasergelöteten Keramik/Stahl-Verbunde wurden sowohl in den Scherversuchen als auch in den tribologischen Modellexperimenten verwendet. Die Details des Laserlötprozesses sind bereits an anderer Stelle detailliert beschrieben worden [16]. Für die zu Vergleichszwecken eingesetzten Klebeverbunde wurden die Proben nach dem Aufbringen des Klebers Duralco 4703 (Polytec PT) drucklos gefügt und bei 120°C für 1h ausgehärtet.

Eigenschaften	Material	Al ₂ O ₃	SiC	C45E	Incusil-Lot	50Sn48Ag2Ti-Lot	Duralco 4703
	Hersteller	Friatec AG	ESK Ceramics	-	Morgan Chemicals	KIT-IAM-AWP	Polytec PT
Dichte ρ, g/cm ³	3,9	3	7,85	9,7	8,3	1,8	
Festigkeit σ, MPa	350 ¹	400 ¹	560 ²	338 ³	-	-	
E-Modul E, GPa	380	410	210	76	68	-	
Wärmeleitfähigkeit λ, W/mK	38	145	44	166	-	2,5	
thermischer Ausdehnungskoeffizient α, 10 ⁻⁶ m/K	8,4	4,1	11	18,2	-	-	

¹ Vierpunktbiegefestigkeit σ_{4PB} , ² Dehngrenze $R_{p0,2}$

Tabelle 1: Eigenschaftskennwerte der verwendeten Materialien (Herstellerangaben)

Mechanische Charakterisierung

Die Verbundfestigkeit wurde in Scherversuchen ermittelt. Die Prüflast wurde mit einer Geschwindigkeit des Belastungsstempels von $v = 0,005$ m/s aufgebracht und die Scherbruchspannung wurde auf Basis der Bruchlast ermittelt (Bild 1b). Pro Serie wurden jeweils zehn Proben getestet und die charakteristische Bruchspannung statistisch nach Weibull ausgewertet. Dementsprechend ergaben sich für jede Serie eine charakteristische Scherbruchspannung τ_0 bei einer Bruchwahrscheinlichkeit von 63,2% sowie ein Weibullmodul m als charakteristische Größe für die Zuverlässigkeit des Verbundes [17].

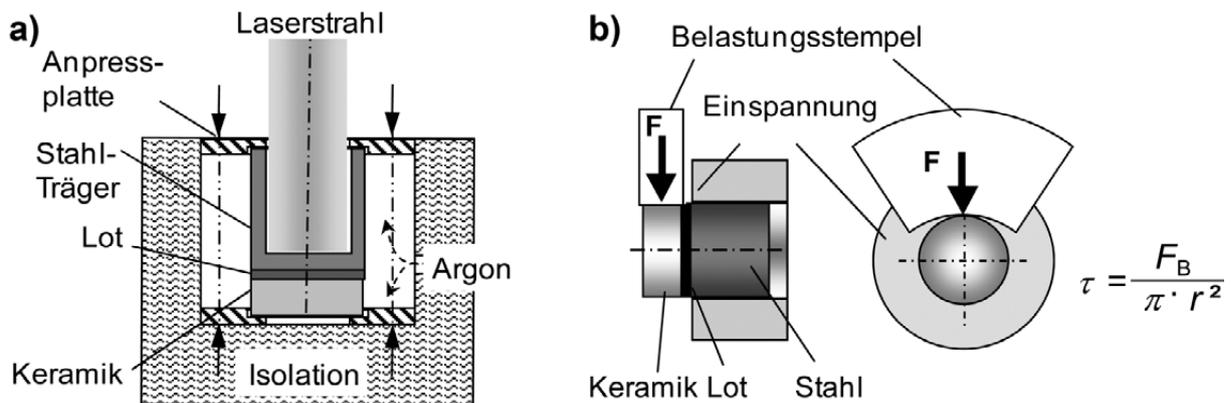


Bild 1: Schematische Darstellung (a) des lasergestützten Aktivlötprozesses und (b) des Scherversuchs

Tribologische Charakterisierung

Hinsichtlich ihrer tribologischen Eigenschaften wurden die Keramik/Stahl-Verbunde im System Pellet/Scheibe unter ungeschmierter, einsinniger Gleitbeanspruchung bei Raumtemperatur in Laboratmosphäre mit 50% rF gegen normalisierten, ferritisch-perlitischen Stahl C45E der Härte 206 HV30 (feingeschliffen: $R_a = 0,10 \pm 0,02$ μm) getestet (Bild 2). Neben lasergelöteten Keramik/Metall-Verbunden (4 mm Keramik auf 4 mm Stahl) wurden zusätzlich vollkeramische Pellets (8 mm Keramik) in die Untersuchungen einbezogen. Vor den Versuchsläufen wurde an die

sphärische Stirnfläche (Krümmungsradius 100 mm) der keramischen Pellets mit Hilfe einer Diamantschleifscheibe (Körnung D25) eine Kontaktfläche mit einem Durchmesser von $8,0 \pm 0,1$ mm angebracht. Die Modellversuche wurden in Form von 50 Beanspruchungszyklen durchgeführt. Nach dem Aufbringen der Normalbelastung von 100 N ($p = 2$ MPa) wurde die maximale Gleitgeschwindigkeit von 12,6 m/s innerhalb von 5 s angefahren und für 5 s gehalten. Anschließend wurde innerhalb von 5 s bis zum Stillstand verzögert. Nach einer Pause von 5 s im unbelasteten Zustand ($F_N = 0$ N) wurde der beschriebene Beanspruchungszyklus erneut durchlaufen. Nach 50 Beanspruchungszyklen ergab sich ein theoretischer Gesamtgleitweg von 6300 m. Während der Versuche wurden die Normalkraft, das Reibmoment, die Drehzahl und mit Hilfe eines Pyrometers die Temperatur der Reibspur auf der Stahlscheibe (270° nach dem Austritt aus dem Tribokontakt gemessen) kontinuierlich aufgezeichnet. Im Hinblick auf das Anwendungssystem Trockenkupplung wurde die Verzögerungsphase der Beanspruchungszyklen betrachtet und hinsichtlich der mittleren Reibungszahl und Temperatur sowie des Reibungszahlgradienten ausgewertet. Nach Versuchsende wurden zusätzlich die Verschleißbeträge an den Pellets und Stahlscheiben bestimmt.

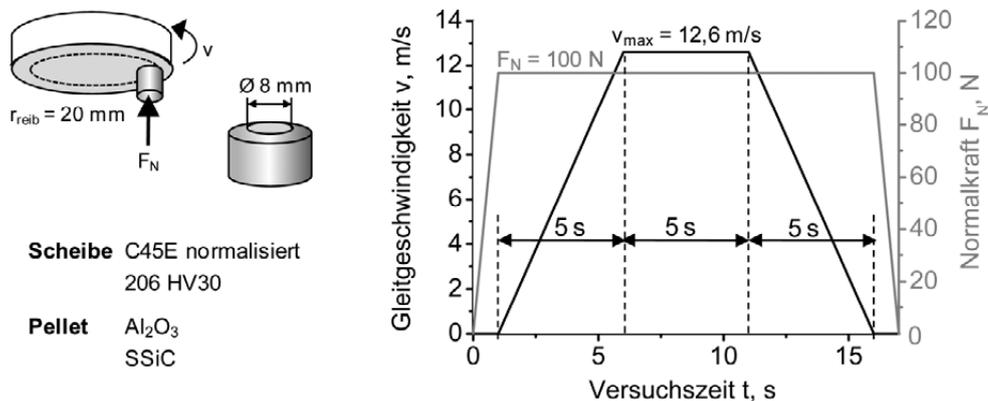


Bild 2: Schematische Darstellung des tribologischen Modellsystems „Pellet/Scheibe“ und des Verlaufs von Normalkraft und Gleitgeschwindigkeit während eines Beanspruchungszyklus

3 Ergebnisse und Diskussion

Die Bewertung von Benetzung und Anbindung der verschiedenen Verbunde wurde mit Hilfe rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen und EDX-Analysen durchgeführt. Die Querschliffe in Bild 3 zeigen in Übereinstimmung mit anderen Untersuchungen [8-10] eine sehr gute Benetzung der Al_2O_3 -Keramik mit den kommerziellen Loten auf AgCuTi-Basis ohne Fehler oder Poren in der Grenzfläche zwischen Lot und Keramik (Bild 3a). Bei diesen Verbunden hatte sich eine ca. 4 μm dicke Ti-reiche Reaktionsschicht ausgebildet, die durch EDX nachgewiesen werden konnte.

Die SiC-Keramik hingegen konnte mit den Loten auf AgCuTi- bzw. AgCuInTi-Basis weder im Laser- noch im Ofenlötprozess zuverlässig benetzt werden, obwohl erfolgreiche Ofenlötungen von Siliziumkarbidkeramiken mit ebensolchen Loten in der Literatur dokumentiert sind [11]. Die wenigen SiC/AgCuTi/Stahl-Verbunde, die nach dem Lötens zusammenhielten, wiesen eine sehr fehlerhafte Keramik/Lot-Grenzfläche auf (Bild 3b). Zahlreiche Untersuchungen beschäftigten sich in der Vergangenheit mit den Schwierigkeiten bei der Benetzung von SiC-Keramiken durch

flüssige Metalle, die u.a. entscheidend von der Polarität der SiC-Oberfläche bestimmt [18] und durch Elemente mit niedriger Oberflächenenergie, wie Sn, günstig beeinflusst wird [19]. Dies konnte auch im Rahmen dieser Untersuchungen bestätigt werden. Mit Lotpresslingen auf SnAgTi-Basis wurde eine deutlich verbesserte Benetzung der SiC-Keramik erreicht. Bei den Experimenten zum Aktivlöten von SiC mit SnAgTi-Verbindungen wurde eine hervorragende, spaltfreie Benetzung bei Sn-Anteilen über 30 Gew.-% beobachtet (Bild 3c) [10]. Dabei konnte in den Querschliffen allerdings nur eine sehr dünne, inhomogene Ti-reiche Reaktionsschicht nachgewiesen werden.

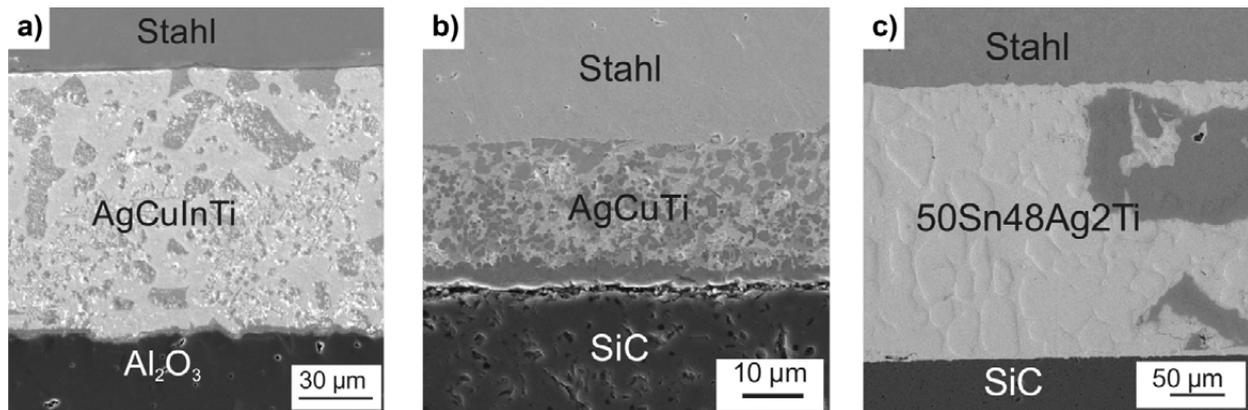


Bild 3: REM-Aufnahmen von Lötverbund-Querschliffen: (a) $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AgCuInTi}/\text{Stahl}$, (b) $\text{SiC}/\text{AgCuTi}/\text{Stahl}$ und (c) $\text{SiC}/50\text{Sn}48\text{Ag}2\text{Ti}/\text{Stahl}$

Mechanische Eigenschaften (Scherfestigkeit)

Die Scherversuche bei Raumtemperatur ergaben sowohl für die lasergelöteten $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Incusil}/\text{Stahl}$ - als auch die $\text{SiC}/\text{Sn}50\text{AgTi}/\text{Stahl}$ -Verbunde eine charakteristische Scherfestigkeit von etwa 20 MPa. Durch den Einsatz einer Homogenisierungsoptik, die das Leistungsprofil des CO_2 -Laserstrahls von einem Gauß- zu einem Rechteck-Profil umwandelt, konnte die Scherfestigkeit für die $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Incusil}/\text{Stahl}$ -Proben auf 26 MPa und für die SiC/Stahl -Verbunde sogar auf 34 MPa erhöht werden. Bei den mikroskopischen Untersuchungen an Querschliffen konnten zwischen den mit unterschiedlichen Laserstrahlprofilen gefügten Verbunden keine signifikanten Unterschiede nachgewiesen werden, so dass die Ursache für die deutliche Erhöhung der Verbundfestigkeit bei Verwendung des homogenisierten Laserstrahles noch nicht abschließend geklärt werden konnte. Die Klebeverbunde erreichten bei RT mit den Lötverbunden vergleichbare Festigkeitswerte von 27 MPa ($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Stahl}$) bzw. 31 MPa (SiC/Stahl). Die Werte der charakteristischen Festigkeiten und der Weibull-Moduli sind in Bild 4 dargestellt. Betrachtet man die Proben nach den Scherversuchen, so kann man insbesondere bei den $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Stahl}$ -Verbunden erkennen, dass sich für Keramik/Stahl-Lötverbunde charakteristische konvexe Bruchflächen ergeben (Bild 5a). Dabei geht der Riss in der Keramik von dem Ort der maximalen Hauptspannung $\sigma_{1\text{max}}$ aus, der mittels FEM-Berechnungen bestimmt werden konnte (Bild 5c), und verläuft senkrecht zur $\sigma_{1\text{max}}$ -Richtung (Bild 5b).

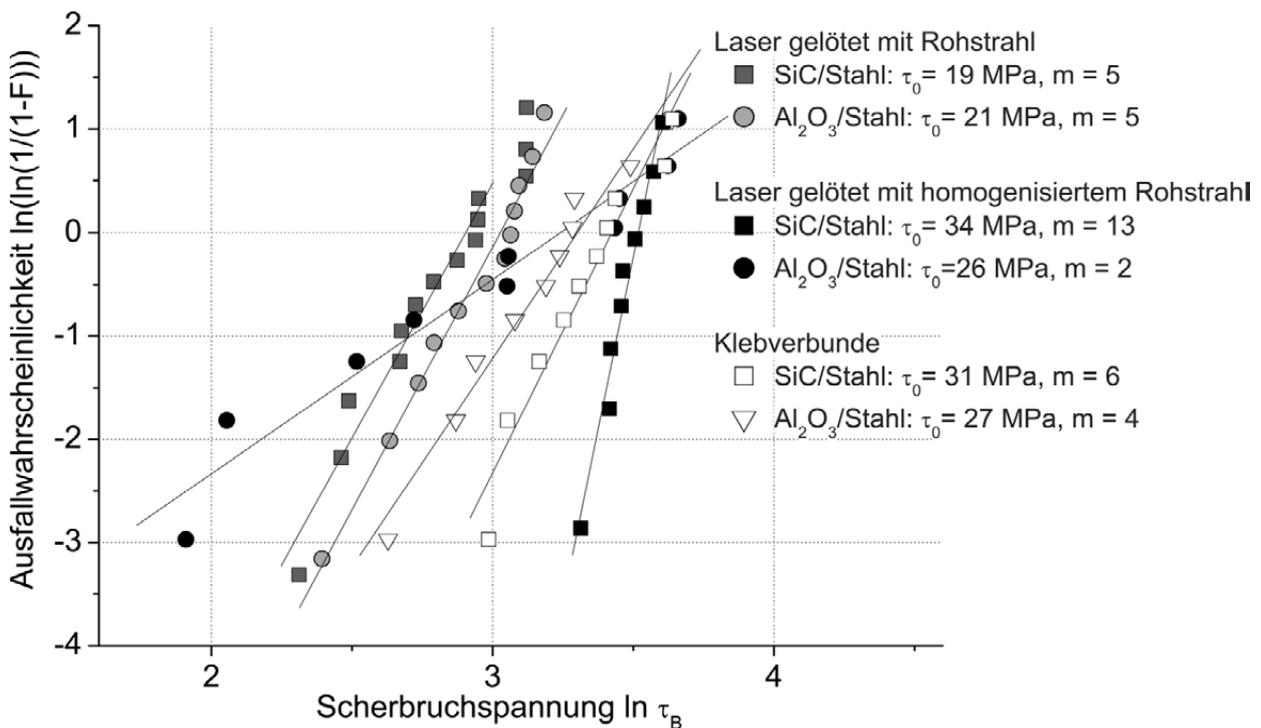


Bild 4: Weibull-Auswertung der Scherversuche bei RT von $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Stahl}$ - und SiC/Stahl -Verbunden: charakteristische Scherfestigkeit τ_0 und Weibull-Modul m

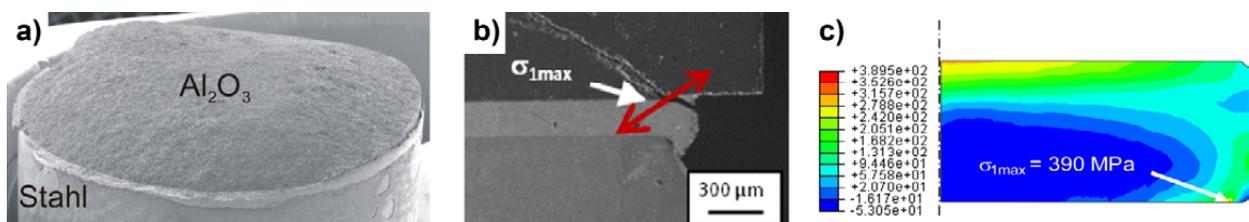


Bild 5: Lasergelöteter $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Stahl}$ -Verbund: REM-Aufnahmen (a) der Bruchfläche nach einem Scherversuch und (b) eines Querschliffes durch den Verbund nach dem Lötprozess, (c) Verteilung der ersten Hauptspannung im Keramikpellet (FEM-Berechnung) nach dem Lötprozess

Tribologische Eigenschaften

Die Reibungszahl in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit während der Verzögerungsphase des 10., 30. und 50. Beanspruchungszyklus ist in Bild 6 exemplarisch für Paarungen der vollkeramischen SiC- und Al_2O_3 -Pellets mit dem Stahl C45E dargestellt. Beide Paarungen waren durch eine mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit absinkende Reibungszahl gekennzeichnet, wobei das Reibungszahlniveau der SiC/Stahl-Paarung über dem der $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Stahl}$ -Paarung lag. Bei allen untersuchten Friktionspaarungen wurde mit zunehmender Anzahl an Beanspruchungszyklen ein Anstieg der Temperatur in der Reibspur der Stahlscheiben beobachtet (Bild 7a, d). Nach 50 Beanspruchungszyklen lagen die Temperaturen für die Paarungen mit Al_2O_3 -Pellets bei ca. 150°C und bei etwa 240°C für die Paarungen mit SiC-Pellets. Die stärkste Temperaturzunahme trat jeweils während der ersten 15 Beanspruchungszyklen auf und war verbunden mit einer gleichzeitigen, ausgeprägten Abnahme der mittleren Reibungszahl (Bild 7b, e).

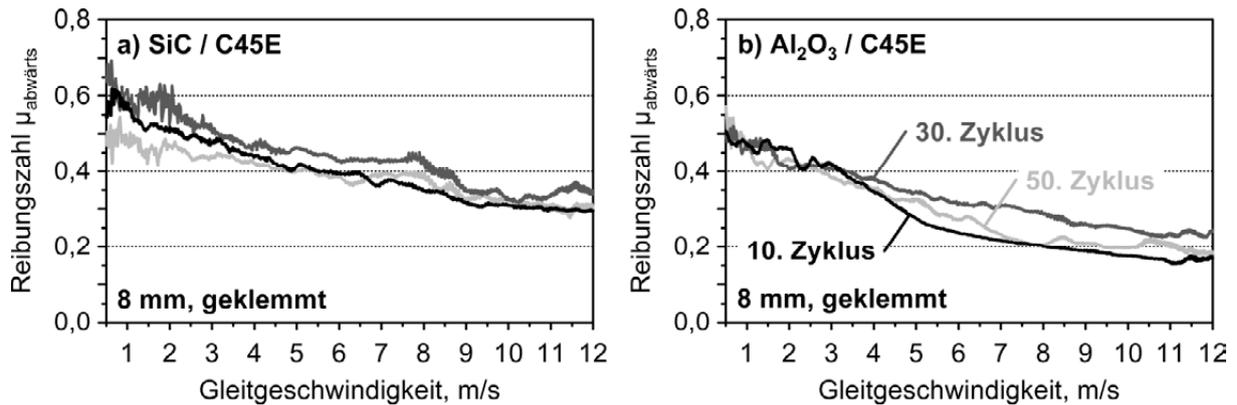


Bild 6: Reibungszahl während der Verzögerungsphase des 10., 30., 50. Beanspruchungszyklus in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit für die Paarungen vollkeramischer (a) SiC- und (b) Al₂O₃-Pellets mit dem Stahl C45E

Im Vergleich zu den vollkeramischen Pellets führten die lasergelöteten Verbundpellets zu keiner signifikanten Veränderung des Erwärmungsverhaltens der Reibspur auf den Stahlscheiben, allerdings wurde ein deutlicher Einfluss auf die mittlere Reibungszahl beobachtet (Bild 7). Bei der SiC-Keramik zeigten die Paarungen mit den Verbundpellets im Vergleich zu denen mit vollkeramischen Pellets eine geringere Reibungszahl, während die Al₂O₃-Verbundpellets zu leicht höheren Reibungszahlen führten. Die mittlere Reibungszahl als Maß für das in einer Kupplung übertragbare Moment stieg mit der Wärmeleitfähigkeit der eingesetzten Pellets an, so dass die niedrigsten mittleren Reibungszahlen für die Paarungen mit vollkeramischen Al₂O₃-Pellets und die höchste für die Paarungen mit dem vollkeramischen SiC-Pellet ermittelt wurden. Der positive Effekt einer hohen Wärmeleitfähigkeit auf das Reibungsverhalten und insbesondere auf das Reibungszahlniveau von Keramik/Stahl-Paarungen wurde ausführlich u. a. in [5, 6] beschrieben und auf die Vermeidung ausgeprägter, lokaler Temperaturspitzen im Reibkontakt sowie geringere Blitztemperaturen im Reibkontakt zurückgeführt. Auch bzgl. des Reibungszahlgradienten waren die Paarungen mit SiC-Keramikpellets denen mit Al₂O₃-Keramikpellets deutlich überlegen und zeigten betragsmäßig kleinere Werte (Bild 7c, f). Hierbei lagen die Paarungen mit Keramik/Stahl-Lötverbunden jeweils günstiger als die mit vollkeramischen Pellets. In früheren Untersuchungen mit lasergelöteten Al₂O₃/Stahl-Verbunden [7] zeigten diese im Vergleich zu vollkeramischen Al₂O₃-Pellets ein ungünstigeres Reibungsverhalten. Dies verdeutlicht, dass die Optimierung des lasergestützten Lötprozesses durch die Nutzung einer Strahlhomogenisierung und die damit einhergehende Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Al₂O₃/Stahl-Verbunde das tribologische Verhalten günstig beeinflussen. Weiterhin scheint sich das im Vergleich zu den vollkeramischen Pellets verbesserte Dämpfungsvermögen der gelöteten Verbundpellets positiv auf den Reibungszahlgradienten auszuwirken. Tribologische Modelluntersuchungen mit Keramik/Stahl-Klebeverbunden [7] führten zu unbefriedigenden Ergebnisse. Die geklebten Al₂O₃/Stahl-Verbunde hatten im Vergleich zu vollkeramischen Al₂O₃-Pellets zwar ein höheres Reibungszahlniveau zur Folge, aber gleichzeitig auch einen ungünstigeren Reibungszahlgradienten. Bei SiC/Stahl-Klebeverbunden versagte die Klebung auf Grund der hohen thermischen Belastung bereits nach wenigen Beanspruchungszyklen, so dass die Versuchsläufe abgebrochen werden mussten.

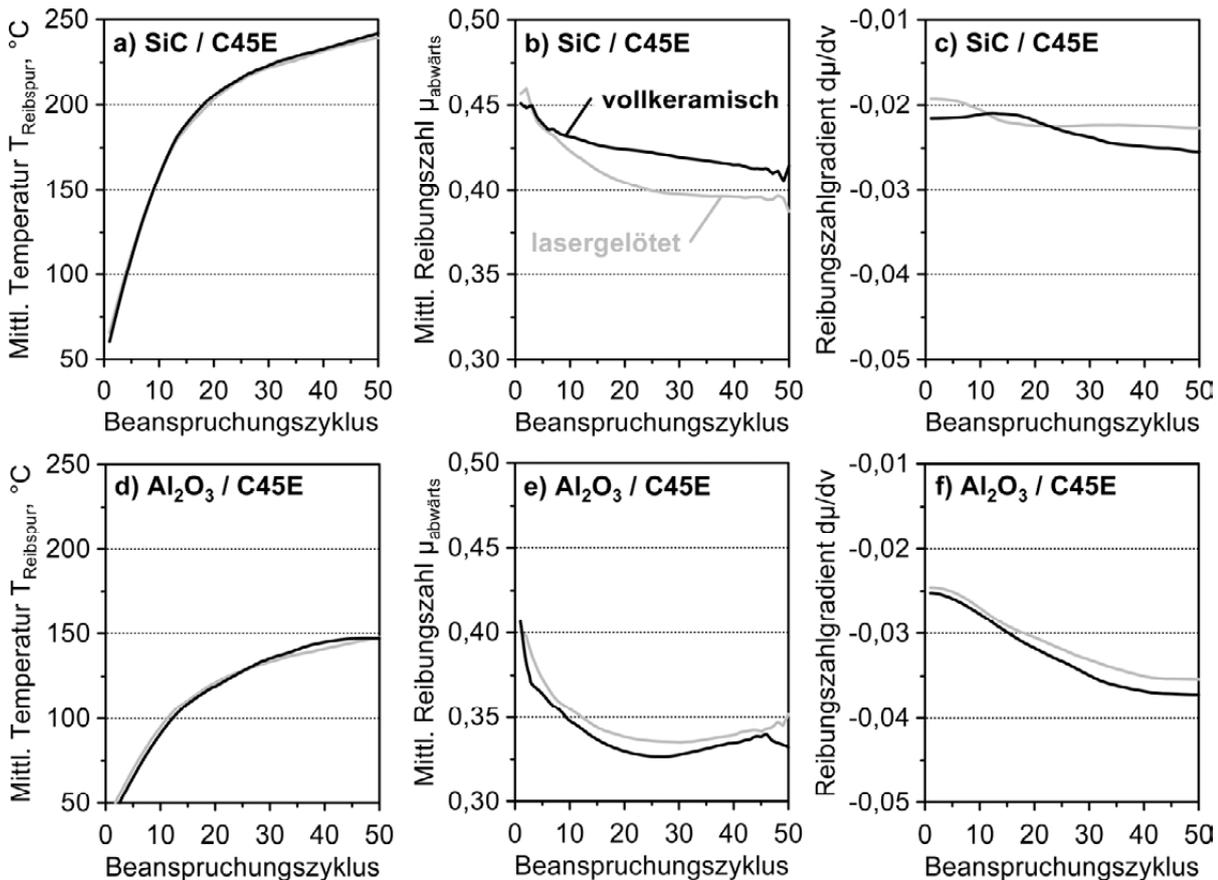


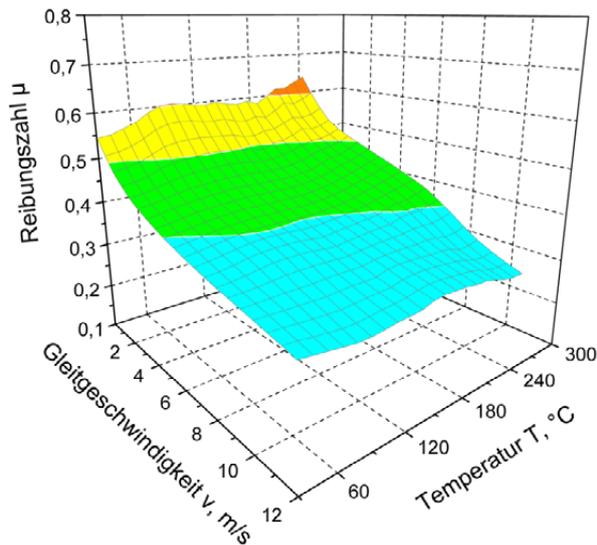
Bild 7: (a, d) mittlere Temperatur der Reibspur, (b, e) mittlere Reibungszahl und (c, f) Reibungszahlgradient während der Verzögerungsphase in Abhängigkeit von den Beanspruchungszyklen für vollkeramische Pellets sowie Keramik/Stahl-Verbundpellets auf der Basis von (a-c) SiC und (d-f) Al₂O₃ in Paarung mit dem Stahl C45E

In Bild 8 sind Friction Maps für die Paarungen der vollkeramischen Pellets mit dem Stahl C45E dargestellt. Deutlich zu erkennen ist, dass der Einfluss der Gleitgeschwindigkeit auf die Reibungszahl bei beiden Paarungen stärker ausgeprägt war als der Einfluss der Temperatur und die Abhängigkeiten bei der Paarung mit der SiC-Keramik weniger stark waren als bei der Paarung mit der Al₂O₃-Keramik. Bei der Al₂O₃/Stahl-Paarung nahm der Einfluss der Temperatur mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit signifikant zu, so dass die niedrigsten Reibungszahlen bei hohen Gleitgeschwindigkeiten und hohen Temperaturen beobachtet wurden. Dies deutet in Übereinstimmung mit anderen Untersuchungen auf reibungsmindernden Mischoxiden wie FeAlO₃ oder FeAl₂O₄ in den Reibschichten hin, die sich sowohl auf den Scheiben als auch den keramischen Pellets gebildet hatten [20,21].

Auf Grund ihrer gegenüber dem Al₂O₃ höheren Härte führten die SiC-Pellets mit 10 μm zu einem um den Faktor von 2,5 höheren linearen Verschleiß an den Stahlscheiben. Gleichzeitig aber lag der Verschleiß an den SiC-Pellets mit etwa 8 μm unter dem der vollkeramischen Al₂O₃-Pellets mit 12 μm. Die Al₂O₃/Stahl-Verbundpellets wiesen dagegen trotz des gegenüber den vollkeramischen Al₂O₃-Pellets höheren Reibungszahlniveaus nur einen den SiC-Pellets vergleichbaren Verschleiß von 8 μm auf. Mögliche Ursachen für den verringerten Verschleiß könnten die weniger stark ausgeprägten Reibungszahlschwankungen und der schnellere Tem-

peraturanstieg für die Paarung mit dem Al_2O_3 /Stahl-Verbundpellet im Vergleich zur Paarung mit dem vollkeramischen Al_2O_3 -Pellet sein.

a) SiC/C45E



b) Al_2O_3 /C45E

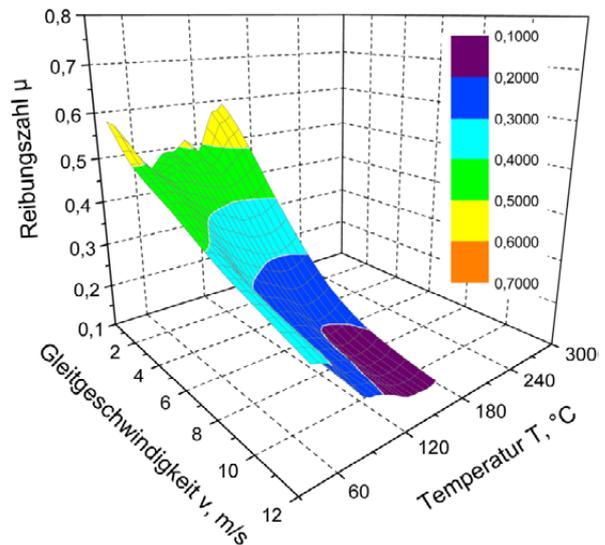


Bild 8: Reibungszahl während der Verzögerungsphase in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit und Temperatur für die Paarungen vollkeramischer (a) SiC- und (b) Al_2O_3 -Pellets mit dem Stahl C45E

4 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die finanzielle Förderung des Teilprojektes B2 im Sonderforschungsbereich 483 „Hochbeanspruchte Gleit- und Friktions-systeme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe“.

6 Literatur

- [1] D. Severin, F. Musiol: Der Reibprozess in trockenlaufenden mechanischen Bremsen und Kupplungen. Konstruktion, 47 (1995), 59-68.
- [2] I. Mutlu, O. Eldogan, F. Findik: Tribological properties of some phenolic composites suggested for automotive brakes. Tribology International, 39 (2006), 317-325.
- [3] G. P. Ostermeyer: On the dynamics of the friction coefficient. Wear, 254 (2003), 852-858.
- [4] A. Albers, A. Arslan-Hürst: Potentialabschätzung keramischer Teilbeläge für den Einsatz in trockenlaufenden Kupplungssystemen mittels experimenteller Untersuchungen. Kupplungen und Kupplungssysteme in Antrieben, VDI-Berichte 1786 (2003), S. 265-280.
- [5] K. Poser, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider: Development of Al_2O_3 based ceramics for dry friction systems. Wear, 259 (2005), 529-536.
- [6] R. Wallstabe: Herstellung multiphasiger Al_2O_3 -Friktionsmaterialien und ihre tribologische Charakterisierung im ungeschmierten Gleitkontakt mit Stahl. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT) (2010).

- [7] J. Schneider, I. Südmeyer, M. Rohde: Tribologische Modelluntersuchungen an Metall/ Keramik-Paarungen für die Anwendung in ungeschmierten Friktionssystemen, Proc. GFT-Tribologie-Fachtagung 2010, (2010), S. 40/1-40/10.
- [8] R. do Nascimento, A. Martinelli, A. Buschinelli: Recent advances in metal-ceramic brazing. *Ceramica* 49 (2003), 178-198.
- [9] K. Sugauma, Y. Miyamoto, K. Koizumi: Joining of ceramics and metals. *Annual Review of Materials Science*, 18 (1988), 47-73.
- [10] R. A. Marks, D. R. Chapman, D. T. Danielson, A. M. Glaeser: Joining of Alumina via Copper/Niobium/Copper Interlayer, *Acta Mat.*, 48 (2000), 4425-4438.
- [11] P. Prakash, T. Mohandas, P. Dharma Raju: Microstructural characterization of SiC ceramic and SiC-metal active metal brazed joints, *Scripta Materialia*, 52 (2005), 1169-1173.
- [12] G.W. Liu, M. L. Muolo, F. Valenza, A. Passerone: Review - Survey on wetting of SiC by molten metals, *Ceramics Intern.*, 36 (2010), 1177-1188.
- [13] R. Kussmaul, D. Munz: Geometrische Gestaltung der Fügeflächen in Keramik-Metall-Lötverbunden und daraus resultierende Eigenspannungen, *DVS-Berichte* 148 (1992), S. 295-299.
- [14] A. Levy: Thermal Residual Stresses in Ceramic-to-Metal Brazed Joints, *J. Am. Ceramic Soc.*, 74 (1991), 2141-2147.
- [15] I. Südmeyer, M. Rohde: Compound characterization of laser brazed SiC-steel joints using tungsten reinforced SnAgTi-alloys, *Proc. SPIE Photonics West 2010*, 7585 (2010), 758503/1-758503/8.
- [16] I. Südmeyer, T. Hetteshheimer, M. Rohde: On the shear strength of laser brazed SiC-steel joints: Effects of braze metal fillers and surface patterning, *Ceramics Intern.*, 36 (2010), 1083-1090.
- [17] W. Weibull: A statistical theory of the strength of materials, *Proc. Ing. Vetenskapakad* 151 (1939).
- [18] C. Rado, S. Kalogeropoulou and N. Eustathopoulos: Wetting and adhesion in metal-silicon carbide systems: The effect of surface polarity of SiC, *Scripta Materialia*, 42 (2000), 203-208.
- [19] M. G. Nicholas, T. M. Valentine, M. J. Waite: The wetting of alumina by Cu alloyed with Ti and other elements, *Journal of Materials Science*, 15 (1980), 2197-2206.
- [20] P. Anderson, K. Holmberg: Limitations on the use of ceramics in unlubricated sliding applications due to transfer layer formation. *Wear*, 175 (1994), 1-8.
- [21] A. Ravikiran, B. N. Pramila Bai: High speed sliding of Al₂O₃ pins against an EN-24 steel disc. *Wear*, 162-164 (1993), 296-304.

Entwicklung einer ontologiebasierten Entwicklungsumgebung für tribologisch hochbeanspruchte Systeme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe

A. Albers, H. Schmalenbach

Karlsruher Institut für Technologie, IPEK - Institut für Produktentwicklung

Der zielgerichtete Umgang mit Wissen ist elementarer Bestandteil der Konstruktions- und Entwicklungsmethodik. Der Prozess des Problemlösens geht grundsätzlich mit einem hohen Informationsbedarf und einer ständigen Informationsverarbeitung einher. Es gilt daher, das gemeinsame Arbeiten, insbesondere die im Zusammenhang mit Wissen relevanten Kernaktivitäten, durch Wissensmanagement bestmöglich zu unterstützen. Die rechnergestützte Wissensbereitstellung stellt einen Ansatz dafür dar.

Ontologien erlauben die Abbildung gemeinsamer Begriffs- und Verständnismodelle einer Wissensdomäne und sind für die rechnergestützte Bereitstellung von komplexem domänenspezifischem Wissen geeignet. Für den SFB 483 wird daher eine Ontologie erstellt, die eine Abbildung des im SFB entstanden Wissens ermöglicht, und das Ableiten logischer Schlüsse zulässt. Diese Ontologie bildet die Basis für die Entwicklung eines Werkzeuges zur Unterstützung des Konstrukteurs beim Auffinden problemspezifischer interdisziplinärer Informationen im methodischen Entwicklungsprozess von Gleit- und Friktionssystemen mit ingenieurkeramischen Werkstoffen. Das Ziel des Teilprojekts besteht darin, durch die Bereitstellung einer Wissensplattform die Sicherung der Nachhaltigkeit von Forschungsergebnissen nach Abschluss des SFB durch die Bereitstellung einer Wissensplattform.

Der vorliegende Beitrag beschreibt die Entwicklung eines ontologiebasierten Wissensbereitstellungssystems im Teilprojekt A8 des SFB483 „Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe“.

1 Einleitung und Motivation

Die Entwicklung innovativer Produkte wird zunehmend komplexer und erfordert immer mehr tiefes interdisziplinäres Wissen. Der Erfolgsfaktor Wissen und damit auch das Wissensmanagement gewinnen immer mehr an Bedeutung. Die Ablage und Wiederbereitstellung von Wissen ist dabei ein wichtiges Teilgebiet des Wissensmanagements [1]. Durch die technischen Möglichkeiten, welche moderne Softwaresysteme bieten, ist es leicht möglich, große Mengen von Informationen und Wissen abzuspeichern. Viel schwieriger gestaltet sich das zielgerichtete Bereitstellen bzw. das Wiederfinden und Übertragen von vorhandenem Wissen in neue Problemstellungen.

Dies verdeutlicht auch die Wissensdomäne der Ingenieurkeramiken. Seit 1970 werden die Potentiale der Nutzung keramischer Werkstoffe für die industrielle Anwendung untersucht. Seither wurde eine Vielzahl an Forschungsergebnissen in den Bereichen der Werkstoffwissenschaften,

der Produktions- und Fertigungstechnik und der Produktentwicklung veröffentlicht. Seit dem ersten in Serie gefertigten keramischen Turbolader 1983 hat es die Keramik in einige Anwendungsbereiche, wie z.B. in die Medizintechnik und in einige Maschinenkomponenten wie Schneidwerkzeuge, Lager und Dichtungen geschafft. Dennoch sind sich Fachleute einig, dass die Potentiale keramischer Werkstoffe vielfach ungenutzt bleiben [2]. Insbesondere im Bereich der Konstruktionskeramiken lassen sich nur wenig technische Anwendungen finden. Die Hauptursache hierfür wird in der mangelnden Verfügbarkeit interdisziplinären Wissens aus diesem Bereich gesehen – Produktentwicklern und Konstrukteuren fehlt oftmals der Zugang zu dem notwendigen Wissen, um ingenieurkeramische Werkstoffe einsetzen zu können. Als wesentliche Barriere von interdisziplinärer Arbeit werden domänenspezifisches Denken und ein fehlendes gemeinsames Verständnis gesehen [3].

Der Sonderforschungsbereich (SFB) 483 „Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis Ingenieurkeramischer Werkstoffe“ verfolgt daher das Ziel, die notwendigen Werkzeuge und Methoden zum Einsatz ingenieurkeramischer Werkstoffe grundlagenorientiert und interdisziplinär zu erforschen. Bei der Bereitstellung des erforschten Wissens nimmt das Teilprojekt A8 „Ontologiebasierte Entwicklungsumgebung für hochbeanspruchte Systeme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe“ eine zentrale Position ein. Ziel des Teilprojektes ist es, die Bereitstellung des im SFB generierten Wissens durch ontologiebasierte Systeme zu erforschen und prototypisch in einem Konstruktionsinformationssystem (K-KIS) umzusetzen. Die Nutzung von Ontologien zur Wissensbereitstellung ist momentan Gegenstand der Forschung im Bereich der Informatik. Im TP A8 soll auf den existierenden Forschungsergebnissen aufgebaut werden und im Folgenden sollen diese auf den Bereich der Wissensbereitstellung in der Produktentwicklung transferiert werden. In der vorliegenden Veröffentlichung werden der Entwicklungsprozess und das Ergebnis des K-KIS zur Wissensbereitstellung Ingenieurkeramischen Wissens präsentiert und diskutiert.

2 Problemlösungsansatz und Stand der Technik

Wissensbereitstellung im Allgemeinen kann als ein Aspekt des Wissenmanagements verstanden werden. Back identifiziert zwei grundlegende Arten von Wissensmanagementansätzen: „people to people“-Ansätze - also interpersoneller Wissensaustausch - und „people to document“-Ansätze, welche das Wissen - basierend auf Datenbanken - langfristig verfügbar machen können [4]. Die Kommunikation zwischen Person und Computer erweist sich einerseits aufgrund der Tatsache als schwierig, dass der Mensch in der Regel nicht das intuitive Verständnis für maschinenlesbare Beschreibungssprachen mitbringt - auf der anderen Seite kann der Computer nicht die verknüpfte Struktur menschlichen Wissens abbilden. Ontologien bieten dafür eine Lösung. Sie bieten die Möglichkeit domänenspezifische Denkmodelle zu verbinden und ein gemeinsames Begriffs- und Verständnismodell explizit abzubilden. Nach [5] werden Ontologien als Mediatoren genutzt, um Wissen - zum Beispiel in Form mentaler Modelle - mit Daten und strukturierter Information zu verbinden.

Die Bedeutung des Begriffs „Ontologie“ hat seit seinen Ursprüngen vielfache Wandlungen durchlaufen. In der theoretischen Philosophie beschreibt er die Theorie der Existenz als Ganzes. In der Metaphysik dagegen wird die Ontologie als Teilmodell der Realität oder als Theorie einer spezifischen Domäne angesehen. Im Bereich des Wissensmanagements ist die Definiti-

on von Gruber [6] die am meisten verbreitetete. Eine Ontologie ist demnach die explizite Spezifikation einer Konzeptualisierung. Im Folgenden soll eine Konzeptualisierung als eine abstrakte vereinfachte Sicht auf die Welt zu einem bestimmten Zweck angesehen werden. Diese besteht aus den identifizierten Konzepten (Objekte, Ereignisse, Zustände, Annahmen, etc.) und den existierenden konzeptionellen Beziehungen, welche als relevant angesehen werden. Daher ist eine Ontologie eine explizite Beschreibung eines gemeinsamen Verständnisses einer Domäne, welche die Kommunikation zwischen Personen, Organisationen und Softwaresystemen verbessern kann. [7]

Kitamura identifiziert neun grundlegende Funktionen, welche Ontologien in der Produktentwicklung erfüllen können [8]: Gemeinsames Begriffsverständnis, Konzeptionelles Datenschema, Metadatenschema für Dokumente, Semantische Restriktionen für die Modellierung, Generisches Wissen und Muster, Datenaustausch und -integration, Kommunikationsunterstützung, Erfassen von Implizitem Wissen und Basis für Wissenssystematisierung. Sie können also dazu dienen, sowohl die zwischenmenschliche Kommunikation als auch die Wissensabbildung am Computer und die Mensch-Maschine-Kommunikation zu verbessern.

Der Formalisierungsgrad einer Ontologie ist dabei zunächst beliebig. Schon einfache Synonymdefinitionen können als Ontologien bezeichnet werden. Sie lassen sich ebenso wie Hierarchien, Taxonomien und auch Mindmaps und Conceptmaps (Begriffskarten) den nicht- oder geringfügig formalen Ontologien zuordnen und dienen in erster Line der Verbesserung der zwischenmenschlichen Kommunikation.

Im Bereich der rechnerbasierten Wissensrepräsentation sind aber insbesondere formale Ontologien von Interesse. Diese erlauben es, auf Basis formaler Beschreibungssprachen wie z.B. RDF (Resource Description Framework) oder OWL (Web Ontology Language) Wissen in Softwaresystemen abzubilden. Dies geschieht, indem Information untereinander und somit mit ihrem Kontext verknüpft werden. Solche ontologiebasierten Wissens-Softwaresysteme basieren auf der Trennung des Wissens in ein Ontologieschema und die Ontologieinstanzen. Das Ontologieschema beschreibt auf Basis von Konzepten, Attributen und Relationen, welche Informationselemente abgebildet werden und welche sie für Eigenschaften haben können, Die Ontologieinstanzen sind die einzelnen Informationselemente, für die Eigenschaften auf Basis der Ontologie festgehalten werden können. Diese Struktur erlaubt es, sowohl komplexe Zusammenhänge und somit auch komplexes Wissen am Rechner abzubilden, als auch große Datenmengen zu verarbeiten.

Für die Entwicklung formaler Ontologien existieren verschiedene Ansätze. Die bekanntesten sind die allgemeinen Ansätze nach Unschold und King [9], nach Gruninger und Fox [10], die „Methontology“ nach Fernandez und Gomez-Perez [11] sowie der „On-To-Knowledge“-Ansatz nach Sure und Studer [12]. In neueren Veröffentlichungen werden im Bereich der Produktentwicklung vermehrt komparative Analysen der existierenden Ansätze durchgeführt, um weiteres Wissen abzuleiten [13]. Welp und Labenda analysieren existierende Ansätze und leiten einen Ontologieentwicklungsprozess ab, welcher aus sieben Schritten besteht. Indem sie die Schritte Spezifikation, Wissensakquise, Konzeptualisierung und Formalisierung teilweise parallelisieren, entwickeln, implementieren und evaluieren sie eine Domänenontologie, die Basiswissen für die frühen Phasen der Entwicklung mechatronischer Systeme enthält. Albers [14] erweitert diesen Ansatz im Hinblick auf die Ontologieentwicklung zur Wissensbereitstellung in der Produktent-

wicklung und konzentriert sich auf die umfassende Integration von Validierungsaktivitäten in die einzelnen Ontologieentwicklungsschritte und zeigt passende Validierungsmethoden für jeden Schritt auf (Siehe Bild 1).

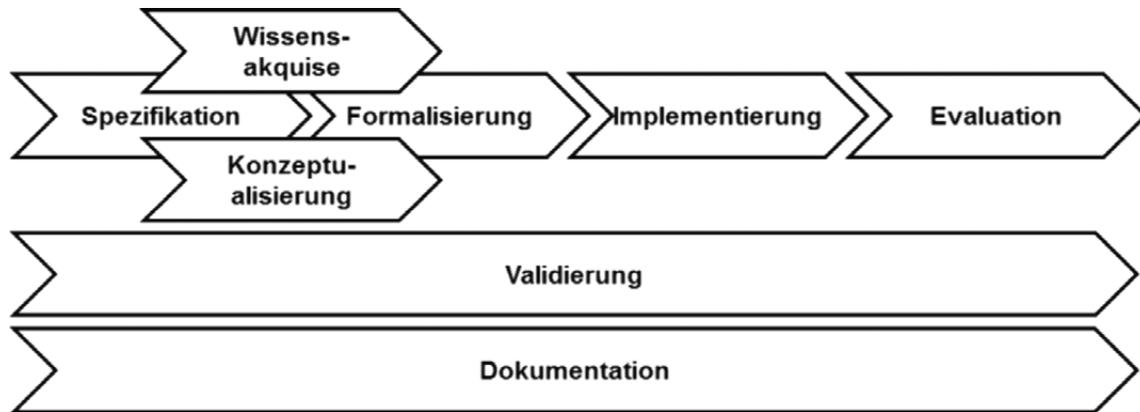


Bild 1: Prozess zur Entwicklung von Ontologien zur Wissensrepräsentation in der Produktentwicklung nach Albers [14]

Softwareunterstützungstools wie z.B. Protégé [15] oder OntoEdit [16] bieten vielfältige Unterstützung für die Entwicklung formaler Ontologien. Aufgrund des enormen Aufwands für die Entwicklung und Umsetzung haben derartige ontologiebasierte Informationssysteme noch keine weite Verbreitung in der Wirtschaft gefunden und sind meist noch Gegenstand der Forschung. Beispiele für derartige Projekte im Bereich der Produktentwicklung sind die KOWIEN Ontologie [17], welche es zum Ziel hat, Mitarbeiter-Kompetenzen unternehmensweit verfügbar zu machen. Auch die PhysSys-Ontologie zur Modellierung, Simulation und Gestaltung physikalischer Systeme ist als Beispiel zu nennen [18].

3 Durchführung der Forschungsarbeit

Für die Ontologieentwicklung werden alle Aktivitäten des Ansatzes nach Albers [14] durchgeführt. Um dem Rahmen dieser Veröffentlichung gerecht zu werden, fokussiert der Autor auf einige interessante Aspekte der durchgeführten Aktivitäten und das Ergebnis des Ontologieentwicklungsprozesses.

Spezifikation

Zielsetzung der Ontologieentwicklung ist es, das Wissen welches in den einzelnen Teilprojekten des Sonderforschungsbereiches gewonnen wurde, abzubilden und dabei insbesondere keramikspezifische Konstruktionsregeln problemspezifisch für Produktentwickler und Konstrukteure bereitzustellen. Die Teilprojekte sind in die Projektgruppen Friktionssysteme, Gleitsysteme und Walzensysteme gegliedert. Innerhalb der Projektgruppen wird jeweils Forschung in den Disziplinen Produktentwicklung, Materialforschung, Modellierung, Werkstoffwissenschaften, sowie Fertigungs- und Produktionstechnik betrieben. Insgesamt umfasst der SFB 16 Teilprojekte mit 34 Forschern an 9 Instituten.

Da es sich um ein Projekt im Bereich der Produktentwicklung handelt, baut es auf existierenden Softwarelösungen auf, ohne diese weiterzuentwickeln. Die Ontologie wird in der formalen Ontologiesprache F-Logic mit der Hilfe von dem Ontologieeditor Ontostudio[®] modelliert und in

einer Microsoft Sharepoint®-Umgebung implementiert. Dort dient Sie als Metaontologie für eine „Semantic-Wiki for Sharepoint“®. Wikisysteme bieten eine Vielzahl von Vorteilen bei der Abbildung von Wissen in der Produktentwicklung [19]. Die Benutzeroberfläche erlaubt eine intuitive Nutzung, und der Webbrowser-basierte Zugriff ermöglicht eine Einbindung in jede beliebige existierende Entwicklungsumgebung.

Wissensakquise und Konzeptualisierung

Für eine erste Wissensakquise werden zunächst die Mitarbeiter der Projektgruppe Friktionsysteme interviewt. Zur gezielten Akquise von Konstruktionswissen wird der Fokus der Interviews auf den Einfluss gelegt, welchen die Forschungsergebnisse auf die Gestalt der Demonstratorsysteme haben. Das Wissen der einzelnen Teilprojektbearbeiter unterliegt dabei einer gewissen Subjektivität, Unsicherheit, Ungenauigkeit und Doppeldeutigkeit. Diese Faktoren erschweren auch die Kommunikation zwischen den verschiedenen Disziplinen innerhalb des SFB und den Wissensabgleich unter den Teilprojekten. [20] spricht von der Wissenssuppe, in der Wissen im Allgemeinen vorliegt. Um das akquirierte Wissen zu strukturieren, wird es mit der Hilfe von Conceptmaps abgebildet. Diese enthalten die relevanten Konzepte (Begriffe) der Interviews und deren Beziehungen untereinander.

Die Conceptmaps erlauben es, das Wissen der einzelnen Interviews miteinander abzugleichen und die Inhalte der verschiedenen Interviews miteinander zu verknüpfen. Dabei wird jedoch auch klar, dass das auf diese Art akquirierte Wissen für die initiale Ontologieentwicklung zu detailliert, zu unübersichtlich und auch zu umfangreich ist. Ein einziges Interview von ca. 1,5 Stunden resultiert in einer Conceptmap von bis zu 150 Begriffen und 300 Verknüpfungen. Das Erfassen des gesamten Wissens des SFB hätte einen unüberschaubaren Aufwand zur Folge und die wiederum daraus resultierende integrale Conceptmap und die daraus hervorgehende Formale hätten einen sehr großen Umfang. Die Erfahrungen des Softwareherstellers von „Semantic-Wiki for Sharepoint“® lassen es notwendig erscheinen, die Anzahl an Konzepten möglichst gering zu halten, da der Aufwand der Implementierung und Pflege sonst auch für große Entwicklerteams unakzeptabel groß wird.

Als Alternative wird daher ein anderer Weg gewählt. Sämtliche Ergebnisse der Teilprojekte sind in insgesamt fast 400 Veröffentlichungen festgehalten. In diesen werden auch keramikspezifische Konstruktionsregeln adressiert. Dieses existierende Wissen soll nun durch die zu entwickelnde Ontologie verfügbar gemacht werden: Indem diese als Wissensschema dient, können die Veröffentlichungen anhand ihrer Inhalte in den keramikspezifischen Kontext gesetzt werden. Als relevante Konzepte dienen dabei die strukturierenden Begriffe der Wissensdomäne und deren grundlegende Beziehungen, wie sie in den SFB-Anträgen aufgeführt sind.

Hinzu kommen auf Basis der Zielsetzung die Konzepte „Konstruktionsregel“ und „Veröffentlichungen“. Die Beziehungen der Konzepte werden auf der Grundlage der durchgeführten Interviews weiter ergänzt. Zusätzlich dazu werden parallel Attribute der Konzepte notiert, sofern sie bei der Analyse und den Diskussionen auftauchen.

Formalisierung

Die nicht formale Ontologie in Form der Conceptmap wird mit Hilfe von *Ontostudio*® in eine formale Ontologie in F.Logic übersetzt. Dazu werden die Konzepte direkt übernommen oder in

Instanzen übersetzt. Die in der Conceptmap definierten Beziehungen gehen dabei entweder in der hierarchischen Struktur der Konzepte auf oder werden in Relationen überführt. Die Attribute können von der während der Konzeptualisierung gesammelten Liste übernommen werden.

Die Eigenschaften der formalen Ontologiesprache haben einen maßgeblichen Einfluss auf den Ontologieentwicklungsprozess. Die strikte Trennung zwischen Konzept und Instanz-Level ist dabei eine der Hauptherausforderungen bei der Ontologieentwicklung zur Wissensrepräsentation. Darüber hinaus können nur zweiwertige Relationen definiert werden. Mehrwertige Relationen können nicht direkt abgebildet werden. Während hierarchische Beziehungen im allgemeinen Ingenieursverständnis für vielfältige Beziehungen stehen können, bedeuten diese in einer formalen Ontologie immer eine „ist ein“ Beziehung, und Attribute und Relationen werden innerhalb von Hierarchien vererbt. Die Struktur der formalen Ontologie ist eine vollständig andere als die der nicht formalen Conceptmap. Daher erfordert die Ontologieformalisierung ein erhöhtes Maß an Iteration mit den Aktivitäten Wissensakquise und Konzeptualisierung.

Im Weiteren wird die Ontologie in mehreren Iterationen weiter angepasst, um den inhaltlichen Anforderungen gerecht zu werden. Auf Basis der Analyse der Veröffentlichungsinhalte werden die Konzepte und ihre Beziehungen auf Vollständigkeit überprüft und durch vielfache Diskussionen mit den zuvor interviewten Projektbearbeitern aus den verschiedenen Disziplinen weiter korrigiert und verfeinert. Insbesondere die Relevanz verschiedener Konzepte und der Detaillierungsgrad sind von Interesse. Bei der Entscheidung über die Integration weiterer Konzepte, Attribute und Relationen steht dabei immer die Frage im Vordergrund, wie sie die problemspezifische Bereitstellung der Veröffentlichungen verbessern. Die fertige formale Ontologie definiert in den Konzepten die für die Wissensdomäne relevanten Elemente, deren inhaltliche Struktur über die Attribute und ihren Kontext über die Relationen. Für das Keramikspezifische Informationssystem hat die Ontologie daher folgenden Aufbau (Siehe Bild 2):

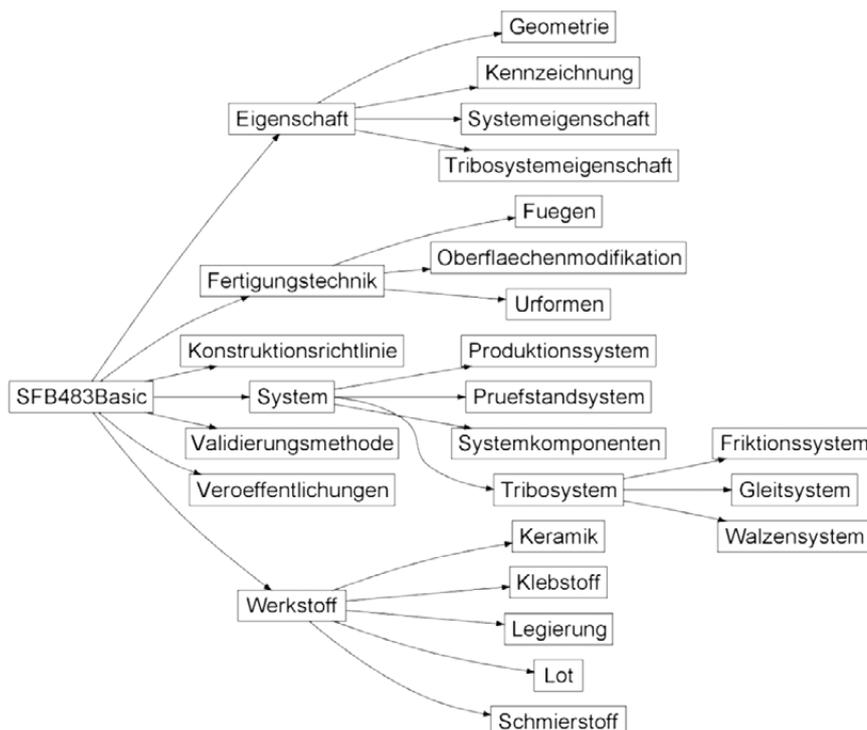


Bild 2: Schematische Darstellung der Konzepthierarchie der keramikspezifischen Ontologie

Die Ontologieentwicklungsumgebung erlaubt eine einfache und klare Formalisierung. Sie erleichtert das Einhalten der F-Logic Syntax, und der integrierte Debugger stellt die formale Konsistenz der Ontologie sicher. Sie erlaubt auch das Generieren von Instanzen und Abfragen, was die spätere Antizipation der Funktionalität des ontologiebasierten Systems erleichtert. Diese können aber nicht in das ontologiebasierte Softwaresystem übertragen werden und müssen erneut erzeugt werden. Darüber hinaus unterliegt die Ontologieformalisierung weiteren Restriktionen durch die spätere Softwareimplementierung wie zum Beispiel Einschränkungen bei Konzeptbezeichnungen oder bei der Kardinalität von Attributen. Diese Einschränkungen müssen manuell durch Iterationen bei der Implementierung identifiziert werden. Bei der Erstellung von formalen Ontologien muss also die Tatsache berücksichtigt werden, dass die Ontologie nicht nur die Wissensakquise, sondern gleichermaßen auch die spätere Implementierung beeinflusst.

Implementierung

Die in Ontostudio[®] definierte formale Ontologie wird als ein oxml-File exportiert und über den Ontologie-Uploader in das Sharepointsystem integriert. Hier bildet sie die Metaontologie. Diese erlaubt es, Sharepoint Inhaltstypen auf Basis der Konzepte zu definieren und die zugehörigen Inhaltstypen-Eigenschaften aus den Attributen und Relationen abzuleiten, so dass die keramikspezifische Ontologie in der Sharepoint-Umgebung abgebildet werden kann (Siehe Bild 3).

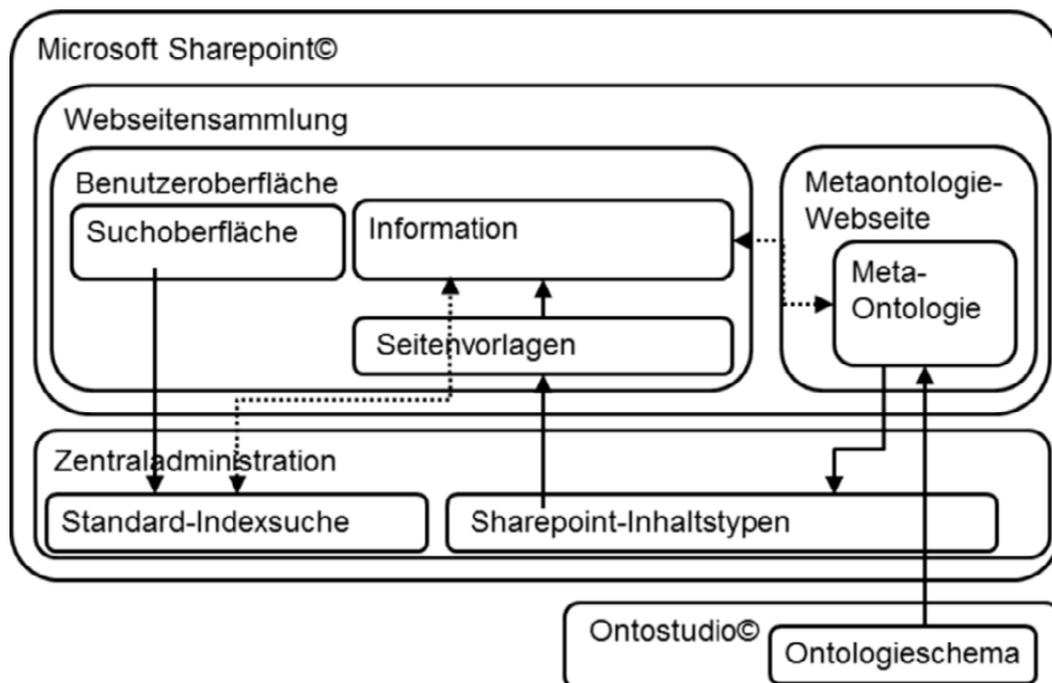


Bild 3: Schematische Darstellung des Ablaufs der Implementierung (durchgehende Pfeile) und einer Suchanfrage (gepunktete Pfeile) in der Microsoft Sharepoint[®] Softwareumgebung

Für jedes Konzept wird eine eigene Wikiseitenvorlage programmiert. Diese Vorlage definiert die Struktur und visuelle Darstellung der Informationsinhalte der Wikiseite und bietet zugleich die Möglichkeit, diese mit dem Informationskontext zu verknüpfen.

Als nächstes werden die Informationsinstanzen erzeugt. Jede Veröffentlichung wird als eigene Wikiseite erzeugt. Anhand der Veröffentlichungsinhalte werden ebenso die Inhalte Wissens-

domäne wie Konstruktionsregeln, Fertigungsverfahren, Werkstoffe etc. erzeugt und untereinander und mit den Veröffentlichungen verknüpft. Die Seitenvorlagen unterstützen den Nutzer beim Befüllen der Softwareplattform dadurch, dass der Fokus auf relevanten Attribute und Relationen vorgegeben ist. Dazu geschieht die Verknüpfung mit anderen Instanzen auf Basis der Relationen über einfache Auswahl der richtigen Elemente aus der Anzahl der möglichen vorhandenen Elemente.

An dieser Stelle werden auch die Vollständigkeit der Ontologie und ihre Fähigkeit, die Veröffentlichungen und Konstruktionsregeln mit ihrem Kontext abzubilden, evaluiert. An den Punkten, an denen das nicht ausreichend möglich ist, muss das Ontologieschema in iterativen Schleifen angepasst werden. Dabei hat die Softwarestruktur tiefgreifende Einschränkungen auf den Ontologieentwicklungsprozess zur Folge. Während das Ergänzen von weiteren Konzepten, Attributen und Relationen einfach durch ein Update der Metaontologie und dem Anpassen bzw. Ergänzen der benötigten Wikiseitenvorlagen erreicht werden kann, ist das Ändern oder Löschen dieser Elemente sehr zeitaufwändig und fehleranfällig. Hierzu müssen manuell alle zugehörigen Instanzen gelöscht werden und an mehreren Stellen in der Softwarearchitektur die entsprechenden Einträge gelöscht bzw. angepasst werden. Daher ist es besonders wichtig, zu Beginn der Ontologie-Implementierung eine möglichst ausgereifte Ontologie zu haben, um den weiteren Änderungsbedarf möglichst gering zu halten.

Zu guter Letzt wird die Suchfunktionalität implementiert, die es dem späteren Nutzer erlaubt, auf Basis der Ontologie auf die Instanzen zuzugreifen. Dies ermöglichen sogenannte Such-Webparts, welche eine erweiterte Freitext- oder Categoriesuche erlauben. Sie gestattet es, einen ersten Satz von Suchergebnissen auf Basis der Ontologie entsprechend des spezifischen Problemkontexts des Nutzers weiter einzuschränken (Siehe Bild 4).

The screenshot shows the 'K-KIS' (Konstruktionsinformationssystem) search interface. On the left, there is a search input field (1) containing 'cv'. Below it is a list of search suggestions (3) such as 'Suchbegriff Vorschläge' and 'Suchergebnisse'. The main area displays search results with details like file names and dates. On the right, there are filters for 'Object Type', 'Created By', and 'verwendeter Werkstoff'. Filter (4) is highlighted, showing 'R12Systemkomponenten' with a count of 6.

Bild 4: Aufbau der ontologiebasierten Freitextsuche mit Sucheingabefeld (1), Suchergebnisbereich (2), Suchbegriffvorschlägen (3) und ontologiebasierter Problemkontextkontexteinschränkung (4)

Gibt der Nutzer zum Beispiel als Suchwort „Löten“ an, so bekommt er basierend auf der Ontologie Suchbegriffvorschläge wie „Lötverbindung, Aktivlot oder Keramiklöten“ angeboten und die Möglichkeit zu spezifizieren, ob er nach Informationen zu Gestaltungshinweisen für Lötverbindungen sucht, nach geeigneten Lötprozessen oder nach Werkstoffen, Keramiken oder Lötten, welche für Lötverbindungen geeignet sind. Des Weiteren kann er einschränken, für welche Arten von Friktionssystem er Informationen sucht, welche Werkstoffe er verwenden möchte, und welche Fertigungsverfahren ihm zur Verfügung stehen. Basierend auf seinem eigenen Verständnis wird er auf diese Art auch zu Informationen aus anderen Disziplinen geführt, welche mit seiner Problemstellung verknüpft sind, ohne dass er die domänenspezifischen Schlagwörter kennt. So hat der Nutzer die Möglichkeit, direkt auf problemspezifische interdisziplinäre Informationen zuzugreifen, ohne sich durch eine Vielzahl möglicher Ergebnisse durcharbeiten zu müssen. Zusätzlich kann er noch den Verknüpfungen auf den Wikiseiten selber folgen, um bei Bedarf weitere Information zu erhalten.

4 Ergebnisdiskussion und Zusammenfassung

Im Verlauf dieser Veröffentlichung wurde die Entwicklung eines ontologiebasierten Konstruktionsinformationssystems vorgestellt. Die Durchführung des Ontologieentwicklungsprozesses hat gezeigt, dass bei der Abbildung von komplexem Produktentwicklungswissen die Wahl des richtigen Detaillierungsgrades und der damit verbundene Umfang der Ontologie eine entscheidende Rolle spielen. Umfangreiche Ontologien erlauben das Abbilden von komplexen Wissenszusammenhängen auf detaillierter Ebene und dienen als gemeinsames Verständnismodell zur Unterstützung der interdisziplinären Kommunikation. Sie lassen sich jedoch nach heutigem Stand der Technik nicht effizient in Softwaresysteme für die Wissensbereitstellung übertragen. Für diesen Einsatzfall sollte das Ontologieschema aus einigen wenigen Konzepten bestehen, welche die Abbildung der relevanten Kontextverknüpfungen erlauben. Dieses Schema bildet dann die Grundlage für ein ontologiebasiertes Softwaresystem, welches es dem Nutzer ermöglicht, Wissen flexibel über das Schema in dem System zu verknüpfen. Semantische Wikisysteme sind hierfür besonders geeignet.

Das ontologiebasierte Konstruktionsinformationssystem versetzt auch Nutzer ohne domänenübergreifendes Keramikwissen in die Lage, basierend auf seiner spezifischen Problemstellung auf die für ihn relevanten existierenden Informationen aus den verschiedenen Disziplinen zuzugreifen. Bezüglich der Wissensrepräsentation und -bereitstellung verbindet das System die einfache Bedienung eines Wikisystems mit der guten Informationsbereitstellung von ontologiebasierten Informationssystemen. Die webbasierte Oberfläche erlaubt eine intuitive Bedienung und eine einfache Einbindung in existierende Softwarestrukturen. Das Konstruktionsinformationssystem leistet somit einen wichtigen Beitrag zur nachhaltigen Bereitstellung des während des Sonderforschungsbereichs 483 gewonnenen Wissens.

Der nächste Schritt des Entwicklungsprozesses ist die Evaluierung des Systems. Dieser erfordert eine vergleichende Studie zur Analyse des ontologiebasierten Konstruktionsinformationssystems hinsichtlich der Unterstützung der Produktentwickler und Konstrukteure bei der Gestaltung technischer Systeme unter Verwendung ingenieurkeramischer Werkstoffe.

Um die Komplexität des Softwaresystems in Grenzen zu halten, wurde ausserdem auf die Definition von Regeln innerhalb der Ontologie verzichtet, da diese weitere Softwaremodule neben

dem hier verwendeten Microsoft Sharepoint[®]-Solver (Suchanfrage-Auswertung) für die ontologiebasierte Suche erfordern. Das automatische Zuweisen von Attributen und Relationen auf Basis in der Ontologie definierter Regeln bietet erhebliches Potential bei der Abbildung von interdisziplinärem Wissen.

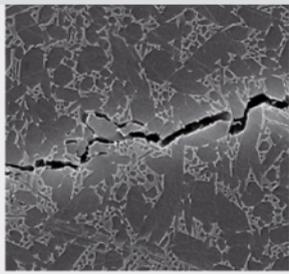
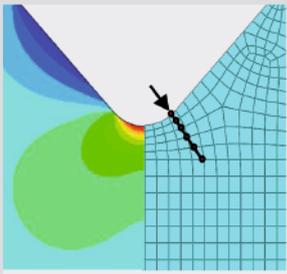
5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Forschungsarbeiten des Teilprojektes A8 im Sonderforschungsbereich 483 „**Hochbeanspruchte Gleit- und Friktionssysteme auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe**“.

6 Literatur

- [1] Verein Deutscher Ingenieur(VDI):VDI-Richtlinie 5610: Wissensmanagement im Engineering – Grundlagen, Konzepte, Vorgehen. V.D. Ingenieure, Ed. P.15: Beuth-Verlag (2008).
- [2] Brevier, Technische Keramik, Verband der Keramischen Industrie e. V., Fahner Verlag, Lauf (2003)
- [3] Albers, A., Ebel, B., Alink, T.: Erfolgsfaktoren der Interdisziplinarität. Ein Bericht, Wissenschaft im Kontext . Inter- und Transdisziplinarität in Theorie und Praxis. Trafo Wissenschaftsverlag, Berlin (2010)
- [4] Back, A.: E-Learning und Wissensmanagement zusammenführen: Handbuch E-Learning: Expertenwissen aus Wissenschaft und Praxis, ch. 7.1, ed. by Hohenstein A., Wilbers K., Deutscher Wirtschaftsdienst Verlag, Cologne(2001).
- [5] Blumauer, A., Fundneider, T.: Semantische Technologien in integrierten Wissensmanagement-Systemen, Semantic Web: Wege zur vernetzten Wissensgesellschaft, Kap. 4, ed. by Pellegrin, T., Springer Verlag, Berlin(2006).
- [6] Gruber, T.R.: Toward Principles for the Design of Ontologies Used for Knowledge Sharing, International Journal Human-Computer Studies(1993), Vol. 43(5 6), 907-928.
- [7] Uschold, M., Gruninger, M.: Ontologies: principles, methods, and applications, Knowledge Engineering Review(1996), Vol. 11(2), 93-155.
- [8] Kitamura, Y.: Roles of Ontologies of Engineering Artifacts for Design Knowledge Modeling, Proceedings of the 5th International Seminar and Workshop Engineering Design in Integrated Product Development, GroNow, Poland (2006), 59-69.
- [9] Uschold, M., King, M.: Towards a Methodology for Building Ontologie, Proceedings of the Workshop on Basic Ontological Issues in Knowledge Sharing, IJCAI, Montreal (1995).
- [10] Gruninger M., Fox M.S.: Methodology for the design and evaluation of ontologies, Proceedings of the Workshop on Basic Ontological Issues in Knowledge Sharing, IJCAI, Montreal (1995).
- [11] Fernandez, M., Gómez-Pérez, A., Juristo, N.:Methontology: From Ontological Art Towards Ontological Engineering", AAAI-97, Spring Symposium on Ontological Engineering, Stanford (1997).

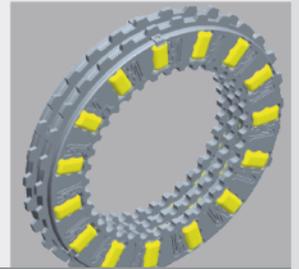
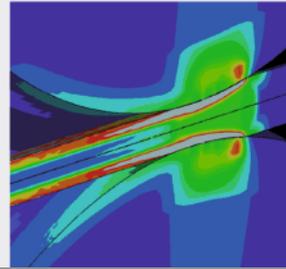
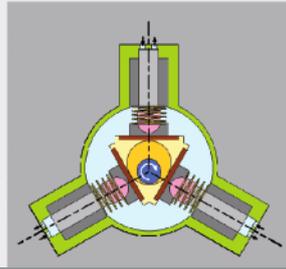
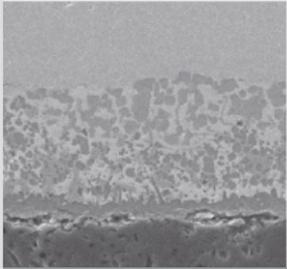
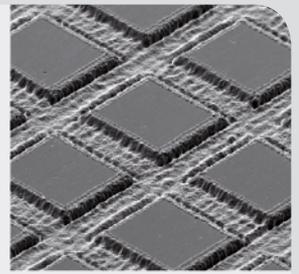
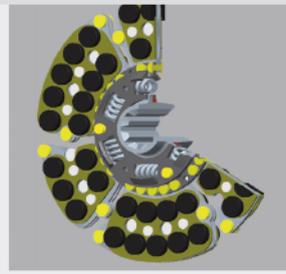
- [12] Sure, Y., Studer, R.: On-To-Knowledge Methodology - Final Version. Universität Karlsruhe (2002)
- [13] Welp, E.G.; Labenda, P.; Bludau, C.: Usage of Ontologies and Software Agents for Knowledge-Based Design of Mechatronic Systems, Int. Conference on Engineering Design ICED'07, Paris, France, S. 4254-426
- [14] Albers, A., Schmalenbach, H., Lohmeyer, Q.: Ontology development for knowledge representation, International Journal of Product Development (IJPD), Volume 14 (2011)
- [15] Protégé-Homepage, <http://protege.stanford.edu/>, zuletzt besucht 13.09.2011
- [16] Sure, Y., Studer, R. et al.: OntoEdit: Collaborative Ontology Engineering for the Semantic Web, Proceedings of the First International Semantic Web Conference (2002), 221-235
- [17] Apke, S., Bremer, A., Dittman, L.: Konstruktionsstruktur einer Kompetenzontologie dargestellt am Beispiel der Deutschen Montan Technologie GmbH(DMT), Projektbericht (2004)
- [18] Borst, P., Akkermans, H., Top, J.: Engineering Ontologies, Human-Computer Studies, 46 (2/3), 1997, pp. 365-406
- [19] Albers, A.; Sauter, C.; Deigendesch, T.; Meboldt, M.: Semantic Wikis in knowledge Management for multidisciplinary product development, Proceedings of 18th DAAAM International Symposium, DAAAM (2008)
- [20] Sowa, J.F.: Knowledge Representation: logical, philosophical and computational foundations, BROOKS/COLE, Pacific Grove CA (2000).



sfb
483

**Hochbeanspruchte
Gleit- und Friktionssysteme**

auf Basis ingenieurkeramischer Werkstoffe



ISSN 1869-9669

ISBN 978-3-86644-753-0

