

ISBN 3-88314-609-9

Forschungsbericht 133

**Bundesanstalt
für Materialforschung
und -prüfung (BAM) Berlin**

Technisch-physikalische Grundlagen zum tribologischen Verhalten keramischer Werkstoffe — Literaturübersicht —

von Dipl.-Ing. Mathias Woydt
und Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

Januar 1987

92 Seiten, 78 Bilder, 6 Tabellen

Danksagung

Die Verfasser danken dem Vizepräsidenten der BAM, Herrn Prof. Dr. H. Czichos, für die Unterstützung und Förderung der Arbeit sowie für viele nützliche Diskussionen.

Ferner gilt unser Dank Herrn Dipl.-Phys. H. Tischer für die Durchführung ausführlicher Literaturrecherchen, Frau S. Binkowsky für die Anfertigung des umfangreichen fotografischen Materials und Herrn Ch. Kowalec für die Durchführung der Regressionsrechnungen.

Bei der Arbeit zu dieser Dokumentation hat uns eine Reihe von Instituten und Firmen unterstützt. Besonderen Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. W. Dahm, Daimler Benz, Herrn Prof. Dr. K. Kauder, Universität Dortmund, Herrn Dipl.-Ing. W. Greiner, G+P Motorenwerke und Herrn Dipl.-Ing. L. Hamann, Ficht GmbH.

Diese Dokumentation wurde mit einem Textverarbeitungssystem (DECtext) erstellt. Trennfehler waren deshalb nicht völlig zu vermeiden.

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon (030) 8104-1 Telex 183 261 bamb d Telefax (030) 8 112 029

Copyright © 1987 by Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

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

Zusammenfassung

Der vorliegende Bericht stellt derzeitige Anwendungen und Zukunftsperspektiven keramischer Werkstoffe zur Reibungs- und Verschleißminderung dar und beschreibt die Beweggründe für den Einsatz von Keramik im High-Tec-Bereich sowie deren Wandel mit fortschreitendem Entwicklungsstand.

Daran anschließend werden Arbeiten zusammengefaßt, die sich mit der Reaktion keramischer Oberflächen auf statische und tribologische Gleibeanspruchungen befassen.

Die aus der Literatur bekannt gewordenen experimentellen Arbeiten werden unter den zuvor gewonnenen Erkenntnissen mathematisch ausgewertet und systematisch miteinander verbunden, um zwischen tribologischem und mechanischem Verhalten mögliche Korrelationen aufzuzeigen.

Die Arbeit gibt sowohl dem Anwender als auch dem Forscher insgesamt eine weitreichende Systematik, die erkennen läßt, in wieweit sich das tribologische Verhalten keramischer Werkstoffe von dem metallischer Werkstoffe unterscheidet und welche Werkstoff- und Beanspruchungskennwerte von Bedeutung sind.

Summary

In this report the application and prospects of ceramics for the reduction of friction and wear are presented. The reasons for the use of ceramics for high technology applications and their change with progress are discussed. In the next part papers are summerized which describe the reaction of ceramic surfaces to static and tribological stresses. The experimental work which has been published was mathematically evaluated and systematically combined so that the tribological and mechanical behaviour of ceramic materials can be correlated.

The report gives users and scientists an extensive systematic survey. This review points out the differences of the tribological behaviour of ceramic and metallic materials and presents the material and operational characteristics which influence friction and wear.

Keramik — Siliziumkarbid — Siliziumnitrid — Zirkonoxid — Aluminiumtitanat — Aluminiumoxid — Reibung — Verschleiß — Rißbildung — Motorenbau — Turbinenbau — Lagertechnik — Kreiskolbenmotor — Hubkolbenmotor — Stirlingmotor — Heißgasschraubenmotor — Kolben — Dichtleiste — Radwärmetauscher — Verschleißmechanismen — Luftfeuchte — Thermoschock — Adhäsion — Abrasion — Oberflächenzerrüttung — Hot Spots — Wälzlager — Aerodynamische Lager — Festschmierstoffe — Schmierung

1.	Zusammenstellung derzeitiger und zukünftiger Anwendungen keramischer Werkstoffe zur Reibungs- und Verschleißminderung	1
1.1	Keramik im Motorenbau	2
1.1.1	Hubkolbenmotor	2
1.1.2	Kreiskolbenmotor	12
1.1.3	Stirlingmotor	15
1.1.4	Heißgasschraubenmotor	16
1.1.5	Öldampfkeramikmotor	18
1.2	Keramik im Turbinenbau	18
1.2.1	Keramische Bauteile	18
1.2.2	Turbinenkranzdichtungen	20
1.2.3	Randwärmetauscher	23
1.3	Keramik in der Lagertechnik	24
1.3.1.	Wälzlager	24
1.3.2	Aerodynamische Federlager	30
1.4	Forschungsrichtungen zur Erweiterung der Einsatzgebiete von Keramik	31
2.	Reaktion der Oberfläche keramischer Werkstoffe auf Punktbelastung	36
2.1	Rißbildung durch elastische Punktbelastung mit einer Kugel bei fehlerfreier Oberfläche	37
2.1.2	Rißbildung durch Punktbelastung mit pyramidenförmigen Eindringkörpern bei fehlerfreier Oberfläche	41
2.2	Rißfortschritt bei fehlerfreier Oberfläche — Belastung im elastischen Bereich mit runden Körpern —	50
3.	Zusammenhang zwischen Reibung, abrasivem Verschleiß und Rißbildungsvorgängen sowie Beanspruchungsparametern	52
3.1	Bisherige Modelle	52
3.1.1	Verschleißmechanismeneinteilung nach Zum Gahr	52
3.1.2	Unterteilung des abrasiven Verschleißes nach Dworak und Denape	53
3.1.3	Mindestlast zur Erzeugung von konischen Rissen bei Gleitbeanspruchung	54
3.1.4	Spannungsquellen zur Rißbildung bei Gleitbeanspruchung eines Eindringkörpers	55
3.1.5	Furchungverschleiß im linear-elastischen Bereich (Mikrobrechen)	57
3.1.6	Furchungverschleiß im elastisch-plastischen Bereich	60
3.2	Experimentell ermittelte Zusammenhänge	61
3.2.1	Gestalt der Reibspur bei fehlenden Rißbildungsvorgängen	61
3.2.2	Einfluß der Phasenzusammensetzung	61
3.2.3	Hot Spots	62
3.2.4	Einfluß der Last auf die Reibungszahl	63
3.2.5	Einfluß der Härte und der Bruchzähigkeit bei abrasivem Verschleiß auf die Reibungszahl	65
3.2.6	Einfluß der Härte und der Bruchzähigkeit bei abrasivem Verschleiß auf das Verschleißvolumen	67
3.2.7	Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf die Reibungszahl	71
3.2.8	Einfluß der Luftfeuchte	72
3.2.9	Verschleißpartikeladhäsion	73
3.2.10	Tribologisch bedingte Phasenumwandlungen	75
3.2.11	Rißbildung durch Thermoschock	76
3.3	Bruchmechanische Beschreibung des Prallverschleißes bei fehlerfreier Oberfläche	78
4.	Folgerungen	81
5.	Literaturverzeichnis	83

Variablenverzeichnis

a	Kontaktfläche mm^2 (Bild 22)
a	Eindruckradius mm
A^2	Nachgiebigkeit
b	Elastischer Berührungsradius mm
B	Auerbachkonstante
c	Spezifische Wärmekapazität pro cm^3
C_f^0	Fehlerlänge μm (Bild 24)
C_K	Rißlänge eines konischen Risses mm
C_L	Rißlänge
C_L^{min}	Mindestrißlänge mm
C_m	Rißlänge eines Zentralrisse mm
C_m^{min}	Mindestrißlänge mm
C_r	Radiale Rißlänge mm
C_r	Mindestrißlänge mm
d	Radius der plastischen Zone mm
E	Elastizitätsmodul N/mm^2
f	Reibungszahl
F	Bestimmtheitsmaß
F^*	Normallast N
F_B	Hertzsche Bruchlast N
F_C	Kritische Normallast
F_C^m	Kritische Eindringlast N
F_C^{cK}	Minimale Bruchlast N
F_c	Kritische Last N
F_K	Normallast N
F_L^{min}	Mindestlast N
F_{max}	Normalkraft N
F_m^{m}	Normallast N
F_o^z	Normallast N
G_t	Schubmodul des Targets N/mm^2
h	Tiefe des elastischen Bereiches mm
h,k,l	Millersche Indizes
H	Härte N/mm^2
H_D	Dynamische Härte N/mm^2
k	Konstante
K_{IC}	Bruchzähigkeit $\text{MN/mm}^{(3/2)}$
K_{ID}	Dynamische Bruchzähigkeit $\text{MN/m}^{(3/2)}$
k_v	Verschleißrate $\text{mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$
l	Weglänge m

n	Rotordrehzahl min^{-1}	
n_H	Auerbachexponent	
n_p	Konstante	
N	Teilchenanzahl	
P	Normalkraft N (Bild 22)	
r	Kugelradius mm (Bild 24)	
r_c	Eindrucktiefe mm	
R	Radius des Kugeleindringkörpers mm	
R_c	Kritischer Kugelradius mm	
R_y	Größe der plastischen Zone mm	
V	Gleitgeschwindigkeit m/s	
V_{cr}	Kritische Gleitgeschwindigkeit m/s	
V^i	Partikelgeschwindigkeit m/s	
W_V	Abgetragens Volumen mm^3	
W_{vi}	Verschleißvolumen durch ein i -tes Partikel mm^3	
z	Spurbreite mm	
σ_o^*	Maximale Scherspannung N/mm^2 ν	Poisson-Zahl
χ_r	Geometriefaktor	
ψ	Halber Winkel der Eindring Spitze	
u	Rotorumfanggeschwindigkeit m/s	
δ	Eindringwinkel eines konischen Risses	
Γ_o	Umgebungsmediumunabhängige Brucharbeit J/m^2	
ρ_f	Abstand des Rißkeimes mm	
$\chi(r)$	Konstante	
γ	Bruchenergie J/m^2	
μ_r	Reibungszahl	
θ	Halber Öffnungswinkel des Eindringkörpers	
σ	Biegebruchfestigkeit N/mm^2	
X	Parameter	
ρ	Dichte gr/cm^3	

1. Zusammenstellung derzeitiger und zukünftiger Anwendungen keramischer Werkstoffe zur Reibungs- und Verschleißminderung

Seit den fünfziger Jahren erreichen immer mehr Gebiete des Maschinenbaus im Dreieck Herstellungskosten-Lebensdauer-Leistung mit ihren technischen Konzepten konstruktive Optima bei Ausnutzung sämtlicher Vorteile der bekannten und vertrauten metallischen und organischen Werkstoffe sowie der Fertigungstechniken. Der Progressionsdruck auf die Produkte der Hersteller ist nicht nur auf eine allgemeine Sättigung des Weltmarktes sowie auf eine zunehmende Teilnahme von Entwicklungsländern am Weltmarkt und dem daraus resultierenden Verbesserungszwang der Produkte zur Sicherung und zur Erschließung neuer Anwendungsmärkte zurückzuführen, sondern auch darauf, daß insbesondere bei Verbrennungskraftmaschinen jeglicher Art seit Beginn der siebziger Jahre der Brennstoffverbrauch einen erheblichen Anteil an der Betriebsrechnung trägt und allgemein die Betriebskosten eines technischen Systems stark in den Vordergrund traten. Deshalb zielten die Bemühungen auf eine Verbesserung des Brennstoffeinsatz/Leistung-Verhältnisses über eine Steigerung des Gesamtwirkungsgrades der Produkte durch eine Erhöhung der Prozeßtemperatur und durch Nutzung von nicht in mechanische Arbeit umgesetzter Prozeßwärme ab. Bei der Umsetzung der sich aus thermodynamischen Rechnungen ergebenden Vorteile in der Betriebsrechnung zeigte es sich schnell, daß die neuen Zielsetzungen nicht mit den herkömmlichen metallischen und organischen Werkstoffen zu erreichen sind. Man erkannte, daß ein in der Anschaffung teurer Werkstoff bei einem wesentlich günstigeren Reibungs- und Verschleißverhalten sowie thermischen Verhalten sich in der Anwendung trotzdem betriebswirtschaftlich rechnen läßt. Zur Sicherung der Zielsetzungen, insbesondere zum Schutz von thermisch gefährdeten Bauteilen und zur Einsparung von zusätzlichen Kühleinrichtungen in Verbrennungskraftmaschinen mit hoher Wärmedichte und durch das Festhalten an bewährten Konstruktionen lag der Schwerpunkt der Weiterentwicklung meist bei den Werkstoffen, unter anderem bei keramischen Werkstoffen, da diese sich durch folgende Eigenschaften von den meisten Metallen unterscheiden:

- Hoher Schmelzpunkt
- Geringe Dichte
- Kleine Kriechgeschwindigkeit
- Hohe Warmbiegebruchfestigkeit
- Hohe Härte
- Korrosionsbeständigkeit gegenüber aggressiven Medien
- Oxidationsbeständigkeit
- Kleiner Ausdehnungskoeffizient
- Geringe Wärmeleitfähigkeit

Keramische Werkstoffe kommen aufgrund ihrer Eigenschaften als thermischer Isolator, als korrosionssichere Auskleidung, als Ersatz teurer hochschmelzender Metalle sowie in Form von Beschichtungen, Auskleidungen und monolithischen Bauteilen zum Einsatz. Jedoch bereiten die geringe Bruchzähigkeit, das Fertigungsverfahren sowie das unterkritische Rißwachstum bei der Bemessung von Bauteilen Schwierigkeiten.

1.1 Keramik im Motorenbau

1.1.1 Hubkolbenmotor

Zunächst erfolgten große Forschungsanstrengungen zum Einsatz von Keramik im Turbinenbau. Bei Hubkolbenmaschinen erkannte man erst später das mögliche Anwendungspotential keramischer Werkstoffe. Dort sollte insbesondere der adiabatische (wärmeisolierte) Dieselmotor beträchtlich an Wirkungsgrad gewinnen. Tabelle 1 zeigt die vom Einsatz der Keramik erwarteten Gesamtverbesserungen. Diese thermodynamischen Zielsetzungen lassen sich nur durch Werkstoffe mit niedriger Wärmeleitfähigkeit erreichen.

Zum Einsatz kam deshalb Al_2TiO_5 -Keramik mit extrem niedriger Wärmeleitfähigkeit, thermischer Ausdehnung und geringem E-Modul. Diese Eigenschaften verleihen Al_2TiO_5 eine große Thermoschock- und Temperaturwechselbeständigkeit. Im Brennraum wird Al_2TiO_5 als Kolbenboden und Wirbelkammer sowie Auslaßkrümmerauskleidung (s. Bild 1) verwendet. Teilstabilisiertes Mg-ZrO₂ (PSZ) besitzt ein geringes Wärmeleitvermögen sowie einen für Keramik hohen Ausdehnungskoeffizienten, der in der Nähe desjenigen von Gußei-

Bauteil	Derzeitiger Werkstoff	Möglicher Werkstoff (V) Vorteil, (N) Nachteil	Bauteil	Derzeitiger Werkstoff	Möglicher Werkstoff (V) Vorteil, (N) Nachteil
Ventileinstellscheibe	Stahl oder Guß	Polymere (V) Gewichtsersparnis (N) Fließverhalten von Polymeren unter hohen Pressungen Keramik (V) Gewichtsersparnis (N) Kosten	Kolbenbolzen	Stahl	Titan (V) Gewichtsersparnis (N) Kosten Plastik oder Keramik (V) Gewichtsersparnis
Nockenwelle	Guß oder Stahl	Gesinterte Nocken auf einem Rohr (V) Gewichtsersparnis	Wasserpumpengehäuse	Aluminiumguß	Polymere (V) Gewichtsersparnis - Kosten (N) Dichtheit - Verschraubung
Pleuel	Geschmiedeter Stahl oder Guß	Geschmiedetes Aluminium (V) Gewichtsersparnis - Weniger Unwuchtigkeiten - Leichtere Kurbelwelle (N) Höhere Kosten Polymere (V) Gewichtsersparnis (N) Kosten ?	Abgaskrümmner	Grauguß	Keramischer Einsatz (V) Geringere Wärmeverluste - Möglichkeit des Aluminiumeinsatzes - Gewichtsersparnis (N) Halbarkeit der Keramik beim Umgießen - Kosten
Kipphebel / Schlepphebel	Guß oder Stahl	Aluminium mit Keramik (V) Gewichtsersparnis Polymer (V) Gewichtsersparnis	Ventile	Stahl	Titan mit Beschichtungen (V) Gewichtsersparnis (N) Kosten
Turbolader	Stahl	Keramik (V) Höhere Gastemperaturen Besseres Ansprechverhalten	Portliner	Aluminium	Keramischer Einsatz (V) Geringere Wärmeverluste - Weniger HC
Turboladergehäuse	Guß	Keramikeinsatz (V) Möglichkeit der Verwendung eines Aluminiumgehäuses	Verbrennungsraum im Diesel	Stahl oder metallische Legierungen	Keramik (V) Weniger Wärmeverluste Gewichtsersparnis (N) Sprödigkeit
Motorblock	Aluminiumguß mit GG-Laufbuchse oder ganz aus GG	ohne Änderung Magnesium (V) Gewichtsersparnis (N) - Geringe Korrosionsbeständigkeit - Geringe Steifigkeit	Ventilschaftführungen	Guß oder Bronze oder Sintermaterialien	Polymere (V) Gewichtsersparnis Besseres Reibungsverhalten (N) Temperaturbeständigkeit ?
Zylinderlaufbuchse	GG	Aluminium mit Beschichtungen (V) Gewichtsersparnis Keramikeinsatz (V) Geringere Wärmeverluste (N) Höhere Oberflächentemperaturen Reibungsverhalten	Ansaugkrümmer	Aluminiumguß	Aluminiumblech (V) Gewichtsersparnis Polymere (V) Gewichtsersparnis (N) Aufheizbarkeit des Kraftstoffs ?
Kolben	Aluminiumguß	Kolben mit Teflonlauffläche (V) Besseres Reibungsverhalten (N) Kosten - Lebensdauer Magnesium mit Beschichtungen (V) Gewichtsersparnis (N) Geringe Korrosionsbeständigkeit	Ölwanne	Stahlblech Aluminiumguß	Faserverstärkte Polymere (V) Gewichtsersparnis Preis (N) Temperaturfestigkeit Kühlung des Öls ? Abdichtbarkeit Schwingfestigkeit Aluminiumblech (V) Gewichtsersparnis (N) Kosten

Tabelle 1
Zusammenstellung der möglichen Einsatzgebiete
von Keramik im Hubkolbenmotor /1/.

sen liegt. Diese Eigenschaften begünstigen das Zusammenpassen beider Materialien, vor allem mit Rücksicht auf das Verhalten unter hohen Betriebstemperaturen. Im Brennraum wurden Zylinderlaufbuchsen, Zylinderringe und Zylinderkopfplatten aus Mg-ZrO₂ eingeschrumpft. Mg-ZrO₂ wurde auch

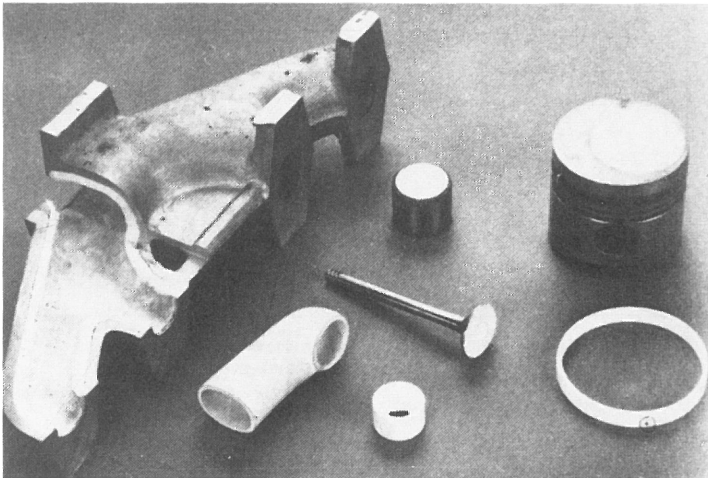


Bild 1
Keramische Bauteile für einen
PKW-Dieselmotor /2/.



Bild 2
Tassenstößel mit Ven-
tileinstellplatte aus
 ZrO_2 /3/.

für Ventileinstellplatten (s. Bild 2) verwendet. In ZrO_2 wird zum Zwecke der Festigkeitssteigerung die metastabile tetragonale Modifikation mit im Gitter einbaufähigen Kationen teilstabilisiert. Der festigkeitssteigernde Effekt der tetragonalen Phase beruht auf einer Energieabsorption bei deren spannungsinduzierter martensitischer Umwandlung. Die Erfahrungen, welche mit derart ausgekleideten Brennräumen gemacht wurden, schwanken von Land zu Land und von Gesellschaft zu Gesellschaft. Während in Japan und Amerika von Verbrauchersparnissen berichtet wird /4/, haben Fahrzeughersteller in Deutschland /2,3/ und in Frankreich /1/ ihre zukünftigen Erwartungen an den Keramikmotor reduziert, da er nicht die erwarteten Wirkungsgradverbesserungen brachte (Maximal 3 Prozent), sondern im Gegenteil mehr Schadstoffe emittierte /5,6/. Das liegt daran, daß sich nicht nur der zeitliche Verlauf des Verbrennungsvorganges verändert /7/, sondern auch daran, daß die Reibungsverlustleistung der Kolbengruppe anstieg /6/, da aufgrund der Brennraumisolierung die Brennraumwandtemperatur um 300 bis 400 K ansteigen kann /1,9/ (s. Bilder 3 und 4) und die Schmierwirkung des Motoröls erheblich nachläßt. Ein weiteres Problem stellt die Leckage zwischen metallischer Zylinderwand und keramischem Kolben dar /8/.

Beim Vergleich des Cummins-Vierventil-Dieselmotors mit europäischen Dieselmotoren fiel auf, daß dort Keramik meist

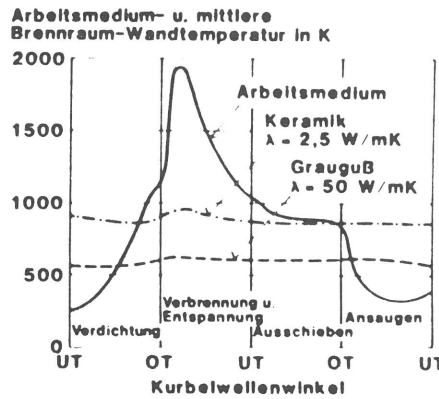
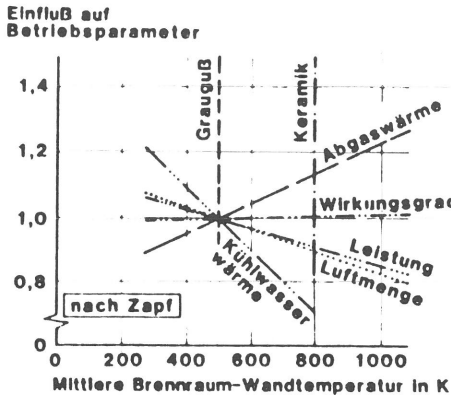
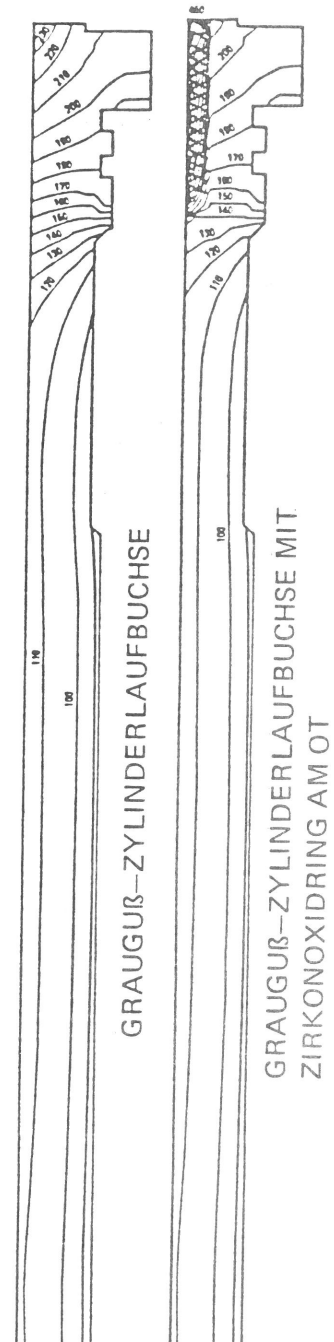


Bild 3
Brennraumisolierung bei einem Dieselmotor im Saugbetrieb /2/.

Bild 4
Temperaturprofil an der Zylinderlaufbuchse /1/.



Technology level	Engine configuration	Potential ceramic components	Potential pay-offs
1	State-of-the-art engine, turbocharged	Turbocharger Valve train components Pre-chamber, glow plugs	Improved performance Reduced cost? Early manufacturing experience
2	Uncooled, non-adiabatic (no water on air cooling) (no turbo-compounding)	Turbocharger Valve train components Piston, cap Cylinders, liners	Reduced weight -- efficiency gain Gives option to improve aerodynamics -- efficiency gain Reduced maintenance Reduced engine systems cost? Flexibility of engine placement
3	Adiabatic turbo-compound	Turbocharger Turbo-compound wheel Valve train components Piston, cap Cylinders, liners Exhaust train insulation	Very significant reduction in specific fuel consumption Improved aerodynamics Reduced maintenance
4	Minimum friction technology (could be combined with 1, 2 or 3)	Air bearings High temperature rings High temperature bearings Non-galling wear surfaces Low friction liquid, lubricant-free bearings	Lower specific fuel consumption

Bild 5
Vorgehensweise bei der Entwicklung des adiabatischen Dieselmotors /11/.

als Mehrschichtwerkstoff Verwendung fand /9,10/. Die Keramik wurde noch mit einer Verschleißschicht aus (Cr_2O_3) versehen, so daß weniger Zerrüttung in dem darunterliegenden ZrO_2 -Material beobachtet wurde. Außerdem beträgt bei Cummins die Leistungsdichte nur 16 Ps/l, während der VW-Diesel 44 Ps/l bei doppelter Drehzahl besitzt. Von herausragender Bedeutung ist die Tatsache, daß sich das hereinströmende, kalte Gemisch an den heißen Verbrennungsabgasen stärker aufheizt und so die Füllung des

Brennraums um ca. 5 % gegenüber dem nichtadiabatischen Motor sinkt /8/. Diese Beispiele seien als Gründe für die unterschiedlichen Erfahrungen angegeben.

Trotz der Brennraumisolierung ist der Motor weit vom adiabatischen Prozeß entfernt, da durch die Keramik zwar die Wärmeleitfähigkeit sinkt, aber noch ein intensiver Wärmeaustausch des Arbeitsmediums mit der Wand stattfindet /2/. Nur bei Industriemotoren kann der "adiabatische" Motor durch Nutzung der im Abgas zur Verfügung stehenden Energie mittels nachgeschalteter Wärmerückgewinnungsprozesse an Wirkungsgrad gewinnen, jedoch sind solche in PKWs' nicht sinnvoll. Am Hubkolbenmotor wird deutlich, daß durch den Einsatz der Keramik das gesamte Tribosystem verändert wird, aber zu Beginn der Motorenweiterentwicklung bei der Auswahl von Keramik als Werkstoff tribologische Gesichtspunkte nicht genügend berücksichtigt wurden, denn bei Veröffentlichungen über die Gesichtspunkte der Auswahl von keramischen Werkstoffen wurden selten tribologische Kenndaten genannt (s. Bild 5) /11/. Ab 1985 steigt die Zahl der Arbeiten an, die explizit Keramik zur Reibungs- und Verschleißminderung in PKWs vorschlagen. In diesen Arbeiten werden auch tribologische Kenndaten oder in situ gemessene Reibmomentabsenkungen veröffentlicht.

Die Verbesserung des mechanischen Anteils am Wirkungsgrad gegenüber dem thermischen Anteil durch Reduzierung der Reibungsverlustleistung, welche im Mittel ca. 8 % der eingebrachten Brennstoffenergie ausmacht, sowie durch Senkung der bewegten Masse wird derzeit mit Keramik als realisierbarer angesehen (s. Bild 5 Punkt 4) /11/, ebenso die Verwirklichung der durch die Reduzierung des Kühlaufwandes eingesparten Kosten für Kühlaggregate. Für die Reduzierung der Reibungsverlustleistung und des Verschleißes sind folgende Tribosysteme von Interesse (s. Bild 6) /12/

- Ventilschaftführung/Ventilschaft
- Nockenwelle/Stößel
- Kolbenring/Zylinderlaufbuchsen
- Kurbelwellenlager/Kurbelwelle
- Pleuellager/Bolzen
- Nebenaggregate wie Ölpumpe, Wasserpumpe und Lüfter.

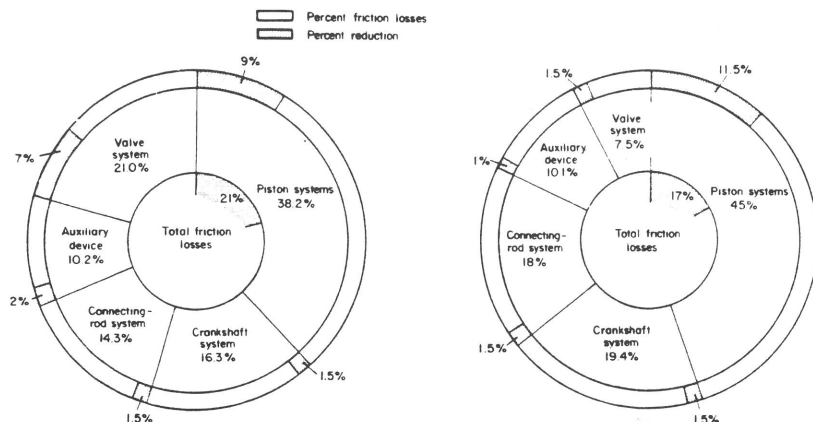


Bild 6
 Anteil der einzelnen Motorkomponenten an der Reibungsverlustleistung. Linkes Bild: 2000 min⁻¹ ohne Last; Rechtes Bild: 5000 min⁻¹ bei Vollast an einen Motor mit 1300 cm³, 4 Zylindern, OHV, SAE 10W-30 und einer Öltemperatur von 80°C /12/.

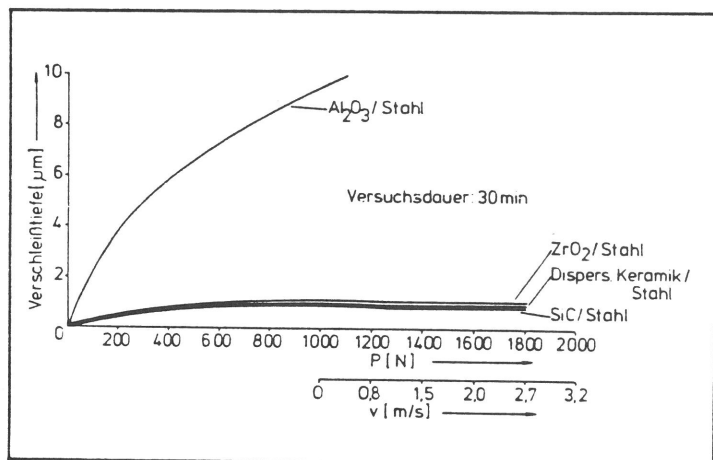


Bild 7a
 Verschleißtiefen von Ventileinstellplatten aus Keramik

In Bild 7a ist der Verschleiß der Paarungen Metall/Keramik in Abhängigkeit von der Flächenpressung für ein ölgeschmiertes Nocken/Stößel-System dargestellt. Keramische Werkstoffe sollen die geforderten Bedingungen nach Verschleißwiderstand sowie guter Trockengleitfähigkeit /13/ und Schmierstoffbenetzbarkeit erfüllen.

Darüber hinaus erhofft man sich jetzt von der Keramik auch Lebensdauersteigerungen und Verlängerung der Wartungsintervalle, da keramische Werkstoffe als verschleißarm angesehen werden (s. Bild 7a). Hierzu wurden an Motorenteilen, welche teilweise im Gebiet der Mischreibung arbeiten und besonders verschleißgefährdet sind, positive Erfahrungen mit Metall-Keramiksystemen gemacht /1,14/. Gesintertes α -SiC hat

sich als Ventilschaftführung durch wesentlich geringeren Verschleiß als Messingführungen im ölgeschmierten Zustand und durch eine niedrigere Reibungsverlustleistung in Versuchsmotoren /15/ bewährt. Das Reibmoment am Nockenwellenrad sank um 8-12%.

Die Lebensdauer von Ventilschaftführungen und insbesondere von Ventileinstellplatten aus Mg-ZrO₂ wird vermutlich durch das unterkritische Rißwachstum begrenzt (s.Bilder 7b und 7c).

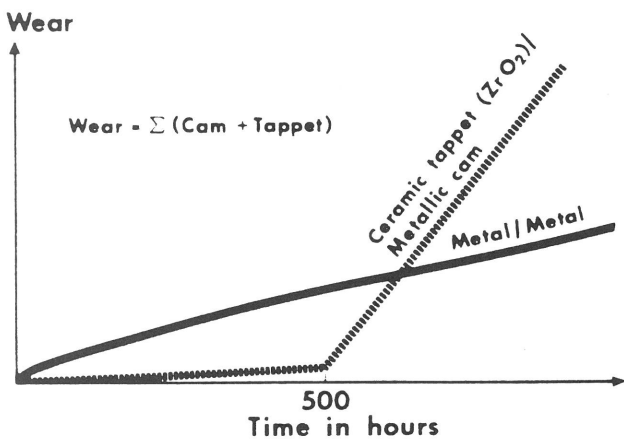


Bild 7b

Gesamtverschleiß von Stahlnocke und Keramikstößel /17/.

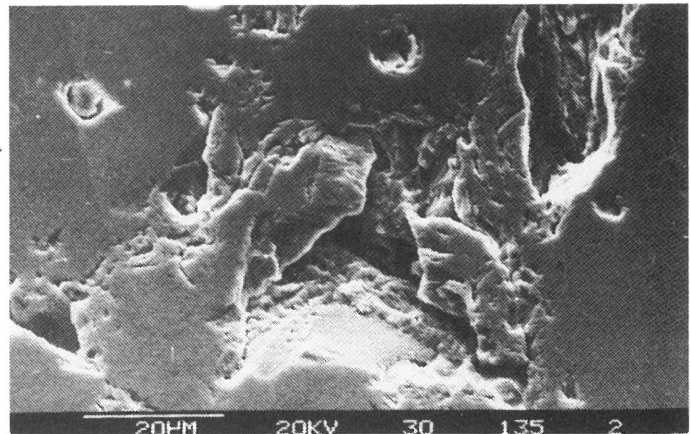


Bild 7c

Abplatzungen an einer Ventileinstellplatte aus Zirkonoxid /16/.

Es kommt zur Rißbildung auf der Kontaktfläche, welche dann zur Grübchenbildung führen kann. Die dabei entstehenden Verschleißpartikel wirken abrasiv, so daß der Motor vorzeitig verschleißt /2,5,14/.

Tribologische Verbesserungen sind an der Kolbengruppe besonders nutzbringend, da deren Anteil 40-55% der Reibungsverlustleistung beträgt /7,12,18/. In den Motorblock eingeschrumpfte Zylinderlaufbuchsen aus Mg-ZrO₂ haben sich in über 1000 Betriebsstunden bzw. 100.000 km ohne Mängel bewährt /1,2,14,20/. Die unterschiedliche Lebensdauer von Ventileinstellplatte und Zylinderlaufbuchse kann man damit erklären, daß im Kontaktbereich von Nocken und Ventileinstellscheiben hohe Flächenpressungen, geringere Gleitgeschwindigkeiten und größere Anteile Mischreibung bestehen. Im Motorenbau ist Mg-ZrO₂-Keramik überall dort vorteilhaft eingesetzt worden, wo die Flächenpressungen gering und die Gleitgeschwindigkeiten hoch sind (Kolbengruppe) (vgl. Text 2 Kap. 2.1). Jedoch neigen die Stabilisierungsadditive von ZrO₂ zur Reaktion mit Verbrennungsgasen, wodurch sich die

mechanische Eigenschaften verschlechtern. Deshalb kann PSZ unter mechanischen Belastungen zur Zeit im Heißraumteil keine dauerhafte Anwendung finden.

Der Einsatz von Al_2TiO_5 -Keramik als Kolbenboden ist zum Teil bislang unbefriedigend, da Al_2TiO_5 zur Rißbildung neigt. Die Oberfläche wird mit bis zu $1000^\circ C$ heißen Gasen sowie Gasdrücken von ca. 14 MPa beaufschlagt, wodurch der thermische Stabilitätsbereich dieser Keramik überschritten wird und es zur eutektoiden Zersetzung in Al_2O_3 und TiO_2 unter Verringerung des Volumens kommt.

Vollkeramische Kolben wurden in einem luftgekühlten 900 W-Villiers-4-Takt-Benzinmotor eingesetzt. Der Durchmesser des Kolbens betrug 50 mm. Über den Verschleiß der dreiteiligen Kolbenringe aus $RB-Si_3N_4$ lagen keine Daten vor. Der Kolben soll zufriedenstellend mehrere Jahre gearbeitet haben. Dagegen versagten die RBSN-Kolbenbolzen innerhalb mehrerer Stunden /19/.

In einem 9 kW-Viertakt-Gardner-Diesel ergab sich ein ähnliches Bild bezüglich der Lebensdauer. Der RBSN-Kolben war mit herkömmlichen Kolbenringen und metallischer Laufbahn ausgerüstet. Der Kolben soll 94 Stunden störungsfrei gearbeitet haben.

Material	Conductivity (k) W/m°C	Density (ρ) kg/m³ x 10³	Specific Heat (Cp) J/kg °C	Temperature Fluctuation Factor √kαCp	Expansion (α) °C⁻¹ x 10⁵	Strength N/m² x 10⁶	Youngs Modulus N/m² x 10⁹	Poisson Ratio	Weibull Modulus	Equivalent tensile Strength N/m² x 10⁶	Fracture toughness (K _{1c})	Fracture for a=10⁻⁴ N/m² x 10⁵	Allowable working Stress (MPa)	Hardness (Brinell) (K-Knoop)
Cast Iron (17)	54.4	7.2	480	13715	12	262 (UTS)	117			262			65	240
Steel (EN 32)	50.2	7.87	485	13842	13	586 (UTS)	206	0.27		586			141	450-650
Nimonic (80A)	12.1	8.2	461	6763	13	1100 (UTS)	200			1100			330	200-370
Aluminium (LM27)	155	2.75	915	19749	21	150 (UTS)	71	0.32		150			45	100-150
Hot Pressed Silicon Nitride	25	3.19	710	7524	2.8	840 (3F)	310		15-20	486	5	350	54-108	1800
Reaction Bonded Silicon Nitride	5-10	2.5	710	4213	2.8	220 (3F)	164		15	120	2.3	133-175	14-28	1000
Syalon	18-20	3.2	710	6793	3.0	862 (3F)	288	0.23	10	452	7.7	350	53-106	2000
Reaction Sintered Silicon Carbide	20°C 104 600°C 39	2.98	710 1087	14869 11211	3.4	383 (4F)	332	0.13	10	209	4.9	343	30-60	1860 (K)
Alpha Silicon Carbide	20°C 87 600°C 49	3.14	669 1120	13526 13179	4.0	459 (4F)	406	0.14	12.3	276	4.6	322	36-72	2800 (K)
Partially Stabilised Zirconia	2.0	5.78	543	2505	10.6	610 (4F)	200	0.3			9.5 4.6	665 322	49-98	1200 (K)
Sprayed Zirconia	1.16	5.20	732	2100	8.0									400
Aluminium Oxide	2.73	3.3	1172	3251	8	380	360	0.27	10		5.85	409	25-50	1600
Sintered Silicon Nitride						742 385			21 12					

Tabelle 2

Mechanische und physikalische Eigenschaften einiger Keramiken /6/.

Bei einem 15 kW Petterdieselmotor mit 80 mm Bohrung sank die Lebensdauer der Kolben auf zum Teil unter 54 Stunden /19/.

Die Einsatztemperatur von $Mg-ZrO_2$ ist auch auf ca. $1050^\circ C$ begrenzt, da sich die metastabile, tetragonale Modifikation in die monokline zurückwandelt. Der Umwandlungspunkt hängt von der Zusammensetzung ab. Da mit teilstabilisiertem ZrO_2 positive Erfahrungen gemacht wurden, wird versucht, an diesem Werkstoff festzuhalten. Aussichtsreich scheint noch die Verwendung von mit HfO_2 teilstabilisiertem ZrO_2 zu sein, da dieser Werkstoff einen Umwandlungspunkt von $1700^\circ C$ besitzt. Für den Einsatz von Keramik in Ottoturbomotoren, bei welchen Brenngastemperaturen von $1200^\circ C$ auftreten, muß voraussichtlich auf Siliziumnitrid und Siliziumkarbid zurückgegriffen werden. Siliziumnitrid scheint derzeit bis zu Temperaturen von $1400^\circ C$ einsetzbar zu sein, da es sich oberhalb von $1500^\circ C$ irreversibel in β -Siliziumnitrid umwandelt und der Stickstoffpartialdruck ansteigt. Dagegen ist Siliziumkarbid bei Temperaturen bis $1900^\circ C$ anwendbar.

Sowohl Si_3N_4 als auch SiC kommen als Isolationsmaterialien wegen ihrer zehn- bis zwanzigmal höheren Wärmeleitfähigkeit (s. Tabelle 2) in derzeitigen Hubkolbenmotorkonstruktionen nicht in Betracht.

Als weitere Möglichkeit zur Wärmedämmung bietet sich an, einen keramischen Werkstoff mit höherer Wärmeleitfähigkeit (Si_3N_4 und SiC) zu verwenden, aber über einen Luft- oder Gasspalt zwischen keramischem und metallischem Werkstoff die Wärmeleitung zu senken.

Ob sich aus der Verwendung von $Mg-ZrO_2, SiC$ und Si_3N_4 aus tribologischen Erwägungen heraus bezüglich des Verschleißes und der Senkung der Reibungsverlustleistung Vorteile ergeben, wird derzeit in Versuchsmotoren erprobt.

In jüngster Zeit wurden an einem luftgekühlten, 4 kW-Einzylinder-Zweitaktmotor mit 102 cm^3 Hubraum Leistungssteigerungen von 10% bei gleichzeitiger Senkung des Verbrauches durch die Verwendung von $SiSiC$ -Laufbuchsen und mit am Kolbenboden mit $SiSiC$ beschichteten Carbonkolben gegenüber einem Motor mit Grauguß-Zylinderwand und Aluminiumkolben erreicht. Das Laufspiel zwischen Kolben und Wand betrug $10\text{ }\mu\text{m}$. Der Kolbenbolzen bestand aus Si_3N_4 während die dreitei-

ligen Kolbenringe aus Carbon gefertigt waren. Die Motoren liefen über 500 Stunden störungsfrei /21/. Der Vorteil eines Carbonkolbens liegt in seinem geringeren Gewicht und in seiner offenen Porosität. In den Poren sammelt sich während des Betriebs Schmieröl an. Zukünftig sollen auch Bauteile aus Siliziumnitrid auf ihre Eignung in diesem Versuchsträger untersucht werden.

Die Verwendung von Sialon, einer Legierung aus Al_2O_3 und $\beta-Si_3N_4$, findet zur Zeit in der Diskussion Raum, da seine Druckfestigkeit ca. 10 mal größer als die Biegebruchfestigkeit ist und Sialon bis $1450^\circ C$ eingesetzt werden kann. Mit Si_3N_4 und Sialon werden derzeit in Versuchsträgern für mechanisch hochbelastete Teile wie Ventile, Ventildederrückhalter und Kolbenbolzen eingesetzt, um die bewegten Massen zu reduzieren /22,23/ (s. Bild 7d).

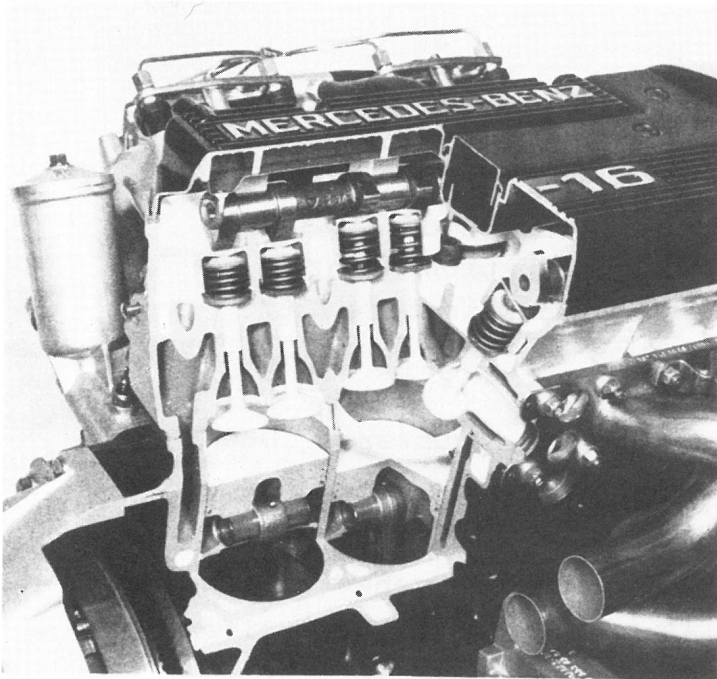


Bild 7d
Versuchsträger mit Ventilen,
Ventildederrückhaltern
und Kolbenbolzen aus Keramik
/29/.

über den Einsatz von Kolbenringen aus Keramik ist in der Literatur /19/wenig bekannt, jedoch wird an der Entwicklung von keramischen Kolbenringen gearbeitet, insbesondere scheinen hier faserverstärkte Werkstoffe Aussicht zu haben, eingesetzt zu werden. Möglicherweise kann beim vollkeramischen Motor auf Grund der geringen thermischen Differenzdehnung zwischen Kolben und Laufbuchse in einigen Fällen auf Kolbenringe verzichtet werden /23/.

Zu Beginn der Entwicklung war nur ein geringes Bewußtsein

dafür vorhanden, daß durch den Einbau von Keramik im Hubkolbenmotor das gesamte Tribosystem und die Reaktionskinetik der Verbrennung verändert wurde. Die Ingenieurkeramik wird in nächster Zeit in Triebwerken vor allem mit dem Ziel der Reibungs- und Verschleißminderung sowie zur Senkung der bewegten Masse zum Einsatz kommen, während der "adiabatische Motor" mehr als Langzeitentwicklung zu sehen ist.

1.1.2 Kreiskolbenmotoren

Seit 1954 wird an der Entwicklung des Kreiskolbenmotors (KKM) gearbeitet (s. Bild 8). Neben der Vibrationsarmut wurde insbesondere die hohe Leistungsdichte als Vorteil aufgeführt /24 und 25/.

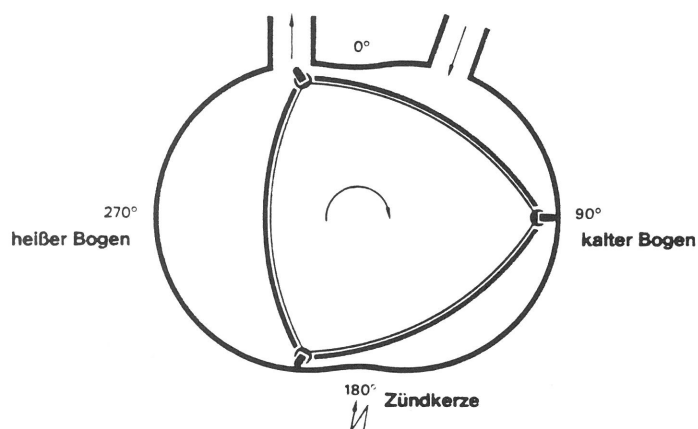


Bild 8
Gasabdichtung und Funktionsprinzip des Wankelmotors /26/.

Daneben brachte der KKM Verbrauchsvorteile im unteren Drehzahlbereich durch die relativ einfache Mechanik (z.B. Wegfall der Ventile). Dieser Vorteil soll im oberen Drehzahlbereich aufgrund der großen Reiblänge verloren gehen /24 und 25/, da die Gleitlänge der Dichtleiste und der Dichtstreifen wesentlich größer sind als die Gleitlänge der Pleuelringe beim Hubkolbenmotor und der Anpreßdruck des Dichtsystems rein drehzahl- und lastabhängig ist. Die mittlere Gleitgeschwindigkeit der Dichtleiste beträgt das zwei- bis dreifache der Pleuelringe (bis zu 50 m/s).

Bei der Weiterentwicklung des KKM standen die Reduzierung der Wärmeverluste und die Absenkung der Reibungsverlustleistung gleichberechtigt im Vordergrund. Insbesondere galt es, die Lebensdauer auf das Niveau von Hubkolbenmotoren zu steigern. Der Verschleiß von Dichtleiste und Trochoide (s.

Bild 9) des KKM stellen ein wesentliches wirtschaftliches Problem dar, dessen Lösung im Einsatz verschleißfester Werkstoffe und zum anderen in der Verbesserung der Schmierverhältnisse zu suchen ist. Das Dichtleistenmaterial, das selbst eine hohe Verschleißbeständigkeit besitzen muß, darf andererseits auch den Gegenwerkstoff (Lauffläche) nicht angreifen oder abreiben.

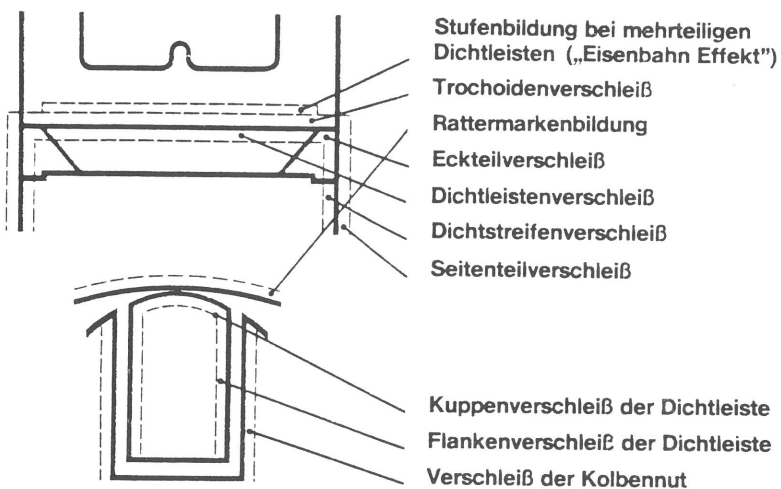


Bild 9
Verschleißprobleme
bei der Gasabdichtung
/26/.

Über den Einsatz von Keramik im KKM wird wenig berichtet. Schon Ende der Sechziger Jahre lief in England ein Fünfkammer-Kreiskolbenmotor aus Vollkeramik (Si_3N_4) /27/. Angaben über Treibstoffverbrauch oder Lebensdauer sind nicht veröffentlicht worden.

Im einzigen derzeit in Großserie gefertigten KKM bestehen die Seitenteil- und Zwischenlaufflächen aus ionitriertem Grauguß und die Mantellauffläche aus galvanisch abgeschiedenem Nickel mit SiC-Einlagerungen /28,29/. Ferrotitanat steigerte die Lebensdauer der Dichtleiste beträchtlich, so daß vom Automobilhersteller eine Laufleistung von 100.000 km garantiert wird. Die mechanischen Eigenschaften der Ferrotitanatdichtleiste gestatteten eine Verkleinerung der Dichtleistendicke, wodurch die Kontaktfläche reduziert wird.

Ab 1986 werden Kreiskolbenmotorfahrzeuge mit einer Leistung von 150 PS angeboten. Die Dichtleiste besteht dort aus einer SiC-Ti-Legierung und die Lauffläche ist mit Cr-Mo-hartbeschichtet. An dem Einsatz eines turbogeladenen keramischen 3-Scheibenwankelmotors (Mazda 757) in der Langstreckenweltmeisterschaft (Gruppe C) wird gearbeitet.

Der Vorteil von Dichtleisten aus Keramik besteht in der reduzierten Zentrifugalkraft (vgl. Kap. 1.3) auf Grund der geringen Dichte, wodurch der Anpreßdruck verringert werden kann.

Die hohe Härte sowie die hervorragenden Laufeigenschaften von Si_3N_4 bei Paarungen mit einer Lauffläche aus Hartnickel mit 3-5% eingelagertem SiC von einer Korngröße kleiner als $3\mu\text{m}$ sprachen sehr für diesen Werkstoff als Dichtleistenmaterial /30,31/. Im Vierscheibenwankelmotor von Daimler-Benz (350 PS) liefen Dichtleisten aus heißgepreßtem Si_3N_4 mit 5 Gew.% MgO. Die Verschleißrate der Dichtleiste betrug $0.05\mu\text{m}/1000\text{ km}$ bei einer Hertzschen Pressung von max. 340 N/mm^2 , einer mittleren Gleitgeschwindigkeit von 30 m/s und Ölschmierung mit einem SAE 10W-40 Öl.

Anfang der siebziger Jahre lief der Wankelmotor (KKM) in Versuchsfahrzeugen fast sämtlicher Autohersteller. Angesichts der ersten Ölkrise paßten außer Mazda sämtliche Lizenznehmer. 1977 stellten sowohl VW als auch General Motors sogar die Forschung ein. Wahrscheinlich scheuten die Lizenznehmer die Investitionskosten für eine völlig neue Motoren- und Karosseriefertigungsstraße und die Forschungskosten zur Lösung der Verschleißprobleme sowie den weltweiten Aufbau eines Ersatzteilnetzes. Der auch bei heutigen Wankelmotoren höhere Verbrauch mag ebenfalls zur Einstellung der Aktivitäten beigetragen haben. Bis heute wurden von Mazda 1,5 Millionen Motoren gebaut und es werden derzeit 5.000-7.000 Motoren pro Monat gefertigt.

Die Curtiss Wright Corp. Rotary Engine Facility /32/ studiert die Verwendungsmöglichkeit eines 6-Scheibenkreiskolbenmotors mit 8 l Kammervolumen und 1500 kW Leistung als Propellerflugzeugmotor. Die Vorteile liegen in der Viellostoffbrennbarkeit, im geringeren Verbrauch im Vergleich zu Turbinen, im kleinen Bauvolumen und im geringen spezif. Leistungsgewicht ($0,39\text{ kg/Ps}$); zum Vergleich: Gasturbine $0,3-1\text{ kg/Ps}$, Dieselmotor $3-4\text{ kg/Ps}$ und Stirlingmotor 8 kg/Ps . Die großen Wandflächen des KKM lassen zukünftig die Isolierung des Brennraums durch den Einsatz von Keramik als wünschenswert erscheinen (Adiabatischer KKM). Für diesen Motor werden Technikumsversuche an einem Einscheibenwankel-

motor durchgeführt. Die Lauffläche ist 2.5 mm dick mit ZrO_2 beschichtet und zum Verschleißschutz noch mit Cr_2O_3 versehen. Für die Dichtleiste sind Versuche mit zwei Materialien geplant:

a) In die Dichtleiste aus M2-Stahl sollen Mikroporen hineingeätzt werden, die dann mit einem LiF/Cu-Festschmierstoff gefüllt werden /33/.

b) Als Alternative steht noch eine Dichtleiste aus einem Nichrome/Fluorid-Verbundwerkstoff zur Verfügung.

Darüber hinaus bieten derzeit Maschinenbauerhersteller /34/ Kreiskolbensysteme in Form von Pumpen oder Kompressoren als Umkehrung des Arbeitsprinzips an, so daß insgesamt die zukünftige Bedeutung des Wankelprinzips offen ist und möglicherweise von der Tribologie der keramischen Werkstoffe abhängig sein wird.

1.1.3 Stirlingmotor

Auch beim Stirlingmotor soll der thermische Wirkungsgrad von derzeit 35% auf über 40% steigen, wenn durch den Einsatz von Keramik die Arbeitstemperatur von $800^\circ C$ auf $1100^\circ C$ angehoben werden kann. Im Prinzip gelten dieselben Anwendungskriterien wie beim Hubkolbenmotor. Darüber hinaus muß der keramische Werkstoff chemisch stabil und gasdicht gegenüber dem Arbeitgas (Helium oder Wasserstoff) sein /35/. Deshalb können nur hochverdichtete Materialien und voraussichtlich nichtoxidische Werkstoffe verwendet werden. Der Kolben, die Arbeitsraumwände, der Verbrennungsraum und die Wärmetauscher sind die wichtigsten aus Keramik zu fertigenden Komponenten (s. Bild 10a) /35,36/.

Die Kolbenstangen sollen aus SiC-Werkstoffen gefertigt werden.

Bei den angestrebten Arbeitstemperaturen und gewünschten Lebensdauern muß die Möglichkeit der Feststoffschmierung miteinbezogen werden, da im Stirlingmotor die für eine lange Lebensdauer der Festschmierstoffe notwendigen reduzierenden Bedingungen herrschen. So wurden schon in einer Vuilleumier-Stirling-Maschine Gleitführungen, die bei $650^\circ C$ arbeiten, aus einem BaF_2 - CaF_2 -Nichrome-Verbundwerkstoff hergestellt.

Ebenso wurde in einem Stirlingmotor die Zylinderwand mit einer Festschmierstoffverschleißschicht PS200 (48% Cr_3C_2 , 32% NiAl, 10% $\text{CaF}_2/\text{BaF}_2$ und 10% Ag) beschichtet und der Kolbenring aus Stellite 6B gefertigt /35/. Diese Schichtentwicklung wurde mit Hilfe von Tribometern durchgeführt.

Für den Einsatz keramischer Werkstoffe in Stirlingmotoren müssen unter Helium- und Wasserstoffatmosphären gemessene tribologische Daten zu Verfügung gestellt werden. Helium und Wasserstoff werden derzeit als trockene Arbeitsmedien verwendet und müssen für Keramik zur tribologisch bedeutsamen Reaktionsschichtbildung mit H_2O -Dampf angereichert werden /35/.

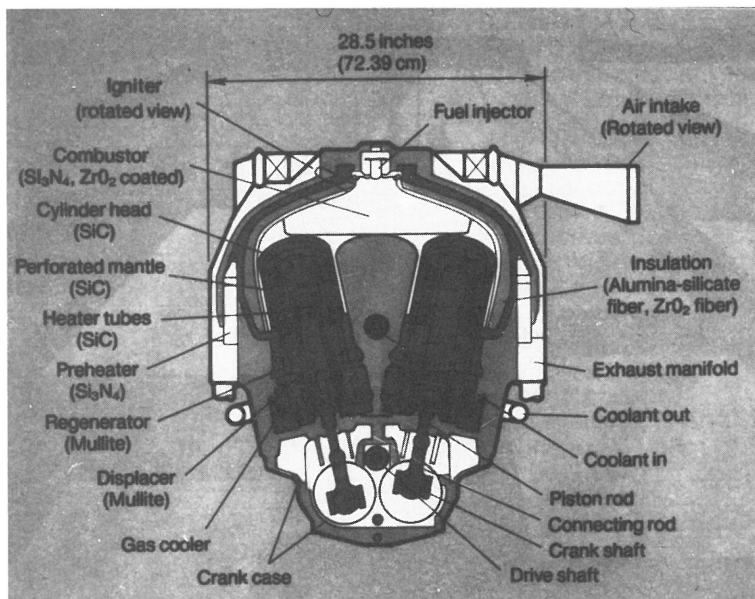


Bild 10a
Studie von General Electric an einem keramischen Stirlingmotor für PKW's in Zusammenarbeit mit der NASA und dem DOE /36/.

1.1.4 Heißgasschraubenmotor

Schraubenmaschinen gehören zu den mehrwelligen Verdrängermaschinen mit innerer Verdichtung. Ihre Bezeichnung leitet sich von den schraubenförmig verwundenen Zähnen der beiden Rotoren ab. Diese Rotoren befinden sich in einem Gehäuse. Ein Rotor wird bei Verdichtern von außen angetrieben bzw. gibt bei Schraubenmotoren Leistung ab, er wird deshalb auch Hauptrotor genannt, der zweite Rotor, der Nebenrotor hat die Aufgabe eines Steuerbauteiles /37/.

Bei einigen Verdichter- und Motorbauarten wird während der Energiewandlung dem gasförmigen Arbeitsfluid ein Schmierstoff durch Einspritzen zugesetzt. Bei Verdichtern dient

dieses Einspritzöl einerseits der inneren Kühlung und damit der Verringerung der Leistungsaufnahme, andererseits werden durch dieses Öl die konstruktiv notwendigen Arbeitsraumspalte besser abgedichtet und damit eine weniger verlustbehaftete Energiewandlung erzielt. Die gleiche Wirkung wird auch in öleingespritzten ("naßlaufenden") Schraubenmotoren zur Wirkungsgradsteigerung ausgenutzt. Bei Verdichtern und Motoren dient da im Arbeitsraum befindliche Schmierstoff auch dazu, die bei naßlaufenden Maschinen vorhandene metallische Berührung der Rotorflanken zu verhindern.

Bei "trockenlaufenden" Schraubenmaschinen übernimmt ein außerhalb des Arbeitsraumes angebrachtes sog. Gleichlaufgetriebe diese Aufgabe, so daß die Rotoren selbst berührungsfrei laufen können.

Die Verdichtungsendtemperaturen betragen bei naßlaufenden Schraubenverdichtern ca. 100 °C und bei trockenlaufenden ca. 250°C, während die Eintrittstemperaturen verschiedener Arbeitsfluide im Motorbetrieb für Wasserdampf max. 300°C und für Gas max. 700°C betragen können. Übliche Rotorumfangsgeschwindigkeiten u für naßlaufende Schraubenmaschinen mit einem Rotordurchmesser von 100 mm sind $u = 45$ bis 50 m/s (n ca. 9000 min^{-1}) und für trockenlaufende Schraubenmaschinen bei Wälzlagerung $u = 60$ m/s (n ca. 11000 min^{-1}) sowie bei Gleitlagerung $u < 120$ m/s (n ca. 23000 min^{-1}). Die zwischen den Rotoren wirksame Kraft macht ca. 10 bis 15% des Hauptrotormomentes aus.

In Bild 10b wird in einer perspektivischen Darstellung der Spaltverlauf (Kontaktfläche) zwischen den Rotoren dargestellt. Bei den herkömmlichen Rotorprofilen tritt sowohl Gleiten als auch Wälzen der Zahnflanken auf. Die Gleit-

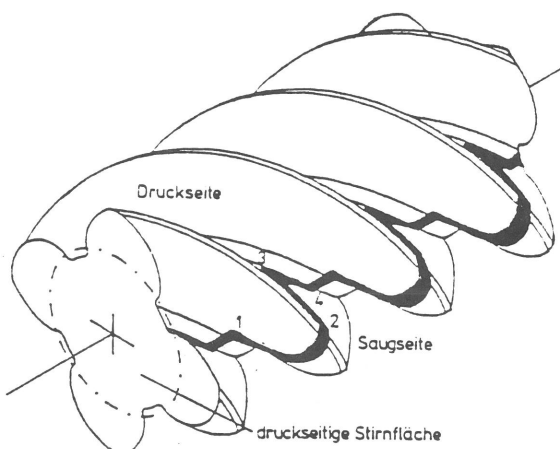


Bild 10b
 Perspektivische Darstellung
 des Profileingriffspaltes
 einer Schraubenmaschine /38/.

geschwindigkeiten können, je nach Profilform, ca. 30% bis 50% der Umfangsgeschwindigkeit betragen /38/. Zur Steigerung der Lebensdauer der naßlaufenden Rotoren und zur Senkung der Reibungsverlustleistung werden für die Rotoren CVD- und PVD-Beschichtungsverfahren entwickelt. Die Schichten sollen dann unter Festkörperreibungsbedingungen arbeiten, so daß möglicherweise die Gleichlaufgetriebe entfallen können /38/.

Bei Rotoren kleiner Abmessungen können diese zukünftig auch aus keramischen Werkstoffen hergestellt werden, um die bewegten Massen zu reduzieren und eine Beschichtung einzusparen.

1.1.5 Öldampfkeramikmotor

Beim Öldampfkeramikmotor soll leichtes Heizöl derart aufbereitet werden, daß das von Motor angesaugte Gemisch mit Hilfe einer Zündkerze zu einem vorwählbaren Zeitpunkt gezündet werden kann. Der Zwei-Zylindermotor gibt bei 1500 min^{-1} aus 540 cm^3 Hubraum 5 kW-Leistung ab. Es sind als Brennstoff Normalbenzin und leichtes Heizöl vorgesehen. Der Motor kann als Zwei- oder Viertaktversion betrieben werden. Es ist vorgesehen, Keramik als Isolationswerkstoff und zur Verschleißminderung einzusetzen /39/. Dabei sollen sowohl der Kolben als auch die Zylinderlaufbuchse aus SiSiC gefertigt werden und die Lateralkräfte des Kolbens über eine Kolbenstangenführung aufgefangen werden. SiSiC war als Werkstoff deshalb ausgewählt worden, weil es sich bei Versuchen in Linearlagern unter Mischreibung bei Gleitgeschwindigkeiten von 2 bis 3 m/s und Flächenpressungen von 0,2 bis 0,3 N/mm^2 als verschleißbeständig erwiesen hatte.

1.2 Keramik im Turbinenbau

1.2.1 Keramische Bauteile

Zur Steigerung des thermischen Wirkungsgrades und zur Verkleinerung der Abmessungen müssen in Turbinen für die im Heißgasstrom liegenden nicht kühlbaren Schaufeln der ersten Turbinenstufe hochwarmfeste Werkstoffe eingesetzt werden. Im Turbinenbau werden Gastemperaturen von bis zu 1400°C ange-

strebt. Deshalb können metallische Werkstoffe hier nicht angewendet werden, aber auch weil bei gesteigerten Drehzahlen aufgrund der dreimal höheren Dichte die Zentrifugalkräfte zu unzulässigem Kriechen des Werkstoffes führen. Die im Heißgasstrom liegenden Hauptbestandteile der Turbine sind:

- Brennkammer
- Turbinenleitkränze
- Turbinenlaufräder
- Wärmetauscher (bei Automobilen und Schiffen)

Bei der keramischen Fahrzeuggasturbine ergaben sich Treibstoffersparnisse in der Größenordnung von 20% bei hoher oder konstanter Geschwindigkeit /40,41/. Der Einsatz von Gasturbinen im Automobilbau wird aufgrund der hohen Herstellungskosten sowie der geringen Lebensdauer noch auf sich warten lassen und dürfte erst dann erfolgen, wenn die Bruchwahrscheinlichkeit Werte von 10^{-7} erreicht und einige Detailprobleme gelöst sind. Die mechanischen und thermischen Probleme statischer Turbinenteile aus Keramik, wie Brennkammer und Leitapparat, sind im Grundsatz weitgehend gelöst, während bei den keramischen Turbinenrädern und Lagern, die zu den dynamischen Maschinenelementen zählen, noch viel Entwicklungsarbeit in der Qualitätsicherung zu leisten ist.

Eine Turbine arbeitet mit hohem Luftüberschuß, so daß in den Verbrennungsgasen noch ein hoher O_2 -Anteil enthalten ist. Bei der Auswahl der Keramik muß darauf geachtet werden, daß die Festigkeitseigenschaften der Bauteile auch unter stark oxidierender Wirkung der Heißgase erhalten bleiben. Ebenso müssen keramische Bauteile bei Umdrehungsgeschwindigkeiten von 400 m/s gegen Erosion durch Partikel im Heißgasstrom beständig sein /40/. Strahlverschleiß wurde sowohl an Fahrzeuggas- als auch in Gichtgasentspannungsturbinen beobachtet (s. Bild 11).

Ein der Gasturbine sehr verwandtes Aggregat ist der Turbolader, der wie die Turbine vor allem auf Erosion bei Gastemperaturen von bis zu $1350^\circ C$ beansprucht wird. Ein Turbolader als monolithisches, keramisches Bauteil wird ab 1985 angeboten und muß Abgastemperaturen von bis zu $1100^\circ C$ standhalten. Zur Zeit werden Turbolader aus Si_3N_4 und SiC angeboten.

Sowohl bei der Gasturbine als auch beim Turbolader können bezüglich des Schmiersystems wie der Lebensdauer Verbesserungen durch die Verwendung von Si_3N_4 -Kugellagern oder Hochtemperaturfederlagern erreicht werden (vgl. Kap. 1.3).

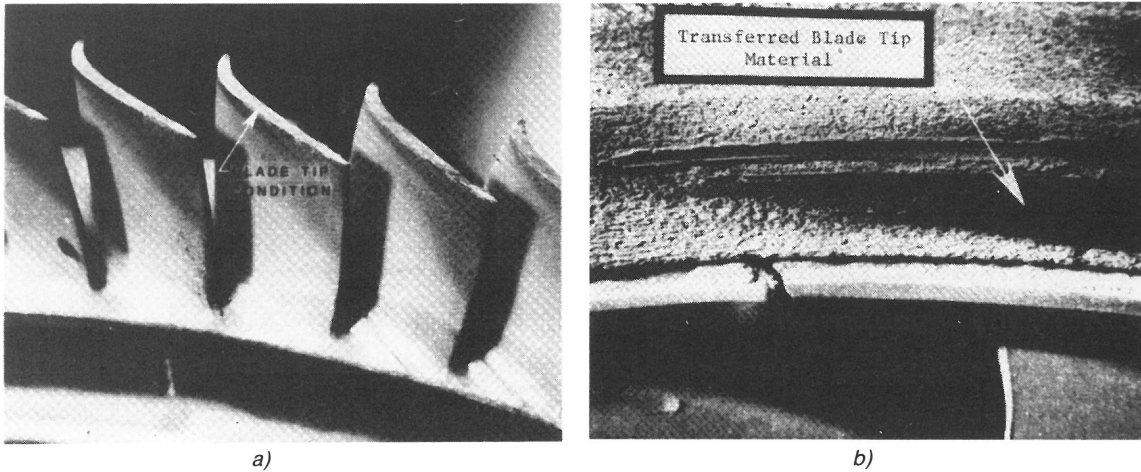


Bild 11
a) Turbinenschaufeln aus Keramik und b) adhäsiver Übertrag von der Schaufelspitze /42/.

1.2.2 Turbinenkranzdichtungen

Die Steigerung des Gesamtwirkungsgrades von Turbinen hängt nicht nur von der Steigerung der Temperatur sondern auch von der Senkung der Spaltverluste ab. Ein Triebwerk enthält ca. 50 Spaltanordnungen. Die Spaltverluste steigen mit zunehmendem Druckverhältnis. Heutige Triebwerke arbeiten mit einem Druckverhältnis von 25:1. Der Gasleckstrom fließt von der Druckseite zur Saugseite der Turbinenschaufel über deren Spitze (s. Bild 12a).

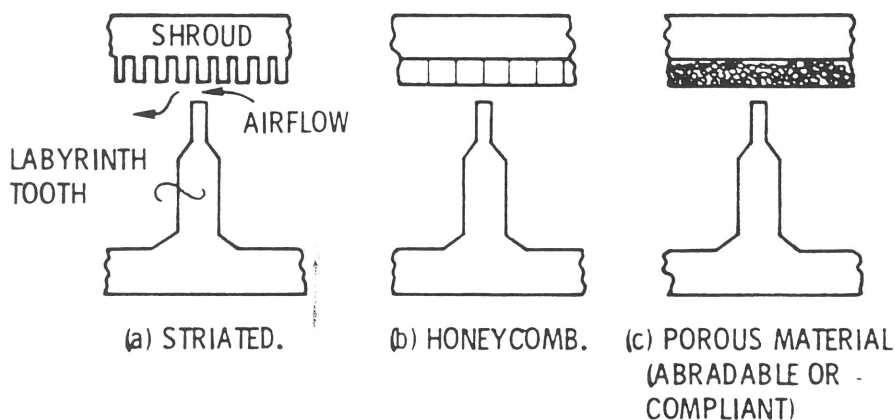


Bild 12a
Möglichkeiten zur Gasabdichtung /43/.

Im neuen Zustand beträgt der Spalt zwischen Gehäuse und Turbinenschaufelspitze 1/100 mm. Dieser Spalt geht beim

Betrieb durch die Dehnung der Schaufeln auf Grund der Zentrifugalkraft, des Kriechens, der Wärmedehnung und von Rotorschwingungen verloren.

Zur Verringerung der Spaltverluste und des Verschleißes an der Turbinenschaufelspitze sind zwei Möglichkeiten denkbar:

1) Verschleißmindernde Schichten auf der Turbinenschaufelspitze bei Verwendung leicht abreibbarer Gehäusematerialien und

2) Turbinenschaufelspitzeinsätze aus Keramik.

1) Verschleißmindernde Schichten

Bei Umdrehungsgeschwindigkeiten von 100-400 m/s reibt die Turbinenschaufelspitze am Gehäuse. Dabei darf weder die Schaufel noch das Gehäuse beschädigt werden. Vor allen Dingen darf sich der Spalt nicht vergrößern. Die Spaltverluste sind am geringsten, wenn nicht die Turbinenschaufel sondern das Gehäuse abgerieben wird. So entsteht nur eine Spaltvergrößerung auf einem Kreissegment von 5-10°, während bei der Turbinenschaufel der Spalt sich auf einem Winkel von 360° vergrößert.

Aus diesen Gründen wird das Gehäuse mit einem leicht abreibbaren Material und die Turbinenschaufelspitze mit einer verschleißmindernden Schicht beschichtet. Diese verschleißmindernden Schichten bestehen aus harten Oxiden geringer Wärmeleitfähigkeit, die außerdem die thermische Belastung der Turbinenschaufel senken. Das Material zum Beschichten des Gehäuses muß mit dem Gegenkörper neben einer niedrigen Reibungszahl auch eine niedrige Wärmeleitfähigkeit besitzen. Dadurch reduziert sich der Kühlaufwand an der Gehäuseaußenseite.

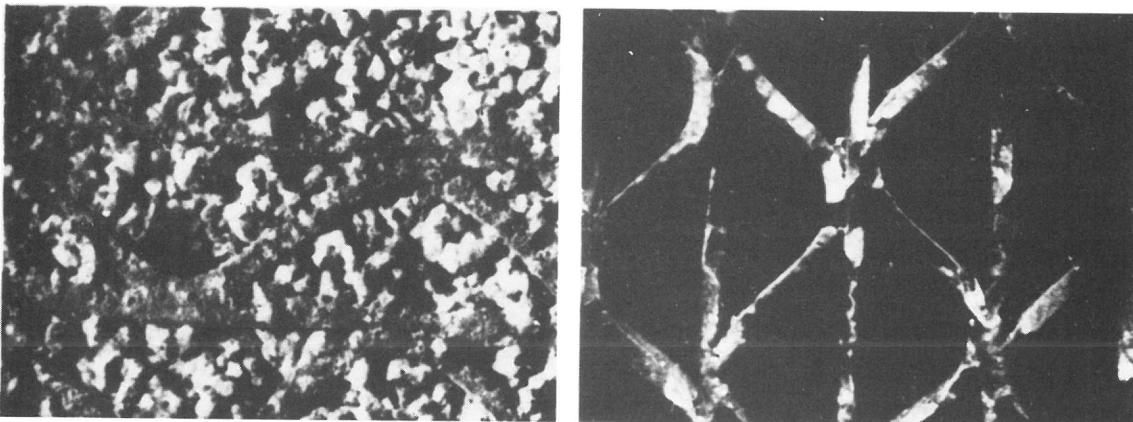


Bild 12b

Gefüllte und ungefüllte Gehäusematerialien aus Si_3N_4 /44/.

Im Hochtemperaturteil des Triebwerkes müssen die Gleitschichten oxidationsbeständig sein. Der hohen Härte der keramischen Gehäusewerkstoffe kann werkstofftechnisch entgegengewirkt werden über die Verwendung poröser Materialien (20-80% Porosität) oder von Wabenstrukturen (s. Bilder 12a-b), da diese Schichten bei geringstmöglichem Leistungsverlust leicht abreibbar sind.

Der Einsatz von plasmagespritztem, hochporösem $Y_2O_3-ZrO_2$ in einer kleinen, stationären Turbine /45/ zeigte Wärmerisse (parallel zur Oberfläche) in der Grenzfläche zwischen Keramik und Metall, Risse senkrecht zur Oberfläche sowie Ausbrüche. Die Bildungsmechanismen der Risse senkrecht zur Oberfläche sind unklar. Vermutlich rufen Reibkräfte diese Risse hervor (Radiale Rißbildung). Durch ein mehrmaliges Plasmaspritzen bei Veränderung der Schichtzusammensetzung vom Grundwerkstoff zur Keramikschiicht hin lassen sich Wärmerisse unterdrücken bzw. zeitlich verzögern /43/. Insgesamt sank auch an der Gehäuseaußenseite die Temperatur um $80^\circ C$ bei einer Gastemperatur von $1200^\circ C$.

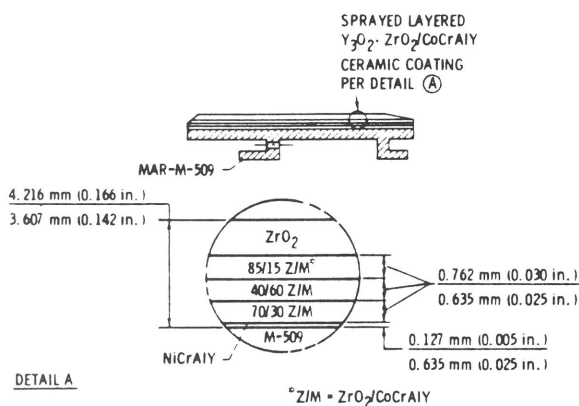
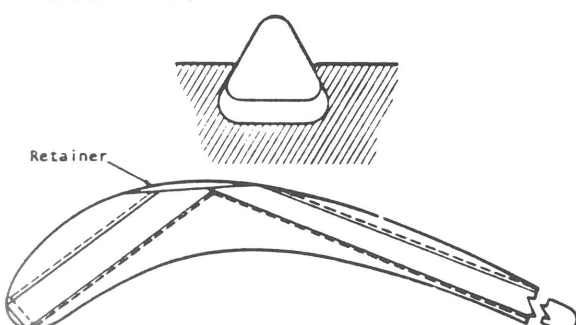


Bild 12c
Schichtaufbau von
plasmagespritzten Gehäuse-
dichtungen /43/.

2) Turbinenschaufelspitzeneneinsätze aus Keramik

Ähnlich wie die Dichtleiste beim Wankelmotor (vgl. Kap. 1.1.2) kann durch den Einbau einer dreieckigen Leiste in die Schaufelspitze der Gasleckstrom reduziert werden (s. Bild 13).



Blade material	MAR-M421
Tip material	Hot-pressed silicon nitride
Base width	2.03 mm
Height	2.41 mm
Edge radius of slot	0.51 mm
Edge radius of insert	0.38 mm
Tip to slot clearance	0.38 mm
Slot depth	1.65 mm
Design rub depth	0.76 mm maximum 0.25 mm design

Bild 13
Einsatz aus
 Si_3N_4 in einer
Turbinen-
schaufelspitze
/46/.

Die Leiste aus Si_3N_4 oder SiC läuft z.B. gegen eine auf dem Gehäuse aufgebrachte Wabenstruktur aus Si_3N_4 oder SiC . M.G. Salomon, J.W. Vogan und A.R. Stetson /46/ berichteten, daß heißgepreßtes Si_3N_4 sowohl in Form einer Honigwabenstruktur als auch in Form einer Leiste stets gleichmäßig ohne Ausbrüche verschleißt. Dabei sank der Leistenverschleiß auf 1/6 gegenüber dem Turbinenschaufelwerkstoff MAR-M421. Das Verschleißverhältnis von Schaufelspitze zu Gehäuse beträgt bei Si_3N_4 -Leisten 1:6 gegenüber 2:1 bei Schaufelspitzen aus MAR-M421. Honigwabenstrukturen oder Leisten aus reaktionsgebundenem SiC neigen eher zu Ausbrüchen als daß sie verschleifen.

1.2.3 Radwärmetauscher

Die Gasturbine setzt nur einen begrenzten Teil der im Gas enthaltenen Wärmeenergie in mechanische Arbeit um. Die Abgaswärmeenergie wird durch einen Wärmetauscher zur Steigerung des Wirkungsgrades für die Vorwärmung der zu verbrennenden Luft genutzt. Eine Wabenstruktur (s. Bilder 14a und 14b) ermöglicht die angestrebte Wärmetauschergüte (90%) über eine große Austauschfläche und einem großen Durchgangsquerschnitt.

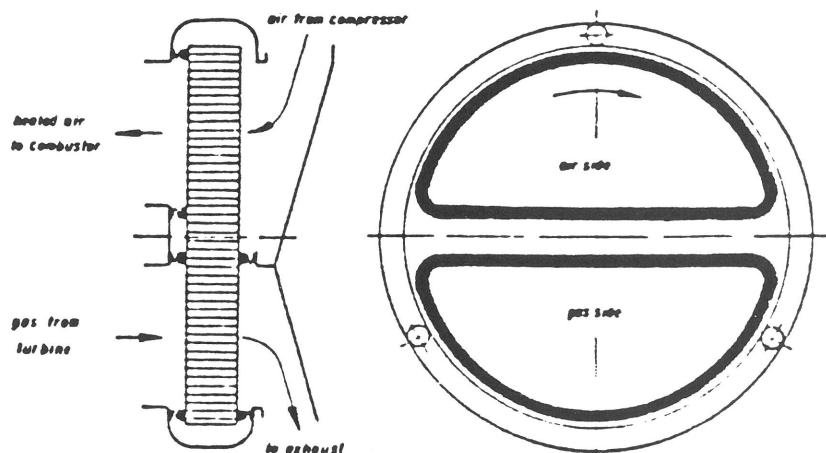


Bild 14a
Funktionsprinzip des Radwärmetauschers und Anordnung der Dichtungen /47/.

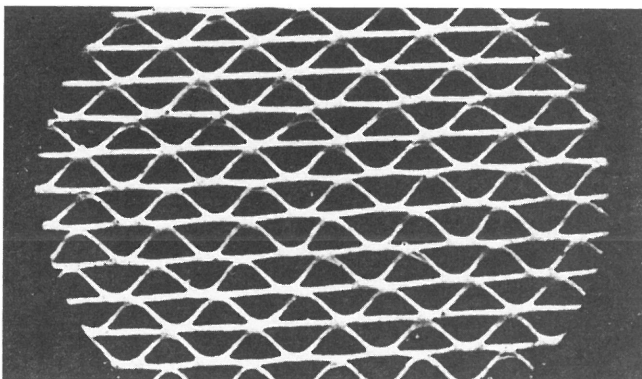


Bild 14b
Struktur der Matrix des Rades /48/.

Die auf der kalten Seite einströmende Luft aus dem Radialkompressor steht unter Druck und muß von der drucklosen heißen Seite getrennt werden. Die beiden Kanäle werden durch Gleitdichtungen getrennt (s. Bild 14a). Die Gleitdichtungen dürfen die weiche Wabenstruktur (Lithium- oder Magnesium-Aluminium-Silikat) nicht beschädigen.

Für die kalte Seite kam Graphit bei einer Pressung von $0,05 \text{ N/mm}^2$ zur Anwendung.

Die gemessene Reibungszahl betrug $0,1$ und die Verschleißgeschwindigkeit $4 \cdot 10^{-4} \text{ mm/h}$. /49/.

Für die heiße Seite (750°C) fand plasmagespritztes NiO mit einer Reibungszahl von $0,25-0,28$ eine Anwendung /48/. Ähnliche Ergebnisse erzielte man mit einer plasmagespritzten NiO (70%)/CaF₂ (30%)-Legierung /50/ bei einer Gleitgeschwindigkeit von $0,5 \text{ m/s}$, einer Umgebungstemperatur von 760°C und einer Flächenpressung von $0,05 \text{ N/mm}^2$. Es ergab sich eine Verschleißgeschwindigkeit von $1 \cdot 10^{-4} \text{ mm/h}$ bei einer Reibungszahl von $0,37$.

Die Abdichtung der heißen Seite stellt das zum wirtschaftlichen Betrieb entscheidende Problem dar, da von der Lebensdauer und Güte des Wärmetauschers der Wirkungsgrad der Gasturbine abhängt. Deshalb wird über die Werkstoffauswahl wenig berichtet.

Es wurde auch durch Feststoffschmierung versucht, die Reibungszahl herabzusetzen, jedoch verstopfen dann die Kanäle des Radwärmetauschers.

1.3 Keramik in der Lagertechnik

1.3.1 Wälzlager

Die Erhöhung der Temperatur und der Drehzahlen zur Wirkungsgradsteigerung belastet im Dauerbetrieb von ungekühlten Motoren, Flugzeugtriebwerken, Fahrzeuggasturbinen und Abgasturboladern in Folge von Wärmeleitung auch andere Bauteile, insbesondere Lager, thermisch höher. Für metallische Werkstoffe beträgt die höchste Einsatztemperatur in Lagern $350-400^\circ\text{C}$ (s. Tabelle 3), da die Härte mit steigender Temperatur stark abnimmt, wodurch die Formbeständigkeit abnimmt, die Verschleißrate zunimmt und die Laufgenauigkeit

leidet. Von diesen Temperaturen aufwärts lassen die Flüchtigkeit der flüssigen Schmiermittel und deren nachlassende Schmierwirkung den Einsatz von Werkstoffen, welche die gleiche Festkörperreibungszahl und dieselbe Verschleißrate wie ölgeschmierte Stahllager besitzen, als vorteilhaft erscheinen.

TABLE 1—SELECTED PHYSICAL AND THERMAL PROPERTIES OF HIGH-TEMPERATURE ROLLING BEARING MATERIALS

MATERIAL	HARDNESS, R _c AT 20°C	MAXIMUM USEFUL TEMPERATURE* °C (°F)	DENSITY g/cm ³	ELASTIC MODULUS GPa(10 ⁶ psi) AT 20°C	POISSON'S RATIO	THERMAL CONDUCTIVITY, Cal/s m °C		COEFFICIENT OF THERMAL EXPANSION 10 ⁻⁶ °C ⁻¹ 0-800°C
						20°C	800°C	
M-50 steel	64	320(600)	7.6	190(28)	0.28	13.4	—	12.3(300°C)
M-1 steel	66	430(800)						
M-41 steel	69	540(1000)						
440C + Mo steel†	62	260(500)	7.8	200(29)	0.28	5.8	—	10.1(100°C)
Cr-Mo-V steel†	63	370(700)						
Cr-Co-Mo-V-W steel†	66	450(850)						
Co-Cr-W alloy	54	650(1200)‡	8.6	210(30)	0.28	2.2	4.5	14.1
TiC-Ni-Mo-NbC cermet	67	800(1470)	6.3	390(57)	0.23	14.0	6.8	10.7
Al ₂ O ₃	85	1000(1830)	3.9	330(51)	0.25	7.2	1.7	8.5
SiC	90	1200(2200)	3.2	410(59)	0.25	35.0	12.0	5.0
Si ₃ N ₄	78	1200(2200)	3.2	310(45)	0.26	7.3	4.7	2.9

*Maximum operating temperature when used for rolling bearings based on a minimum hot hardness of Rc 57 after long-term soaking at temperature, compared to a maximum temperature of 180°C (350°F) for 52 100 steel.

† These steels have significant stainless properties, whereas the others do not.

‡ Special bearing designs must be used with superalloys to compensate for their low hardness.

Tabelle 3

Maximale Einsatztemperaturen verschiedener Kugellagerwerkstoffe /51/.

Diese Forderungen werden von heißgepreßtem Siliziumnitrid erfüllt. Siliziumnitrid besitzt eine hohe Warmbiegebruchfestigkeit (s. Bild 15 sowie Tabelle 3), eine sehr gute Temperaturwechselbeständigkeit, eine hohe Warmhärte und auch einen ausgezeichneten Erosionswiderstand.

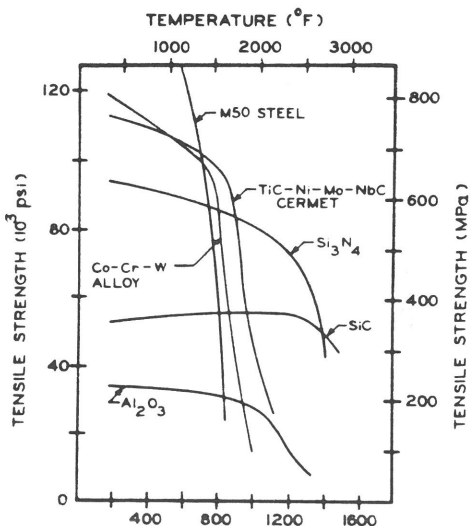


Bild 15
Hochtemperaturfestigkeit einiger Werkstoffe /51/.

Lager aus Siliziumnitrid können bei höheren Temperaturen eine gewisse Zeit auch trocken laufen (Notlaufeigenschaft-

ten) /8,13,52/, da die reibungsbedingte Wärmeentwicklung und die Adhäsionsneigung geringer sind als bei Stahlkugeln /53/. Zirkondioxid scheidet als Werkstoff für Lager auf Grund seiner geringen Wärmeleitfähigkeit und hohen Reibungswärmeentwicklung auf jeden Fall in Hochgeschwindigkeitslagern (z.B. Turbolader, Turbinen) aus.

Für den Einsatz von Keramik in Lagern standen von vornherein tribologische Überlegungen im Vordergrund, da aufgrund der geringen Dichte entweder die auf die Kugeln wirkende Zentrifugalkraft um 40% bis 50 % reduziert /54/ werden kann oder höhere Drehzahlen erreicht werden können /55/. Bei Anwendungen im Bereich von 50.000 bis 200.000 min^{-1} ist die Fliehkraft der Wälzkugeln und nicht die äußere Belastung bezüglich des Verschleißes dominierend.

Die ersten Ergebnisse mit Siliziumnitridkugeln waren wenig ermunternd, da die Kugeln vorzeitig barsten oder die Rauigkeit der Oberfläche durch Absplittern zunahm (s. Bild 16), wobei die so entstandenen Partikel zu abrasivem Verschleiß sowohl der Keramik als auch der Stahlkäfige führten. Diese Probleme wurden inzwischen überwunden.



Bild 16
Katastrophales Versagen
eines vollkeramischen
Kugellagers /52/.

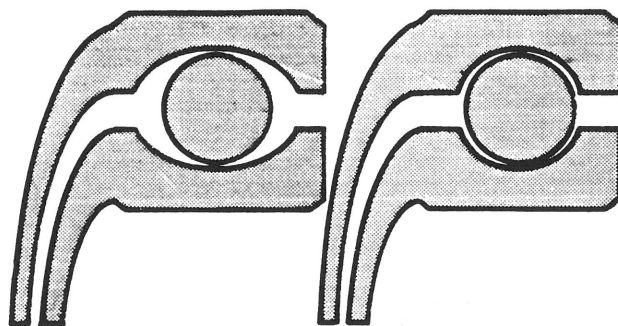


Bild 17
Laufbahnring eines Kugellagers aus
Keramik (rechts) gegenüber einem
aus Metall (links) /55/.

An den Einbau von Keramikugeln in Wälzlagern kann unter folgenden Voraussetzungen gedacht werden /54/:

- a) wenn Keramikkugeln mit annähernd gleicher Güte und vertretbarem wirtschaftlichem Aufwand hergestellt werden können wie Kugeln aus Stahl.
- b) wenn die Keramikkugeln die Überrollfestigkeit der Stahlkugeln bei gleicher spezifischer Beanspruchung mit gleicher Zuverlässigkeit erreichen und
- c) wenn der Schadensfortschritt nach eingetretener Ermüdung ähnlich langsam und gutartig erfolgt wie bei Lagern mit allen Komponenten aus Stahl.

Die konstruktive Angleichung der Lagergeometrie an die Werkstoffeigenschaften, aber auch die Verbesserung derselben führten zur Steigerung der Lebensdauer auf das Niveau von Stahllagern. Hierzu wird die Last auf große Flächen verteilt, da sonst wegen des hohen E-Moduls der Keramik hohe Kontaktspannungen auftreten, zusätzlich werden auch die Kontaktspannungen in den Mikrokontakten durch Verbessern der Oberflächengüte sowie durch Vergrößerung der Radien und durch Angleichung des Kugelradius an den Laufbahnringradius (s. Bild 17) reduziert. Geläppte Oberflächen sollen noch die Reibungsverlustleistung beträchtlich senken helfen.

Um die Spannungskonzentration an Poren und Einschlüssen zu senken, wurde die Reinheit von Siliziumnitrid sowie dessen Homogenität verbessert, da Poren und Einschlüsse Keime für Ausbrüche darstellen /51,52/ (s. Bild 18). Keramische Werkstoffe können an Fehlstellen oder Defekten Spannungsüberhöhungen nur zu einem ganz geringen Teil abbauen, weshalb schon kleine Defektlängen zur Zerstörung des Bauteils oder zu Ausbrüchen an der Oberfläche führen.

Für die Lebensdauer spielt die Oberflächengüte eine wichtige Rolle. Je glatter die Oberfläche ist, desto größer ist die Lebensdauer /57/. In Wälzlagern kommen deshalb nur hochdichte, geläppte und hochreine Materialien zur Anwendung. Es können sich trotz fehlerfreier Oberfläche Abplatzungen über die Bildung von konischen Rissen /56,57/ (vgl. Text II Kap. 2.1.1) bilden. Die Kenntnis der äußeren Spannung, die bei gegebener Kontaktgeometrie zu Rissen führt, ist für die Erweiterung der Verwendung von Si_3N_4 als Wälzlagermaterial von erheblicher Bedeutung, denn aus der Kenntnis der Verschleißrate eines Verschleißmechanismus läßt sich sowohl die

Lebensdauer als auch die zu erwartende Laufungengenauigkeit abschätzen /56/.

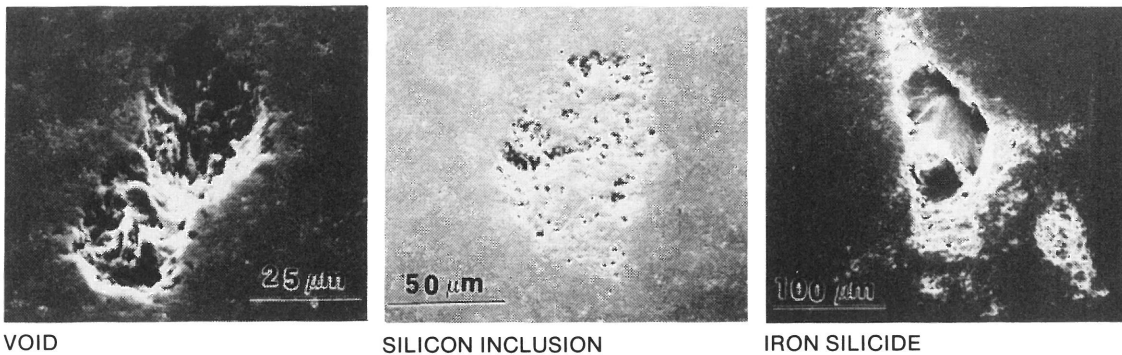


Bild 18
Fehler in heißgepreßtem Si₃N₄ /51/.

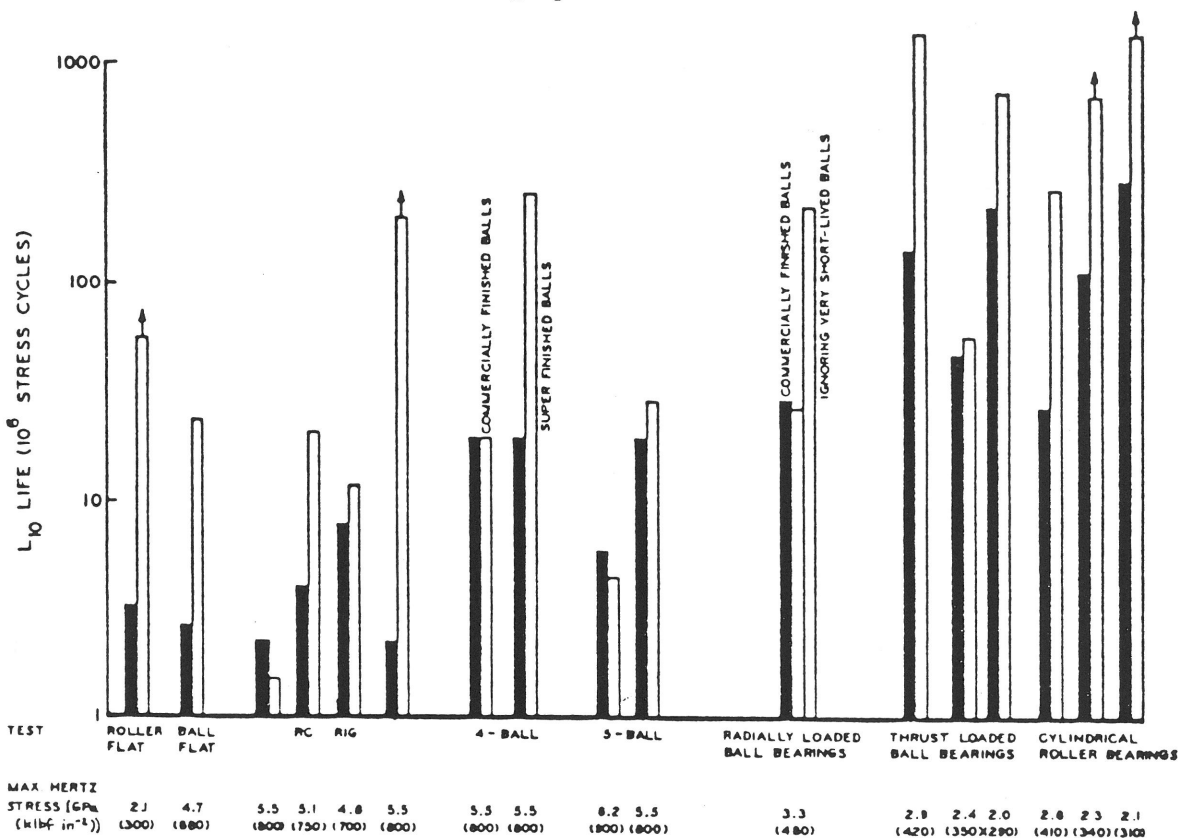


Bild 19a
Vergleich der Lebensdauer eines Lagers aus Metall ■ gegenüber einem aus Si₃N₄ □ /58/.

Die Abriebteilchen aus Keramik müssen in ölgeschmierten Systemen zur Lebensdauersteigerung mittels Feinstfilterung aus dem Öl entfernt werden.

Derzeit sollen ölgeschmierte Keramik-Keramik- oder Keramik-Metall-Kugellagerpaarungen ölgeschmierte Stahl-Stahl-Kugellagerpaarungen unter bestimmten Einsatzbedingungen in der Lebensdauer um ein Vielfaches übertreffen können (s. Bild 19a) /15,52,54,57,59,60,61/. Die nominelle oder rechnerische

Lebensdauer L10-LIFE in Bild 19a ist als Anzahl von Umdrehungen definiert, die von 90% einer genügend großen Menge gleicher Lager bei der vorliegenden Belastung erreicht oder überschritten wird, bevor sich Schäden infolge Ermüdung zeigen.

Die Pittingtiefe ist bei HPSN geringer als bei M 50 Stahl und ausschlaggebend für die Verwendung von Si_3N_4 /62/. Si_3N_4 Kugeln versagen wie M 50 Kugeln nach einem ähnlichen Mechanismus /51,54/ (s. Bild 19b).

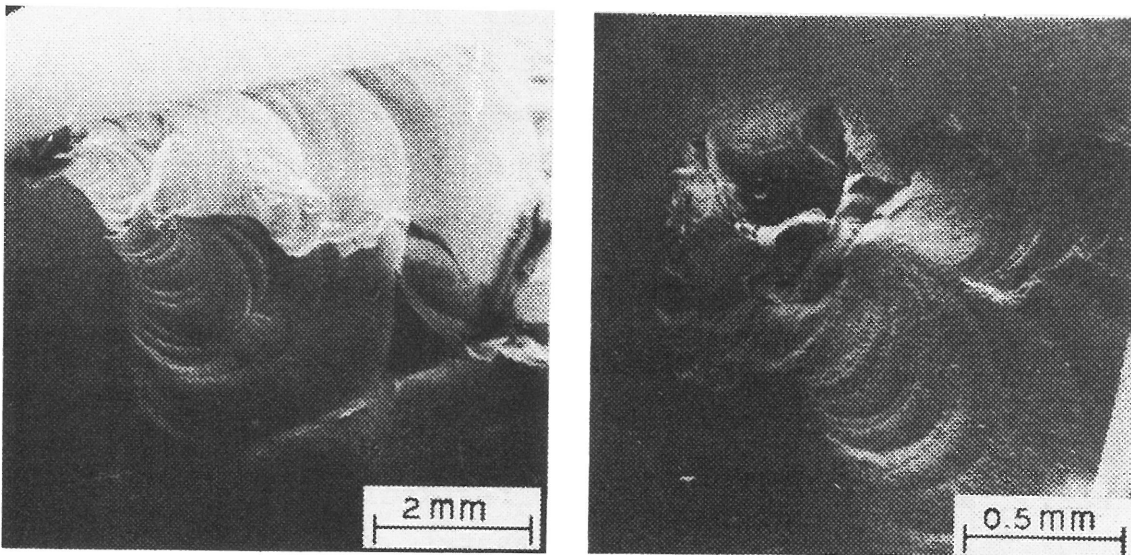


Bild 19b

"Gutartiger" Schadensverlauf bei Kugellagern aus Si_3N_4 durch Bildung lateraler Risse /51/.

Kugeln aus SiC oder Al_2O_3 werden in hochbelasteten Lagern nicht angewendet, da der Schadensverlauf bei Kugeln aus diesen Werkstoffen nicht "gutartig" verläuft.

Die permanente Verbesserung der Si_3N_4 -Wälzlager führt zur seriennahen Erprobung als Hauptwellenlager in Flugzeugtriebwerken, in Turboladern, in Hubschraubern, u.a..

Bei Cummins laufen Untersuchungen für einen Turbolader mit Si_3N_4 -Kugellagern, welche mit einer Graphittrockenschmierung versehen sind /9/.

Lager in Hochvakuumpumpen arbeiten unter einem stark verminderten Sauerstoff- und Wasserdampfpartialdruck. Unter diesen Bedingungen neigen Werkstoffe stark zur Adhäsion, da schützende Oxidschichten schneller abgerieben werden, als sie durch Oxidation neu gebildet werden können. Auch die

hohe Drehzahl der UHV-Pumpen (bis 60.000 min^{-1}) läßt den Einsatz von Si_3N_4 -Lagerkugeln als sinnvoll erscheinen, da Keramik leichter ist und weniger zur Adhäsion neigt.

1.3.2 Aerodynamische Federlager

Trotz der häufig guten Verschleißbeständigkeit keramischer Werkstoffe wird auf Grund der Einsatzgrenze von Flüssigschmierstoffen bei ca. $350 \text{ }^\circ\text{C}$ versucht, für den Bereich der Mischreibung Hochtemperaturlagersysteme mit niedrigen Reibungszahlen und Verschleißraten z.B. für Kfz-Kleingasturbinen oder Abgasturbolader zur Verfügung zu stellen.

Für den Hochtemperatureinsatz ermöglichen nur niedrigbelastete gasgeschmierte Lager die Verwirklichung niedriger Reibungszahlen gegenüber Lagern mit Feststoffschmierung. Für die Lagerzapfen- und Lagerschalenlaufflächen dieser Gleitlager müssen deshalb Werkstoffpaarungen mit geringen Reibungszahlen, geringer adhäsiver Verschleißneigung (Notlauf-eigenschaft), ausreichender Temperaturbeständigkeit und hohem abrasivem Verschleißwiderstand eingesetzt werden, da die Oberflächen der Lagersegmente beim Anfahrvorgang im Bereich der Festkörperreibung relativ hoch belastet werden. Gasgeschmierte Keramiklager werden schon in kleinen Stückzahlen in Spindellagerungen, Flugzeugkabinengebläsen und kleinen Turbomaschinen eingesetzt.

In Bild 20 wird beispielhaft der Verlauf des Reibmomentes (Reibungszahl) eines Versuchslagers (ZrO_2 -Segmente gegen HPSN-Wellenzapfen) als Funktion der Drehzahl dargestellt. Mit Erreichen des Übergangsdrehzahlbereiches fällt das Reibmoment stark ab.

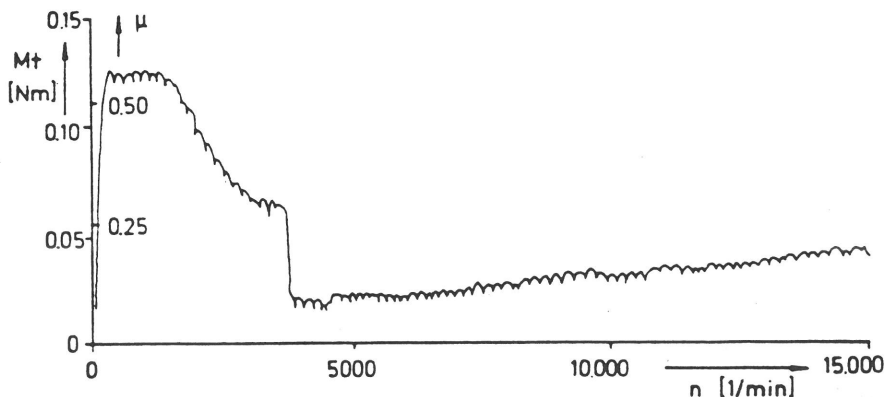


Bild 20
Gemessener Drehmomentverlauf des Versuchsmotors I mit HPSN-Zapfen und Mehrkeilfederlager mit ZrO_2 -Segmenten /63/.

Im vorliegenden Fall liegt die Übergangsdrehzahl bei ca. 4000 min^{-1} und würde von der tribologischen Seite die Leerlaufdrehzahl einer Gasturbine festlegen. Die Festkörperreibungszahl des Versuchslagers betrug hier $f \approx 0,5 / 63/$. Mit der Kombination HPSN-Lagerzapfen gegen Kohlesegment-Mehrkeilfederlager (EK 86 und PO3XHT) konnten bei Lagertemperaturen bis $350 \text{ }^\circ\text{C}$ ohne Betriebsstörungen jeweils 10.000 Start-Stop-Zyklen gefahren werden. Der dabei beobachtete geringfügige Verschleiß an den Segmenten und am Lagerzapfen bestand hier nur in einem Glätten der Oberflächen. Für ein Kohlesegment beträgt die max. Einsatztemperatur ca. $400 \text{ }^\circ\text{C}$. In Gegensatz dazu trat bei der Kombination HPSN-Lagerzapfen gegen ZrO_2 -Segmente bei den Dauerstartversuchen ein kontinuierlicher Verschleiß am belasteten Segment auf, wodurch sich das Lagerspiel nach 3.000 Start-Stop-Zyklen vervierfacht hatte.

1.4 Forschungsrichtungen zur Erweiterung der Einsatzgebiete von Keramik

Der Einsatz von Keramik als Ingenieurwerkstoff ist aufgrund der Erhöhung der Betriebstemperaturen und der Wärmedichte in Wärmekraftmaschinen zur Steigerung des thermischen Wirkungsgrades aber auch zur Senkung der Reibungsverlustleistung und des Verschleißes sowohl bei höheren Temperaturen als auch bei Raumtemperatur von Vorteil.

Trägt man die in der Literaturrecherche gewonnenen Daten zusammen, so erhält man die in Bild 21 dargestellten Beanspruchungsfelder keramischer Werkstoffe in tribologischen Systemen. Dort wurde die Gleitgeschwindigkeit über der Hertzschen Flächenpressung aufgetragen. Man erkennt, daß keramische Werkstoffe bezüglich der Gleitgeschwindigkeit über fünf Zehnerpotenzen und der Flächenpressung über sechs Zehnerpotenzen beanspruchbar sein müssen.

Der Stand der Werkstoffentwicklung ließ den Einsatz von Keramik aus mechanischen Erwägungen heraus scheitern, da die keramischen Bauteile vor dem Ende ihrer berechneten Lebensdauer mechanisch versagten. Die mechanischen Eigenschaften derzeitiger Ingenieurkeramiken haben ein Niveau erreicht,

bei welchem die Lebensdauer eines Systems nun von tribologischen Gesichtspunkten mitbestimmt wird (s. Tabelle 3).

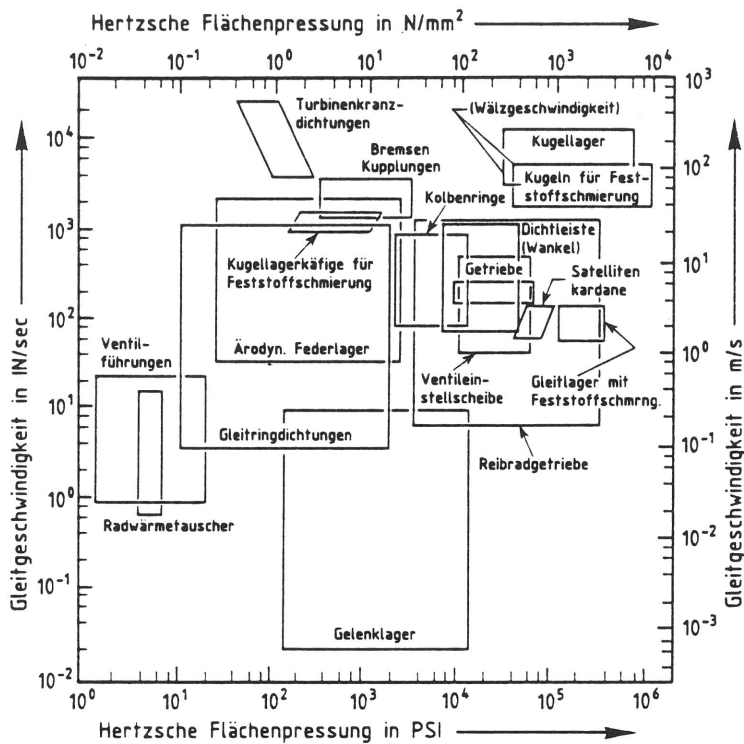


Bild 21
Beanspruchungsfelder
keramischer Werkstoffe
in tribologischen
Systemen.

Tribosystem	Is sliding wear involved in the failure?		Are fatigue processes involved in the failure?			Is the action of particles involved in the failure?	
	Severe	Mild	Contact	Fretting	Thermal	Abrasion	Impact damage
Plain bearings	Yes	No	No	Sometimes	No	Yes	Sometimes
Rolling bearings	No	Yes	Yes	No	No	No	No
Gears	Yes	Yes (after run-in)	Yes	No	No	No	No
Brakes and friction surfaces	Yes	Yes	No	No	Yes	Sometimes	No
Seals	Yes	No	No	No	No	Sometimes	No
Rail-wheel systems	Yes	Yes	Possibly	Possibly	No	Yes	No
Cams and tappets	Yes	Possibly	Yes	No	No	No	No
Valves and valve seats	No	Yes	No	No	Possibly	No	No
Piston-cylinder systems	Yes	Yes	Sometimes	No	No	No	No
Hot and cold rolling mills	Yes	Sometimes	Possibly	No	Yes	No	No
Sheet forming, wire drawing and metal cutting tools	Yes	No	No	No	Yes	No	No
Dry bearings	Yes	No	No	No	No	Sometimes	No
Current collectors	Yes	No	Sometimes	No	Sometimes	Yes	No

Tabelle 3
Zusammenfassung der Einflußfaktoren die zum Versagen von Tribosystemen führen /64/.

Derzeit beschränkt sich die Anwendung von keramischen Werkstoffen im wesentlichen auf die Verwendung als Verschleißschuttschichten, wobei die mechanischen Lasten nach wie vor von einem metallischen Grundwerkstoff getragen werden.

Tabelle 4 zeigt eine Gliederung des Verschleißgebietes nach der Art der tribologischen Beanspruchung. Die Verschleißmechanismen werden Erzeugnissen und Werkstoffen zu-

geordnet. Man erkennt, daß die häufigsten Beanspruchungen durch Gleitverschleiß erfolgen.

Zukünftig müssen durch gezielte Variationen der Zusammensetzung nicht nur die mechanischen Eigenschaften, sondern auch kombiniert mit den tribologischen Eigenschaften das System und der Werkstoff gemeinsam optimiert werden, damit neuartige Konstruktionen an Raum gewinnen können. Tabelle 5 stellt stichpunktartig Forschungsrichtungen zur Steigerung der Anwendbarkeit von Keramik dar.

Der zum Teil niedrigere Verschleiß und die niedrige Festkörperreibungszahl von Si_3N_4 - Si_3N_4 - und von Keramikpaarungen allgemein gegenüber Metall/Metall-Paarungen wird Oberflächenbelägen bzw. Oxidschichten zugeschrieben, die "selbstschmierend" wirken können /51,58/, insbesondere deshalb, weil die Reibungszahl sowie der Verschleißbetrag von der Luftfeuchtigkeit stark abhängen /65,66/. So nimmt bei














Verschleißpaarung	Tribologische Beanspruchung	Verschleißart	Werkstoffe	Bauteil/Erzeugnis
Festkörper Festkörper <small>(ohne oder mit Schmierung)</small>	Gleiten 	Gleitverschleiß	Si_3N_4 , Mg-ZrO ₂ , Al ₂ TiO ₅ , SiC, Al ₂ O ₃	Kolbenring, Dichtleiste, Zylinderlaufbuchsen, Gasdichtungen, Gleitringdichtungen, Ventilschaftführungen, Radwärmetauscher, Turbinenkranzdichtungen, Nocken/Stößel, Kurbelwellenlager
	Roller Walzen 	Rollverschleiß Walzverschleiß	Si_3N_4 , ZrO ₂	Wälzlager, Federlager, Gelenklager
	Bohren 	Bohrverschleiß	—	Rotierendes Ventil
	Prallen Stoßen 	Stoßverschleiß	Al ₂ TiO ₅ , ZrO ₂	Ventilsitzringe
	Oszillieren 	Schwingungsverschleiß	—	Pleuellager
Festkörper Festkörper und Partikel	Gleiten 	Korngleitverschleiß	—	
	Walzen 	Kornwalzverschleiß	—	
Festkörper Flüssigkeit	Stromen 	Kavitationsverschleiß	Al ₂ TiO ₅	Wirbelkammer
	Prallen 	Tropfenschlagverschleiß	—	
Festkörper Flüssigkeit mit Partikeln	Stromen 	Spulverschleiß (Erosionsverschleiß)	—	
Festkörper Gas	Stromen 	Ablativverschleiß	—	
Festkörper Gas mit Partikeln	Stromen 	Gleitstrahlverschleiß (Erosionsverschleiß)	Al ₂ TiO ₅ , SiC Si_3N_4	Portliner, Gasturbine, Gichtgasentspannungsturbine, Turbolager, Wärmetauscher
	Prallen 	Prallstrahlverschleiß	Al ₂ TiO ₅ , SiC Si_3N_4	Portliner, Gasturbine, Gichtgasentspannungsturbine, Turbolager, Wärmetauscher

Tabelle 4

Gliederung des Verschleißgebietes nach der Art der tribologischen Beanspruchung.

SiC gegen SiC das Verschleißvolumen bei Schwingungsverschleiß mit steigender Luftfeuchtigkeit ab, während das Verschleißvolumen bei Si_3N_4 gegen Si_3N_4 zunimmt. Die dafür verantwortlichen Wirkmechanismen hierzu sind noch unklar /66/.

Für den Hochtemperatureinsatz wird an Feststoffschmierung gedacht. Die Schmiereigenschaften von Oxiden und der Feststoffschmierstoffen hängen von der Temperatur, den Arbeitsbedingungen, den Umgebungsbedingungen und von deren Struktur ab. Diese Zusammenhänge sind bislang unbekannt, wodurch die Anwendung von nichtoxidischer Keramik in Lagern bei höheren Temperaturen verzögert wird.

Bei der Verwendung von Schmierölen für Keramik-Metall- oder Keramik-Keramiksystemen muß noch geklärt werden, ob die für Metall-Metallsysteme optimierten Schmieröle dieselben Schmierwirkungen besitzen oder ob die Öle mit anderen Additiven verbessert werden müssen /67/. Unter Grenzreibung haben sich Schmieröladditive reibungsmindernd erwiesen, welche auf der Keramikoberfläche eine Adsorptionsschicht bilden wie z.B. Stearinsäure und Zinkdialkyldithiophosphat mit langer Alkylkette (C_{12} bis C_{18}) /67/.

Bei den Vertretern der Automobilindustrie besteht eine gewisse Zurückhaltung bezüglich der keramischen Werkstoffe /68/. Die keramischen Werkstoffe sind zwar in den mechanischen Eigenschaften verbessert worden, lassen sich jedoch bis jetzt nur in einer sehr aufwendigen und zeitraubenden Fertigung zu den gewünschten Bauteilen verarbeiten. Ebenso bereitet die Einhaltung der Toleranzen und Qualitätsanforderungen Schwierigkeiten. Insbesondere versagt der Werkstoff derzeit häufig aus tribologischen Gründen /64/.

Der Bedarf an Daten von tribologischen Systemen kommt erheblich später als die Frage nach mechanischen Daten über Keramik, so daß in der Tribologie ein Bedarf an Grundlagenwissen und an Standardisierung der Untersuchungsmöglichkeiten /69/ besteht. Für die folgenden Einsatzbedingungen im Automobilbau, in Turbinen und in Wälzlagern müssen die Zusammenhänge zwischen den tribologischen Systemparametern und dem Reibungs- und Verschleißverhalten der Keramik ermittelt werden:

- Festkörperreibung für Temperaturen bis 1100°C für SiC, Mg-ZrO₂, Sialon und Si₃N₄,
- Festkörperreibung für Temperaturen bis 1000°C für SiC und Si₃N₄,
- Gleitgeschwindigkeiten bis 20 m/s (teilweise bis 50 m/s) sowie
- Punktbelastungen von 800 ksi (5,5 GPa) für Si₃N₄,
- Tribooxidation in Luftatmosphären und in Spalten,
- Prallverschleiß bei Temperaturen bis zu 1400°C und Partikelgeschwindigkeiten bis zu 600 m/s,
- Feststoffschmierung bis 1200°C und
- Gasschmierung.

In Tabelle 5 werden die zur Steigerung der Einsatzgrenzen notwendigen Forschungsrichtungen wiedergegeben.

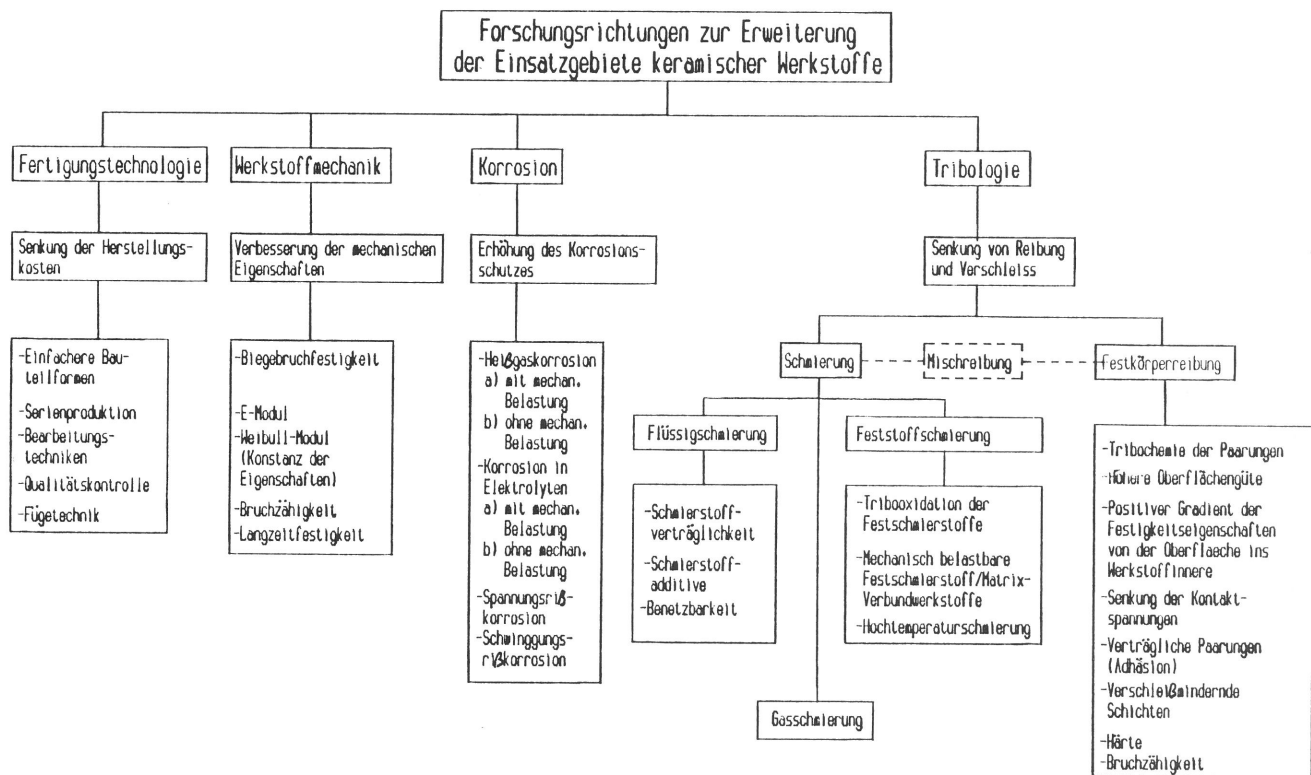


Tabelle 5

Forschungsrichtungen zur Erweiterung der Einsatzgebiete keramischer Werkstoffe

2. Reaktion der Oberfläche keramischer Werkstoffe auf Punktbelastung

Kapitel 1 stellt die derzeitigen Anwendungen und Zukunftsperspektiven dar sowie die Beweggründe für den Einsatz von Keramik und deren Wandel mit fortschreitender Entwicklung. Darin erkennt man die zunehmend stärker in den Vordergrund tretenden tribologischen Fragestellungen. Aus dem praktischen Einsatz ergaben sich wenig Hinweise dafür, wann keramische Werkstoffe bei tribologischen Beanspruchungen zu starkem Verschleiß, zu kaum meßbarem Verschleiß, zu Pitting, zum Bruch, usw. neigen.

Es gibt kaum systematische Arbeiten darüber, mit welchen mechanischen Größen und Systemparametern die Größen wie Verschleiß und Reibung korreliert sind.

Zum Beispiel neigen Si_3N_4 -Kugeln zur Bildung konischer und lateraler Risse, SiC -Dichtleisten neigen eher zu Ausbrüchen, als daß sie verschleifen, Turbinenschaufeln werden von Verbrennungspartikeln erodiert, Ventileinstellplatten neigen zur Bildung von Ausbrüchen, Turbinenkranzdichtungen bilden radiale Risse, uvm..

Mit der Kenntnis der Reaktion der Werkstoffoberfläche auf Belastungen soll versucht werden, Vorstellungen über den Verschleißmechanismus bei gegebenen Werkstoffkenngrößen und Systemparametern zu geben. Zur Optimierung der Lebensdauer müssen sowohl der Einfluß von Werkstoffkenngrößen als auch von Systemparametern auf das tribologische Verhalten bekannt sein.

Im folgenden werden Arbeiten zusammengefaßt, die sich mit der Reaktion der Werkstoffoberfläche bei statischer Punktbelastung befaßt haben. Diese Arbeiten lassen erkennen, wie Werkstoffkennwerte (Härte, K_{IC}) und Systemparameter (Last, Probenform) miteinander verknüpft sein müssen, damit ein bestimmter Rißtyp entsteht.

Anschließend wird der Gleitverschleiß behandelt (Kap. 3). Hierzu liegen einige experimentelle Arbeiten vor, die mathematisch ausgewertet wurden, um Korrelationen zu erkennen.

Der Prallverschleiß läßt sich gut mit Hilfe der Bruchmechanik beschreiben. So können Vorhersagen darüber gemacht wer-

den, welche Werkstoffkennwerte zur Steigerung des Erosionswiderstandes optimiert werden müssen. Die Kenntnis dieser Zusammenhänge ist für die Lebensdauerabschätzung bei Turbinenschaufeln und Brennkammern von Bedeutung.

2.1 Rißbildung durch elastische Punktbelastung mit einer Kugel bei fehlerfreier Oberfläche

Im folgenden werden die Auswirkungen der Belastung einer Oberfläche durch runde, spitze und ebene Körper (s. Bild 22) untersucht.

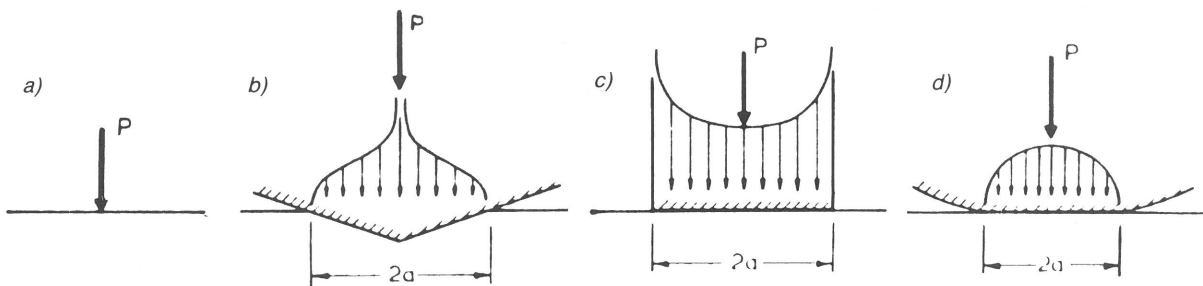


Bild 22

Spannungsverteilung bei elastischem Kontakt für verschiedene Eindringkörper. a) Punktbelastung, b) Spitzer Eindringkörper, c) Zylinder und d) Kugel. P bedeutet die Normallast und a die Kontaktfläche $/70/$.

In Bild 22 wird die Spannungsverteilung unterhalb des Belastungskörpers wiedergegeben. Bei der Belastung eines isotropen, elastischen Mediums mit Kugeln werden in der Regel konische Risse bzw. Kegelrisse beobachtet (s. Bild 23). Die Oberfläche des Mediums soll frei von konischen Rissen, jedoch nicht frei von Defekten, sein. Diese Risse bilden sich, wenn die elastische Dehnung ihren maximalen Wert erreicht hat und plastisches Fließen oder Rißbildung einsetzt. An einem singularär vorhandenen Fehler oder Defekt bildet sich zuerst ein ringförmiger Riß mit einer Rißfläche senkrecht zur Oberfläche, der sich bei weiterer Belastung in das Innere unter einem Winkel δ bewegt (s. Bild 23).

Die Abhängigkeit der Hertzschen Bruchlast F_B (Minimallast) für konische Risse vom Radius der Kugeleindringungsspitze R beschreibt bei fehlerfreier Oberfläche Gleichung (1) (Auerbachsches Gesetz)

$$F_B \leq B \cdot R^{nH} \quad (1)$$

Darin bedeutet B eine Konstante. Das Gesetz sagt aus, daß

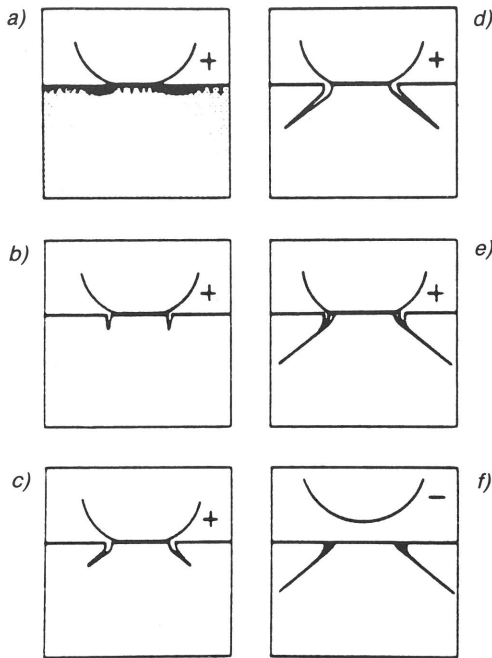


Bild 23
Bildung eines konischen Risses während des Belastungsvorganges (+) und Entlastungsvorganges (-) /71/.

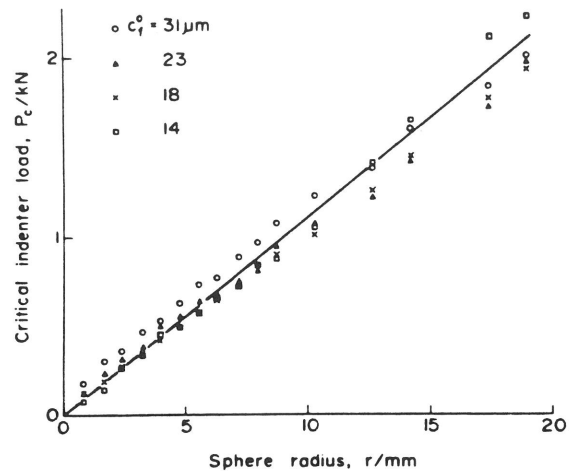


Bild 24
Kritische Last zur Erzeugung von konischen Rissen als Funktion des Kugelradius (Stahlkugel gegen Glasplatte) für verschiedene Fehlerlängen. $F_c \propto r$, aber F_c ist von der Fehlerlänge C_f^0 unabhängig /71/.

bei elastischem Kontakt die kritische Last zur Erzeugung eines Hertzschen Risses in einem isotropen Körper dem Radius des Eindringkörpers proportional ist (s. Bild 24), d.h. n_H kann meist zu 1 angenommen werden.

Bei makroskopisch elastischem Kontakt kann plastisches Fließen vor einer Rißbildung einsetzen, sobald die maximale Scherspannung überschritten wird. Sie entspricht der Spitzenspannung σ_o^*

$$\sigma_o^* = \frac{3 \cdot F_{\max.}}{2 \cdot \pi \cdot b^2} \quad (2)$$

Der elastische Berührungsradius b ist mit dem Radius R des Eindringkörpers (Kugel) über Gleichung (3) verknüpft.

$$b = \left(\frac{4 \cdot k \cdot F \cdot R}{3 \cdot E} \right)^{1/3} \quad (3)$$

Die Gleichungen (1) bis (3) gelten für einen isotropen, linear-elastischen Körper und elastischen Kontakt. k bedeutet eine Konstante, welche mit Gleichung (4) berechnet werden kann.

E steht für den E-Modul und ν für die Poissonzahl.

$$k = \frac{9}{16} \cdot \left[(1-\nu_1^2) + (1-\nu_2^2) \right] \frac{E_1}{E_2} \quad (4)$$

Gleichung (3) ergibt eingesetzt in Gleichung (2) die Gleichung (5)

$$\sigma_o^* = \frac{F^{1/3} \cdot E^{2/3}}{2,52 \cdot k^{2/3} \cdot R^{2/3}} \quad (5)$$

welche anschließend nach F umgeformt wird. Die elastische Dehnung erreicht bei σ_o^* den größtmöglichen, bleibenden Eindruck, so daß σ_o^* mit der Härte H gleichgesetzt werden kann.

$$F_{\max} = \frac{17 \cdot H^3 \cdot k^2 \cdot R^2}{E^2} \quad (6)$$

Bild (25) stellt für SiC, Si₃N₄ und ZrO₂ die aus Gleichung (6) berechnete Grenze der elastische Dehnung bei vorgegebener Last und Kugelradius dar. Die berechneten Werte erscheinen relativ hoch, jedoch kann vorher schon an Mikrokontakten eine Rißbildung einsetzen. Die Last F_{max} stellt die maximale rißfreie, elastische Dehnungslast dar.

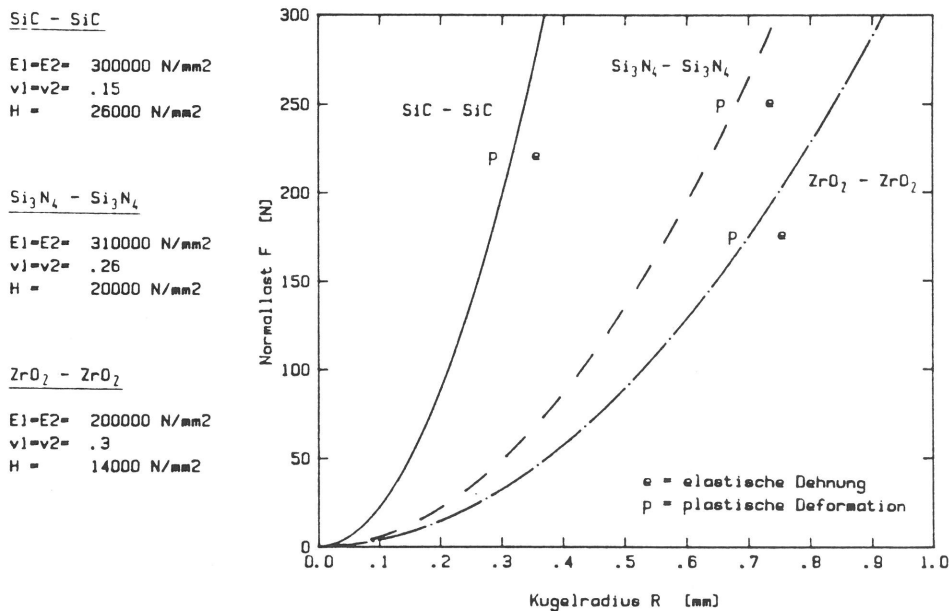


Bild 25
Berechnete Grenze des elastischen Bereiches bei punktförmigem Kontakt.

Das Gleichsetzen von Gleichung (5) mit Gleichung (1) ergibt

$$B \cdot R^{nH} = \left[\frac{17 \cdot H^3 \cdot k^2 \cdot R^2}{E^2} \right]^{\frac{1}{2-nH}} \quad (7)$$

Gleichung (7) nach R_C umgeformt

$$R_C = \left[\frac{B^{(2-nH)} \cdot E^2}{17 \cdot k^2 \cdot H^3} \right]^{\frac{1}{2-nH}} \quad (8)$$

Der Radius R_C gibt an, daß bei einer beliebigen Last F, wenn R < R_C erst plastische Deformation einsetzt und dann die Bil-

ung konischer Risse folgt. Das Auerbach'sche Gesetz gilt nur für $R > R_c$. Für einen Kugelradius $R > R_c$ kommt es gar nicht zu einer plastischen Verformung, sondern sofort nach der elastischen Dehnung zu einer Rißbildung.

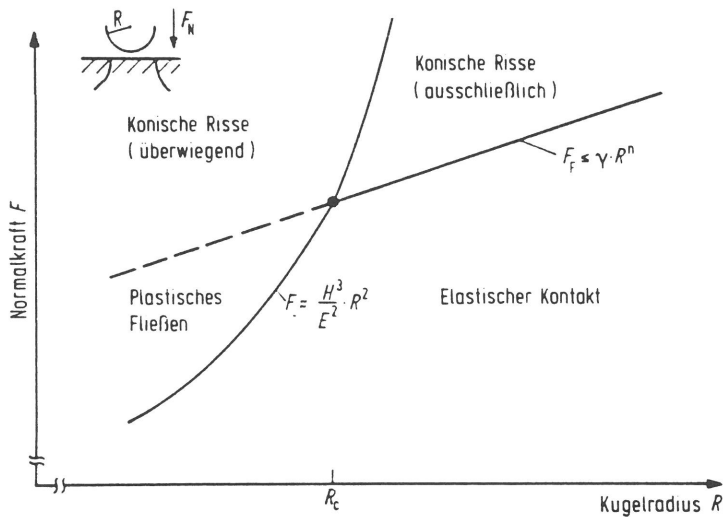


Bild 26a
Zustandsdiagramm zur Bestimmung der Reaktion einer Oberfläche auf eine Punktbelastung.

Daraus folgt, daß der Rißeinleitungsvorgang vom Radius der Eindringkugel und von der Last abhängt (s. Bild 26a). Bild 26a stellt ein schematisches Zustandsdiagramm der Reaktion der Oberfläche eines Körpers auf eine Belastung dar. Die Variablen sind der Kugelradius und die Normallast. Es sind die Funktion aus Bild (25) und die Gleichung (1) dargestellt.

R_c stellt die Grenze zwischen dem Gebiet der elastisch-plastischen und dem der linear-elastischen Verformung dar. R_c nimmt mit der dritten Potenz der Härte zu und muß vom K_{1c} -Wert unabhängig sein. Für Kugeleindrücke beträgt die Größe der plastischen Zone ungefähr das 1,1 bis 1,3 fache /72/ der Eindruckdiagonalen.

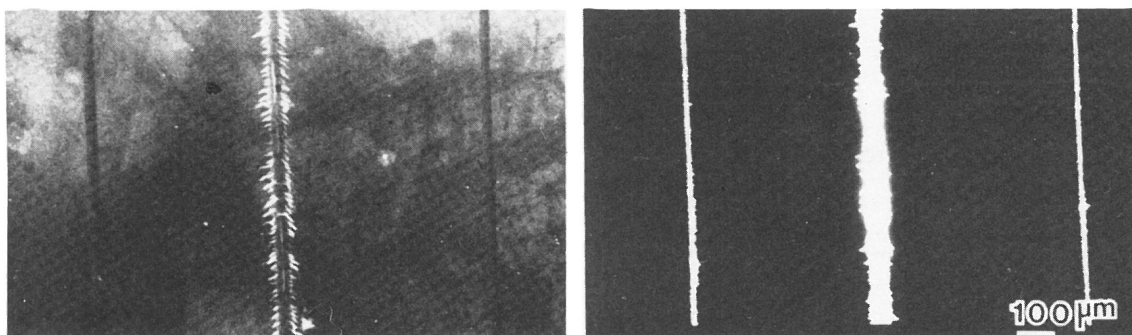


Bild 26b

a)

b)

a) REM-Aufnahme und b) Kathodolumineszenzaufnahme der MgO-(ool)-Fläche bei verschiedenen Lasten und übergleiten mit einem Diamantstift ($v = 1 \text{ mm/s}$, Gleitrichtung 001-Richtung) /73/.

Die Bilder 26a und 25 gelten nur für Punktbelastung. Y. Enomoto /73/ zeigte experimentell, daß die Zusammenhänge qualitativ auch für Gleitbeanspruchungen Bestand haben können. Beim Übergleiten einer MgO-(001)-Fläche mit einer Diamantspitze (Kuppenradius 200 µm) verformt sich mit steigender Last die Oberfläche plastisch, während oberhalb einer Mindestlast Rißbildung einsetzt (s. Bild 26b). Man erkennt, daß der Übergang zwischen 2,94 und 3,92 N erfolgte. Die Auerbachkonstante B hängt nach B.R. Lawn /74/ bei Kristallen mit Diamantstruktur (SiC) von der Oberflächenenergie γ_{sv} ab.

$$B = \frac{3,3 \cdot 10^5 \cdot k}{1-\nu^2} \cdot \left[\frac{3 h^2}{h^2 + k^2 + l^2} \right]^{1/2} \cdot \gamma_{sv\langle 111 \rangle} \quad (9)$$

Mit γ_{sv} kann die Gleichung (1) auch für anisotrope Körper verwendet werden.

Sobald ein konischer Riß der Mindestlänge gebildet wurde und der Radius der Kugel R größer als R_c ist, benötigt man zur Verlängerung des Risse auf die Länge C_K die Last F_K /71/

$$F_K = \beta_E(\nu) \cdot K_{IC} \cdot C_K^{3/2} \quad (10)$$

$\beta_E(\nu)$ ist eine dimensionslose, kontaktgeometrieabhängige Konstante. Der Rißfortschritt ist gemäß Gleichung (10) von der Härte unabhängig. Beim extremen Überlasten einer Kugel treten neben konischen Rissen auch zentrale und laterale Risse auf /70/.

2.1.2 Rißbildung durch Punktbelastung mit pyramidenförmigen Eindringkörpern bei fehlerfreier Oberfläche

Die Form und Größe von Verschleißpartikeln kann bezüglich der Kantenschärfe in etwa mit der Gestalt von Diamanteindringspitzen verglichen werden. Mit dieser Vereinfachung kann der Eindringvorgang mittels Härteprüfmaschinen simuliert und die Gefügeveränderung sowie Rißbildung unter steigender Last beobachtet werden.

Der Kontakt der Kugel wird meist als elastisch angenommen, während bei spitzen Eindringkörpern der elastische Kontakt gering ist und überwiegend eine plastische Verformung stattfindet (s. Bild 27).

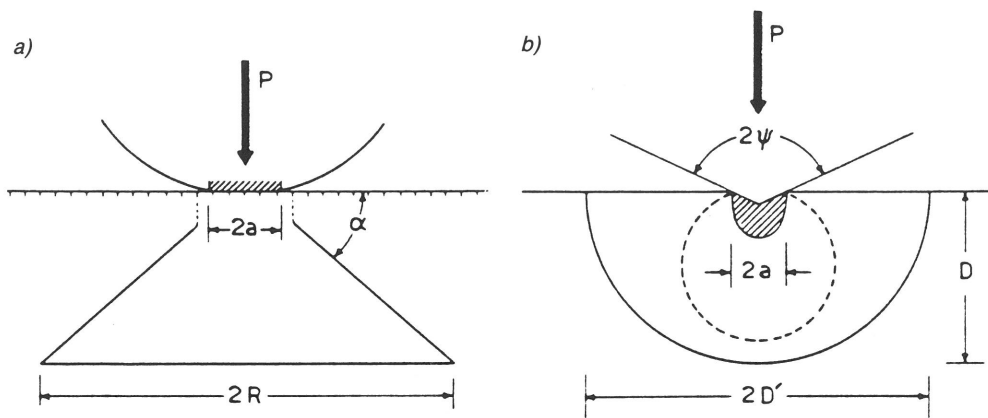


Bild 27

Rißtypen bei Punktbelastung: a) Konische Risse treten meist nur bei kugeligen Eindringkörpern auf. b) Mittelrisse entstehen an der plastischen Zone bei spitzen Eindringkörpern /75/.

Bei den folgenden Betrachtungen wird von einer fehlerfreien Oberfläche und von einem Eindringkörper mit größerer Härte (Rißfrei) als der des beanspruchten Körpers ausgegangen.

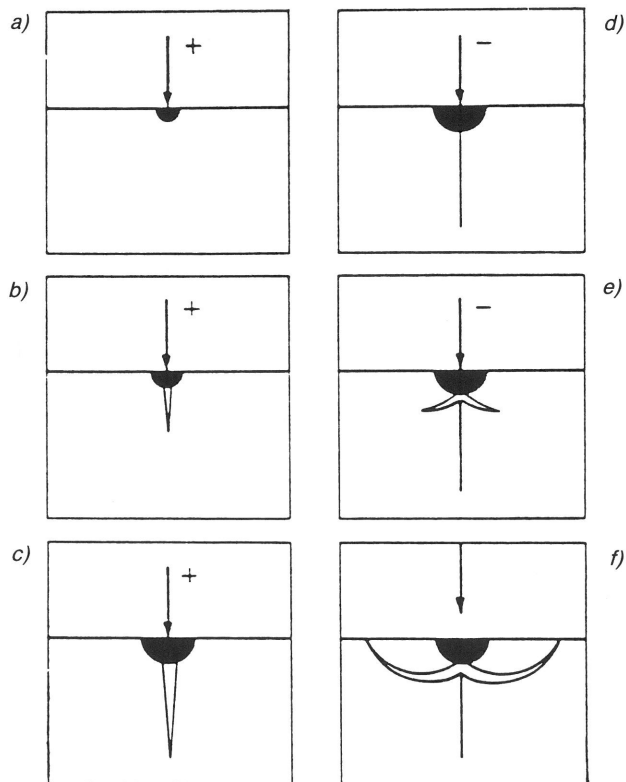


Bild 28a
Schematische Darstellung des Zeitpunktes der Bildung von Mittelrissen und lateralen Rissen als Funktion der Belastungsrichtung /70/.

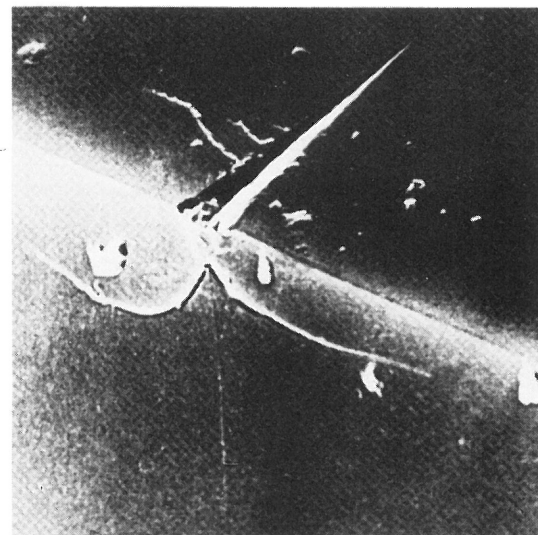


Bild 28b
REM-Aufnahme eines Knoop-Eindruckes in einer Quarzoberfläche (0001) ($F= 2N$)
Man erkennt deutlich die in Bild 28a erläuterten Rißtypen /70/.

Dann kann man den Eindringvorgang bei Kenntnis der Spannungen zum Teil mit Werkstoffkenndaten beschreiben. Der Belastungsvorgang sowie der Entlastungsvorgang kann bei spitzen Eindringkörpern in sechs Bereiche (a-f) eingeteilt werden /75,76/ (s. Bild 28a und 28b).

a) Die Diamantspitze erzeugt eine plastische Verformung im Kontaktbereich. Der Radius der plastischen Zone d hängt bei Vickersspitzen mit der Härte H und der Last F nach Gleichung (11) zusammen /70/.

$$d = 0,9 \cdot \left(\frac{F}{H} \right)^{1/2} \quad (11)$$

Die Größe dieser Zone wächst mit steigender Last. Durch die Eindringspannung werden Gleitsysteme aktiviert und eine Versetzungsbewegung tritt ein /78,79/ (s. Bild 29a). Ebenso reagieren die Versetzungen untereinander. Als Keime für radiale Risse sollen nicht mehr gleitfähige Versetzungspaare mit entgegengesetztem Flächennormalenvektor wirken /76,78/ oder Agglomerate von Kantenversetzungen aus Teilversetzungen (s. Bild 29b)

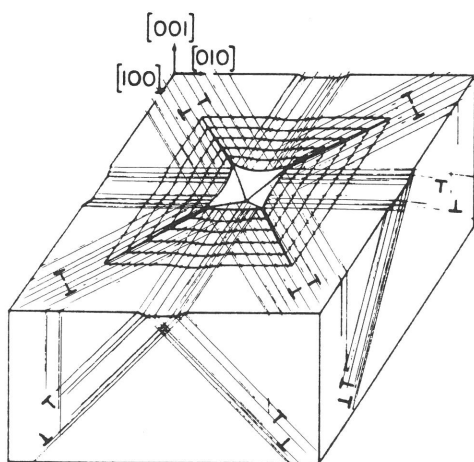


Bild 29a
Schematische Darstellung der radialen Risse sowie der Gleitlinien nach der Belastung mit einer Vickersspitze in einer (001)-MgO-Oberfläche /80/.

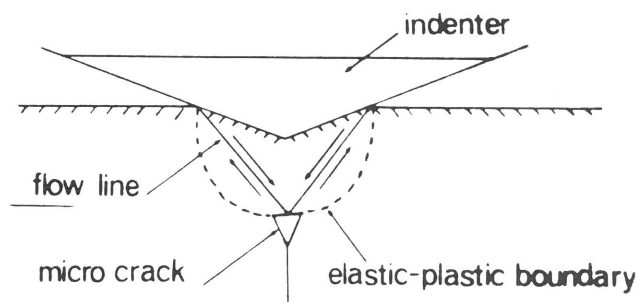


Bild 29b
Schemazeichnung der Bildung eines Mittelrisses nach der Aufstauung von Versetzungen /78/.

Der gesamte Eindringvorgang setzt sich bis zur Ribbildung aus einem elastischen und plastischen Anteil zusammen.

b) Bei kritischen Eindringlasten und Radien entstehen un-

terhalb der Diamantspitze am Ende der plastischen Zone Zentralrisse, da hier die Dehnspannung am größten ist (s. Bild 22) /75,76,81/. Die Mindestlast F_c^m , um in einer fehlerfreien Oberfläche den Zentralriß zu erzeugen, beträgt bei einer Vickersspitze nach /74/

$$F_c^m = 2,2 \cdot 10^4 \cdot \left[\frac{K_{IC}}{H} \right]^3 \cdot K_{IC} \quad (12)$$

Die dabei entstehende Mindestrißlänge des dazugehörigen Zentralrisses ergibt sich zu

$$c_{min}^m = 44,2 \cdot \left[\frac{K_{IC}}{H} \right]^2 \quad (13)$$

J. T. Hagan /80/ leitet für Diamantspitzen denselben Zusammenhang her, jedoch definiert er die Mindestrißlänge aufgrund einer anderen Spannungsanalyse kleiner, so daß sich der Faktor verringert. Der Faktor stellt den Geometriefaktor der elastisch/plastischen Zone dar. Darin wird berücksichtigt, daß das Spannungsfeld sich während der Verformung verändert und größere lokale Spannungen entstehen.

$$F_c^m = 885 \cdot \left[\frac{K_{IC}}{H} \right]^3 \cdot K_{IC} \quad (14)$$

$$c_{min}^m = 29,5 \cdot \left[\frac{K_{IC}}{H} \right]^2 \quad (15)$$

Die zu erwartenden Ansprechwerte F_c^m und den Unterschied zwischen beiden Modellen veranschaulicht für einige Materialien Tabelle 6 /80/. Die Ansprechlasten sind relativ gering.

Materials	Hardness H (GPa)	K_{IC} (MPa m ^{1/2})	Critical load (N)		Critical flaw (µm)	
			Lawn and Evans	Present analysis	Lawn and Evans	Present analysis
Wc (Cb)	18.6	13.0	98	39.4	22	14.4
NaCl (sc)	0.24	0.4	41	1.6	123	82
KCl (sc)	0.095	0.3	208	8.4	440	295
Si ₃ N ₄ (hp)	16.0	5.0	3.3	0.14	4.3	2.9
Al ₂ O ₃	12.0	4.0	3.3	0.13	5	3.3
ZnS (vd)	1.9	1.0	3.2	0.12	12.2	8.2
SiC (hp)	19.0	4.0	0.8	0.03	2	1.3
MgF ₂ (hp)	5.8	0.9	0.07	0.03	1.1	0.7
MgO (hp)	9.2	1.2	0.06	0.25	0.8	0.58
SiO ₂	6.2	1.2	0.02	0.008	1.7	1.1
Si (sc)	10.0	0.6	0.003	0.001	0.2	0.1

Cb, Co-bonded; sc, single crystal; hp, hot-pressed; vd, vapour-deposited.

Tabelle 6

Mindestlasten zur Erzeugung von Rißtypen bei verschiedenen Werkstoffen /80/.

An den Gleichungen 12 bis 15 erkennt man, daß ein Werkstoff mit hohem K_{IC} -Wert und geringer Härte den größten Widerstand gegen die Rißeinleitung bei spitzen Belastungskörpern besitzt.

c) Mit steigender Last nimmt die Rißlänge des Zentralrisses entsprechend der linear-elastischen Bruchmechanik zu. Der Riß wächst solange, bis der K_{IC} -Wert unterschritten wird. Um einen Zentralriß der Länge c_m^m bei elastischer Dehnung auf die Länge c_m zu verlängern, wird bei Vickersspitzen eine Last F_z^m /70/ benötigt

$$F_z^m = \frac{1224 \cdot K_{IC}^2 \cdot c_m}{H \cdot (1-2\nu)^2} \quad (16)$$

Gleichung (16) gilt, wenn ausschließlich elastische Komponenten wirken.

Die Last F^* , um einen Riß auf die Länge c_m zu verlängern, wenn in der Oberfläche zusätzlich zur Normallast durch plastische Verformung noch Dehnspannungen wirken, hängt nach /82/ folgendermaßen mit c_m zusammen

$$c_m = \left(\frac{4 \cdot \chi_r \cdot F^*}{K_{IC}} \right)^{2/3} \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \quad (17)$$

Gleichung (17) gilt nur für Vickersspitzen. χ_r ist ein Geometriefaktor /81/.

$$\chi_r = \cot \psi \cdot 0,037 \quad (18)$$

ψ bedeutet den halben Winkel der Eindring Spitze.

Bedingt durch die plastische Deformation wirken noch den Riß verlängernde Dehnspannungen.

d) Beim Entlasten schließt sich der Zentralriß ohne auszuheilen.

e) In der Grenzfläche von elastisch zu plastisch verformtem Material wachsen beim Entlasten die Dehnspannungen. Der Zentralriß dient nun als Keim für radiale Risse. Der Zentralriß muß nicht immer als erster Riß gebildet werden. Auf jeden Fall bilden sich radiale Risse stets von lateralen Rissen /83/.

f) Mit steigender Entlastung bleiben die radialen Risse in ihrer Länge unverändert und die Bildung lateraler Risse setzt ein (s. Bild 28). Versetzungen beeinflussen nicht die Wanderung des Risses /84/. Die Mindestlast zur Erzeugung von lateralen Rissen bei Vickersspitzen beträgt nach D.B. Marshall /85/

$$P_L^{\min} = \frac{1200}{A^2} \cdot (\cot\psi)^{-2/3} \left(\frac{K^4}{H^3} \right) \left(\frac{E}{H} \right) \quad (19)$$

und die dabei entstandene Mindestrißlänge C_L^{\min}

$$C_L^{\min} = \frac{0,025}{A^{1/2}} \cdot (\cot\psi)^{-2/3} \cdot \left(\frac{(E/H)^{3/4}}{K_{IC} \cdot H^{1/4}} \right)^{1/2} \cdot F^{5/8} \quad (20)$$

A ist die Nachgiebigkeit des belasteten Grundkörpers /85/. Die in Abhängigkeit von der Last F entstehende Rißlänge C_L ist dann:

$$C_L = C_L^{\min} \cdot (1 - (P_L^{\min} / P_L)^{1/4})^{1/2} \quad (21)$$

Da laterale Risse von innen zwischen den radialen Rissen an die Oberfläche wachsen, muß ihnen bei der Oberflächenzerüttung ein besonderes Augenmerk geschenkt werden (s. Bilder 30a und 30b).

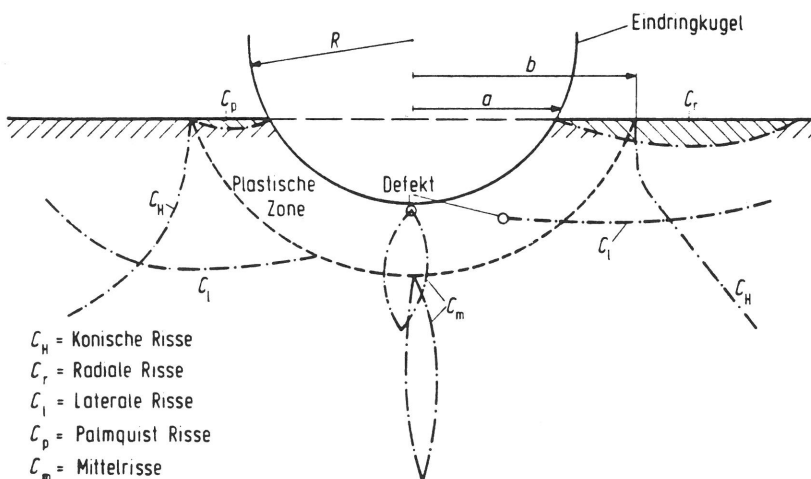


Bild 30a
Schematische Darstellung der Rißtypen.

- C_H = Konische Risse
- C_r = Radiale Risse
- C_l = Laterale Risse
- C_p = Palmquist Risse
- C_m = Mittelrisse

Befinden sich innerhalb der plastischen Zone Poren oder Einschlüsse, so können radiale, zentrale und laterale Risse schon innerhalb der plastischen Zone entstehen. Zur Beschreibung der Rißbildung wurde von zwei Belastungszuständen Gebrauch gemacht.

- 1) Elastisch-plastischer Verformung.
- 2) Linear-elastischer Bruchmechanik.

Die nach plastischer Verformung entstandenen Risse werden in

drei Gruppen eingeteilt (s. Bilder 30a und 30b). a) Die Bruchfläche von zentralen (longitudinalen) Rissen enthält die Belastungsachse. Der eigentliche Zentralriß bildet sich in der Grenzfläche von elastisch zu plastisch verformtem Material unterhalb des Eindringkörpers (vgl. Kap. 2.1.1.b und Bild 22).

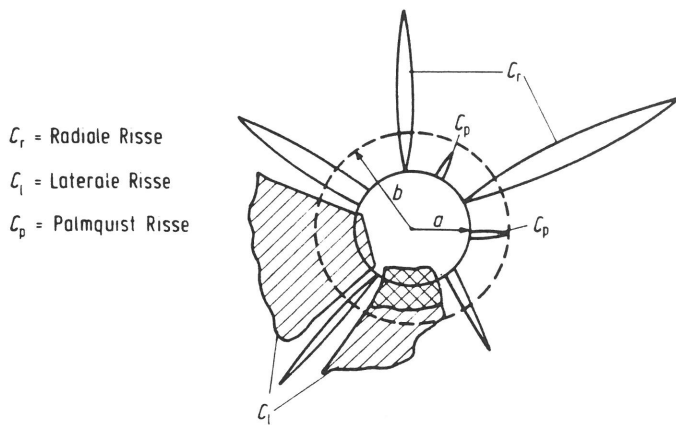


Bild 30b
Schematische Darstellung
der Rißtypen (Draufsicht)

Radiale Risse enthalten ebenfalls die Belastungsachse in der Bruchfläche. Es handelt sich um flache Oberflächenrisse, die am Eindringkörper entstehen. Zentralrisse und radiale Risse können bei langen Belastungszeiten und großen Lasten zusammenwachsen. In Mg-ZrO₂ bilden sich nur radiale Risse /86/.

Zu den Zentralrissen werden noch die Palmqvistrisse gezählt. Sie wurden vor allem bei Hartmetallen beobachtet und entstehen an der Oberfläche neben dem Eindringkörper dort, wo die Schubspannung an größten ist. Bei Hartmetallen findet nur in unmittelbarer Nähe vom Eindringkörper plastische Verformung statt. Diese Risse verbleiben innerhalb des plastischen Bereiches. Sie entstehen sowohl bei Vickers- wie auch Kugeleindringspitzen.

b) Bei lateralen Rissen steht die Belastungsachse senkrecht auf der Rißebe. Sie entstehen meist beim Entlastungsvorgang am Ende vom plastischen Bereich in einer Tiefe h /85/

$$h = b = \frac{(E/H)^{1/2}}{H^{1/2}} \cdot (\cot\psi)^{1/3} \cdot F^{1/2} \quad (22)$$

Die Härte H als Werkstoffkenngröße beschreibt den Widerstand den ein Körper dem Eindringen eines anderen entgegengesetzt. Bei geringen Lasten und Temperaturen wird das plastische Verhalten der Oberfläche durch die Härte charakterisiert,

da die Härte die Amplitude des elastisch-plastischen Spannungsfeldes beeinflusst. Das Ende der plastischen Verformung bedingt die Rißeinleitung bei fehlerfreier Oberfläche. Demnach hängt der Widerstand gegen die Rißeinleitung überwiegend von der Härte ab. Nach /87/ hängt die Größe der plastischen Zone vom Verhältniss der Härte zum E-Modul ab.

c) Bei rein elastischem Kontakt entstehen Hertzsche Risse (Konische Risse) durch Normalspannungen (s. Bilder 23 und 27). Dagegen können in isotropen, elastischen Medien bei stumpfen und spitzen Belastungskörpern konische (Hertzsche) Risse entstehen /75/.

Bei größeren Lasten muß die Rißausbreitung mit dem Bruchwiderstand K_{IC} , der Rißlänge l und bei langen Belastungszeiten mit dem Rißausbreitungsparameter n beschrieben werden. Der K_{IC} -Wert und der Rißausbreitungsparameter n stellen das Rißausbreitungskriterium im linear-elastischen Spannungsbereich dar. Sobald an einer Rißspitze die maximale Spannungskonzentration, die mit dem K_{IC} -Wert gekennzeichnet wird, überschritten wird, wächst der Riß proportional mit der Spannung /88/ (s. Bild 23). Bei rißfreiem Material wirken Korngrenzen (bzw. die Korngröße stellt die Mikrorißlänge dar) als Keime. Überschreitet der Wert (Spannung X Rißlänge)^{0.5} den K_{IC} -Wert, so breitet sich der Mikroriß als Makroriß aus.

Mit dieser Rißtypeneinteilung lassen sich die Längen C_r des radialen und die des lateralen Risses C_l voneinander trennen und in Abhängigkeit von der Belastung, dem K_{IC} -Wert sowie der Härte berechnen. Der K_{IC} -Wert kann bei statischer Punktbelastung als Werkstoffkennwert gelten, da überwiegend Normalkräfte wirken. Für den Fall, daß ein Riß der Länge C_{min} vorhanden und der verlängerte Riß mit der Länge C größer als der Radius der Diamantspitze a ist, gelten die experimentell ermittelten Beziehungen (23) und (24) /77/

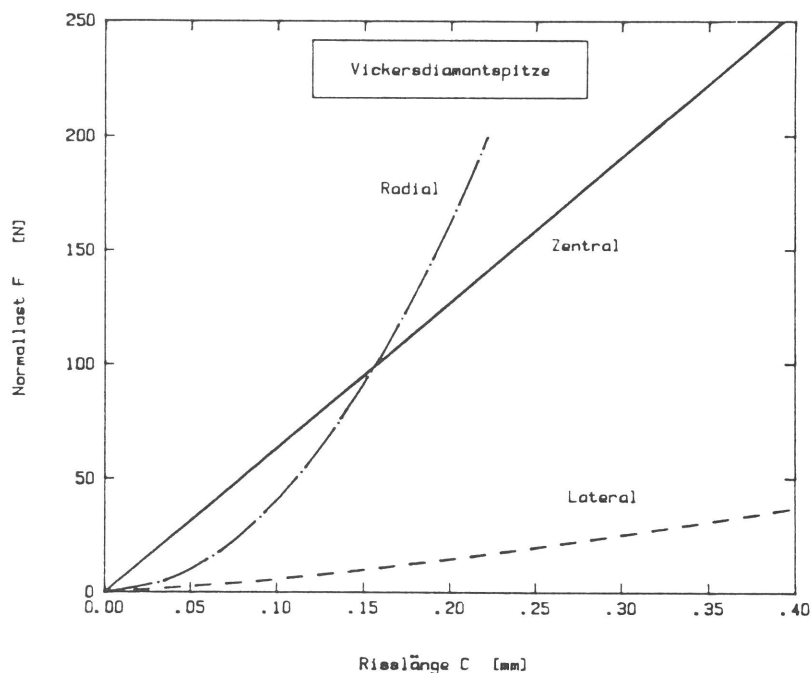
$$C_r = \frac{F^{1/2}}{H^{1/4} \cdot K_{IC}^{1/3}} \quad (23)$$

$$C_l = \left(\frac{F}{K_{IC}} \right)^{3/4} \quad (24)$$

Dividiert man die Gleichung (24) durch die Gleichung (23), so erkennt man, daß laterale Risse mit steigender Last geringfügig länger werden als radiale Risse und über das H/K_{IC} -Verhältniss die Länge der lateralen und radialen Risse beeinflußt werden kann.

$$\frac{C_l}{C_r} \approx \left(\frac{F \cdot H}{K_{IC}^2} \right)^{1/4} \quad (25)$$

Je größer die Härte und je kleiner der K_{IC} -Wert, desto länger sind die lateralen Risse gegenüber den radialen Rissen, bzw. desto größer das abrasive Verschleißvolumen. C_r bedeutet die radiale Rißlänge und C_l die laterale Rißlänge.



SiC
 E = 300000 N/mm²
 H = 26000 N/mm²
 K_{IC} = 4 MN/m(3/2)
 ν = .15

Bild 31
 Berechnete Lasten zur Verlängerung von Rißtypen.

Bild 31 stellt die zur Verlängerung eines Risses notwendige Last F bei Vickersspitzen für die verschiedenen Rißtypen dar. Für laterale Risse ergaben sich die geringsten Lasten zur Verlängerung eines Risses auf die Länge C_l . Es sei an dieser Stelle nochmals darauf hingewiesen, daß die lateralen Risse nur beim Entlastungsvorgang entstehen. Dagegen bilden sich die radialen Risse und konischen Risse beim Belastungsvorgang. Demnach bilden sich bei Vickers-Eindringspitzen erst radiale Risse und dann laterale Risse, sofern die Spannungsspitze nicht durch die radiale Rißbildung abgebaut wurde.

Anlehnend an die Gleichungen (12) und (13) kann für rein radiale Risse in Alpha-Siliziumkarbid für Vickersspitzen

eine empirische Formel mit einer Mindestrißlänge formuliert werden /83/

$$C_r = 6 \mu\text{m} + 0,95 \cdot (R_y - 34 \mu\text{m}) \quad (26),$$

dabei bedeutet R_y die Größe der plastischen Zone. Der Zusammenhang zwischen Eindruckradius a und der plastischen Zone lautet /83/

$$a = 0,18 \cdot R_y \quad (27)$$

Nach Gleichung (24) ist die laterale Rißlänge umgekehrt proportional dem K_{IC} -Wert. Die Abhängigkeit der Rißlänge von der Normallast ist nicht linear. Dies wird auf die plastische Zone zurückgeführt, die einen Teil der Normallast in Schubspannungen dissipiert.

Die Bildung von lateralen Rissen ist für das Verständnis des abrasiven Verschleißes von Bedeutung, denn die lateralen Risse laufen mit ihrer Rißebeine parallel zur Oberfläche und sobald sie sich mit radialen Rissen kreuzen, kann es zum Abtrennen von Verschleißpartikeln kommen (Mikrobrechen).

2.2 Rißfortschritt bei fehlerhafter Oberfläche

Belastung im elastischen Bereich mit runden Körpern

In Anlehnung an das Auerbach'sche Gesetz (vgl. Kap. 2.1.) leiten B. Lawn und R. Wilshaw /70/ für fehlerhafte Oberflächen einen ähnlichen Zusammenhang her. Der Einfluß von vorhandenen Rissen auf die Bruchlast hängt von deren Länge, Orientierung und Lage bezüglich des Spannungsfeldes ab. Die in Kap. 2.1. gemachten Voraussetzungen gelten weiterhin. Die minimale Bruchlast zur Erzeugung eines konischen Risses ergibt sich zu (s. Bild 23)

$$F_F^k = \frac{\Gamma_0^{3/2} \cdot k^2 \cdot R}{\chi(r) \cdot E^{1/2} \cdot c_f^{3/2}} \cdot \left(\frac{\rho_f}{b} \right)^6 \quad (28)$$

wobei c_f die Anfangsrißlänge darstellt und

$$\chi(r) = \left\{ \frac{3}{4} \cdot [(1-2\nu)^2 \cdot (1-\nu^2) \cdot 1/33] \right\}^{1/2} \quad (29)$$

eine dimensionslose Konstante bedeutet. Γ_0 stellt die umgebungsmediumunabhängige Brucharbeit und ρ_f den Abstand des Rißkeimes vom Belastungszentrum dar. Mit der Griffith'schen Energiegleichgewichtsbeziehung

$$\Gamma_0 = \frac{K_{IC} \cdot (1-\nu^2)}{E} \quad (30)$$

kann Gleichung (28) umgeformt werden zu

$$F_F^K = \left(\frac{K_{IC} \cdot (1-\nu^2)}{2 \cdot c_f} \right)^{3/2} \cdot \left(\frac{k}{E} \right)^2 \cdot \frac{R}{\chi(r)} \cdot \left(\frac{\rho_f}{b} \right)^6 \quad (31)$$

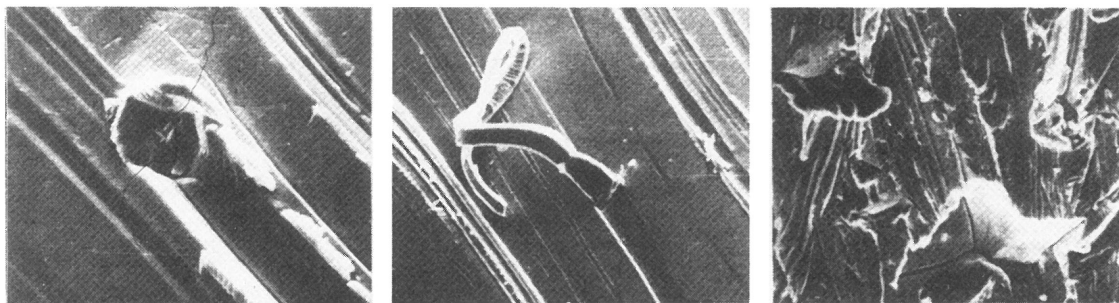
Gleichung (31) beschreibt den Fall, daß ein Riß sich außerhalb des Kontaktradius b befindet. Dies ist meist bei kleinem R der Fall. Bei der Gleichung (31) wird davon ausgegangen, daß bei kleinen Radien die Griffith'sche Energiegleichgewichtsbeziehung bezüglich der Bruchlast entscheidender ist als die Wahrscheinlichkeit, einen, einen konischen Riß auslösenden Fehler innerhalb des Spannungsfeldes zu finden.

3. Zusammenhang zwischen Reibung, abrasivem Verschleiß und Rißbildungsvorgängen sowie Beanspruchungsparametern

3.1 Bisherige Modelle

3.1.1 Verschleißmechanismeneinteilung nach Zum Gahr

Der Vorgang der Werkstoffabtragung bei abrasivem Verschleiß läßt sich nach Zum Gahr /89/ unterteilen in Mikropflügen, Mikrospanen und Mikrobrechen (s. Bild 32).



Mikropflügen

Mikrospanen

Mikrobrechen

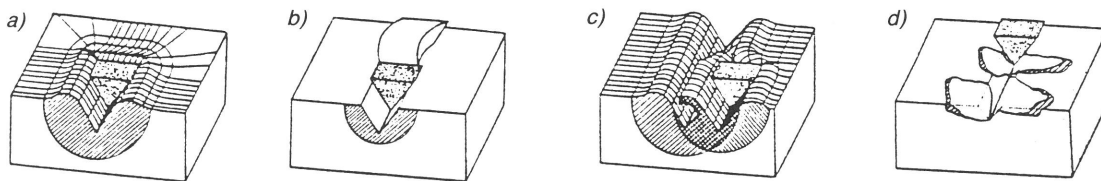


Bild 32

Verschiedene Arten der Werkstoffbeanspruchung durch abrasive Teilchen: a) Mikropflügen, b) Mikrospanen, c) Mikroermüden und d) Mikrobrechen /89/.

Ideales Mikropflügen durch eine einmalige abrasive Einwirkung eines einzelnen abrasiven Teilchens führt nur zur plastischen Verformung und nicht zu einem Werkstoffabtrag. Dieser Vorgang tritt bei keramischen Werkstoffen nur bei hohen Temperaturen oder hohen Kontaktspannungen auf. Der Werkstoff wird durch plastische Verformung zu den Furchungsrändern verdrängt.

Im Fall des Mikrospanens bildet sich vor dem gleitenden harten Körper ein Verschleißteilchen in Form eines Spanes, dessen Volumen im Idealfall gleich dem Volumen der entstehenden Furche ist.

Mikrobrechen ist durch ein verformungsarmes Ausbrechen größerer Verschleißteilchen aus der Werkstoffoberfläche gekennzeichnet. Dieser Mechanismus dominiert bei keramischen Werkstoffen und wird im folgenden ausführlich behandelt.

Das Volumen der Verschleißteilchen ist beim Mikrobrechen ca. zehnmal größer als das der gleichzeitig entstehenden Verschleißfurche (vgl. Kap. 3.1.5.).

3.1.2 Unterteilung des abrasiven Verschleißes nach U. Dworak und J. Denape

Das Verschleißverhalten von spröden, nichtmetallischen Werkstoffen kann je nach Material und speziellem Belastungsfall nach U. Dworak /90/ sowie J. Denape und J. Lamon /91/ in drei verschiedene Verschleißmechanismen unterteilt werden, die sich durch die Größe der erzeugten Verschleißpartikel unterscheiden (s. Bild 33) /90/.

	Mechanismus I	Mechanismus II	Mechanismus III
Verschleißoberfläche	rau	rau bis glatt	glatt
Abtrag	Verschleißteilchen △ Korngröße des Gefüges	Verschleißteilchen ≪ Korngröße des Gefüges	Verschleißteilchen nicht messbar
Kritische Materialeigenschaft	Korngrenzfestigkeit	Bruchzähigkeit	Härte?
Messgröße	Unterkritische Rissfortpflanzung?	K _{IC} -Faktor	Vickers-Härte

Bild 33
Zusammenhang zwischen Verschleißvolumen und Materialeigenschaft /90/.

S.A. Horton, D. Dowson, R.L. Riley und Wallbridge /92/ unterstützen mit ihren Ergebnissen die Einteilung aus Bild 33.

Mechanismus I

Das den Verschleißwiderstand bestimmende Kriterium ist bei polykristallinen keramischen Materialien die Korngrenzenfestigkeit. Verschleißteilchen werden aus der Werkstoffoberfläche herausgerissen, sofern die Eigenfestigkeit der Einzelkörner größer ist als die Korngrenzenfestigkeit. Die Größe der Verschleißpartikel entspricht der mittleren Korngröße des Gefügeverbandes. Es tritt also interkristalliner Bruch auf.

Mechanismus II

Ist dagegen die Korngrenzenfestigkeit gleich der Kornfestigkeit innerhalb eines Gefüges, so sind die Verschleißteilchen viel kleiner, als es der mittleren Korngröße entspricht. Es werden Verschleißteilchen endlicher Größe aus einer Einzelkornoberfläche herausgebrochen, d.h. es werden Bruchteile der Einzelkörner bzw. Kornfragmente in einem polykristallinen Gefügeverband abgetrennt.

Mechanismus III

Im Fall einer völlig glatten Verschleißoberfläche ist ein Abtrag von Partikeln endlicher Größe nicht mehr nachweisbar. Die Verschleißoberfläche entspricht einem polierten Oberflächenzustand, der durch plastische Fließvorgänge gekennzeichnet werden kann.

Die in Kap. 2 eingeführte Mindestlast zur Erzeugung eines Ribstyps wird von J. Denape, J. Lamon und D. Broussaud /93/ als Kriterium dazu benutzt, die Mechanismen I und II von Mechanismus III zu trennen; d.h., daß beim Mechanismus III die Pressungen zur Ribbildung nicht groß genug sind, so daß ausschließlich elastische Dehnung und plastische Deformation der Kontaktpartner beobachtet werden kann.

3.1.3 Mindestlast zur Erzeugung von konischen Rissen bei Gleitbeanspruchung

In Kap. 2.1. wurde die Hertz'sche Ribbildung bei statischer Beanspruchung behandelt. Die dort angesetzten Voraussetzungen gelten weiterhin, nämlich daß der Belastungskörper elastisch und der Gegenkörper elastisch sowie spröde ist. B.R. Lawn /94/ leitet für gleitende Bewegung die Gleichung (32) bei Verwendung einer Kugel ab

$$F_c = 6,7 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{k \cdot (\gamma/E)^{1/2} \cdot R \cdot F_0^*}{(1-\nu^2)^{1/2} \cdot (1-2\nu) \cdot (1+15,5 \cdot \mu_r)^3 \cdot I_f^3 \cdot c_f^{3/2}} \quad (32)$$

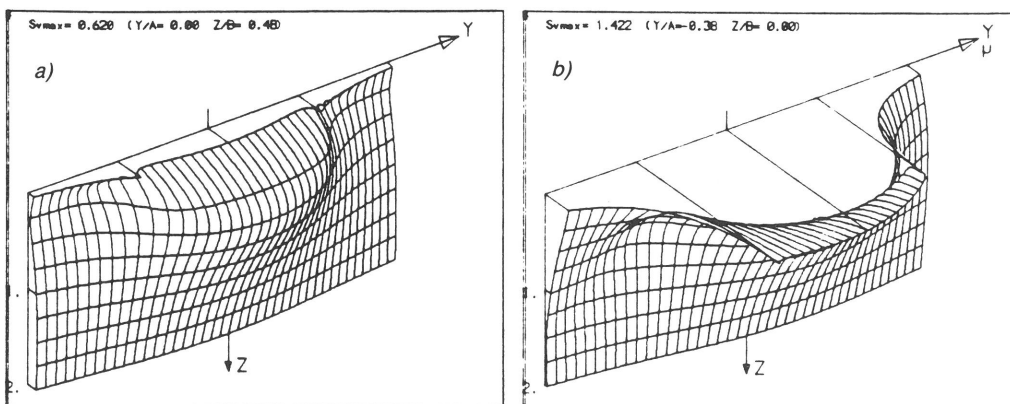
sofern $c_f < b$ gilt. F_c bedeutet die kritische Normallast zur Erzeugung konischer Risse, μ_r die Reibzahl, c_f die Anfangsrißlänge, γ die Bruchenergie und F_0^* die Normallast.

3.1.4 Spannungsquellen zur Rißbildung bei Gleitbewegung eines Eindringkörpers

Bei der Relativbewegung zweier sich berührender Oberflächen ist der Normalkraft (Punktbelastung) noch eine Tangentialkraft überlagert. Es soll keine Adhäsion wirksam sein. Die Tangentialkraft komprimiert auf der Vorderseite die unter dem Stift liegenden und entspannt die dahinter liegende Oberfläche. Bilden sich Spannungsspitzen aus, so erfolgt eine Rißbildung. Ähnlich wie sich bei einem fahrenden Schiff die Wellen keilförmig vom Schiff weg bewegen, wird bei der Gleitbewegung die Rißbildung vom wandernden Spannungsfeld beeinflusst (s. Bild 34). Idealisiert beschreiben B. Lawn und R. Wilshaw /70/ diesen Vorgang mit einem reibungsfrei über die Oberfläche gleitenden Spannungsfeld.

In dieser Vorstellung fehlt die Tangentialkraft. Sie ist im Spannungsfeld bereits enthalten.

Die Werkstoffanstrengung im Kontaktbereich wurde von Broszeit et al. /95/ für den statischen Punktkontakt (s. Bild 34a) einer glatten Ebene mit einer Kugel ($r=5\text{mm}$) rechnerisch untersucht und durch die Vergleichsspannungen nach der Gestaltsänderungsenergiebedingung (GEB) beschrieben. Sämtliche in Y- und Z-Richtungen auftretenden Spannungen werden auf die Hertzsche Pressung p_0 und die Koordinaten auf den Kontaktradius B in den Bildern 34a und 34b normiert. Bild 34b zeigt gegenüber Bild 34a, daß mit steigender Reibungszahl die maximale Werkstoffanstrengung ansteigt und knapp unterhalb der Oberfläche das Maximum erreicht.



Bilder 34a und b

Verlauf der Vergleichsspannungen nach der GEB in der Y-Z-Ebene für Punktkontakt bei a) $\mu=0$ und b) $\mu=0,8$ /95/.

Gegenüber der Punktbelastung steigt bei der gleitenden Bewegung die Zahl der Kräfte durch die Tangentialkraft und der vektorielle Betrag der Resultierenden an. Die Tangentialkraft ist eine Funktion der Last, der Geschwindigkeit und der Reibungszahl. Nach D.J. Barnes und B.D. Powell /96/ sinkt mit steigender Reibungszahl μ die aufzubringende kritische Normallast zur Erzeugung von Rissen (s. Bilder 34 und 35).

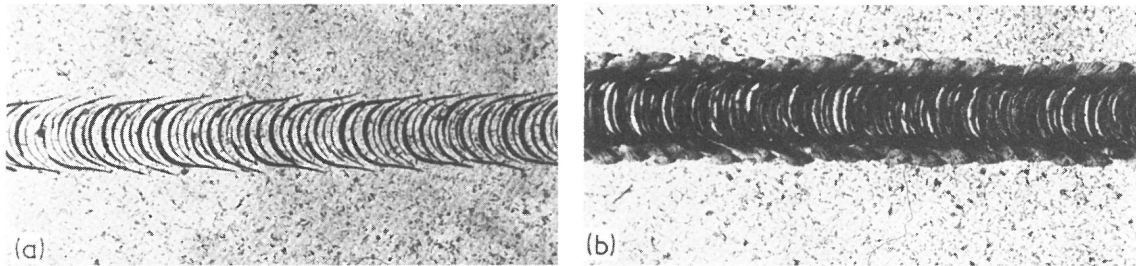


Bild 34c

Rißtypenbilder in Glas nach dem Übergleiten der Oberfläche mit einer WC-Kugel vom Radius $r=1,5$ mm und einer Last von $F=10$ N von links nach rechts a) in n-Decanol, $f = 0,12$ und b) in Wasser, $f = 0,44$ /96/.

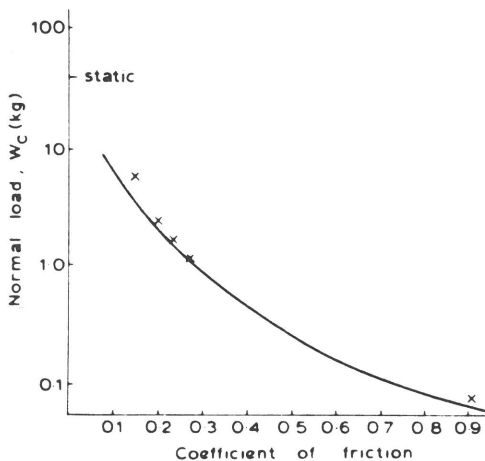


Bild 35

Zur Rißbildung notwendige Last W_c als Funktion der Reibungszahl im System TiC-Kugel gegen TiC-Ebene. — theoretischer Wert und X gemessener Wert /96/.

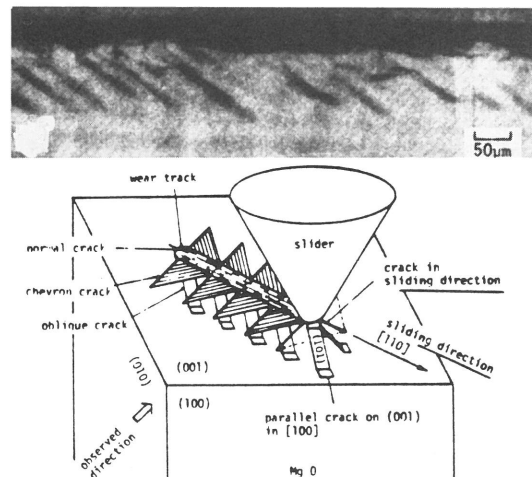


Bild 36

Riß Typen beim Gleiten in der (110)-Richtung auf der (001)-Ebene bei MgO. Der Spitzenradius des Belastungskörpers betrug $120 \mu\text{m}$ bei einer Last von $0,7$ N /96/.

Dieser Zusammenhang wurde von Miyoshi und Buckley /88/ experimentell an SiC und MnZn-Ferriten nachgewiesen. Dabei können weitere Riß Typen entstehen (s. Bild 36):

a) Chevronrisse. Es handelt sich hierbei um laterale Risse. Die Rißebene steht senkrecht zur Belastungsachse.

b) Obliquerrisse sind schräg in die Oberfläche laufende Risse.

c) Innen befindliche Risse (Internal cracks). Sie bilden sich unterhalb der plastischen Zone vor der Frontpartie des Eindringkörpers und werden mit dem Spannungsfeld durch die Oberfläche getrieben.

Ein Materialabtrag kann durch das zufällige Herausfallen von Oberflächenteilen dV durch Reißbildung oder auch durch plastisches Schneiden erfolgen. Diese Oberflächenteile entstehen, sobald Risse ein Volumenelement umschließen (vgl. Kap. 2.1. und 2.2.).

3.1.5 Furchungverschleiß im linear-elastischen Bereich (Mikrobrechen)

In den vorangegangenen Kapiteln ist die Gefährlichkeit eines Risses, dessen Keimbildungsbedingung in fehlerfreier Oberfläche sowie Ausbreitungskriterien als Funktion von Werkstoffkennwerten beschrieben worden. Bei der bruchmechanischen Beschreibung des Furchungverschleißes durch ein einziges Korn (Eindringkörper) muß zunächst wieder von einer fehlerfreien Oberfläche ausgegangen werden. Ebenso muß sich der Eindringkörper langsamer als die Versetzungen bewegen, denn von der Versetzungsbewegung hängt die Ausbildung der plastischen Zone und die Härte ab. Die Reißfrontgeschwindigkeit paßt sich der Belastungsgeschwindigkeit entsprechend der Bruchmechanik an. Unklar ist, welche Rißtypen sich in Abhängigkeit der Belastungsgeschwindigkeiten ausbilden. Die Rißenteilung aus Kap. 2.2. bleibt weiterhin erhalten, nur unterscheidet man noch, ob die Reißfläche den Bewegungsvektor enthält (s. Bild 37).

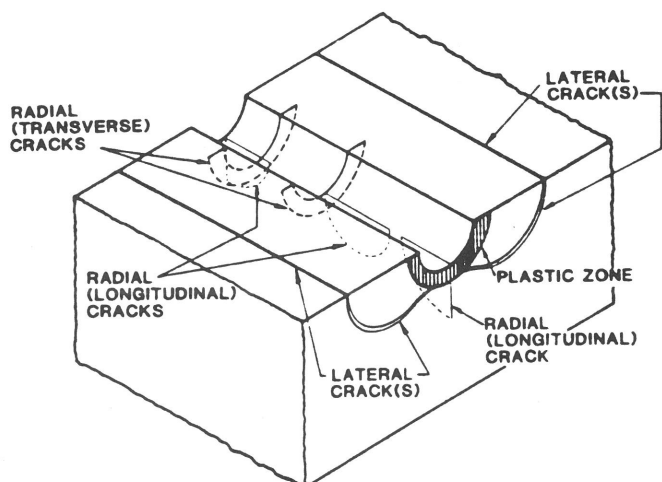


Bild 37

Schemazeichnung der plastischen Zone und der Lage sowohl der radialen als auch der lateralen Risse nach gleitender Beanspruchung /98/.

Man erkennt deutlich, daß laterale Risse einen größeren Beitrag zum Verschleißvolumen beitragen können als radiale Risse /98/.

Wie bei der Oberflächenrißbildung durch Punktbelastung soll auch hier der Eindringkörper hart bzw. verschleiß- und rißfrei gegenüber dem beanspruchten Werkstoff sein. Weiterhin gilt die Forderung, daß zur Rißbildung erst eine Mindestspannungsspitze überschritten werden muß. Y. Enomoto /73/ hat für MgO (s. Bild 38) diese Forderung experimentell bestätigt.

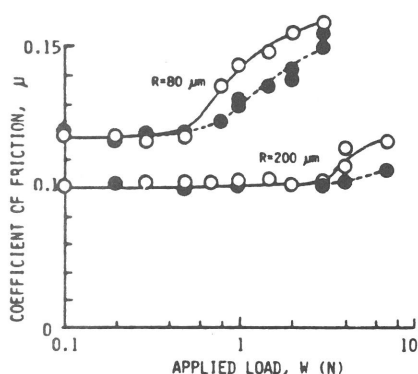


Bild 38
Einfluß der Normallast auf die Reibungszahl sowohl in der (100)- (○) als auch in der (110)- (●) Richtung auf einer (001)-MgO-Oberfläche mit unterschiedlichen Spitzenradien der Belastungskörper /73/.

Ebenso wird unterstellt, daß sich meist laterale Risse in der Tiefe h und der von Länge C_1 bilden. Vom Eindringkörper wird ein Partikel aus der Oberfläche abgetrennt, wenn laterale Risse sich mit der Stiftbahn kreuzen. Der Eindringkörper läuft in einer Tiefe r_c in der Oberfläche. Aus Experimenten ist bekannt, daß die Lage des lateralen Risses ungefähr dem Eindruckdurchmesser a entspricht (s. Bild 39).

Das abgetragene Volumen W_V ist dann :

$$W_V = 2 \cdot r_c \cdot h \cdot l \quad (33)$$

wobei l die Weglänge darstellt.

Die Länge des lateralen Risses beträgt ca. das Doppelte der Eindruckdiagonalen, so daß $r_c = 2 \cdot C_1$ gilt /77,81/.

Das Einsetzen von Gleichung (24) in Gleichung (33) ergibt Gleichung (34)

$$W_V = \left(\frac{F}{K_{IC}} \right)^{3/4} \cdot h \cdot l \cdot 4 \quad (34)$$

Die Härte berechnet sich aus Eindrücken mit Gleichung (35) zu

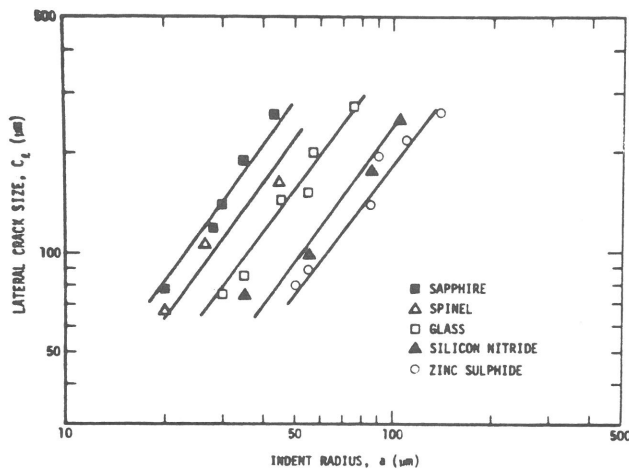


Bild 39
Doppellogarithmische Darstellung
der lateralen Rißlänge über der
Eindruckdiagonalen eines
spitzen Eindringkörpers /77/

$$H = \frac{F}{(2a)^2} \cdot \sin^{1/2} \theta \quad (35)$$

F stellt die Eindrucklast, a die Eindruckdiagonale und θ den halben Öffnungswinkel des Eindringkörpers dar. Gleichung (35) nach a aufgelöst und in Gleichung (34) eingesetzt, ergibt die Gleichung (36)

$$W_V = \frac{2}{K_{IC}^{3/4} \cdot H^{1/2}} \cdot F^{5/4} \cdot l \cdot \sin^{5/4} \theta \quad (36)$$

In Gleichung (36) wird das Verschleißvolumen mit Werkstoffkennwerten (K_{IC} -Wert und Härte) sowie Beanspruchungsparametern (Last, Verschleißweg und Schärfe des Eindringkörpers) für kleine Gleitgeschwindigkeiten korreliert. Erwartungsgemäß nimmt das Verschleißvolumen linear mit dem Weg zu, da Gleichung (36) nur dann gilt, wenn die Last groß genug ist, um bei jedem dl erneut die plastische Zone zu überwinden: nur dann entstehen laterale Risse. Ebenso muß unterstellt werden, daß das geschädigte Material vollständig abgetragen wird. Mit steigender Härte, aber stärker mit zunehmendem K_{IC} -Wert sinkt das Verschleißvolumen. Von Wilshaw und Hartley /97/ ist der Exponent für die Lastabhängigkeit bei diesem System zu 1.07-1.3 experimentell ermittelt worden. Dieser Wert stimmt mit dem in Gleichung (36) gut überein. Hier können nur Versuchsergebnisse herangezogen werden, die im Bereich der linear-elastischen Bruchmechanik durchgeführt wurden. Für Gleitbeanspruchung gilt die Gleichung (37)

$$W_V = k_V \cdot F_N^{n_p} \cdot l \quad (37),$$

wobei k_V die Verschleißrate und n_p eine Konstante dar-

stellen. Aus dem Vergleich von Gleichung (37) mit Gleichung (36) ergibt sich k_v zu

$$k_v = \frac{2 \cdot \sin^{1/2} \theta}{K_{IC}^{3/4} \cdot H^{1/2}} \quad (38)$$

Für Diamanteindringspitzen beim Gleiten auf Keramik errechnen sich so Verschleißraten für das Mikrobrechen von $10^{-3} < k < 0,1 \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$.

3.1.6 Furchungsverschleiß im elastisch-plastischen Bereich

Ein Materialabtrag kann auch durch spanendes Abtragen der Oberfläche im elastisch-plastischen Bereich erfolgen (Mikrospanen).

M.A. Moore und F.S. King /99/ geben für spitze Teilchen mit einem Öffnungswinkel von 120° als Verschleißvolumen im plastischen Bereich für spanendes Abtragen die Beziehung (39) an

$$W_{V \text{ plast}} = \frac{F \cdot l}{H} \cdot 0,2 \quad (39)$$

Dividiert man die Gleichung (36) durch die Gleichung (39), so erhält man das Verhältnis zwischen Mikrospanen und Mikrobrechen zu

$$\frac{W_{V \text{ Bruch}}}{W_{V \text{ Plast}}} = 11 \cdot \left(\frac{H^2 \cdot F}{K_{IC}^3} \right)^{1/4} \quad (40)$$

Bei Belastung im plastischen Bereich wird bei gleichen Werkstoff- und Systemgrößen ca. nur 1/10 Material abgetragen.

Diesen Zusammenhang bestätigten M.A. Moore und F.S. King /99/ experimentell im System SiC-Papier (60 μm und 180 μm Korngröße) gegen Si_3N_4 und Al_2O_3 Stifte bei Raumtemperatur, Geschwindigkeiten von 0,5 m/s und Kontaktspannungen von 0,125-1,5 MN/m^2 .

T. Sugita /100/ bestätigte für MgO-Scheiben mit konischen Stiften aus Al_2O_3 (Radius der Stiftpitzen betragen 60 μm und 120 μm) ebenfalls den Faktor 10 für die MgO-Scheiben bei Lasten von bis zu 0,7 N.

3.2 Experimentell ermittelte Zusammenhänge zwischen tribologischen Kenngrößen und Systemparametern.

3.2.1 Gestalt der Reibspur bei fehlenden Rißbildungsvorgängen

Keramische Werkstoffe verformen sich plastisch zum einen infolge von Kontaktspannungen, zum anderen durch Reibungserwärmung. Der Mechanismus des Mikropflügens läßt sich durch plastisches Fließen auf Grund hoher Kontaktspannungen bei geringen Gleitgeschwindigkeiten und Reibbeiwerten erklären. Dabei wurde gemäß Gleichung (2) die maximale Scherspannung überschritten. Die Reibspur enthält eine Furche mit an den Rand verdrängtem Material (s. Bild 32 und vgl. Kap. 3.1.1).

Die Reibspur verändert sich beim plastischen Fließen durch Reibungserwärmung grundlegend. Es treten keine Furchen auf (s. Bild 40) /101/, sondern Materialübertrag. Die flüssigen oder erweichten Mikrokontakte werden flächig verteilt. Materialabtrag infolge Erweichung, Schmelzen oder Verdampfen bezeichnet man als thermischen Verschleiß.



Bild 40
Festkörperreibung von TiO_2
gegen sich selbst (Versuchsdauer 30 min, Temperatur $400^\circ C$, Gleitgeschwindigkeit 26,2 cm/s, Pressung 2,54 bar) /101/.

3.2.2 Einfluß der Phasenzusammensetzung auf das Verschleißvolumen

Die Phasenzusammensetzung von mit Yttriumoxid teilstabilisiertem Zirkondioxid ($Y_2O_3-ZrO_2$) beeinflusst nach R.W. Rice und C.Cm.Wu /102/ das Verschleißverhalten. Mit steigendem

Y_2O_3 -Gehalt sinkt das Verschleißvolumen parabolisch. Dies liegt an einem Anstieg der Härte und Ansteigen des K_{IC} -Wertes. Dies entspricht der Vorhersage aus Gleichung (36).

Die Konzentration an Sinteradditiven (MgO) beeinflusst nach A.P. Semenov die Reibungszahl und den rel. Verschleiß von Al_2O_3 /103/. Mit steigendem MgO-Gehalt steigen die Härte und die Reibungszahl, wobei das Verschleißvolumen sinkt.

3.2.3 Hot Spots

Die infolge von Reibung an den Tribokontakten erzeugte Reibungswärme kann bei keramischen Werkstoffen, insbesondere bei Al_2TiO_5 und ZrO_2 , auf Grund der niedrigen Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität und hohen Härte bei Festkörperreibung schlecht ins Werkstoffinnere abgeleitet werden. An den Mikrokontakten kann der Werkstoff aufschmelzen und wird auf der Oberfläche verteilt /101/ (s. Bild 41a). Das Verschleißbild ähnelt dem der Adhäsion. Die Temperatur an den Mikrokontakten steigt mit zunehmender Last und Geschwindigkeit /104/ sowie mit der Reibungszahl, der Umgebungstemperatur und abnehmender Wärmeleitfähigkeit an.

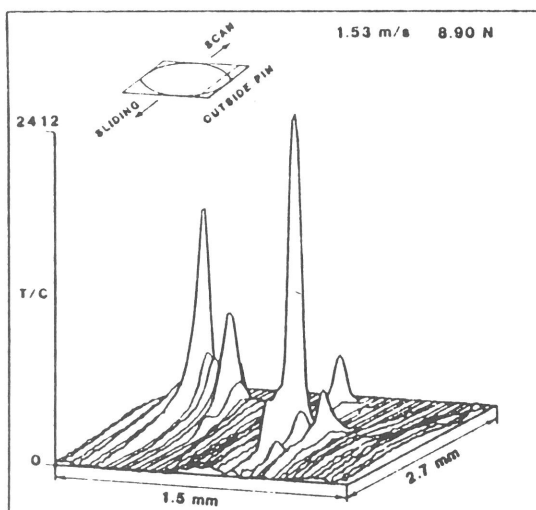


Bild 41a
Temperaturverteilung auf
einem HP-Si₃N₄-Stift,
der gegen eine Saphirscheibe
lief /104/.

01-12-1985 18:28:04 DOV2L263.TEM COR

Die Temperatur an den Hot Spots kann Werte von bis zu 2100°C annehmen /104/ (s.Bild 41a). Die gemessenen Werte scheinen für Si₃N₄ zu hoch zu sein, da bei 1900°C der Stickstoffpartialdruck 1 bar beträgt. Es konnte nicht eindeutig geklärt werden, ob nicht durch Tribolumineszenz und durch fehlende

Kenntnis des genauen ϵ -Werte von Si_3N_4 scheinbar zu hohe Temperaturen gemessen wurden.

Beim Prallverschleiß schmilzt die Oberfläche teilweise auf Grund der bei der plastischen Deformation und bei der an der Kontaktfläche auftretenden Reibung in Wärme umgesetzten kinetischen Energie des Teilchens auf /105/ (s. Bild 41b). Bei Al_2O_3 als Targetmaterial ergab sich bei 470°C Umgebungstemperatur ein ähnliches Bild.

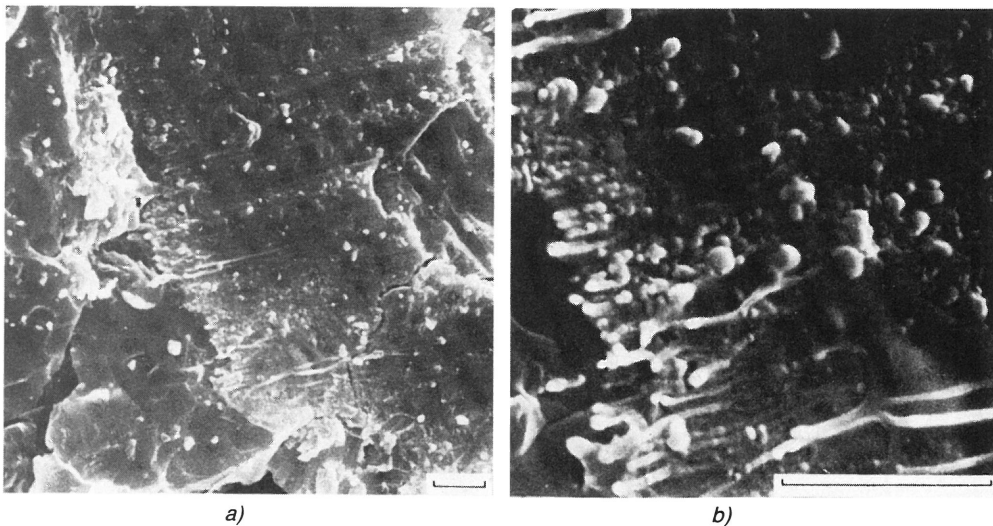


Bild 41b

a) Aufprallfläche von Mullit bei Raumtemperatur.
b) Vergrößerung aus a), in der man das partielle Aufschmelzen von Oberflächenbereichen erkennen kann. Der Vergleichsmaßstab ist jeweils $2\mu\text{m}$ lang /105/.

3.2.4 Einfluß der Last auf die Reibungszahl

Der Vorgang der Werkstoffabtragung keramischer Werkstoffe setzt sich im wesentlichen aus dem Mikropflügen (Plastisches Fließen) und Mikrobrechen (Rißbildung) zusammen. In Kap. 2.1. und 3.1. wurde der Einfluß dieser Mechanismen auf das Verschleißverhalten dargestellt.

In derselben Weise hängt die Reibungszahl eines Systems von der Reaktion des Werkstoffes auf die Belastung ab. Der Werkstoff kann im elastischen Bereich oder im bruchmechanischen Bereich belastet werden. Im folgenden wurden die plastischen Deformationen durch hohe Flächenpressungen bedingt.

T. Sugita und T. Husegawa /100/ berichten, daß beim Übergang von der Chevronrißbildung zur plastischen Deformation bei gleitender Bewegung die Reibungszahl von 1,0 auf 0,2 bei mit Diamantspitzen belasteten MgO-Scheiben absinkt.

Denselben Effekt beobachteten O.O.Adewoye und T.F. Page /106/ beim Übergang von lateraler Rißbildung zu plastischer Deformation bei mit konischen Diamantspitzen belastetem SiC. Die Last wurde dabei kontinuierlich gesteigert. Der Reibbeiwert stieg von 0,3 auf 0,6 /106/ (s. Bild 42). Bei diesen Versuchen glitt der Stift nur einmal über dasselbe Oberflächenelement.

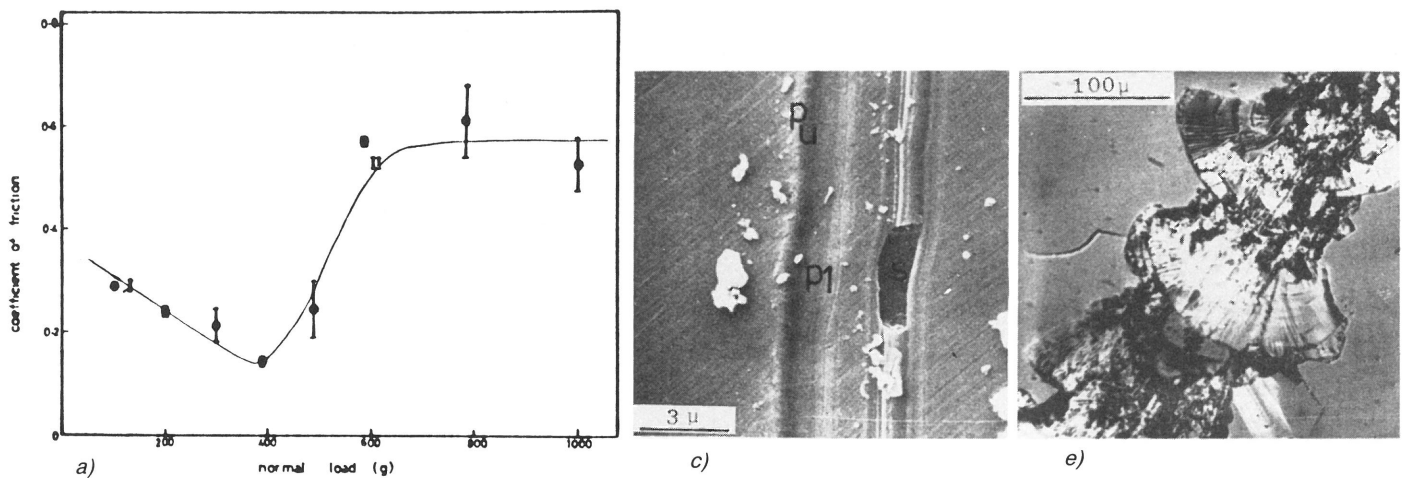


Bild 42

a) Reibungszahl als Funktion der Normalkraft beim Übergleiten einer SiC(0001)-Fläche mit einem 60°-Diamantstift. Die Phasen I und II sind den Bildern c) und e) zugeordnet /106/.

Die Versuche lassen ungeklärt, ob der Sprung im Reibbeiwert allein auf ein Überschreiten der Mindestlast zur Erzeugung von Rissen bei intakter Oxidschicht zurückzuführen ist oder ob erst die Oxidschicht durchbrochen wurde, deshalb der Reibbeiwert ansteigt und die Mindestlast aus zwei Gründen überschritten wurde.

In den Versuchen von T.F. Page und O.O.Adewoye /107/ steigt der Reibbeiwert von 0,2 auf 1,3 bei Si_3N_4 -Stiften gegen Si_3N_4 -Scheiben und einer Last von 5 N nach mehrmaligem Übergleiten desselben Oberflächenelementes an (s. Bild 43). Vermutlich waren die reibungsmindernden Oberflächenbelegungen nach 200 Übergleitungen abgerieben.

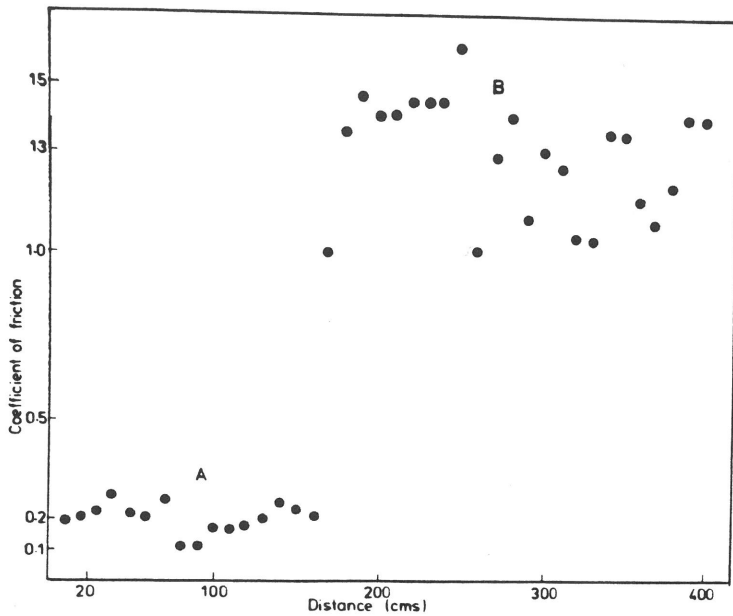


Bild 43
Reibungszahl als Funktion
der Gleitlänge beim Gleiten
von Si_3N_4 (NC132) gegen
sich selbst /107/.

3.2.5 Einfluß von Härte und Bruchzähigkeit bei abrasiven Verschleiß auf die Reibungszahl

H. Ishigaki und I. Kawaguchi /108/ untersuchten die Abhängigkeit des Trockengleitreibungskoeffizienten f von der Bruchzähigkeit (K_{IC}) verschiedener Materialien. Die Gleitgeschwindigkeit betrug 0.17 mm/s, die rel. Luftfeuchtigkeit 50 %, die Last 0.25 N und der Gegenkörper war ein Diamantstift mit einem Kuppenradius von 5 μm .

Daraus errechnet sich eine Hertzsche Flächenpressung von 20.000 N/mm^2 ! Im folgenden wird durch Regressionsprogramme die die Streuung der Versuchsergebnisse am besten beschreibende Funktion ermittelt. Die Reibungszahl soll eine Funktion von der Werkstoffhärte und der Bruchzähigkeit sein. Der Reibungszahl f hängt von der Bruchzähigkeit K_{IC} über die Gleichung (41)

$$f = 0,67 \cdot \frac{1}{K_{IC}^{0,92}} \quad (41)$$

mit einem Bestimmtheitsmaß $F = 0.77$ ab (s. Bild 44a). Das Bestimmtheitsmaß sagt aus, daß 77 Prozent der Streuung der Versuchsergebnisse mit dieser Funktion beschrieben werden können.

Rechnet man die Härte als zusätzliche Größe mit ein, so ergibt sich die Gleichung (42)

$$f = 0,91 \cdot \frac{1}{K_{IC}^{0,71} H^{0,13}} \quad (42)$$

mit einem Bestimmtheitsmaß $F=0.78$ (s. Bild 44b). Daraus ergibt sich, daß bei abrasivem Verschleiß und geringen Gleitgeschwindigkeiten die Härte auf die Reibungszahl ei-

Messreihe: Reibungszahl (Bruchzähigkeit)
 Funktion: $R_{koeff} = A \cdot K_{IC} \cdot B$

Parameter:
 A = 0.667 mittlere Abweichung: 0.127
 B = -0.918 Korrelationskoeff.: 0.88
 Bestimmtheitsmaß: 0.77

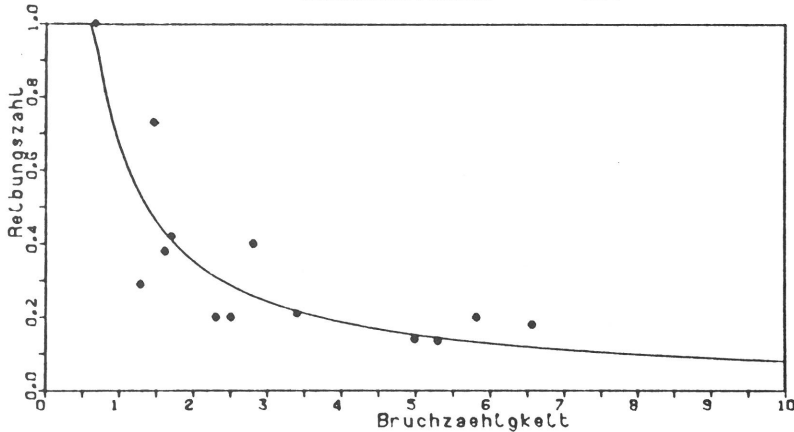


Bild 44a
 Reibungszahl als
 Funktion der
 Bruchzähigkeit

Messreihe: Reibungszahl (Bruchzähigkeit, Härte)
 Funktion: $R_{koeff} = A \cdot K_{IC} \cdot B \cdot H \cdot C$

Parameter:
 A = 1.42 mittlere Abweichung: 0.131
 B = -0.714 Korrelationskoeff.: 0.88
 C = -0.128 Bestimmtheitsmaß: 0.78

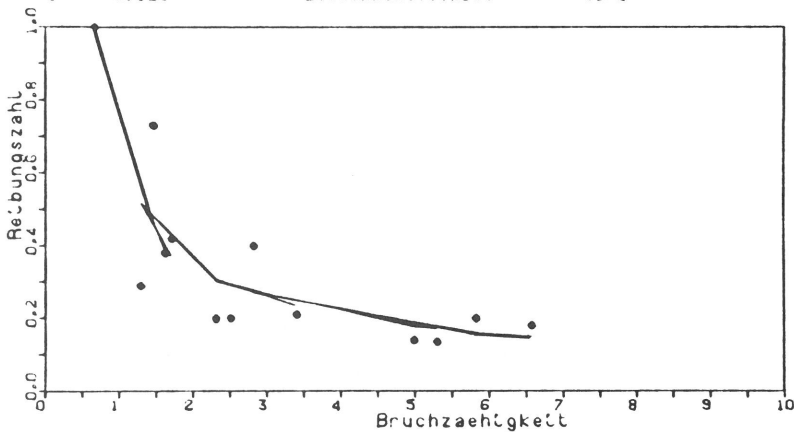


Bild 44b
 Reibungszahl als
 Funktion der
 Bruchzähigkeit und
 der Härte

Messreihe: Reibungszahl (Härte)
 Funktion: $R_{koeff} = A \cdot H \cdot B$

Parameter:
 A = 19.6 mittlere Abweichung: 0.159
 B = -0.586 Korrelationskoeff.: 0.80
 Bestimmtheitsmaß: 0.65

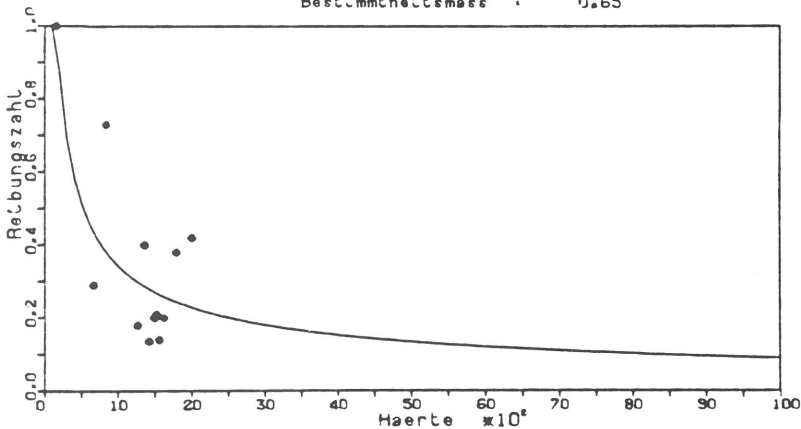


Bild 44c
 Reibungszahl als
 Funktion der Härte

nen vernachlässigbaren Einfluß ausübt, während der K_{IC} -Wert von großen Einfluß ist. An Bild 44c erkennt man, daß die über der Härte aufgetragenen Werte keinen funktionellen Zusammenhang ergeben.

3.2.6 Einfluß von Härte und Bruchzähigkeit bei abrasivem Verschleiß auf das Verschleißvolumen

Die Härte ist aber für den abrasiven Verschleiß von großer Bedeutung. Trägt man den abrasiven Verschleiß von Werkstoffen über der Härte des angreifenden Minerals auf, so erhält man die sogenannte Verschleiß-Tieflage-Hochlage-Charakteristik (s. Bild 45a), d.h. der Verschleiß steigt in die Hochlage an, wenn die Härte des Minerals die Härte des beanspruchten Werkstoffes erreicht /109/.

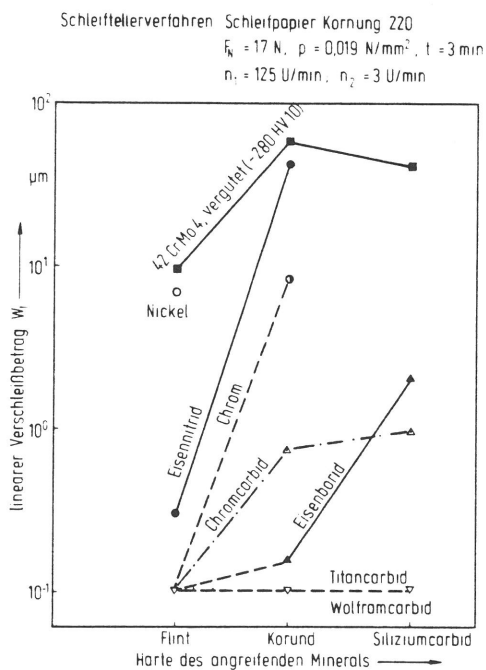


Bild 45a Verschleiß-Tieflage-Hochlage-Charakteristik in der Verschleißhochlage von Oberflächenschutzschichten /109/.

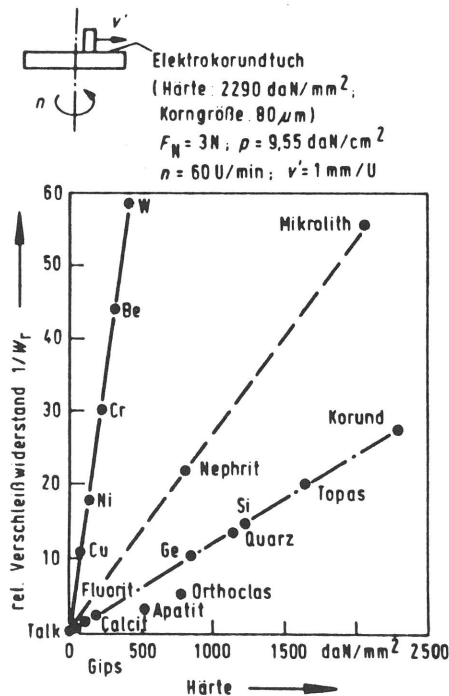


Bild 45b Furchungverschleiß in der Verschleißhochlage /110/.

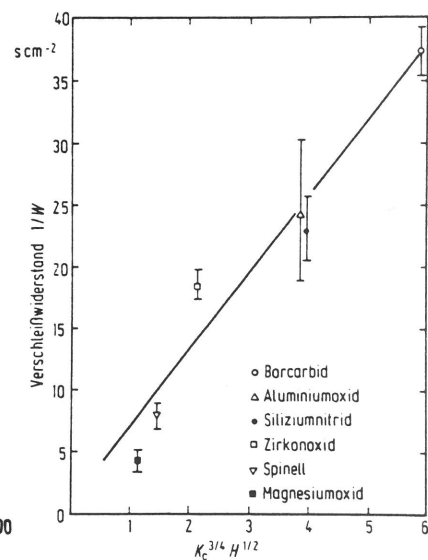


Bild 45c Verschleißwiderstand keramischer Werkstoffe beim Sägen mit einer Diamantsäge (vgl. Kap.3.1.5) /77/.

Eine hohe Werkstoffhärte wirkt sich daher günstig aus, weil eine Beanspruchung durch härtere Abrasivstoffe zulässig ist. In der Verschleiß-Hochlage ist die Härte aber nicht mehr allein maßgebend; denn keramische Werkstoffe haben dort im allgemeinen einen niedrigeren Verschleißwiderstand als metallische Werkstoffe (s. Bild 45b) /110/. Neben der Härte

ist die Rißzähigkeit von Einfluß. Der Verschleißwiderstand hängt nach Evans und Wilshaw /77/ linear von dem Produkt der Potenzen von Härte und Rißzähigkeit ab; für die Exponenten werden unterschiedliche Werte angegeben /77,110,89/. In Kap. 3.1.5. war das Verschleißvolumen als Funktion der mechanischen Eigenschaften dargestellt worden. In die Gleichung (36) wurden Zusammenhänge eingesetzt, die ausschließlich für die bei Punktbelastung auftretenden Rißlängen gelten. Es gilt:

$$W_V \approx \frac{1}{K_{IC}^{3/4} \cdot H^{1/2}} \quad (43)$$

Wertet man die Versuche von M.A. Moore und F.S. King /99/ aus, so ergeben sich andere Zusammenhänge. Sie führten ihre Versuche auf einem Stift-Scheibe-Tribometer durch, wobei die Scheibe aus SiC-Schleifpapier von 80 µm oder 250 µm Korngröße bestand. Die Stifte (Durchmesser 5 mm) bestanden aus diversen Materialien (Gleitgeschwindigkeit $v = 0.5$ m/s, Temperatur 23°C, Flächenpressung $p = 1$ N/mm², trocken) Für die Abhängigkeit des Verschleißvolumens W_V (mm³) von der Bruchzähigkeit K_{IC} (MN/m^{3/2}) ergibt die Rechnung bei derselben Verfahrensweise wie in Kap. 3.2.6. bei 80 µm Schleifpapier die Gleichung (44)

$$W_V = 0,17 \cdot \frac{1}{K_{IC}^{1,68}} \quad (44)$$

bei einem Bestimmtheitsmaß $F = 0.71$ (s. Bild 46a). Trägt man das Verschleißvolumen für dieselben Versuche gegen die Mikrohärtigkeit H (N/mm²) der verwendeten Werkstoffe auf, errechnet sich

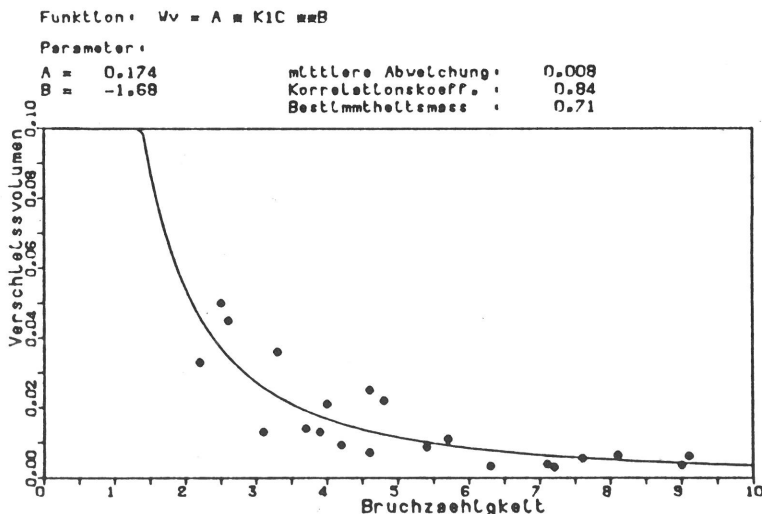


Bild 46a
Verschleißvolumen als
Funktion der
Bruchzähigkeit

Funktion: $W_V = A \cdot H^B$

Parameter:

A = 0.106E+05 mittlere Abweichung: 0.007
 B = -1.47 Korrelationskoeff.: 0.86
 Bestimmtheitsmaß: 0.74

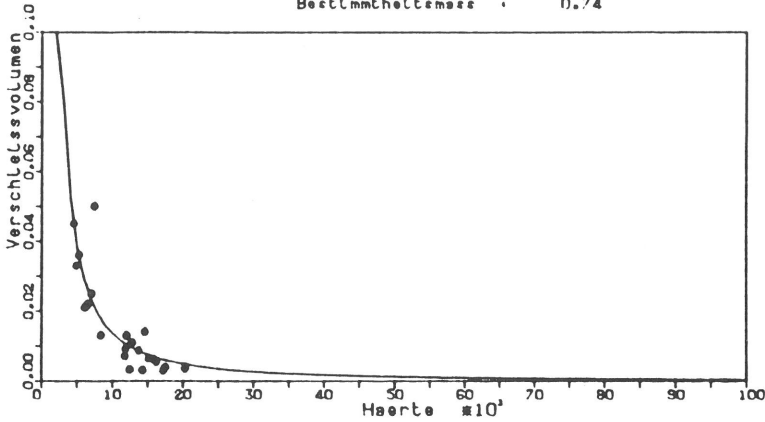


Bild 46b
 Verschleißvolumen als
 Funktion der Härte
 (80 μm)

Funktion: $W_V = A \cdot K_{IC}^B \cdot H^C$

Parameter:

A = 132. mittlere Abweichung: 0.007
 B = -0.812 Korrelationskoeff.: 0.89
 C = -0.862 Bestimmtheitsmaß: 0.79

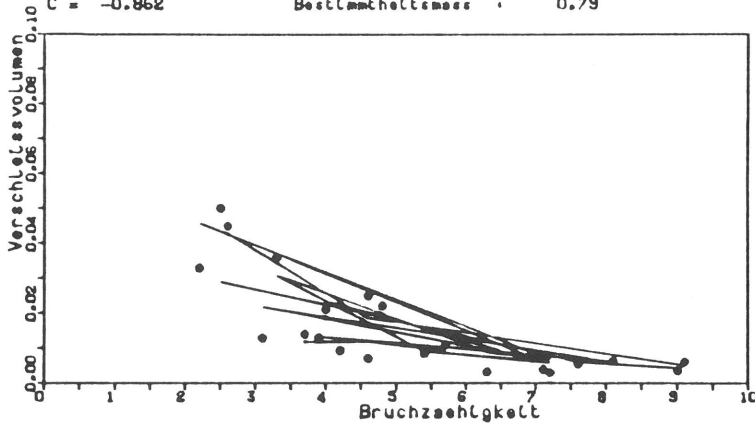


Bild 46c
 Verschleißvolumen als
 Funktion der Bruchzähig-
 keit und der Härte
 (80 μm). (Die Geradenschar
 stellt einen zwei-
 dimensionalen Schnitt von
 Flächen im Raum dar)

Funktion: $W_V = A \cdot K_{IC}^B$

Parameter:

A = 1.72 mittlere Abweichung: 0.181
 B = -1.76 Korrelationskoeff.: 0.56
 Bestimmtheitsmaß: 0.31

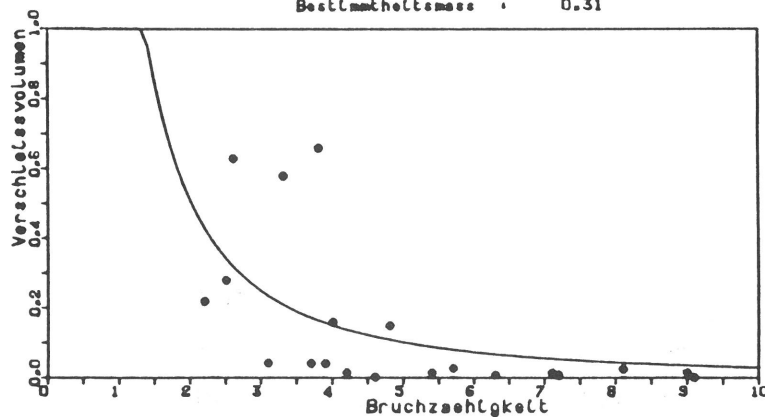


Bild 46d
 Verschleißvolumen als
 Funktion der Bruchzähig-
 keit (250 μm)

$$W_V = 10600 \cdot \frac{1}{H^{1,47}} \quad (45)$$

bei einem F von 0.74 (s. Bild 46b).

Werden die unabhängigen Größen Härte und K_{IC} zusammen mit dem Verschleißvolumen korreliert, errechnet man

$$W_V = 130 \cdot \frac{1}{K_{IC}^{0,81} \cdot H^{0,86}} \quad (46)$$

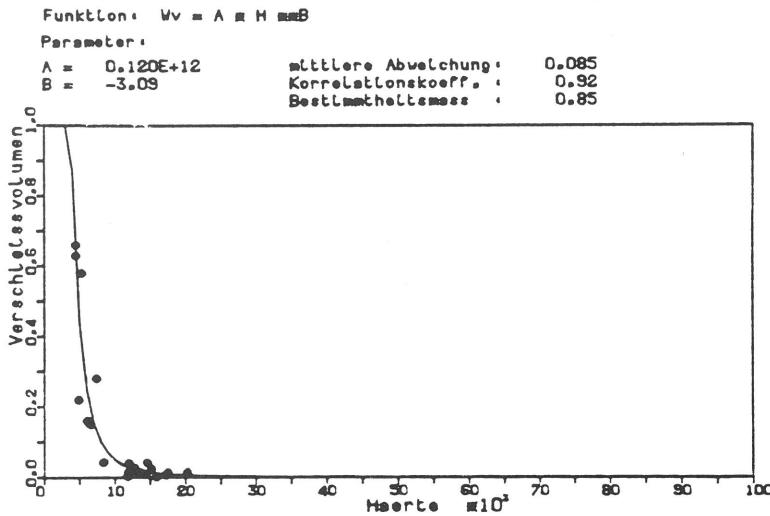


Bild 46e
Verschleißvolumen als
Funktion der Härte
(250 μm)

bei einem $F = 0.79$ (s. Bild 46c).

Würde man in Gleichung (46) H gleich K_{IC} setzen, so ließen sich die Gleichungen (44) und (45) näherungsweise aus Gleichung (46) herleiten. Offenbar besteht bei diesen Versuchen eine Gleichwertigkeit zwischen der Härte und der Bruchzähigkeit.

Unabhängig vom Regressionsergebnis zeigen die Versuche, daß das abrasive Verschleißvolumen mit zunehmender Härte und Bruchzähigkeit abnimmt.

Bei der Verwendung von SiC-Schleifpapier mit 250 μm Korngröße ergibt die Versuchsauswertung, daß die Bruchzähigkeit nur mit einem Bestimmtheitsmaß von $F = 0.31$ die Streuung der Versuchswerte beschreibt (s. Bild 46d), während bei der Korrelation der Härte mit dem Verschleißvolumen über die Gleichung (47) ein Bestimmtheitsmaß $F = 0.85$ zu erzielen ist (s. Bild 46e).

$$W_V = 1,2 \cdot 10^{12} \cdot \frac{1}{H^{0,39}} \quad (47)$$

Aus diesen Ergebnissen ist zu folgern, daß keramische Werkstoffe mit hohem K_{IC} -Wert und hoher Härte verwendet werden müssen, um das Verschleißvolumen zu minimieren, wenn in einem Tribosystem Verschleißpartikel kleiner als 80 μm gebildet werden. Entstehen dagegen Verschleißpartikel im Bereich um 250 μm , die vermutlich weniger scharf sind als die 80 μm Körner, so muß der keramische Werkstoff zur Minimierung des Verschleißes eine möglichst hohe Härte besitzen, während die Bruchzähigkeit einen geringen Einfluß besitzt.

3.2.7 Einfluß der Geschwindigkeit auf die Reibungszahl

Der Einfluß der Geschwindigkeit auf den Reibbeiwert wurde von J. Denape, J. Lamont /91/ sowie D.C. Cramner /111/ bei Festkörperreibung für Keramik-Keramik-Paarungen untersucht.

Material	Speed (m sec ⁻¹)	Friction coefficient
α SiC	0.5	0.44 ± 0.08
	0.9	0.41 ± 0.08
	1.4	0.41 ± 0.05
NC 430	0.5	0.49 ± 0.07
	0.9	0.49 ± 0.07
	1.4	0.43 ± 0.05
	1.8	0.29 ± 0.06
	2.3	0.21 ± 0.09
	2.8	0.20 ± 0.10
NC 132	0.5	0.25 ± 0.09
	0.9	0.40 ± 0.10
	1.4	0.26 ± 0.15
	1.8	0.24 ± 0.14
	2.3	0.21 ± 0.12
	2.8	0.19 ± 0.15
NC 350	0.5	0.24 ± 0.09
	0.9	0.28 ± 0.06
	1.4	0.29 ± 0.14

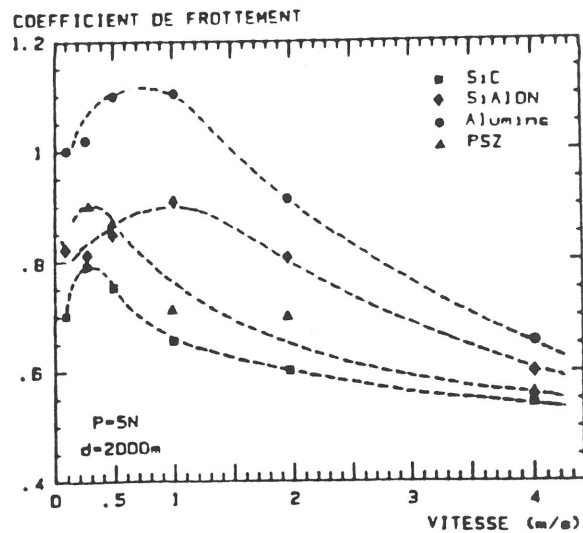


Bild 47a

Reibungszahl als Funktion der Gleitgeschwindigkeit /111/.

Bild 47b

Reibungszahl als Funktion der Gleitgeschwindigkeit (Normallast 5N, Gleitweg 2000 m) /91/.

Die Abhängigkeit der Reibungszahl von der Geschwindigkeit teilt sich in zwei Bereiche a und b auf (s. Bilder 47a und 47b)

a) Große Gleitgeschwindigkeit

b) Kleine Gleitgeschwindigkeit

Beide Arbeiten zeigen, daß die Reibungszahl nach dem Überschreiten des Maximums meistens mit dem Kehrwert der Geschwindigkeit abnimmt. Es errechnet sich,

$$f = \frac{1}{0,17 \cdot v + 1} \quad (49)$$

für 5 N Normallast, wobei v die Gleitgeschwindigkeit in m/s bedeutet;

$$f = \frac{1}{v + 2,53} \quad (49)$$

für Si₃N₄/Si₃N₄ bei 225 N Normallast.

Bei kleinen Geschwindigkeiten (v < 0.5 m/s) steigt die Reibungszahl bis zum Erreichen des Maximums mit zunehmender Geschwindigkeit an.

3.2.8 Einfluß der Luftfeuchte

Die relative Luftfeuchte der Umgebungsluft kann einen starken Einfluß auf die Reibung und den Verschleiß haben. Sowohl für Laboruntersuchungen als auch für Anwendungsfälle ist die Kenntnis dieser Zusammenhänge von Bedeutung, da die Luftfeuchte geographisch und jahreszeitlich bedingt beträchtlich schwanken kann /67,126/.

Reibung und Verschleiß können vor allem dann niedrig gehalten werden, wenn es gelingt, die tribologische Beanspruchung auf die äußere Oberflächengrenzschicht zu beschränken. Mit einer solchen Schicht muß auch bei keramischen Werkstoffen gerechnet werden, wobei die oxidkeramischen Werkstoffe bevorzugt mit einer Adsorptionsschicht bedeckt sein dürften, während bei den nichtoxidischen Werkstoffen wie Siliziumkarbid oder Siliziumnitrid zusätzlich eine darunterbefindliche, meist oxidische Reaktionsschicht vorhanden ist.

Welchen Einfluß die äußere Grenzschicht haben kann, können Schwingungsverschleißuntersuchungen an der Paarung SiSiC/SiSiC in unterschiedlicher Luftfeuchte zeigen. In sehr trockener Luft mit 5% relativer Feuchte wurde eine Reibungszahl zwischen 0,5 und 0,7 mit einer hohen Verschleißrate gemessen (Bild 48a). In feuchter Luft mit 95% relativer Feuchte sinkt die Reibungszahl mit zunehmender Beanspruchungsdauer rasch auf einen Wert 0,1 ab (Bild 48b). Zu beachten sind aber die Reibungskraftspitzen, die durch das Ausbrechen von harten keramischen Partikeln bedingt sind und

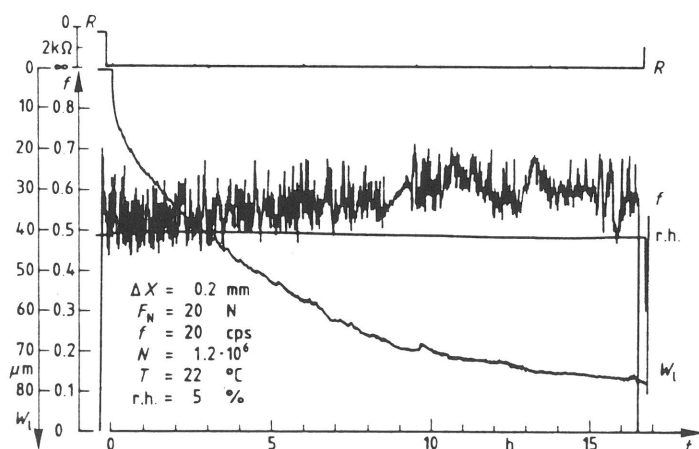


Bild 48a
Schwingungsverschleiß der Paarung SiSiC/SiSiC bei 5% rel. Feuchte /67/.

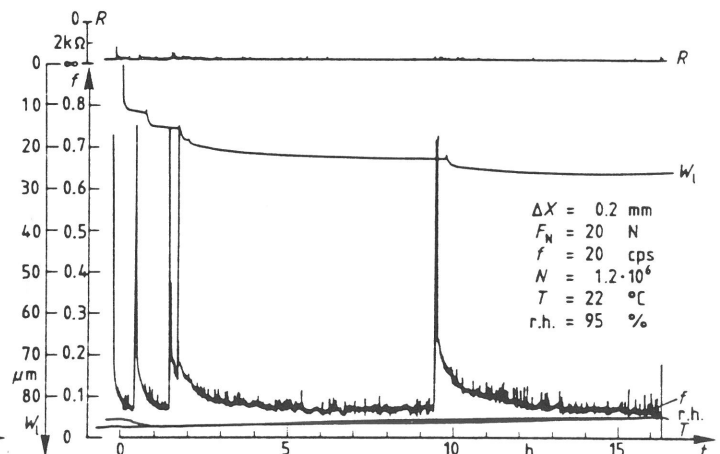


Bild 48b
Schwingungsverschleiß der Paarung SiSiC/SiSiC bei 95% rel. Feuchte /67/.

eine Zeit lang in der Kontaktfläche verweilen. Der Verschleiß ist in feuchter Luft infolge der Bildung von schützenden Reaktionsschichten wesentlich kleiner als in trockener Luft.

Beim Vergleich des Schwingungsverschleißverhaltens von oxidkeramischen und nichtoxidkeramischen Paarungen fällt der niedrige Verschleißkoeffizient der oxidkeramischen Paarungen auf (s. Bild 48c). Bei diesen Paarungen kann die Tribooxidation nicht wirksam werden, so daß in der äußeren Grenzschicht keine vom Grundwerkstoff abweichende Reaktionsschicht vorhanden sein dürfte.

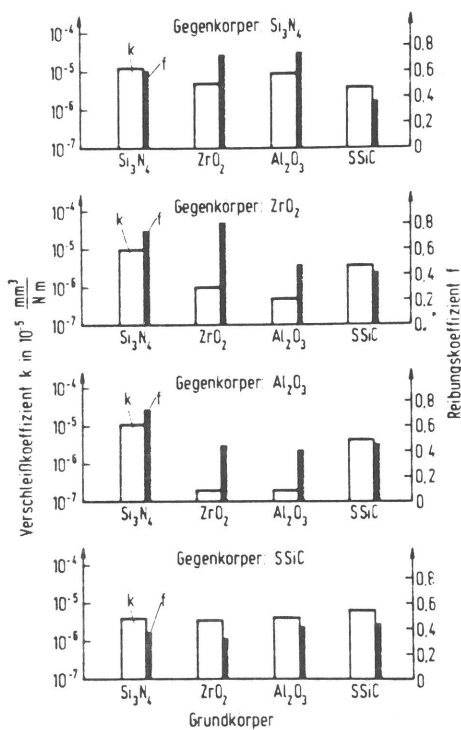


Bild 48c
Schwingungsverschleiß keramischer Paarungen /112/.

3.2.9. Verschleißpartikeladhäsion

Durch Adhäsion können Oberflächenteile von einem Verschleißpartner auf den anderen übertragen werden (s. Bild 49a). Keramische Werkstoffe, insbesondere Paarungen gleicher Werkstoffe, zeigen bei Raumtemperatur ein anderes Verhalten. Durch Abrasion oder Oberflächenzerrüttung entstehen Verschleißpartikel geringster Größe um $0,1 \mu\text{m}$, die auf Grund der hohen Flächenpressungen in den Mikrokontaktbereichen bei keramischen Werkstoffen kalt verformt werden und an einem Reibpartner "anschweißen" (s. Bilder 49b und 49c). Die plastische Scherung dissipiert mechanische Energie, so daß in diesem Fall Reibungszahlen im Bereich von 0,6 bis 1,0

gemessen wurden /113,114/ und Verschleißkoeffizienten k im Bereich von 10^{-5} bis 10^{-3} $\text{mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ /111/. Das Verschleißbild ähnelt dem der Adhäsion /86,107,111,112,113,114,115,116,118/.

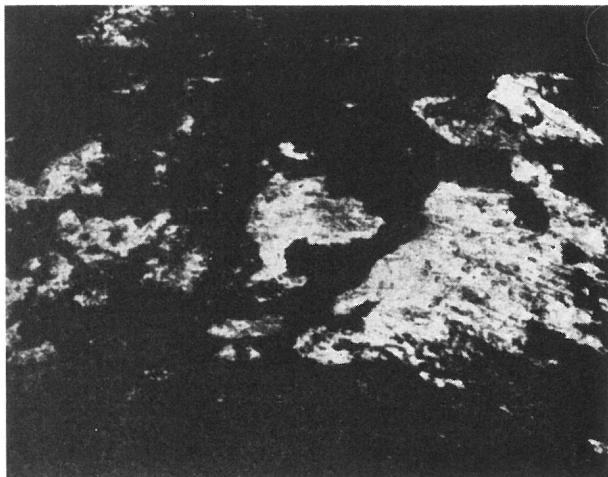


Bild 49a
Adhäsiver Übertrag von TiO_2 auf Al_2O_3 nach 30 minütigem Versuch bei 400°C ($v=26.4$ cm/s und $p=2.54$ bar) /101/. X80

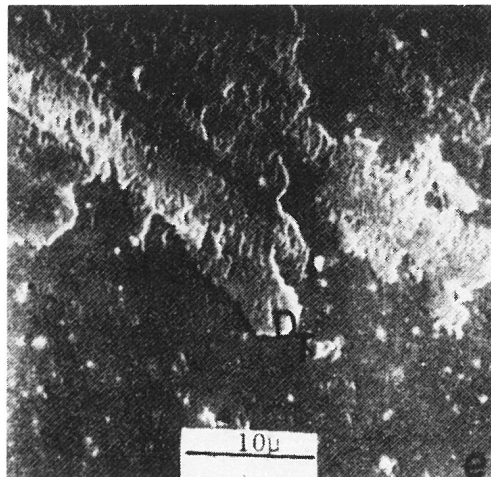


Bild 49b
Partikeladhäsion unter Festkörperreibung im System $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Si}_3\text{N}_4$ (NC132) (400 Übergleitungen) /107/.

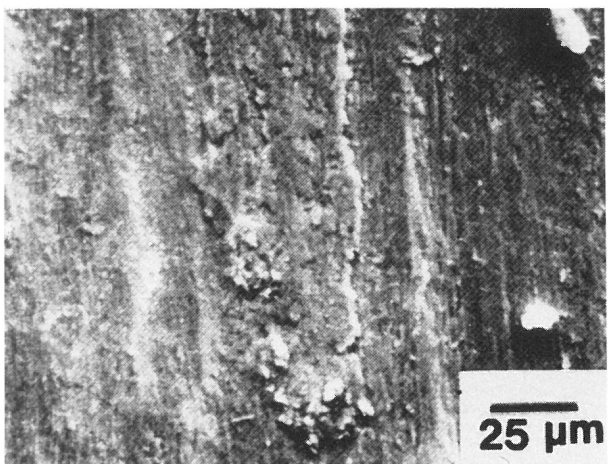


Bild 49c
Partikeladhäsion unter Festkörperreibung im System PSZ/PSZ nach 468.000 Übergleitungen ($v=1.5$ m/s und $P=35$ kPa) /114/

Die Untersuchungen von Kapsa, Maurin-Perrier und Pijard /116/ ergaben in Kugel-Ebene-Systemen mit SiC gegen Saphir bei Gleitgeschwindigkeiten von 1 mm/s und Normallasten von 10 N und 100 N, daß die Verschleißpartikel auf den Oberflächen eine lose haftende Schicht bildeten.

Die Arbeiten von A.V. Levy et al. /118/ zeigten, daß von Verschleißpartikeln auch eine selbstschmierende Wirkung ausgehen kann. So sank der Verschleiß um eine Zehnerpotenz bei einem mit Cr_2O_3 imprägnierten Y_2O_3 - ZrO_2 -Grundkörper und ein-

em mit Chrom beschichteten Graugußgegenkörper gegenüber einem chromoxidfreien Grundkörper. Dieser Effekt konnte erst oberhalb einer Flächenpressung von 50 psi ($0,39 \text{ N/mm}^2$) bei einer Gleitgeschwindigkeit von 12 mm/s beobachtet werden. Oberhalb dieser Pressung sollen die Partikel kalt geschert worden sein, so daß sich ein Schmierfilm in der Grenzfläche bildete, wobei der Verschleiß dann von der Last unabhängig war.

Tkachenko Yu.G. et al. /119/ fanden bei Cr_3C_2 -Paarungen, daß die Verschleißprodukte als Schleifmittel wirkten, da die Reibflächen durch Mikrovertiefungen "geglättet" waren (Pressung $P=0,5$ bis 3 MPa, $T= 23^\circ\text{C}$ und $v= 0,016 \text{ m/s}$). Die Arbeiten von D. Dowson, F.L. Riley, S.A. Horton und N. Wallbridge /120/ zeigten, daß die kalt verformten Verschleißpartikel von β -Sialone amorph und oxidiert sein können.

3.2.10 Tribologisch bedingte Phasenumwandlungen

Durch Reibung wird an den Tribokontakten Reibungswärme erzeugt (vgl. Kap. 3.2.3 Hot Spots), so daß an den Tribokontakten Phasenumwandlungen, Reaktionen der Matrix mit Adsorptionsschichten oder Reaktionen der Reibpartner untereinander ablaufen können, die unter Umständen das tribologische Verhalten beeinflussen können. R.L.Aghan und R.McPherson /122/ beobachteten an Abriebteilchen eine tribologisch bedingte Phasenumwandlung von Rutil (TiO_2) zu Brookit. Die Umwandlung ist umso erstaunlicher, weil zwischen beiden Phasen kein thermodynamisches Gleichgewicht besteht /121/. Brookit bildet sich nur aus amorphem TiO_2 . J.E. Hines, R.C. Bradt und J.V. Biggers /123/ wiesen an Al_2O_3 -Abriebteilchen die δ - Al_2O_3 -Phase nach, die sich ausschließlich aus α -Aluminiummonohydrat bei Temperaturen oberhalb von 1100°C bildet. Hier fand eine Reaktion der Matrix mit H_2O -Adsorptionsschichten statt, wobei sich das Reaktionsprodukt anschließend an Hot Spots zu δ - Al_2O_3 zersetzte.

H. Ishigaki et al. /108/ fanden bei Festkörperreibung eines Diamantstiftes auf α - Si_3N_4 eine Phasenumwandlung von α - Si_3N_4 nach β - Si_3N_4 . Nach heutigem Kenntnisstand über Si_3N_4 wird angenommen, daß α - Si_3N_4 die stabilere Tieftemperaturmodifikation darstellt, während β - Si_3N_4 bei höheren Temperaturen aus α - Si_3N_4 gebildet wird.

3.2.11. Risse durch Thermoschock

Während der tribologischen Beanspruchung von keramischen Werkstoffen unter Festkörperreibung neigen insbesondere Werkstoffe geringer Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit sowie hoher Härte zur Bildung von Warmrissen. Sie werden nicht durch mechanische Überbeanspruchungen sondern durch zeitlich sich ändernde Spannungszustände infolge von thermischen Dehnungen gebildet (vgl. Hot Spots Kap. 3.2.3.). Das Verschleißbild ähnelt dem eines ausgetrockneten Lehmbodens (s. Bild 50).

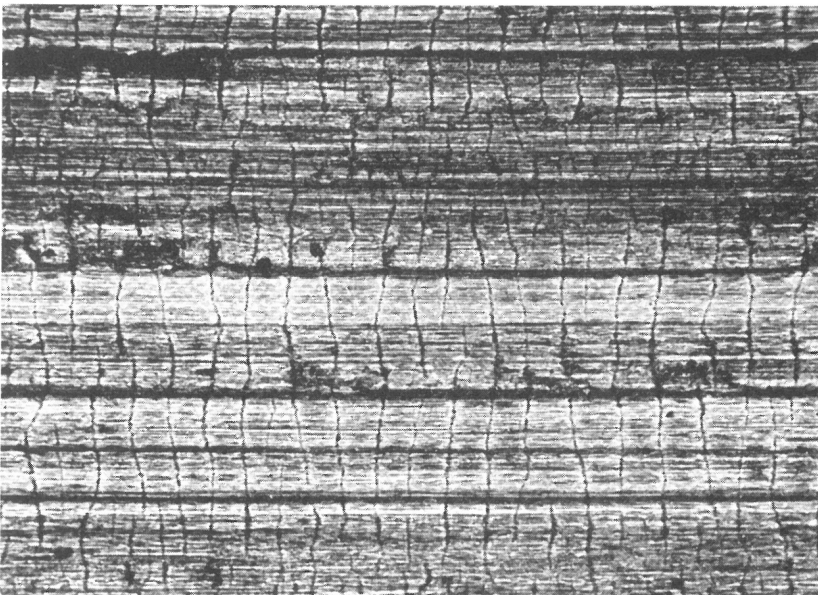


Bild 50
Reihe von parallelen Rissen, die durch Hochgeschwindigkeitsgleiten erzeugt wurden. Material: Aluminiumoxid. Vergrößerung: 100X. Gleitrichtung: von links nach rechts. Gleitgeschwindigkeit $v = 33 \text{ m/s}$ [124/].

L.B. Sibley und C.M. Allen [124/ untersuchten das Festkörperverschleißverhalten im Temperaturbereich von 625°C bis 1125°C in einem Drei-Stift-Scheibe-Tribometer von verschiedenen keramischen Werkstoffen und Schichten. Die Belastung betrug $0,013 \text{ N/mm}^2$ bei einer Gleitgeschwindigkeit von 33 m/s . 68% ihrer Versuchsergebnisse korrelieren sie mit der folgenden empirisch gefundenen Beziehung

$$k_V = 1,58 \cdot \mu^{1,1} \cdot R^{-1,29} \cdot \lambda^{-0,73} \cdot (\rho C)^{0,76} \cdot (1 + 3,76X) \quad (50)$$

k_V stellt die Verschleißgeschwindigkeit in mils/min dar, wobei $R = \sigma(1-\nu)/E \cdot \alpha$, λ die Wärmeleitfähigkeit, ρ die Dichte, c die spezifische Wärmekapazität pro cm^3 , σ die Biegebruchfestigkeit, f die Reibungszahl und x eine Variable für die Angabe, auf welchen Partner die Verschleißgeschwindigkeit bezogen wird ($X=1$ für Stator und $X=0$ für Rotor), bedeuten.

K.F. Dufrane /125/ untersuchte das Verschleißverhalten von verschiedenen Verschleißschutzschichten und Keramiken für Kolbenringe unter motorischen Bedingungen gegen einige keramische Zylinderwandmaterialien. Unter Festkörperreibungsbedingungen liefen die Kolbenringe aus AISI 401 SS und M501, versehen mit plasmagespritzten Schichten, reversierend (108 mm Hub) bei 1000 min^{-1} gegen die Zylinderwandmaterialien α -SiC und Y-PSZ. Die mittlere Gleitgeschwindigkeit betrug 3,3 m/s bei einer Ringlast von 1,6 bis 7,7 N/mm, die Umgebungstemperatur reichte von 260°C bis 540°C und das Umgebungsmedium bestand aus Dieselabgasen.

Unter diesen Bedingungen waren die Verschleißraten und die Reibungszahlen der Ringe hoch ($f = 0,3$ bis $0,6$). Die Ringe versagten innerhalb weniger Minuten adhäsiv, da die Schutzschichten abplatzten.

Unter Mischreibungsbedingungen mit mineralischem SAE-10-81 sanken bei Zirkonoxidwerkstoffen die Reibungszahlen unter 0,16 (Gleitgeschwindigkeit $v = 1,6$ - $3,3$ m/s und Ringlast 9 N/mm). Bei diesen Versuchen waren die Kolbenringe aus den Zylinderwandmaterialien gefertigt. Neben Ringverschleiß trat nun bei Raumtemperatur Zylinderwandverschleiß in Form von Warmrissen bei Mg-PSZ ($f = 0,12$), Al_2O_3 - ZrO_2 und Y-PSZ ($f = 0,13$ - $0,16$) auf. Dagegen konnte bei α -SiC ($f = 0,04$ - $0,07$) als Zylinderwandwerkstoff bis Gleitgeschwindigkeiten von 5 m/s (Ende der Meßmöglichkeiten) und doppelten Ringlasten (12 bis 18 N/mm) keine Warmrisse beobachtet werden, sondern nur ein Polieren der Oberfläche (s. Mechanismus III in Kap. 3.1.2.).

Die Ergebnisse werden mit einem ähnlichen Modell erklärt, wie zuvor schon von Sibley und Allen /124/. Die kritische Gleitgeschwindigkeit V_{cr} zur Warmrißbildung läßt sich mit Hilfe der Beziehung abschätzen

$$V_{cr} = \frac{4 \cdot \lambda^2}{(\mu \cdot \alpha \cdot E)^2 \cdot \pi \cdot k \cdot z} \quad (51)$$

wobei $k = \lambda / \rho \cdot c$ bedeutet. c stellt die spezifische Wärmekapazität, λ die Wärmeleitfähigkeit, f die Reibungszahl und z die Breite der Gleiters dar.

Die für SiC gerechneten Werte von V_{cr} liegen mit 11 m/s weit oberhalb der Versuchsbedingungen, während sich für Zirkonoxidkeramik V_{cr} -Werte von 0,1 m/s ergeben.

Beiden Modellen liegt ein Zusammenhang zwischen dem Verschleißvolumen und Werkstoffparametern wie Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität und Wärmespannungen zu Grunde.

Man erkennt, daß unter tribologischen Beanspruchungen bei diesen Bedingungen eine Werkstoffoptimierung nur nach höheren Bruchzähigkeitswerten hin nicht sinnvoll ist, da Zirkonoxidwerkstoffe im Gegensatz zu SiC trotz höchster Bruchzähigkeitswerte zu Warmrissen neigen können.

3.3 Bruchmechanische Beschreibung des Prallverschleißes bei fehlerfreier Oberfläche

Teilchen mit geringer kinetischer Energie bewirken einen quasi-elastischen Kontakt. Weiterhin gelten die Voraussetzungen aus Kap. 2.2. Ein Partikel i kann entsprechend seiner kinetischen Energie als obere Grenze einen Zylinder mit dem Radius r_c aus der Oberfläche herausschlagen. Es sei die Bildung lateraler Risse unterstellt. Dies spiegelt die experimentelle Erfahrung bei geringen Geschwindigkeiten gut wieder (s. Bilder 51a, 51b und 51c). Für das Verschleißvolumen W_{Vi} gilt

$$W_{Vi} = \pi \cdot r_c^2 \cdot h \quad (52)$$

r_c und h werden wie in Kap. 2.2.2.3 durch die Gleichungen (24) und (35) ersetzt.

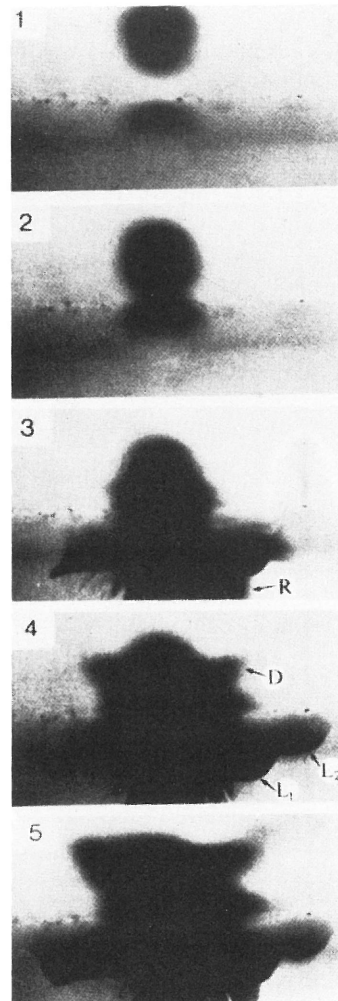
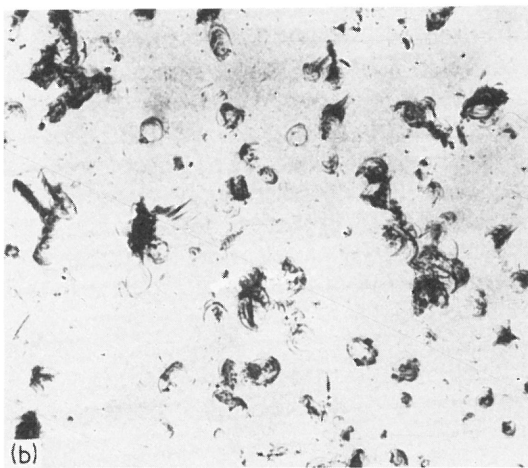
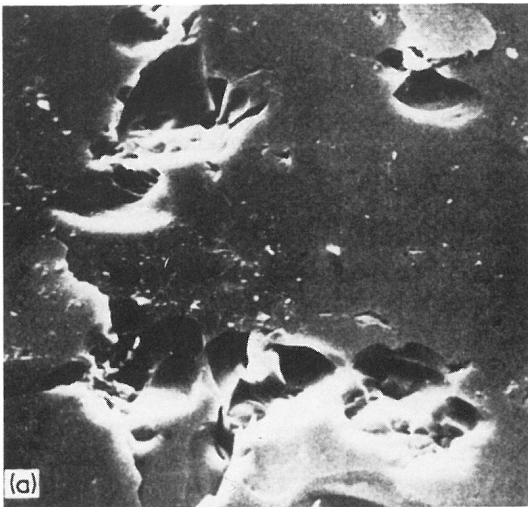
$$W_{Vi} = \frac{\pi}{2} \cdot \left(\frac{F^2}{K_{ID}^{3/2} \cdot H_D^{1/2}} \right) \cdot \sin^{1/2} \theta \quad (53)$$

Für die Härte und den K_{IC} -Wert müssen die dynamischen Werte eingesetzt werden, da sie von der Belastungsgeschwindigkeit abhängen. Für einen monodispersiven Teilchenstrom aus N Teilchen einer mittleren kinetischen Energie wird aus Gleichung (53) die Gleichung (54)

$$W_V = \frac{\pi}{2} \cdot \left(\frac{N \cdot F^2}{K_{ID}^{3/2} \cdot H_D^{1/2}} \right) \cdot \sin^{1/2} \theta \quad (54)$$

Für elastischen Stoß folgt für die maximale vom Teilchen übertragbare Kraft F [77]

$$F = 4,6 \cdot R^2 \cdot \rho^{3/5} \cdot v_i^{6/5} \cdot G_t^{3/5} \quad (55)$$



Bilder 51a und b
 a) REM-Aufnahme der Oberflächenschädigung an poliertem Hartfeuerporzellan im Verschleißtopf mit no. 230 SiC Grid in Wasser.
 b) Scharfe Verschleißpartikel von a). Bildbreite: 1,5 mm. /70/.

Bild 51c
 Aufschlag einer 1 mm gehärteten Stahlkugel auf Glas mit 200 m/s. Partikel D werden mit ca. 380 m/s weggeschleudert. Es bildeten sich keine konischen Risse, sondern nur radiale Risse R und laterale Risse L_1, L_2 . Bildfolgezeit $1\mu s / 127/$.

Damit ergibt sich aus Gleichung (54)

$$W = \frac{7,22 \cdot R^4 \cdot \rho^{6/5} \cdot v^{12/5} \cdot N \cdot \sin^{1/2} \theta \cdot G_t^{3/5}}{K_{ID}^{3/2} \cdot H_D^{1/2}} \quad (56)$$

darin bedeuten ρ die Teilchendichte, R den Teilchenradius und G_t den Schubmodul des Targets.

Der Schubmodul des Targets muß im Zähler stehen, da F die maximal elastisch übertragbare Kraft darstellt. Bei höheren Geschwindigkeiten wird die Kraftübertragungsfunktion F sehr komplex. In diesem Modell bleibt unberücksichtigt, daß die

Partikel selber zerbrechen können. Dabei erhöht sich N , während R und V_i abnehmen.

Von K.A. Schwetz, W. Gellner und A. Lipp /128/ konnte experimentell gezeigt werden, daß das Verschleißvolumen beim Prallverschleiß linear mit der Teilchenanzahl (Strahlzeit) ansteigt.

4. Folgerungen

In der Praxis werden zur Zeit keramische Werkstoffe bereits für tribologische Beanspruchungen in weiten Bereichen von Belastungen, Geschwindigkeiten und Temperaturen erfolgreich eingesetzt oder im Versuchsstadium erprobt. Insbesondere in offenen Tribosystemen haben sich keramische Werkstoffe als besonders verschleißbeständig erwiesen, während in geschlossenen Tribosystemen Probleme durch die Bildung sehr harter keramischer Verschleißpartikel, die Schäden an anderen Teilen der Maschine verursachen können, zu lösen sind. Die Entwicklung von ingenieurkeramischen Werkstoffen erfolgte bisher aber mehr unter dem Gesichtspunkt der Verbesserung der Festigkeitseigenschaften als unter der Zielsetzung der Reibungs- und Verschleißminderung.

Aus der Forschung liegen Arbeiten vor, welche die elastisch-plastischen Verformungsmechanismen der Ribbildung bei einer statischen Eindringbeanspruchung beschreiben, wobei als Werkstoffkennwerte insbesondere der Elastizitätsmodul, die Härte und die Bruchzähigkeit von Bedeutung sind. Härte und Bruchzähigkeit bestimmen auch maßgebend die Abrasion beim Furchungsverschleiß sowie beim Mikrobrechen und die Oberflächenzerrüttung beim Prallverschleiß.

Trotz der hohen Härte keramischer Werkstoffe können auch Adhäsionsprozesse wirksam sein, die zum Materialübertrag führen. Die Adhäsion könnte auch für die teilweise recht hohen Reibungszahlen von Gleitpaarungen verantwortlich sein. Wegen der hohen Härte und der meistens geringen Wärmeleitfähigkeit keramischer Werkstoffe kann bei Gleitbeanspruchungen in den Mikrokontaktbereichen infolge der Reibung die Temperatur stark ansteigen. Hierdurch können einerseits plastische Verformungsvorgänge und andererseits tribochemische Reaktionen begünstigt werden, welche das Reibungs- und Verschleißverhalten stärker beeinflussen.

Die meisten aus der Literatur bekannt gewordenen Untersuchungen zum tribologischen Verhalten keramischer Werkstoffe wurden bei Raumtemperatur als Umgebungsmedium durchgeführt.

Die bei höheren Temperaturen gewonnenen Ergebnisse lassen heute auf Grund der undefinierten Zusammensetzungen der Umgebungsmedien und der unbekanntem tribochemischen Zusammenhänge bei keramischen Werkstoffen keinen einheitlichen und vorhersagbaren Temperaturgang im tribologischen Verhalten erkennen.

Durch die hohe Härte keramischer Werkstoffe, die mit steigender Temperatur nur allmählich abnimmt, ergibt sich ein großes tribologisches Anwendungspotential im Bereich hoher Temperaturen (ca. 1000°C und mehr).

Es erscheint daher wichtig zu untersuchen, wie sich bereits auf dem Markt befindliche keramische Werkstoffe bei hohen Temperaturen tribologisch verhalten und durch welche werkstofftechnischen Maßnahmen sich Reibung und Verschleiß bei hohen Temperaturen verändern lassen.

5. Literaturverzeichnis

1. R. Racine, H. Koslowski et G. Desplanches
Utilisation des céramiques dans les moteurs diesel de véhicules industriels;
L'Industrie Céramique, N° 781, 3/84, p. 170.
2. P. Walzer und M. Langer
Hochtemperaturkeramik für Verbrennungskraftmaschinen;
Motortechnische Zeitschrift 44(6), 1983, p.225.
3. P. Walzer und H. Oetting
Alternative Werkstoffe für Automobilantriebe;
Motortechnische Zeitschrift 46(5), 1985, p.155.
4. S. Robb
Cummins successfully tests adiabatic engine;
Ceramic Bulletin, Vol. 62, No. 7, 1983, p.755.
5. M. Langer, H. Heinrich und J. Siebels
Kolbenmotorische Anwendung keramischer Hochleistungswerkstoffe ;
Vortrag an der Technischen Akademie Esslingen Nr. 7578/67.017 , 11.03.1985.
6. C.C.J. French
Ceramics in reciprocating internal combustion engines;
SAE-841135.
7. L.L. Fehrenbacher and T.M. Levinson
Identification of tribological research and development needs for lubrication of advanced heat engines;
Sept. 1985, DOE Contract DE-AC06-76RL0 1830.
8. D.A. Parker and R.F. Smart
An evaluation of Si_3N_4 diesel pistons;
Proceeding of the British Ceramic Society, 1978, p.167-181.
9. R. Kamo and W. Bryzik
Cummins/TACOM advanced adiabatic engine ;
SAE-840428.
10. T.M. Yonoshonis and G.W. Wolter
Evaluation of wear-resistant Cr_2O_3 plasma-spray coatings;
Proc. of the 9th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, 20-23 January 1985, Cocoa Beach, p.
11. R.N. Katz
Application of high performance ceramics in heat engines;
Materials Science and Engineering 71, 1985, p.227-249.
12. M. Hoshi
Reducing friction losses in automobile engines;
Tribology International Vol. 17, No. 4, 1984, p.185.
13. H.M. Dalal, V.P. Chiu and E. Rabinowicz
Evaluation of hot-pressed Si_3N_4 as a rolling bearing material
ASLE Transactions Vol. 18(3), 1975, p.211.
14. U. Dworak
Keramik für den Motorenbau;
Konstruktion, Elemente und Methoden, Sept.1985, p.40.

15. J. Derby and J. Macbeth
Tribological behaviour of Alpha-SiC engine components;
IMEchE 1985, C65/85, p.133.
16. W. Fuhrmann
Beitrag zur Kenntnis des Einlaufs von Nocken und Stößel;
Motortechnische Zeitschrift, 46(4), 1985, p.147.
17. H. Heinrich, M. Langer and J.E. Siebels
Experimental results with ceramic components in passenger-car diesel engines;
Proceeding of the Second International Symposium on Ceramic Materials and Components for Engines, Travemünde, 14-17.4.1986, p. 1155.
18. U. Dworak
Herstellung und Eigenschaften der Werkstoffe Si_3N_4 und ZrO_2 für die Anwendung im Kraftfahrzeug;
Vortrag an der Technischen Akademie Esslingen Nr. 7578/67.017, 11.03.1985.
19. D.J. Godfrey
19.The performance of ceramics in the diesel engine;
Ceramic for High Performance Application II, 1978, Edited by J.J. Burke, E.N. Lenoë and R.N. Katz, Plenum Press, p.877-892.
20. D. Fingerle, W. Gundel und H. Olapinski
Friction and wear reduction by ceramic components;
Proceeding of the Second International Symposium on Ceramic Materials and Components for Engines, Travemünde, 14-17.4.1986, p. 1191.
21. H. Böder, W. Heider und P. Greiner
SiSiC, Carbon-containing SiSiC and Carbon for pistons and cylinders of two-stroke engines for oilless operation;
ibid, p.1173; oder G + P Motorenwerke, Vogterstr. 1a, D-7998 Wangen/Karsee.
22. C.P. Lahmann
Development and in-engine testing of ceramic valve spring retainers;
Siehe 20, p. 1165.
23. P.H. Havstad, I.J. Garwin und W.R. Wade
A ceramic insert uncooled Diesel engine;
SAE-Technical Paper Series 860447
24. R. van Basshuysen, H. Stutzenberger und R. Vogt
Unterschiede im Reibungsverhalten zwischen Kreiskolbenmotor und Hubkolbenmotor von AUDI;
Automobiltechnische Zeitschrift 84(11), 1982, p.573.
25. R. van Basshuysen, G. Krömer und H. Henning
Verschleißmessung mit Radionukliden an der Dichtleiste des AUDI NSU Kreiskolbenmotors KKM 871;
Automobiltechnische Zeitschrift 42(12), 1981, p.509.
26. F. Stecher
Studien über die Schmierung und den Verschleiß von Dichtleiste und Trochoide im Wankelmotor;

Goetze Werke, 5673 Burscheid
Firmenschrift K 17, 1973.

27. D.J. Godfrey and P.G. Taylor
Designing with brittle materials;
Engineering Materials and Design, Sept. 1969, p.1339.

28. J.L. Ellis and K. Mal
New development in powder metal sealing elements;
Wear 32 (1975), p. 327-342.

29. H. Ohzeki and T. Yamaguchi
Present and future of rotary engine;
Int. J. of. Vehicle Design Vol.4, No. 6, 1983, p.571.

30. H. Gugel
Schwierigkeiten beim Wankelmotor überwunden;
Annawerk Mitteilungen Nr. 165, 1972, 8633 Rödental.

31. W. Dahm
Daimler Benz AG, Abt. VIT, persönliche Mitteilung, Juli
1986.

32. E.A. Willis
Rotary engines may power future;
Automotive Engineering, July 1982, Vol. 90(7), p.42.

33. R. Kamo, R.M. Kakwani and W. Hady
Adiabatic wankel type rotary engine;
SAE-860616.

34. Leybold-Heraeus
Firmenschrift 172.1.1 HV 200. Teil 2, 10/1984.

35. W. Tomazic
Stirling engine supporting research and technology;
NASA-TM-87175, Final Report 1985.

36. L.M. Sheppard
Ceramics engines are hot; Mechanical Engineering, Oct.
1984, p.41.

37. K. Kauder
Die Heißgasschraubenmaschine- ein neues Antriebskonzept-;
Motortechnische Zeitschrift 47(7/8), 1986, p.269-274.

38. Prof. Dr. K. Kauder
Persönliche Mitteilungen vom 30.09 und 17.11 86,
Universität Dortmund, Otto-Hahn-Str., 4600 Dortmund 50.

39. L. Hamann, Ficht GmbH, Spannleitenweg 1, D-8011 Kirch-
seeon, persönliche Mitteilungen vom 05.11. und 20.11.86.

40. P. Walzer. M. Köhler und P. Rottenkolber
Hochtemperaturkeramik für Automobilgasturbinen;
Motortechnische Zeitschrift 37(11), 1976, p.479.

41. B. Strackerjan
Rahmenbedingungen für den Automobilbau der Zukunft und ihre
Auswirkungen auf den Mercedes-Benz Forschungs-Personenwagen
"Auto 2000";
Automobiltechnische Zeitschrift 82(2), 1980, p.69.

42. D.L. Clingman, B. Schechter, K.R. Cross and J.R. Cavanagh
Material removal considerations for metal-ceramic abradable turbine seals systems;
ASLE Lubricating Engineering 39(11), 1983, p.712-716.
43. L.P. Ludwig and R.C. Bill
Gas path sealing in turbine engines;
ASLE Transactions Vol. 23(1), 1980, p.1-22.
44. D.W. Richerson and K.M. Johansen
Ceramic gas turbine engine demonstration program;
May 1982, Garrett Turbine Engine Co., Phoenix, AZ
Contract No. N00024-76-C-5352.
45. T.J. Biesiadny, G.A. Klann, E.S. Lassow and M. McHenry
Experimental study of ceramic-coated tip seals for turbojet engines;
Siehe 10, p. 880.
46. J.W. Vogan, N.G. Solomon and A.R. Stetson
Advanced ceramic materials for high temperature turbine tip seals;
Final report, January 1980, NASA Contract NAS3-20081.
47. E. Tiefenbacher
Problems of the heat exchanger for vehicular gas turbines;
ASME-Paper 76-GT-105, 1976.
48. J.S. O Neil
The role of ceramics in the automotive gas turbine;
British-Leyland ltd. (U.K.), Solihull, Warwickshire.
49. W. Heilmann and K. Hagemeister
Small regenerative gas turbine design and development at MTU;
ASME-Paper 77-GT-103, 1977.
50. G.D. Moore and J.E. Ritter
The friction and wear characteristics of plasma-sprayed NiO-CaF₂ in rubbing contact with ceramic matrix;
Lubricating Engineering, Dec. 1974, p.596.
51. B. Brushan and L.B. Sibley
Silicon nitride rolling bearings for extreme operating conditions;
ASLE Transactions 25(4), p.417-428.
52. G. Hamburg, P. Cowley and R. Valori
Operation of an all-ceramic mainshaft roller bearing in a J-402-gas-turbine engine;
Lubricating Engineering 37(7), 1980, p.407-415.
53. R. Cundill
Werkstoffe mit geringerer Dichte für Wälzkörper von Triebwerkslagern;
SKF-Kugellagerzeitschrift 1984(4), Nr. 216, p.33.
54. H.-K. Lorösch, J. Vay, R. Weigand, E. Gugel und H. Kessel
Die Ermüdungsfestigkeit von Kugeln aus HPSN für extrem

schnellaufende Wälzlager;
FAG-Wälzlagertechnik, 1980(1), p.33.

55. F.R. Morrison und L.B. Sibley
Phase I final report on the application of ceramic ball bearing to the MERADCOM 10 kW turbine;
SKF-Report No. AL 77 T033, 1977.

56. D. Dann
Silicon nitride: tough new bearing material;
PTD 1980(5), p.31.

57. L.B. Sibley
Silicon nitride bearing elements for high temperature applications;
AGARD Conference Proceedings No. 323, 1982, Paper No.5 ;
7, rue Ancelle, 92000 Neuilly sur Seine, France.

58. L.B. Sibley and M. Zlotnick
Considerations for tribological applications of engineering ceramics;
Materials Science and Engineering 71, 1985, p.283-293.

59. R.J. Parker and E.V. Zaretsky
Fatigue life of high-speed ball bearings with Si_3N_4 balls;
Journal of Lubricating Technology (ASME), 1975, July, p.350.

60. J.R. Miner and W.A. Grace
A demonstration of high-speed gas turbine bearings using Si_3N_4 rolling elements;
Lubricating Engineering Vol 37(8), p.463.

61. R.N. Katz and J.G. Hannoosch
Ceramics for high performance rolling element bearing: A review and assessment;
Int. J. of High Technology Ceramics 1, 1985, p.69-79.

62. E. Gugel and H.-K. Lorösch
ASME, Journal of Engineering Power, Vol. 102, 1980, Jan., p.128 .

63. Institut für Keramik im Maschinenbau
Jahresbericht 1985
Universität Karlsruhe, Postfach 6980, D-7500 Karlsruhe

64. T.F.J. Quinn
The role of wear in the failure of common tribosystems;
Wear 100, 1984, p.399-436.

65. D. Klaffke
Fretting wear of ceramic-steel: the importances of wear ranking criteria;
Wear 104, 1985, p.337-343.

66. D. Klaffke
Verschleißuntersuchungen an ingenieurkeramischen Werkstoffen;
Vorgetragen auf der Jahrestagung der Gesellschaft für Tribologie e.V., 23. und 24. Sept. 1986 in Essen.

67. P. Studt
Influence of lubricating oil additives on friction of ceramics of boundary lubrication;
Vortrag gehalten anlässlich Nordtrib 1986, Lulea, Schweden, 17. Juni 1986. Wear, 1986 im Druck.
68. K.H. Sch.
Keramische Bauteile für die Fahrzeuggasturbine;
Berichte der Deutschen Keramische Gesellschaft 1984(2), p. 92.
69. H. Czichos, S. Becker und J. Lexow
Multilaboratory tribotesting: Results from the Versailles Advanced Materials and Standards Programme (VAMAS) on wear test methods;
Wear 114, 1987, p. 109-130.
70. B.R. Lawn and R. Wilshaw
Review indentation fracture : principles and applications;
Journal of Materials Science 10 (1975), p.1049-1081.
71. B.R. Lawn and D.B. Marshall
Indentation fracture and strength degradation in ceramics;
Fracture Mechanics of Ceramics, Vol.3, Flaws and testing, p.205-229, edited by R.C. Bradt, Plenum Press.
72. G. Ziegler und M. Majdic
Zusammenhang zwischen Rißlängen bei Vickerseindrücken und dem Bruchwiderstand keramischer Werkstoffe;
Ber. Dt. Keram. Ges. 57 (1980), Nr. 6-8, p.140-145.
73. Y. Enomoto
Deformation by scratches and frictional properties of MgO crystals;
Wear, 89, 1983, p.19-28.
74. B.R. Lawn
Hertzian fracture in single-crystals with the diamond structure;
Journal of Applied Physics Vol. 39(10), 1968, p.4828-4836.
75. B.R. Lawn and E.R. Fuller
Equilibrium penny-like cracks in indentation fracture;
Journal of Materials Science 10 (1975), p. 2016-2024.
76. B.R. Lawn and M.V. Svain
Microfracture beneath point indentations in brittle solids,
Journal of Materials Science 10 (1975), p.113-122.
77. A.G. Evans and T.R. Wilshaw
Quasi-static solid particle damage in brittle solids-I. Observations, analysis and implications;
Acta Metallurgica Vol. 24 (1976), p. 939-956.
78. R.W. Armstrong and C.Cm Wu
Lattice Misorientation and displaced volume for microhardness indentations in MgO crystals;
Journal of The American Society Vol. 61, 1978, No. 3-4, p.102
79. M.K. Hibbs, R. Sinclair and D.J. Rowcliffe
Defect interactions in deformed WC;

Acta Metallurgica Vol. 32, No. 6, 1984, p. 941-947.

80. J.T. Hagan

Micromechanics of crack nucleation during indentations;
Journal of Materials Science, 14 (1979), p. 2975-2980.

81. D.B. Marshall

Surface damage in ceramics: implications for strength degradation, erosion and wear;
Progress in Nitrogen Ceramics, 1983, p. 635-656, edited by F.L. Riley.

82. B.R. Lawn, A.G. Evans and D.B. Marshall

Elastic/plastic indentation damage in ceramics;
Journal of The American Ceramic Society, Vol. 63, 1980, p.574 .

83. J. Lankford and D. L. Davidson

Indentation plasticity and microfracture in SiC;
Journal of Materials Science 14 (1979), p.1669-1675.

84. B.R. Lawn and A.G. Evans

A model for crack initiation in elastic/plastic indentation fields;
Journal of Materials Science 12, 1977, p.2195-2199.

85. D.B. Marshall, B.R. Lawn and A.G. Evans

Elastic/plastic indentation in ceramics: The lateral crack system ;
Journal of The American Ceramic Society Vol.65, No.11, 1982, p. 561-566.

86. P.C. Becker, T.A. Libsch and S.K. Rhee

Wear mechanisms of toughened zirconias;
Proc. of the 9th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, 20-23 January 1985, Cocoa Beach, p.1040.

87. S.S. Chiang, D.B. Marshall and A.G. Evans

The response of solids to elastic/plastic indentation I. Stresses and residual stresses;
Journal of Applied Physics 53(1), 1982, p.298-311.

88. K. Miyoshi and D. H. Buckley

Ceramic wear in indentation and sliding contact;
ASLE Transactions 28(3), p.296-302.

89. K.H. Zum Gahr

Furchungsverschleiß
Reibung und Verschleiß -
Mechanismen-Prüftechnik-Werkstoffeigenschaften ;
1980, p.135-156, Oberursel, Deutsche Ges. für Metallkunde e. V., Herausgeber K.H. Zum Gahr

90. U. Dworak, H. Olapinski und W. Stannek

Verschleißverhalten keramischer Werkstoffe;
Berichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft Band 54, 1977, Nr. 12, 416 ff.

91. J. Denape et J. Lamon

Le comportement en frottement sec de céramiques á hautes performances;

4ème Congrès Européen de Tribologie, Eurotrib 1985, Band III, 1.2, Ecully, France, 09-12 Sept. 1985, Elsevier.

92. S.A. Horton, D. Dowson, F.L. Riley and N.C. Wallbridge
The sliding behaviour of non-oxide ceramics;
June 1986, University of Leeds, Department of Ceramics,
Leeds LS2 9JT, U.K. .

93. J. Denape, J. Lamon and D. Broussaud
Friction and wear of ceramics, theoretical and experimental studies;
Science of Ceramics Vol. 12, 1983, p. 529-535, edited by P. Vincenzini.

94. B.R. Lawn
Partial cone crack formation in a brittle material loaded with a sliding spherical indenter;
Proceeding Royal Society of London Ser. A. Vol. 299, p.307-316.

95. E. Broszeit, Th. Preussler, M. Wagner and O. Zwirlein
Stress hypotheses and material stresses in Hertzian contacts;
Zeitschrift für Werkstofftechnik, Band 17, 1986, p.238-246.

96. D.J. Barnes and B.D. Powell
The friction and fragmentation of some refractory solids: The role of protective surface films;
Wear 32, 1975, p.195.

97. T.R. Wilshaw and N.E.W. Hartley
Hertzian fracture and the abrasion of quartz, silica and soda-lime glass;
3rd European Symposium on Communication, p.33-50,
Verlag Chemie GmbH. 1972, Weinheim, Bergstrasse,
Dechema Monographien Band 69, Nr. 1292-1326; H.C.H. Rumpf und K. Schönert (Hrsg.)

98. R.W. Rice
Micromechanics of microstructural aspects of ceramic wear;
Proc. of the 9th Annual Conference on Composites and Advanced Materials, 20-23 Jan. 1985, Cocoa Beach, p.940-956.

99. M.A. Moore and F.S. King
Abrasive wear of brittle solids;
Wear, 60, 1980, p.123-140.

100. T. Sugita and T. Hasegawa
Wear damage of MgO single crystals;
Journal of Materials Science 13 (1978), p.1471-1479.

101. J. Ayel
Frottement et usure de métaux et de composés réfractaires;
Revue de L'Institut Français du Pétrole, Novembre 1968, p.1413.

102. C.Cm Wu, R.W. Rice, D. Johnson and B.A. Platt
Grain size dependence of wear of ceramics;
Proceedings of the 9th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, 20-23 Jan. 1985, Cocoa Beach, p.995-1011.

103. A.P. Semenov and A.A. Katsura
Investigations of friction and wear of corundum ceramics at temperatures to 1500°C;
Wear of Materials 1979, p.551-555.
104. J.A. Griffioen, S. Bair and W.O. Winer
Infrared surface temperature measurements in a sliding ceramic-ceramic contact;
Proceeding of the Leeds-Lyon Symposium, Sept. 1985, Lyon, France, IPC Science and Technology Press ltd., London.
105. C.S. Yust and R.S. Crouse
Melting at particle impact sites during erosion of ceramics;
Wear 51, 1978, p.193-196.
106. O.O. Adewoye
Electron microscopy study of surface and subsurface friction damage in single-crystal SiC;
Wear 70, 1981, p.247-260.
107. O.O. Adewoye and T.F. Page
Frictional deformation and fracture in polycrystalline SiC and Si₃N₄;
Wear 72, 1981, p.37-51.
108. H. Ishigaki, I. Kawaguchi, M. Iwasa and Y. Toibana
Friction and wear of hot-pressed Si₃N₄ and other ceramics;
Wear of Materials 1985, p.13-21.
109. K.-H. Habig, D. Favery und N. Kelling
VI. Ergebnisse von Rauheits- und Verschleißuntersuchungen an Verschleißschutzschichten;
Härterei-Technische-Mitteilung 40, 1985(6), p.283.
110. E. Hornbogen
Mikrostruktur und Verschleiß Siehe /89/.
111. D.C. Cranmer
Friction and wear properties of monolithic silicon-based ceramics;
Journal of Materials Science 20, 1985, p.2029-2037.
112. K.-H. Habig
Grundlagen des tribologischen Verhaltens von Werkstoffen;
Vortrag anlässlich der Jahrestagung der Deutschen Keramischen Gesellschaft, 13.-14. Okt. 1986 in Wunsiedel.
113. C.S. Yust and F.J. Carignan
Damage processes in sliding PSZ-pairs;
Proc. of Int. Symposium on Ceramic Components for Engines, 1983, Japan, p.632-641.
114. J. Breznak, E. Breval und N.H. Macmillan
Sliding friction and wear of structural ceramics: Part 1;
Journal of Materials Science 20, 1985, p.4657-4680.
115. D. Scott and J. Blackwell
Hot-pressed silicon nitride as a rolling bearing material: A preliminary assessment;
Wear 24, 1973, p.61-67.

116. Ph. Kapsa, Ph. Maurin-Perrier et B. Pijard
Comportement en frottement sec du carbure de silicium;
Revue Internationale des Hautes Températures et Réfractaires
26, 1986, p.159-173.
117. P. Sutor
Tribology of Si_3N_4 and Si_3N_4 -Steel sliding pairs;
Proceeding of the 44th Conference on Glass Problems, 15-16
Nov. 1983, Urbana, Il, p. 460-469.
118. A.V. Levy, D. Boone, E. Juanany and A. Davis
Sliding wear behaviour of protective coatings for diesel
engine components;
Wear 101, 1985, p.127-140.
119. Yu.G. Tkachenko, I.N. Gorbatoov and D.Z. Jurcenko
Friction and wear of refractory carbides at high temperatu-
res in air;
Minist. Vys. Sred. Spets. Obrazov Ukr. SSR, Problemy treniya
iznashivaniya. Tom 14, 1978, p.42-45.
120. S.A. Horton, D. Dowson, F.L. Riley and N. Wallbridge
Wear behaviour of sintered β' -sialon ceramic under sliding
contact conditions;
Revue de Chimie minérale 22, 1985, p.564-576.
121. F. Dachille, P.Y. Simon and R. Roy
Pressure-temperature studies of anatase, brookite, rutile
and TiO_2 -II;
Amer. Mineral 53, 1968, p.1929.
122. R.L. Aghan and R. McPherson
Mechanism of material removal during abrasion of rutile;
Journal of The American Ceramic Society Vol. 56(1), 1973, p.
46-47.
123. J.E. Hines, R.C. Bradt and J.V. Biggers
Delta alumina formation during the abrasion wear of polyc-
rystalline alumina;
Wear of Materials 1979, p.540-550.
124. L.B. Sibley and C.M. Allen
Friction and wear behaviour of refractory materials at high
sliding velocities and temperatures;
Wear 5, 1962, p.312-329.
125. K.F. Dufrane
Sliding performance of ceramics for advanced heat engines;
Proceeding of the 10th Annual Conference on Composites and
Advanced Ceramic Materials, 19-24. Jan. 1986, Cocoa Beach,
p.1052-1059 .
126. S. Jahanmir and T.E. Fischer
Friction and wear of Si_3N_4 lubricated by humid air, water
and hexadecane and Si_3N_4 hexadecane+0,5% stearic acid;
ASME/ASLE Tribology Conference, Fall 1986;
Oder EXXON Research and Engineering Company,
Annandale, New Jersey, U.S.A..
127. M.M. Chaudri and S.M. Walley
Damage to glass surfaces by impact of small glass and steel
spheres;
Philosophical Magazine A, 1978, Vol. 37(2), p.153-165.
128. K.A. Schwetz, W. Grellner and A. Lipp
Mechanical properties of HIP treated B_4C ;
Inst. Phys. Conf. Ser. No. 75, Chapter 5, 1984.

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

- Nr. 1/September 1968
Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft
- Nr. 2/Juli 1970 (vergriffen)
Zum Problem des Feuchtigkeitsschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitern
von Dr.-Ing. Götz Andreae
- Nr. 3/September 1970 (vergriffen)
Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbauteile
von Dr.-Ing. Josef Ziebs
- Nr. 4/Dezember 1970 (vergriffen)
Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit — Grundlagen und Vergütungsverfahren
von Dr. rer. nat. Arno Burmester
- Nr. 5/März 1971
Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkkettendichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken
von Dr. rer. nat. Norbert Steiner
- Nr. 6/April 1971
Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschallschutzes von Bauelementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen
von Prof. Dr.-Ing. Paul Schneider
- Nr. 7/Juli 1971
Chromatographie und chemische Konstitution — Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Petrowitz
- Nr. 8/November 1971
Zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Helmut Veith
- Nr. 9/November 1971
Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Möller
- Nr. 10/Januar 1972 (vergriffen)
Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode
von Dr.-Ing. Dietmar Aurich und Prof. Dr. phil. Erich Martin
- Nr. 11/Februar 1972
Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Krause
- Nr. 12/Mai 1972
Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren
von Dir. u. Prof. Dr. rer. nat. Hubert Feuerberg
- Nr. 13/Juni 1972
Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig (Berichter), Prof. Dr.-Ing. Kurt Kirschke, Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig und Dipl.-Phys. Harald Tischer
- Nr. 14/Juli 1972
Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz
von Eberhard Fischer
- Nr. 15/August 1972
Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Heinz Pohl
- Nr. 16/August 1972
Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadensfeuer
von Dr.-Ing. Erwin Knublauch
- Nr. 17/August 1972
Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen
von Dr.-Ing. Peter Reimers
- Nr. 18/Januar 1973
Das Spröbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 19/Januar 1973
Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. K. Kaffanke und Dr.-Ing. H. Czichos
- Nr. 20/April 1973
Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi
- Nr. 21/Juli 1973
Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. D. Klaffke und Dr.-Ing. W. Maennig
- Nr. 22/Juli 1973
Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi und Dr.-Ing. E. Knublauch
- Nr. 23/November 1973
Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen
von Prof. Dr. rer. nat. habil. Walter Ruske
- Nr. 24/November 1973
Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung
von Dipl.-Ing. J. Stanke, Ing. grad. E. Klement und Dipl.-Ing. R. Rudolphi
- Nr. 25/Dezember 1973
Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen
von Dr.-Ing. E. Knublauch
- Nr. 26/August 1974
Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM — Eigenschaften und erste Anwendungen —
von Dipl.-Ing. P. Jost, Dr.-Ing. P. Reimers und Dr.-Ing. P. Weise
- Nr. 27/August 1974
Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall
von Dr.-Ing. Hermann Wüstenberg
- Nr. 28/August 1974
Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern
von Prof. Dr. rer. nat. Hans-Jürgen Heinrich
- Nr. 29/August 1974
Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem idealisotropen porösen Material mit starrem Skelett für senkrechten, schrägen und allseitigen Schalleinfall
von Prof. Dr.-Ing. P. Schneider
- Nr. 30/September 1974 (vergriffen)
The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology
von Dr. Horst Czichos und Dr. Geert Salomon
- Nr. 31/August 1975
Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung
von Dr.-Ing. Gerhard Fuhrmann
- Nr. 32/September 1975
Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen
von Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Bernhard Böttcher
- Nr. 33/November 1975
Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens
von Dipl.-Ing. Armin Wagner, Dipl.-Phys. Gerhard Kieper und Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi
- Nr. 34/Januar 1976 (vergriffen)
Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoffen
von Dipl.-Forsting. Dr. rer. sylv. Hans-Joachim Deppe
- Nr. 35/Januar 1976
Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper — Vorschlag für ein Prüfverfahren —
von Dipl.-Ing. Ernst Limberger
- Nr. 36/Januar 1976 (vergriffen)
Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles
von Dipl.-Ing. Jürgen Hundt

- Nr. 37/Februar 1976
Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen — Vorschlag für ein Prüfverfahren —
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 38/Juni 1976
Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42 CrMo 4
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig
- Nr. 39/Juni 1976
Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit nicht-Newtonschem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Scherbeanspruchung
von Prof. Dr.-Ing. K. Kirschke und Dipl.-Phys. G. Kempf
- Nr. 40/Juni 1976
Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren
von Dr. rer. nat. H. Hantsche
- Nr. 41/Okttober 1976
Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten
von Dr. rer. nat. Bernhard Böttcher
- Nr. 42/Okttober 1976
Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft
von Dr.-Ing. Siegmund Dietlen
- Nr. 43/Okttober 1976
Das Sprödbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 44/November 1976
Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms „Stab-Werk“
von Dipl.-Ing. W. Matthees
- Nr. 45/Dezember 1976
Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten
von Dr.-Ing. W. Paatsch
- Nr. 46/Mai 1977 (vergriffen)
Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung
Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses
von Dipl.-Ing. Gerald Schickert und Dipl.-Ing. Helmut Winkler
- Nr. 47/Juni 1977
Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen
von Dr.-Ing. Arno Plank
- Nr. 48/Okttober 1977
Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn
von Dr.-Ing. U. Holzlöhrner
- Nr. 49/Dezember 1977
Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung
von Dr.-Ing. Günther Wittig
- Nr. 50/Juni 1978 (vergriffen)
Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und -überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern
von Prof. Dipl.-Phys. Norbert Czaika, Dipl.-Phys. Norbert Mayer, Dipl.-Ing. Claus Amberg, Dipl.-Ing. Götz Magiera, Dr.-Ing. Götz Andreae und Dipl.-Ing. Winfried Markowski
- Nr. 51/Juni 1978
Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen
von Dr. rer. nat. J. Sickfeld
- Nr. 52/August 1978
Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung
von Dr.-Ing. Aleksandar Tomov
- Nr. 53/Okttober 1978
Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge
von Rolf Günter Rohrmann und Reinald Rudolphi
- Nr. 54/Okttober 1978
Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Harro Sander
- Nr. 55/November 1978
Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Dieter Klaffke
- Nr. 56/Januar 1979
Stabilität von Sandwichbauteilen
von Dipl.-Ing. W. Brünner und Prof. Dr.-Ing. C. Langlie
- Nr. 57/März 1979
Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung
Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing
von Dipl.-Ing. Meinhard Stadthaus
- Nr. 58/März 1979
Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 59/Juli 1979
Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl
von Dr.-Ing. Günther Plauk
- Nr. 60/August 1979
Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken
von Dr.-Ing. H. Spreckelmeyer, Dr.-Ing. R. Helms und Dr.-Ing. J. Ziebs
- Nr. 61/Dezember 1979
Beschreibung von Problemen der höheren Farbmetrik mit Hilfe des Gegenfarbensystems
von Dr. Klaus Richter
- Nr. 62/Dezember 1979
Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Gerisch und Prof. Dr. habil. Dr. h. c. Günther Becker
- Nr. 63/Dezember 1979
Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase
von Dipl.-Ing. E. Behrend und Dipl.-Ing. J. Ludwig
- Nr. 64/Februar 1980
Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung
von Dr.-Ing. Werner Rücker
- Nr. 65/Februar 1980
Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte
von Dr.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Dietmar Aurich, Dr.-Ing. Rolf Helms, Dr.-Ing. Helmut Veith und Dr.-Ing. Josef Ziebs
- Nr. 66/Mai 1980
Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung
von Dr. rer. nat. Martin Hattwig
- Nr. 67/Mai 1980
Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung
von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees
- Nr. 68/Mai 1980
Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereo- und Interferometrie
Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers
von Dr. rer. nat. Dieter Petersohn
- Nr. 69/Juni 1980
Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitshüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise
von Dr.-Ing. Frank Buchhardt und Dipl.-Ing. Peter Brandl
- Nr. 70/August 1980 (vergriffen)
Schwellenwerte beim Betondruckversuch
von Dr.-Ing. Gerald Schickert
- Nr. 71/August 1980
Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen
von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees und Dipl.-Ing. Götz Magiera
- Nr. 72/September 1980
Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen
von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 73/November 1980

Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen
von Dipl.-Ing. Peter Wegener

Nr. 74/November 1980

ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz
von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dipl.-Inform. Renate Müller

Nr. 75/November 1980

Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen
von Dir. u. Prof. Dr. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 76/November 1980

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

Nr. 77/April 1981

Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen
von Dipl.-Ing. Michael Gierloff und Dr.-Ing. Matthias Maultzsch

Nr. 78/September 1981

Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwelensystems mit dem Untergrund
von Dr.-Ing. Werner Rücker

Nr. 79/Dezember 1981

Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kalttribneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch
von Dr.-Ing. Volker Neumann

Nr. 80/Dezember 1981

Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten
von Dr.-Ing. Arno Plank, Dr.-Ing. Werner Struck und Dr.-Ing. Manfred Tzschätzsch

Nr. 81/Dezember 1981

Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik
von Dipl.-Ing. Jürgen Schmidt

Nr. 82/April 1982

Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches
Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test
von Rolf Helms, Hans-Joachim Kühn und Siegmund Ledworuski

Nr. 83/Juli 1982

Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen — Kontaktefformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen —
von Prof. Dr.-Ing. Horst Czichos und Dr.-Ing. Paul Feinle

Nr. 84/Juli 1982

Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)
von Dipl.-Inform. Renate Müller und Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 85/ISBN 3-88314-231-X/Okttober 1982

Technische Materialforschung und -prüfung — Entwicklungstendenzen und Rahmenvorschläge für ein EG-Programm „Basic Technological Research“ — Materials Research and Testing — Development Trends and Outline Proposals for a Community Programme „Basic Technological Research“ —
von Prof. Dr. Horst Czichos

Nr. 86/ISBN 3-88314-232-8/November 1982

Zur quantitativen Kennzeichnung des Verwitterungsverhaltens von Naturwerksteinen anhand ihrer Gefügemerkmale
von Dr.-Ing. Konrad Niesel und Dr. rer. nat. Peter Schimmelwitz

Nr. 87/ISBN 3-88314-240-9/Dezember 1982

Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren
von Dr.-Ing. Bernd Isecke und Dr.-Ing. Wolfgang Stichel

Nr. 88/ISBN 3-88314-254-9/Februar 1983

Untersuchungen zur Ausbreitung von Longitudinalwellen an Oberflächen bei der Materialprüfung mit Ultraschall
von Dr.-Ing. Anton Erhard

Nr. 89/ISBN 3-88314-263-8/April 1983

Untersuchungen zur Zerfallsfähigkeit von Distickstoffoxid
von Dr. rer. nat. Dietrich Conrad und Dr.-Ing. Siegmund Dietlen

Nr. 90/ISBN 3-88314-264-6/April 1983

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Konzeption für geregelte Versuche Versuchseinrichtung

Vorversuche an Stahlbetonbalken
von Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Ernst Limberger und Dipl.-Ing. Jürgen Herter

Nr. 91/ISBN 3-88314-265-4/April 1983

Dreidimensionale Analyse von unbewehrtem Beton mit nichtlinear-elastischem Materialgesetz
von Dr.-Ing. Michael Weber

Nr. 92/ISBN 3-88314-266-2/August 1983

Ausbreitung von Erschütterungen durch den Boden
von Dipl.-Ing. Lutz Auersch

Nr. 93/ISBN 3-88314-283-2/August 1983

Unterdrückung stick-slip-induzierter Kurvengeräusche schienengebundener Fahrzeuge durch eine physikalisch-chemische Oberflächenbehandlung der Schienen
von Dr. rer. nat. Peter Studt

Nr. 94/ISBN 3-88314-284-0/August 1983

Untersuchungen der Störschwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch und deren Abschwächungen
von Dr.-Ing. Xian-Quan Dong

Nr. 95/ISBN 3-88314-289-1/August 1983

Über die Fokussierung des Schallfeldes von Ultraschall-Prüfköpfen mit Fresnelschen Zonenplatten
von Dr.-Ing. Manfred Römer

Nr. 96/ISBN 3-88314-296-4/Okttober 1983

Verbundverhalten zwischen Beton und geripptem Betonstahl sowie sein Einfluß auf inelastische Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken
von Dr.-Ing. Heinz Eifler

Nr. 97/ISBN 3-88314-297-2/November 1983

Typische Bruchflächenausbildung thermoplastischer Kunststoffe nach wechselnder mechanischer Beanspruchung
von Dipl.-Ing. Gerhard Fuhrmann und Prof. Dr. rer. nat. Wolfram Schwarz

Nr. 98/ISBN 3-88314-312-X/Dezember 1983

Bestimmung des elastischen Verhaltens von Maschenwaren — Stretch- und Erholungsvermögen —
von Dr. rer. nat. Edmund Schnabel

Nr. 99/ISBN 3-88314-317-0/Dezember 1983

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Versuche an Stahlbetonbalken mit Biegebewehrung aus Betonstahl BSt 420/500 RK und BSt 1080/1320
von Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Ernst Limberger und Dipl.-Ing. Jürgen Herter

Nr. 100/ISBN 3-88314-298-0/Januar 1984

Untersuchungen zur Prüfung von Beton auf Frostwiderstand
von Günter Klamrowski und Paul Neustupny

Nr. 101/ISBN 3-88314-327-8/Februar 1984

Röntgen- und Gammastrahlen Computer-Tomographie
von Dr.-Ing. Peter Reimers, Dr. rer. nat. Jürgen Goebels, Dr.-Ing. Heinrich Heidt, Dr.-Ing. Hans-Peter Weise und Dipl.-Phys. Kay Wilding

Nr. 102/ISBN 3-88314-335-9/März 1984

Weiterentwicklung des hydraulischen Kompensationsverfahrens zur Druckspannungsmessung in Beton
von Dr.-Ing. Götz Magiera

Nr. 103/ISBN 3-88314-328-6/März 1984

Radiographie mit Elektronen aus Metallverstärkerfolien
von Dr.-Ing. Dierk Schnitger

Nr. 104/ISBN 3-88314-339-1/April 1984

Beeinflussung von Betoneigenschaften durch Zusatz von Kunststoffdispersionen
von Dr.-Ing. Michael Gierloff

Nr. 105/ISBN 3-88314-345-6/Juni 1984

Beitrag zum Bremsverhalten energieumwandelnder Aufsetzpuffer in Aufzugsanlagen
von Dr.-Ing. Bernd Schulz-Forberg

Nr. 106/ISBN 3-88314-360-X/Okttober 1984

Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last
von Dr.-Ing. Jan Lehnert

Nr. 107/ISBN 3-88314-361-8/Okttober 1984

Korrosion von Stahlradiatoren
von Dr.-Ing. Wolfgang Stichel und Jörg Ehreke

Nr. 108/ISBN 3-88314-363-4/Okttober 1984

Durch Bodenerschütterungen angeregte Gebäudeschwingungen — Ergebnisse von Modellrechnungen
von Dipl.-Ing. Lutz Auersch

Nr. 109/ISBN 3-88314-381-2/Februar 1985

Zur Wirkung der Schrupfbehinderung auf den Schweißeigenspannungszustand und das Spröbruchverhalten von unterpulvergeschweißten Blechen aus St E 460 N

von Dr.-Ing. Mohamed Omar

Nr. 110/ISBN 3-88314-382-0/Februar 1985

Wasserstoff als Energieträger

von Dr. Hermann Walde (Mitglied des Kuratoriums der BAM i. R.) und Dr. Bernhard Kropp

Nr. 111/ISBN 3-88314-383-9/Februar 1985

Über den Einfluß der Initiierung auf die detonative Umsetzung von Andexprenststoffen unter Berücksichtigung sicherheitstechnischer Gesichtspunkte

von Dr.-Ing. Kurt Ziegler

Nr. 112/ISBN 3-88314-409-6/Juli 1985

Zeitstandverhalten und strukturelle Veränderungen von vielfach wiederverarbeiteten Polyethylenen

von Dr.-Ing. Wolfgang Lützw

Nr. 113/ISBN 3-88314-410-X/Juli 1985

Untersuchungen zum Frequenzeinfluß auf die Schwingungsrißkorrosion von Offshore-Konstruktionen

von Rolf Helms, Horst Henke, Gerhard Oelrich (BAM, Berlin) und Tetsuya Saito (NRIM, Japan)

Nr. 114/ISBN 3-88314-419-3/Juli 1985

Neue Verfahren für die Prüfung von Reaktorkomponenten mittels Röntgen- und Gammastrahlen

von Dipl.-Ing. Peter Rose, Dipl.-Ing. Peter Raabe, Dipl.-Ing. Werner Daum und Andreas Szameit

Nr. 115/ISBN 3-88314-420-7/Juli 1985

Farbempfindungsmerkmal Elementarblau und Buntheitsabstände als Funktion von Farbart und Leuchtdichte von In- und Umfeld

von Privatdozent Dr. Klaus Richter

Nr. 116/ISBN 3-88314-460-6/Okttober 1985

Theoretische Ermittlung des Wärmedurchgangskoeffizienten von Fensterkonstruktionen unter besonderer Berücksichtigung der Rahmenproblematik

von Dr. rer. nat. Franz-Josef Kasper, Dipl.-Inform. Renate Müller, Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Armin Wagner

Nr. 117/ISBN 3-88314-468-1/Okttober 1985

**Materials Technologies and Techno-Economic Development
A study for the German Foundation for International Development
(Deutsche Stiftung für Internationale Entwicklung)**

by Prof. Dr. H. Czichos in cooperation with Dr. G. Sievers, Bundesministerium für Forschung und Technologie (BMFT), Bonn

Nr. 118/ISBN 3-88314-469-X/Okttober 1985

Brand- und Explosionsgefahren explosionsgefährlicher Stoffe bei Herstellung und Lagerung

Modellversuche mit pyrotechnischen Sätzen und Gegenständen

von Dr. rer. nat. Hartwig Treumann, Dipl.-Ing. Hilmar Andre, Dr. rer. nat. Eduard Blossfeld, Dr. rer. nat. Norbert Pfeil und Ing. grad. Matthias-Michael Zindler

Nr. 119/ISBN 3-88314-472-X/November 1985

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Versuche an Stahlbetonplatten, Teil I

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part I

von Dipl.-Ing. Jürgen Herter, Dr.-Ing. Klaus Brandes und Dipl.-Ing. Ernst Limberger

Nr. 120/ISBN 3-88314-514-9/April 1986

Zerstörungsfreie Korngrößenbestimmung an austenitischen Feinblechen mit Hilfe der Ultraschallrückstreuung

von Dr.-Ing. Andreas Hecht

Nr. 121/ISBN 3-88 314-530-0/Juni 1986

Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen: Einflüsse von Stahlzusammensetzung und Wärmebehandlung

von Dr.-Ing. Paul Feinle und Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

Nr. 122/ISBN 3-88 314-521-1/Juli 1986

Entsorgung kerntechnischer Anlagen

von J. Mischke

Sonderkolloquium der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) am 10. 12. 1985 mit Beiträgen von B. Schulz-Forberg, K. E. Wieser und B. Droste

Nr. 123/ISBN 3-88 314-531-9/Juli 1986

Physikalisch-chemische Analyse sowie toxische Beurteilung der beim thermischen Zerfall organisch-chemischer Baustoffe entstehenden Brandgase

von Dr. rer. nat. Detlef Rennoch

Nr. 124/ISBN 3-88 314-538-6/Juli 1986

Zur Anwendung des Impuls-Wirbelstromverfahrens in der zerstörungsfreien Materialprüfung

von Dr.-Ing. Hans-Martin Thomas

Nr. 125/ISBN 3-88 314-540-8/Juli 1986

Untersuchungen zur Wirksamkeit der Brandschutzisolierung von Flüssiggas-Lagertanks

von Dr.-Ing. Bernhard Droste und Dipl.-Ing. Ulrich Probst

Nr. 126/ISBN 3-88 314-547-5/August 1986

Korrosion und Korrosionsschutz von Metallen in Schwimmhallen

von Dr.-Ing. Wolfgang Stichel

Nr. 127/ISBN 3-88 314-564-5/November 1986

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Versuche an Stahlbetonbalken, Teil I

Tests on Reinforced Concrete Beams, Part I

von / by Dipl.-Ing. Ernst Limberger, Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Jürgen Herter und Dipl.-Ing. Klaus Berner

Nr. 128/ISBN 3-88 314-568-8/November 1986

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Versuche an Stahlbetonbalken, Teil II

Tests on Reinforced Concrete Beams, Part II

von / by Dipl.-Ing. Ernst Limberger, Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Jürgen Herter und Dipl.-Ing. Klaus Berner

Nr. 129/ISBN 3-88 314-569-6/November 1986

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load

Zugversuche an Betonstahl mit erhöhter Dehngeschwindigkeit

Reinforcing Steel Tension Tests with high strain rates

von / by Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Ernst Limberger, Dipl.-Ing. Jürgen Herter und Dipl.-Ing. Klaus Berner

Nr. 130/ISBN 3-88 314-570-X /November 1986

Einfache Abschätzung der Durchbiegung und der Energieaufnahme von Trägern aus duktilem Material bei Belastung durch eine Einzelkraft

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 131/ISBN 3-88-314-585-8/November 1986

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load

Versuche an Stahlbetonplatten, Teil II

Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part II

von / by Dipl.-Ing. Ernst Limberger, Dr.-Ing. Klaus Brandes und Dipl.-Ing. Jürgen Herter

Nr. 132/ISBN 3-88-314-595-5/Januar 1987

Ermittlung der Ursachen von Schäden an bituminösen Dachabdichtungen unter besonderer Berücksichtigung klimatischer Beanspruchungen

von Dipl.-Ing. Christian Herold und Dipl.-Ing. Frank-Ulrich Vogdt

Nr. 133/ISBN 3-88 314-609-9/Januar 1987

Technisch-physikalische Grundlagen zum tribologischen Verhalten keramischer Werkstoffe

von Dipl.-Ing. Mathias Woydt und Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig