
Einfluss einer Wirkflächentexturierung auf das
tribologische Verhalten von
Stahl/Keramik-Paarungen unter reversierender
mediengeschmierter Gleitbeanspruchung

Zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
der Fakultät für Maschinenbau
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte
Dissertation

von

Dipl.-Ing. Markus Wöppermann
aus Karlsbad

Tag der mündlichen Prüfung: 28.03.2011

Hauptreferent: o. Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Zum Gahr

Korreferent: o. Prof. Dr.-Ing. Ulrich Spicher

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als akademischer Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde II, IWK II (jetzt: Institut für Angewandte Materialien, IAM) des Karlsruher Instituts für Technologie in der Zeit von April 2007 bis März 2011 im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 483.

Auf diese Zeit schaut man am Ende gerne zurück und bemerkt, dass man dabei nicht alleine die Forschungs- und Entwicklungsziele bewältigt hat. Es waren dabei zahlreiche hilfsbereite Personen in verschiedenster Art bei Seite gestanden, die einem immer mit Rat und Tat unterstützten. Diesen Personen möchte ich an dieser Stelle meinen ganz besonderen Dank aussprechen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. K.-H. Zum Gahr gilt mein besonderer Dank für die Möglichkeit zur Durchführung der wissenschaftlichen Arbeiten und die zahlreichen fachlichen Diskussionen sowie die damit verbundene wissenschaftliche Förderung. Herrn Prof. Dr.-Ing. U. Spicher möchte ich für das hohe Interesse an der Arbeit und die Übernahme des Korreferates danken.

Bei Herrn Dr.-Ing. J. Schneider möchte ich mich für das entgegen gebrachte Vertrauen und die zahlreichen fachlichen und anregenden Diskussionen auch über die wissenschaftliche Arbeit hinaus bedanken. Der stets offene Meinungs austausch war dabei sehr angenehm und konstruktiv.

Meinen wissenschaftlichen Kollegen Dr.-Ing. S. Kurzenhäuser, M. Mann, M. Piske, T. Polzer, Dr.-Ing. R. Wahl, Dr.-Ing. R. Wallstabe und K. Wauthier möchte ich für die gute Zusammenarbeit danken. Den Herren Dr.-Ing. J.-P. Häntsche, C. Pfister und Dr.-Ing. M. Riva gilt mein Dank für die stets aufgeschlossene und gewinnbringende Zusammenarbeit im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 483.

Bei Herrn E. Nold und Herrn T. Weingärtner des IMF I (jetzt: IAM) möchte ich mich recht herzlich für die hervorragenden AES-Untersuchungen sowie die damit verbundenen fachlichen Diskussionen im Rahmen dieser Arbeit bedanken.

Herrn H. Franz und Frau S. Blaßmann möchte ich für die unermüdliche Unterstützung bei der Bearbeitung von Proben und die Parameteroptimierung zur Laserablation auf unterschiedlichen Werkstoffen und Oberflächen danken. Des Weiteren Frau K. Hahn und Frau N. Kandora für die unzähligen Stunden am Rasterelektronenmikroskop. Ergänzend gilt mein Dank den Herren W. Dörfler, J. Lang und M. Milich für die Unterstützung bei außergewöhnlichen Messauf- und Prüfstandsumbauten. Bei den Kolleg(inn)en T. Aloisi, H. Besser, F. Keller, A. Gottschalk, J. Howell, C. Schuler, P. Severloh, Dr.-Ing. I. Südmeyer und A. Wartenberg möchte ich mich für die angenehme und stets freundliche Zusammenarbeit bedanken.

Des Weiteren möchte ich meinen Dank den studentischen Hilfskräften sowie den Studien- und Diplomarbeitern aussprechen. Erwähnen möchte ich an dieser Stelle F. Ambrosy, M. Berger, C. De Biasi, S. Kindl, B. Liesching, A. Srouf, C. Steinbauer, M. Strub, H. Wagner, S. Winter, P. Wölfle und mich für den großen Einsatz und die Zuverlässigkeit bedanken.

Mein ganz besonderer Dank gilt meinen Eltern für Ihre Liebe und Ihr Vertrauen. Sie haben mir diesen Weg ermöglicht und mich stets während der Schulzeit, des Studiums, der Lehre und der Promotion unterstützt. Meiner Lebensgefährtin Sabrina danke ich von ganzem Herzen, sie hatte immer viel Verständnis für durchgearbeitete Abende und Wochenenden, an denen es mich an den Schreibtisch gezogen hat. Sie war mir stets eine große Unterstützung bei der Durchführung dieser Arbeit.

Karlsbad, im März 2011

Markus Wöppermann

Kurzfassung

Zahlreiche aktuelle Forschungsarbeiten befassen sich mit der Effizienzsteigerung von Verbrennungsmotoren. Wesentliche Fortschritte bezüglich der Verminderung von Verbrauch und CO₂-Ausstoß können durch die Benzin-Direkteinspritzung mit feinsten Zerstäubung des Kraftstoffes erzielt werden. Dies kann jedoch mit kommerziell verfügbaren Hochdruckpumpen mit Einspritzdrücken bis 200 bar nicht ausreichend realisiert werden. Höhere Drücke führen aufgrund der höheren Belastungen zum Versagen der Pumpenbauteile. Der Einsatz von keramischen Gleitkomponenten kann hierbei eine Alternative darstellen.

In der vorliegenden Arbeit wurden Stahl/Keramik- und als Referenz Keramik/Keramik-Gleitpaarungen mit und ohne texturierte Wirkflächen tribologisch im flächigen, reversierenden Pellet/Platte-Gleitkontakt in niedrigviskosen Zwischenstoffen wie Isooktan, destilliertes Wasser, Ethanol und handelsüblichem Super Benzin untersucht. Als Werkstoffe wurden unterschiedliche Stähle (C80, 100Cr6, X105CrMo17) in Form von Pellets mit Oxid- (ZrO₂, Al₂O₃, ZTA) und Nichtoxid- (SiC) Keramiken als Platten jeweils mit feingeschliffenen Wirkflächen in einem Labortribometer gepaart. Das günstigste tribologische Verhalten bei untexturierten Paarungen bezüglich Reibungszahl und Verschleißwiderstand zeigte sich in Isooktan bei Stahl/ZrO₂ und Stahl/SiC. Jedoch waren Werte der Reibungszahl bis $\mu = 0,32$ im Einlauf und quasistationäre Werte der Reibungszahl von $\mu = 0,14$ bis $0,25$ unbefriedigend. Zur Verbesserung der tribologischen Eigenschaften wurden Laserprozesse zur Herstellung von Mikrotexturen in Form von Kanälen und Nöpfchen auf Stahl- und Keramik-Probekörper entwickelt und erfolgreich eingesetzt. Durch die Texturierung der feststehenden Keramikplatten konnte in den tribologischen Untersuchungen eine Reduzierung der Reibungszahl und/oder des Verschleißbetrages erreicht werden. Je nach Texturmuster wurden bei texturierten EKasic F-Platten in Paarung gegen den vergüteten Stahl 100Cr6 bzw. X105CrMo17 die Werte der Reibungszahl in Isooktan um den Faktor 2 bis 4 reduziert. In den Untersuchungen wurden die Tiefe und der Durchmesser der Nöpfchen sowie der texturierte Flächenanteil variiert. Letzterer zeigte den stärksten Einfluss auf das Reibungs- und Verschleißverhalten. Durch die Analyse der geschwindigkeitsabhängigen Reibungskraft wurde eine partielle Texturierung erfolgreich entwickelt und umgesetzt.

Abstract

The need to improve the efficiency of combustion engines in view of fuel consumption and CO₂ emission led to the development of engines with high-pressure gasoline direct-injection. Nowadays commercially available injection pumps for gasoline achieve pressures of about 200 bar. The aspired increase of the injection pressure to more than 500 bar was not yet obtained due to the failure under these harsh operating conditions. Here ceramic materials should offer a high potential among other things due to their low tendency to seizure.

Within the frame of this research work commercial oxide (ZrO₂, Al₂O₃, ZTA) and non-oxide (SiC) ceramics were tribologically characterized under reciprocal sliding conditions using a laboratory tribometer (pellet/plate-system) with splash lubrication by isooctane, distilled water, ethanol or commercial gasoline. The fine ground ceramic plates were mated to pellets of the same ceramics or several steels (C80, 100Cr6, X105CrMo17). A good tribological behaviour was measured with untextured steel/ZrO₂- and steel/SiC-pairs in isooctane. However a high friction coefficient of about 0.32 during the running-in period and a steady state friction coefficient between 0.14 and 0.25 were disappointing. Therefore a laser-assisted process was developed to produce specimens with a micro-texturing of the tribologically loaded surface. Both steel pellets and ceramic plates were micro-textured with different types of crossed micro-channels and micro-dimples. Micro-texturing of the steel pellets did not lead to an improvement of the tribological properties compared to the steel/ceramic sliding pairs with only ground surfaces. However micro-texturing of the SiC plates with micro-dimples (diameter of 60 μm, depth of 10 μm, 20 to 30% textured area) resulted in a friction coefficient below 0.10 and a volumetric wear coefficient between $1 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ and $3 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ when mated with steel X105CrMo17. It was also shown that partial micro-texturing with a pattern adapted to the different sliding speeds within one stroke resulted in an improved tribological behaviour compared to sliding pairs with a continuous micro-texturing over the stroke length.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	i
Abstract	v
Nomenklatur	xi
1 Einleitung	1
1.1 Werkstoffe für mediengeschmierte Gleitsysteme	1
1.2 Tribologie	4
1.2.1 Grundlagen	4
1.2.2 Tribologisches Verhalten von Gleitpaarungen	15
1.3 Wirkflächentexturierungen	20
1.4 Zielsystem: Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff	24
1.4.1 Zielsetzung und Inhalt	26
2 Versuchsmaterialien und experimentelle Methoden	29
2.1 Versuchsmaterial und Probengeometrie	29
2.2 Lasergestützte Wirkflächentexturierung	34
2.3 Oberflächen- und Gefügecharakterisierung	35
2.3.1 Profilometrie	35
2.3.2 Mikroskopie	36
2.3.3 Chemische Oberflächenanalytik	39
2.4 Untersuchung mechanischer Eigenschaften	40
2.4.1 Härteprüfung	40
2.4.2 Risszähigkeitsbestimmung	41

2.5	Tribologische Charakterisierung	42
2.5.1	Probenvorbereitung	42
2.5.2	Modellprüfstand und Versuchsparameter	43
2.5.3	Versuchsdurchführung und Auswertung	46

3 Versuchsergebnisse **51**

3.1	Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften	51
3.1.1	Gefüge	51
3.1.2	Härte und Risszähigkeit	54
3.1.3	Oberflächenqualität	55
3.2	Prozess der Lasertexturierung	58
3.2.1	Einfluss von Leistung, Frequenz und Verfahrensgeschwindigkeit . .	58
3.2.2	Einfluss der Bearbeitungsrichtung	60
3.2.3	Variation des Bahnabstandes und Anzahl der Abtragsebenen . . .	61
3.2.4	Bearbeitungsstrategien für Kanal- und Näpfchentexturen	63
3.2.5	Erzeugte Texturformen bei runden Näpfchen	64
3.3	Tribologisches Verhalten untexturierter Keramik/Keramik-Gleitpaarungen	65
3.4	Einflussfaktoren auf das tribologische Verhalten untexturierter Stahl/Keramik- Gleitpaarungen	67
3.4.1	Hartbearbeitung	67
3.4.2	Plattenmaterial	70
3.4.3	Zwischenstoff	73
3.4.4	Pelletradius	74
3.4.5	Pelletmaterial	75
3.4.6	Pellethärte und Gefüge	78
3.5	Tribologisches Verhalten texturierter Stahl/Keramik-Gleitpaarungen . . .	81
3.5.1	Einfluss der Texturierung	82
3.5.2	Parametereinfluss bei runden Näpfchen	86
3.5.3	Einfluss des Pelletwerkstoffs	91
3.5.4	Einfluss der Näpfchenanordnung	94
3.5.5	Hubaufgelöste Reibungszahlanalyse	98

4 Diskussion	101
4.1 Beeinflussung der tribologischen Eigenschaften	101
4.1.1 Werkstoffauswahl	101
4.1.2 Texturauswahl	116
4.2 Folgerungen für den technischen Einsatz	128
5 Zusammenfassung	133
Literaturverzeichnis	138

Nomenklatur

Versuchsmaterialien und Medien

100Cr6	Wälzlagerstahl, vergütet, angelassen bei 190 °C
100Cr6n	Wälzlagerstahl, normalisiert
C80	Kohlenstoffstahl, vergütet, angelassen bei 100 °C
C80n	Kohlenstoffstahl, normalisiert
C80a2	Kohlenstoffstahl, vergütet, angelassen bei 200 °C
C80a3	Kohlenstoffstahl, vergütet, angelassen bei 300 °C
C80a4	Kohlenstoffstahl, vergütet, angelassen bei 400 °C
C80a5	Kohlenstoffstahl, vergütet, angelassen bei 500 °C
X105	X105CrMo17, Wälzlagerstahl, rostfreie Qualität
X105w	X105CrMo17, Wälzlagerstahl, weichgeglüht, rostfreie Qualität
Benzin	Super Benzin (98 ROZ), Fa. Aral
E100	Ethanol, vergällt mit ca. 1% Butanon (Vergällungsmittel)
H ₂ O	destilliertes Wasser
C ₈ H ₁₈	Isooktan (Modellstoff für Ottokraftstoff)
F99,7	Aluminiumoxidkeramik, Fa. Friatec
HTC99,9	Aluminiumoxidkeramik, Fa. Hightech Ceram
ZN101B	Zirkonoxidkeramik, Yttrium-teilstabilisiert, Fa. Ceramtec
HTC-PSZ	Zirkonoxidkeramik, Magnesiumoxid-teilstabilisiert, Fa. Hightech Ceram
SN80	Mischkeramik aus Aluminium- (89 Ma.-%) und Zirkonoxid (11 Ma.-%), Fa. Ceramtec
EKasic F	Siliziumkarbid, drucklos gesintert, Fa. ESK Ceramics

Abkürzungen

AES	Auger-Elektronenspektroskopie
D91, D46, D25	Diamantkorngrößen der Schleifscheiben in µm
ca.	circa

cw	kontinuierlicher Laserbetrieb (continuous wave)
C	Kohlenstoff
EDX	energiedispersive Röntgenanalyse
EHD	Elastohydrodynamische Schmierung
fg	feingeschliffene Oberfläche
Fe	Eisen
Fe ₂ O ₃	Eisen(III)-oxid, Hämatit
Fe ₃ O ₄	Eisen(IV)-oxid, Magnetit
FRT	konfokales Weißlichtinterferometer, Fa. FRT
FSZ	F ully S tabilized Z irconia
GK	gekreuzte Kanäle
LM	Lichtmikroskopie
LN	längliche Näpfchen
max.	maximal
min.	minimal
O	Sauerstoff
OT	oberer Totpunkt
pol	polierte Oberfläche
PSZ	P artially S tabilized Z irconia
QN	quadratische Näpfchen
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RN	runde Näpfchen
r.F.	Relative Luftfeuchte
RT	Raumtemperatur
Si	Silizium
text	texturiert
TP	Totpunkt
TZP	T etragonal stabilized Z irconia P olycrystal
UT	unterer Totpunkt
Yb:YAG	Ytterbium-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Laser

Formelzeichen

α_{th}	1/K	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
Δs	mm	Hublänge
η_{dyn}	Pa·s	dynamische Viskosität
λ	W/(mK)	Wärmeleitfähigkeit
Λ	-	spezifische Schmierfilmdicke
μ	-	Reibungszahl
μ_{stat}	-	quasistationäre Reibungszahl
ν_i	-	Querkontraktionszahl (Poisson-Zahl) von Körper i
ν_r	-	reduzierte Querkontraktionszahl (Poisson-Zahl)
ρ	g/cm ³	Dichte
φ	Grad	Kurbelwinkel
τ	MPa	Schubspannung
\varnothing	mm	Durchmesser
\varnothing_{PE}	mm	Pelletdurchmesser
a_K	%	Karbidanteil
a_R	μm	halbe Eindruckdiagonale
a_{el}	mm	elastischer Kontaktradius
a_{pl}	mm	plastischer Kontaktradius
A	mm ²	Fläche
A_r	mm ²	Mikrokontaktfläche
$A_{Bildbereich}$	μm ²	Fläche des Bildbereiches
A_{Karbid}	μm ²	Fläche eines Einzelkarbides
B	mm	Breite des Schmierspalt
c_p	J/(gK)	spezifische Wärmekapazität
d_{KG}	μm	mittlere Karbid-/Korngröße
d	μm	Texturtiefe
d_{V1}, d_{V2}	μm	Härteeindruckdiagonalen
d_1	mm	Durchmesser der anfänglichen Kontaktfläche
d_2	mm	Durchmesser der Kontaktfläche nach Versuchsende
d_l	μm	Bahnabstand
d_m	μm	arithmetischer Mittelwert der Härteeindruckdiagonalen
D	μm	Durchmesser des Mikrokontaktes

D_K	mm	Kugeldurchmesser
E	N/mm ²	Elastizitätsmodul
E_1	N/mm ²	Elastizitätsmodul des Pellets
E_2	N/mm ²	Elastizitätsmodul der Platte
E_r	N/mm ²	reduzierter Elastizitätsmodul
f	1/s	Hubfrequenz
F_N	N	Normalkraft
F_P	N	Prüfkraft
F_R	N	Reibungskraft
$F_{R,fe}$	N	Festkörperreibungskraft
$F_{R,fl}$	N	Flüssigkeitsreibungskraft
h	nm	Schmierfilmdicke
H	GPa	Härte des weicheren Körpers
HV	-	Härte nach Vickers
k	W/(mK)	Summe der Wärmeleitfähigkeitswerte der Gleitpartner
k_v	mm ³ /(Nm)	spezifischer Verschleißkoeffizient bezogen auf 4000 m Gleitweg
K_{IC}	MPa·m ^{1/2}	Risszähigkeit
l	µm	Länge der Näpfchen
l_l	mm	Schubstangenlänge am Langhubtribometer (160 mm)
l_R	µm	Summe der Risslängen
l_s	µm	Schnittlinienlänge
l_t	mm	Taststrecke
L	mm	Spaltlänge
M	-	Vergrößerungsmaßstab der Bildvorlage
n	-	Verhältnis h_1 zu h_0
n_m	1/min	Drehzahl
N_K	-	Anzahl der Schnittpunkte
N_l	-	Anzahl der Schnittlinien
o_x, o_y	µm	Texturoffset
p	N/mm ²	nominelle Flächenpressung
p_0	N/mm ²	maximale Hertz'sche Pressung
p_f	bar	Förderdruck
p_{KA}	Pa	Dampfdruck

P_l	W	Laserleistung
r	μm	mittlerer Radius des Rauheitshügels
R_a	μm	arithmetischer Mittenrauwert
R_k	μm	Kernrautiefe
R_m	N/mm^2	Zugfestigkeit
R_{PE}	mm	Pelletradius
R_{pk}	μm	reduzierte Spitzenhöhe
R_q	μm	quadratischer Mittenrauwert
R_{vk}	μm	reduzierte Riefentiefe
s	m	Gleitweg
t	s	Versuchsdauer
t_A	s	Anlasszeit
t_H	s	Haltezeit beim Härten
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
T_f	$^{\circ}\text{C}$	Blitztemperatur
T_A	$^{\circ}\text{C}$	Anlasstemperatur
T_B	$^{\circ}\text{C}$	Tauchbeckentemperatur
T_H	$^{\circ}\text{C}$	Härtetemperatur
T_M	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur des Mediums
T_S	$^{\circ}\text{C}$	Siedetemperatur
v	m/s	Gleitgeschwindigkeit
v_l	m/s	Verfahrgeschwindigkeit des Laserstrahls
v_m	m/s	mittlere Gleitgeschwindigkeit
w	μm	Näpfchen-, Kanalbreite
w_o, w_h	μm	Eintritts- und Austrittsgeschwindigkeit
W	N	Tragfähigkeit
W_l	μm	linearer Verschleißbetrag, kontinuierlich gemessen
W_l^*	μm	linearer Verschleißbetrag, nach Ausbau gemessen
W_t	μm	Wellentiefe
W_v	mm^3	volumetrischer Verschleißbetrag, kontinuierlich bestimmt
W_v^*	mm^3	volumetrischer Verschleißbetrag, nach Ausbau bestimmt

1 Einleitung

1.1 Werkstoffe für mediengeschmierte Gleitsysteme

Zunehmend werden mechanische Systeme kompakter und mit höherer Leistungsdichte eingesetzt. Das Ziel ist dabei die Effizienz des Gesamtsystems zu steigern und damit die Einsparung von Rohstoffen und energetischen Ressourcen zu realisieren. Oszillierende Kolbenpumpen für die chemische Industrie oder den Automobilbau können hier als Beispiele aufgeführt werden. Deren Abmaße werden kontinuierlich durch den Einsatz von Gleitsystemen, die nur mit dem zu fördernden Medium geschmiert werden, verringert, so dass als Folge die Leistungsdichte des Systems erhöht wird. Weiterhin kann durch den Wegfall eines zusätzlichen Schmierstoffkreislaufs eine Verunreinigung des zu fördernden Mediums vermieden werden. Im Inneren solcher Pumpen befinden sich unterschiedlichste Gleitsysteme, z.B. einsinnig beanspruchte Gleitringdichtungen und reversierend arbeitende Kolben/Zylinder- bzw. Nocken/Gleitschuh-Kontakte. Als Werkstoffe werden Polymere, Metalle und Keramiken verwendet. Je nach zu förderndem Medium sind die Auswahlkriterien für den richtigen Werkstoff komplex. Zum einen muss dieser eine hohe chemische Beständigkeit z.B. bei der Förderung von Laugen und Säuren aufweisen, zum anderen auch widerstandsfähig gegen Korrosion und Verschleiß sein. In Abb. 1.1 ist die Verschleiß- gegen die Korrosionsbeständigkeit von gängigen Werkstoffgruppen für den Pumpenbau dargestellt. Unter niedrigen Belastungen, z.B. in Niederdruckpumpen, werden heutzutage in Selbstpaarung Thermoplaste wie Polypropylen (PP), Polyethylen (PE), Polyvinylidenfluorid (PVDF) und Polytetrafluorethylen (PTFE) mit hoher Korrosionsbeständigkeit in stark oxidierenden Medien wie Oleum, Chlordioxid-Wasser bzw. verdünnten Laugen und Säuren (z.B. Salpetersäure) eingesetzt. Als preisgünstiger Werkstoff wird im Temperaturbereich von 0°C bis 100°C häufig PP verwendet. Unter niedrigen Arbeitstemperaturen von -50°C bis 80°C wird PE einge-

setzt. In der Modifikation UHMWPE (Ultra High Molecular Weight PE) steigt auch der Widerstand gegen Abrasion an. Allerdings führen aromatische Lösungsmittel und FCKW zu ungewünschten Quellungen. Ein besserer Widerstand gegen Korrosion und die Erhöhung der UV-Beständigkeit wird durch PVDF erzielt. Häufig wird auch PTFE aufgrund der Beständigkeit gegenüber organischen und anorganischen Medien im Pumpenbau eingesetzt. Duroplaste lassen sich hingegen mit Kohlenstoff oder Keramik verstärken. Durch unterschiedliche Vernetzungsgrade können die Eigenschaften von weich und gummielastisch zu hart und zähelastisch eingestellt werden. Insgesamt reicht jedoch die Festigkeit von Polymeren nicht aus, um Gleitsysteme mit mittleren bis hohen Belastungen zu realisieren.

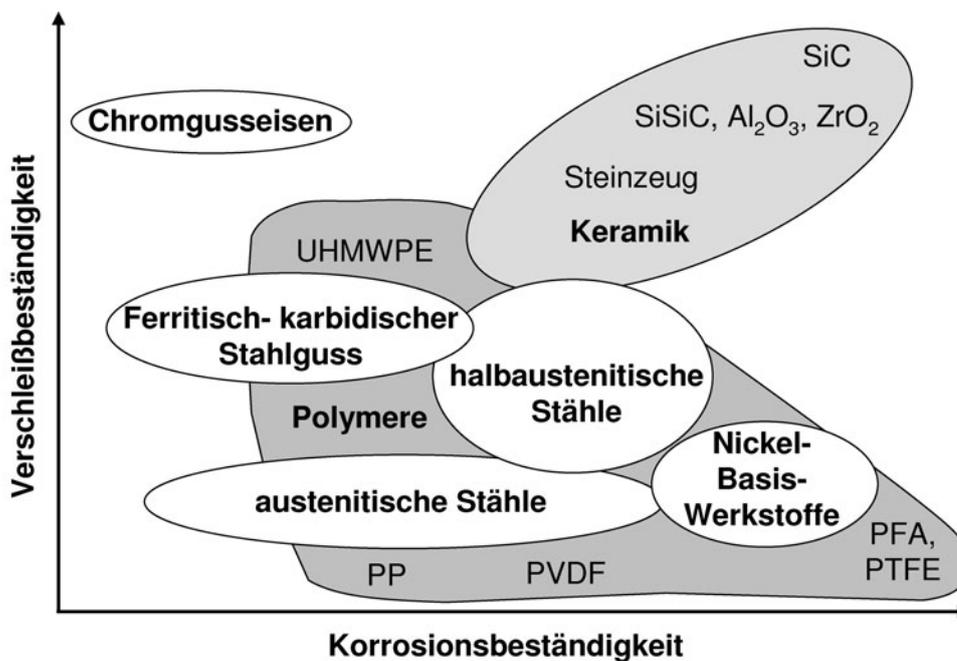


Abb. 1.1: Verschleißbeständigkeit, aufgetragen über die Korrosionsbeständigkeit für verschiedene Werkstoffgruppen, angelehnt an [1].

Dafür werden Werkstoffe aus Metall oder Keramik verwendet. Neben den gängigen Guss-eisen auf Basis von Eisen-Kohlenstoff mit Lamellen- oder Kugelgraphit finden Chrom-gusseisen (z.B. GJN-HV600(XCr14), GJN-HV600(XCr18)), ferritisch-karbidischer (z.B. GX70CrMo 29-2, GX120CrMo 29-2), austenitischer (z.B. GX2CrNi 19-11, GX5CrNiMo 19-11-2) und halbaustenitischer Stahlguss (z.B. GX3CrNiMoCuN 26-6-3) bzw. Nickel-

Basis-Legierungen (z.B. NiCu30Fe) in hart/hart- oder weich/hart-Paarungen Anwendung. Fördermedien wie z.B. wässrige Lösungen oder Ottokraftstoffe besitzen häufig aufgrund der geringeren Viskosität, der schlechteren Benetzung der Funktionsflächen und der höheren chemischen Reaktivität sowie dem Fehlen von schmierfähigen Additiven deutlich schlechtere Schmierungseigenschaften als übliche Öle. Unter diesen Bedingungen bieten ingenieurkeramische Werkstoffe [2, 3, 4, 5, 6, 7] im Vergleich mit metallischen Werkstoffen ein hohes Anwendungspotential im Pumpenbau und sind aufgrund ihrer hohen chemischen Beständigkeit, geringen Neigung zum Fressen, hohen Härte und Steifigkeit sowie der niedrigen Dichte, welche z.B. für reversierend bewegte Bauteile wichtig sein kann, von großer Bedeutung. Als Materialien für keramische Gleitlager, Gleitführungen und Gleitringdichtungen kommen besonders Aluminiumoxid (Al_2O_3), Siliziumkarbid (SSiC) und Zirkondioxid (ZrO_2) zur Anwendung. Verschiedene Untersuchungen zum Verhalten keramischer Werkstoffe in mangelgeschmierten reversierenden Gleitkontakten zeigten, dass das Gefüge der Materialien, die Feinbearbeitung der Funktionsflächen, das Medium und die Belastungsparameter (Flächenpressung, Gleitgeschwindigkeit, Temperatur, reversierendes oder einsinniges Gleiten, Geometrie der Kontaktfläche etc.) als wichtige Einflussgrößen anzusehen sind [8, 9, 10, 11]. Abhängig von diesen Parametern können Effekte wie ein ausgeprägtes Einlaufverhalten sowie hohe Werte oder Hoch-/Tieflage-Übergänge in der Reibungszahl und in der Verschleißintensität auftreten. Polierte Funktionsflächen ergaben zwar niedrige Werte der Reibungszahl, aber auch Probleme in der Reproduzierbarkeit der Oberflächenqualität und mit zunehmender Beanspruchungsdauer temporäre Reibungszahlspitzen [12, 13] durch lose Verschleißteilchen oder Bildung von unerwünschten Deckschichten auf den Funktionsflächen. Berücksichtigt man die hohe Bedeutung der Einlaufphase, im Sinne der Anpassung der gepaarten Wirkflächen, für das Langzeitverhalten der Gleitpaarungen, so besteht bei Paarungen mit Keramik ein unverzichtbarer Optimierungsbedarf in Hinblick auf die zuverlässige Einsatzfähigkeit der Komponenten in tribologisch hoch beanspruchten Gleitsystemen. Untersuchungen [14, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23] zeigten, dass ein Lösungsansatz in der deterministischen oder stochastischen Mikrotexturierung der Wirkflächen liegen kann. Hierbei werden die Funktionsflächen durch Einbringen von nöpfchen- oder kanalförmigen Texturelementen modifiziert. Theoretische und experimentelle Arbeiten weisen auf zu erwartende positive Effekte durch Mikrohydrodynamik [14, 15], Aufnahme von Verschleißteilchen oder Wirkung als Schmierstoffreservoir hin [16, 17, 19, 20]. Die Literaturergebnisse zur Auswirkung einer Texturierung der Funkti-

onsflächen auf das Reibungs- und Verschleißverhalten von metallischen und keramischen Bauteilen unter Bedingungen der Mischreibung sind widersprüchlich. Sie zeigen das hohe Potenzial, aber auch die Komplexität der Wirkmechanismen und der Einflussfaktoren sowie das derzeit unzureichende Verständnis, um die Texturierung der Wirkflächen als konstruktives Auslegungselement zuverlässig und gezielt einsetzen zu können.

1.2 Tribologie

1.2.1 Grundlagen

Schon sehr früh befassten sich u.a. Leonardo da Vinci, Euler und Coulomb mit dem Grundproblem der Beschreibung von Reibung und Verschleiß für ungeschmierte Gleitpaarungen [24, 25, 26]. Diese Arbeiten wurden durch Prandtl, Tomlinson sowie Bowden und Tabor durch molekular-mechanische Betrachtungen ergänzt [27, 28, 29]. Diese gingen davon aus, dass sich je nach Belastung, Material und Topografie der Wirkflächen eine definierte Anzahl von Mikrokontakten N mit der Fläche A_r in der Berührfläche zweier Körper ausbilden (Abb. 1.2). Somit ist die wahre Kontaktfläche nur ein Bruchteil der nominellen.

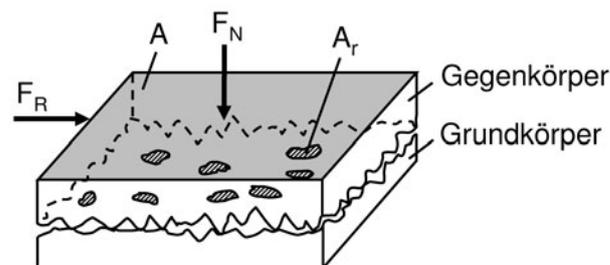


Abb. 1.2: Nominelle (A) und wahre Kontaktfläche ($\sum A_r$) sowie die Normalkraft F_N und Reibkraft F_R .

Seit den 60er Jahren werden unter dem Gebiet der **Tribologie** die unterschiedlichen Vorgänge im Kontakt genauer untersucht. Dieser Begriff beschreibt "die Wissenschaft und Technik von aufeinander einwirkenden Oberflächen in Relativbewegung zueinander" [30, 31, 32]. Das Fachgebiet liefert eine wissenschaftliche Beschreibung des Zusammenwirkens von **Reibung**, **Schmierung** und **Verschleiß**. Dabei werden immer Systeme

betrachtet. Denn anders als bei den Eigenschaften wie Härte und Festigkeit der einzelnen Materialien muss das Zusammenwirken aller Komponenten und Umgebungseinflüsse betrachtet werden. Ziel der tribologischen Forschung ist es, das Reibungs- und Verschleißverhalten für die spezifische Anwendung zu verbessern [33, 34].

Der Begriff **Reibung** definiert den Widerstand gegen die Relativbewegung zweier miteinander gepaarter Körper. Als Maß ist die Reibungszahl μ definiert, die sich aus dem Verhältnis der Reibungskraft F_R zur Normalkraft F_N nach Gleichung 1.1 berechnen läßt.

$$\mu = \frac{F_R}{F_N} \quad (1.1)$$

Ein einfaches **tribologisches System** besteht aus **Grund- und Gegenkörper**, welche relativ zueinander in einem **Zwischenstoff** und/oder **Umgebungsmedium** bewegt werden und dabei Bewegung, Masse, Arbeit oder Information übertragen [31]. Dies ist in Abb. 1.3 schematisch wiedergegeben. Die Kraftübertragung kann sowohl über einen trennenden Schmierfilm als auch durch Grenz-, Misch- oder Festkörperreibung erfolgen. Bei einem mediengeschmierten System kann ein Zwischenstoff wie z.B. Wasser, Benzin oder Alkohol die beiden Körper vollständig oder teilweise voneinander trennen. Des Weiteren kann auch ein Umgebungsmedium (z.B. Luft, Edelgase, usw.) Auswirkungen auf die tribologischen Eigenschaften der Gleitpaarung haben. Wird die Beanspruchung verändert (z.B. durch Störgrößen wie zusätzliche Kraft-, Geschwindigkeits- oder Temperatureinwirkung), verändert sich dadurch auch direkt das Verhalten des Tribosystems. Aufgrund von Reibung und Verschleiß können Oberflächenveränderungen, Material- und/oder Energieverluste auftreten.

Zur Beschreibung der im Kontaktbereich ablaufenden Wechselwirkungen wurden vier Verschleißmechanismen definiert [30, 35, 36]:

- Die Kraftübertragung erfolgt oft zyklisch, so dass eine Ermüdung in randschichtnahen Oberflächenbereichen stattfinden kann. Man beschreibt das entstehende Schadensbild mit dem Begriff der **Oberflächenzerrüttung** (Oberflächenermüdung), die besonders bei Wälzlagern und Zahnrädern als Verschleißerscheinungsform auftreten kann. Dabei sind aufgrund von wechselnden mechanischen Spannungen in den Oberflächenbereichen von Grund- und Gegenkörper Rißbildung und Rißwachstum bis zum Abtrennen von Partikeln wirksam. Die Ausprägung der

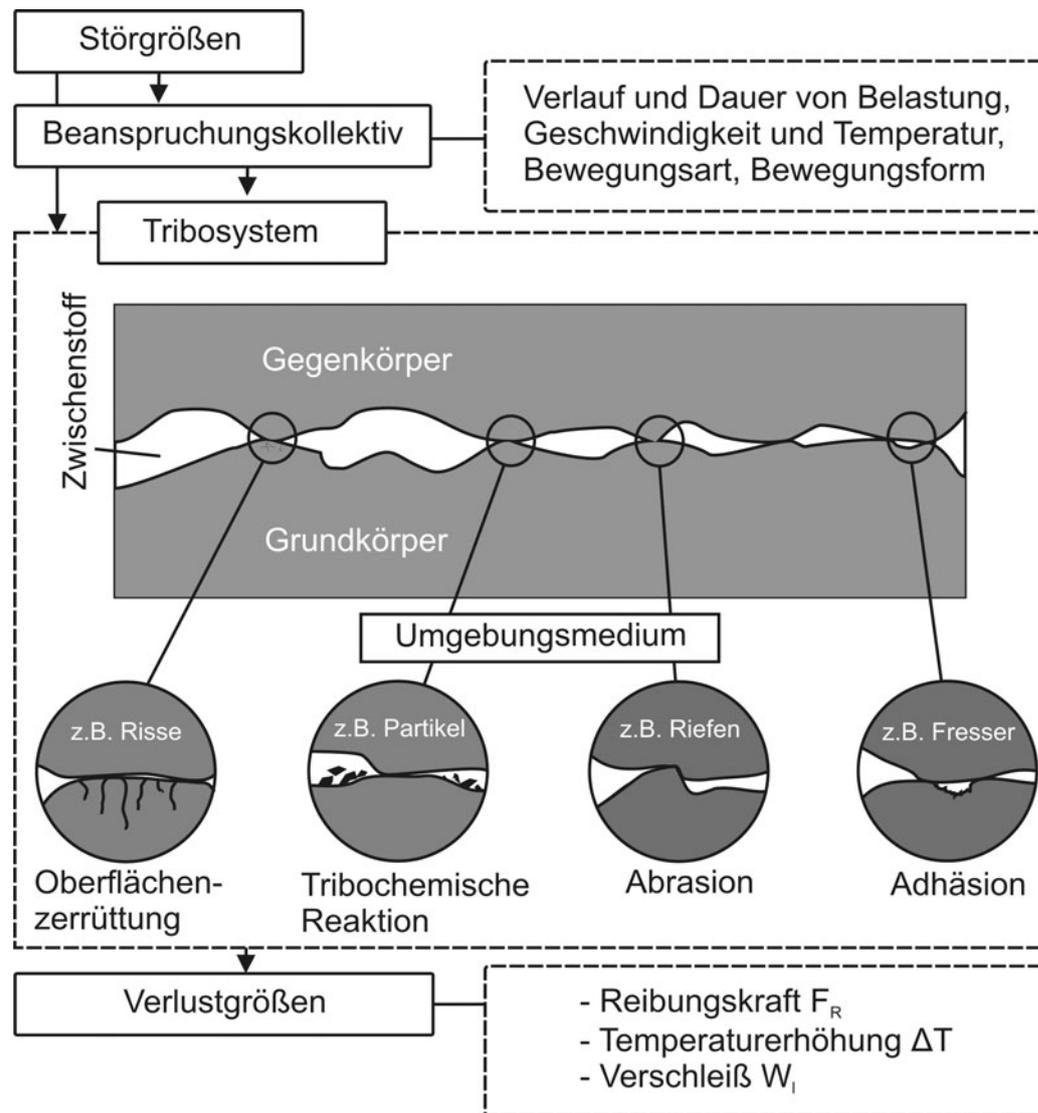


Abb. 1.3: Schematische Darstellung eines tribologischen Systems und der vier Hauptverschleißmechanismen.

Werkstoffzerrüttung wird hauptsächlich durch die Belastungsamplitude und die Zyklenanzahl bestimmt. Man unterscheidet zwischen Phasen der Inkubationszeit, in der Gitterfehler sich anhäufen sowie anschließend die Bildung von Submikrorissen, die im weiteren Verlauf zu größeren Mikrorissen anwachsen. Durch weitere Zyklen wird die Rissausbreitung bis zur vollständigen Materialablösung fortgesetzt.

- Als **Abrasion** wird das Eindringen einer sich relativ bewegten Wirkfläche eines harten Körpers in die Wirkfläche eines weicheren Körpers bezeichnet. Dabei kommt es zur furchenden Beanspruchung. Es werden vier Detailprozesse unterschieden. Beim **Mikropflügen** wird der weichere Gegenkörper plastisch verformt und an

den Rändern aufgeworfen. Es entsteht zunächst kein Materialabtrag. Bei weiterer zyklischer Beanspruchung tritt ein **Mikroermüden** auf, welches letztendlich zum Materialabtrag führt. Ebenso kann bei Werkstoffen ein **Mikrospanen**, bei dem Mikrospäne durch den härteren Körper auf der Wirkfläche des weicheren Körpers abgetragen werden, auftreten. In Verbindung mit spröden Werkstoffen wie Keramiken kann **Mikrobrechen** oberhalb einer kritischen Belastung zusätzlich auftreten. Dies führt zur Rissbildung und -ausbreitung sowie anschließend zu signifikanten Materialausbrüchen entlang von Furchungen.

- Der Mechanismus der **tribochemischen Reaktion** beschreibt die chemische Reaktion von Grund- und Gegenkörper mit dem Zwischenstoff oder Umgebungsmedium unter tribologischer Beanspruchung. Es entstehen während der Relativbewegung des Gegenkörpers immer wieder neue Reaktionsprodukte, die mechanisch abgetragen werden. Die Reaktionsgeschwindigkeit wird durch Erhöhung der Temperatur (z.B. verursacht durch hohe Reibung) oder Oberflächenfehlstellen (z.B. vorhandene Gitterfehler) begünstigt. Die durch tribochemische Reaktionen erzeugten Verschleißpartikel können sich agglomerieren und im Kontakt verdichtet werden sowie ab einer kritischen Deckschichtdicke die Gleitpartner voneinander trennen. Dies kann je nach Paarung zu reibungsmindernden Eigenschaften oder zur Abrasion führen. Nach Überschreitung einer kritischen Schichtdicke erfolgt häufig eine Ablösung und Neubildung der Reaktionsschicht.
- Bei Auftreten der **Adhäsion** spielen stoffliche Wechselwirkungen auf atomarer und molekularer Ebene eine Rolle. Als Beispiel kann hier ein tribologischer Kontakt, dessen Gegenköperrauheiten lokale Grenzflächenbindungen mit den Rauheiten des Grundkörpers eingehen, angeführt werden. Nach Trennung der Oberflächen entsteht in der Regel ein Materialabtrag und/oder Materialübertrag von dem kohäsiv schwächeren zu dem kohäsiv stärkeren Körper. Bei metallischen Gleitpaarungen spricht man hierbei von „Kaltverschweißungen“ oder „Fressen“. Die Adhäsionsneigung metallischer Gleitpaarungen ist grundlegend durch die plastische Verformung bestimmt. Keramische Paarungen neigen aufgrund von starken kovalenten und ionischen Bindungen zu einer geringeren Adhäsion.

Reibungszustände

In mediengeschmierten Gleitsystemen unterscheidet man je nach Kontaktzustand zwischen **Festkörper-, Grenz-, Misch- und Flüssigkeitsreibung**. Von großer Bedeutung im Bereich der Festkörperreibung ist die Anzahl und Größe der ausgebildeten Mikrokontakte. Diese übertragen die Kräfte und können durch elastische oder plastische Verformung, Furchung oder Abscherung von Adhäsionsbrücken die Reibungszahl μ maßgeblich beeinflussen. Nach [37, 38, 39, 40, 41] vergrößern sich die Mikrokontakte, wie in Gleichung 1.2 aufgeführt, proportional zur Normalkraft F_N . Der Exponent m verändert sich je nach plastischer oder elastischer Verformung der Rauheitshügel.

$$A_r \propto F_N^m \quad (1.2)$$

Unter der Annahme, dass bei einer plastischen Verformung eines Körpers der Härte H unter der Normalkraft F_N sich ein kreisförmiger Mikrokontakt mit dem Radius a_{pl} ausbildet, ergibt sich Gleichung 1.3.

$$a_{pl} = \sqrt{\frac{F_N}{\pi \cdot H}} \quad (1.3)$$

Dabei nimmt die Anzahl der Mikrokontakte N mit ihrem Durchmesser D nach Gleichung 1.4 zu [33].

$$N = \frac{4 \cdot F_N}{\pi \cdot D^2 \cdot H} \quad (1.4)$$

Für den rein elastisch verformten Kontakt zwischen einem kugelförmigen Rauheitshügel des mittleren Radius r , der auf eine Ebene gedrückt wird, kann unter der Annahme metallischer Werkstoffe mit $\nu = 0,30$ der Radius a_{el} nach dem Hertz'schen Modell mit Gleichung 1.5 berechnet werden [42].

$$a_{el} = 1,1 \cdot \left(\frac{F_N \cdot r}{E_r} \right)^{1/3} \quad (1.5)$$

Die wahre Kontaktfläche bestimmt die lokalen Spannungen. Diese können für den rein elastischen Fall durch die maximal auftretende Hertz'sche Pressung nach Gleichung 1.6 für eine Kugel/Ebene-Anordnung berechnet werden. In die Gleichung geht die Normalkraft F_N , der Kugeldurchmesser D_K , die Querkontraktionszahl ν und der reduzierte Elas-

tizitätsmodul E_r ein. Letzterer läßt sich durch Gleichung 1.7 berechnen und berücksichtigt die unterschiedlichen Werkstoffkennwerte von Kugel und Ebene.

$$p_0 = \left(\frac{6 \cdot F_N \cdot E_r^2}{\pi^3 \cdot (1 - \nu^2)^2 \cdot D_K^2} \right)^{1/3} \quad (1.6)$$

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right) \quad (1.7)$$

Bei einer Relativbewegung zweier miteinander gepaarter Körper entstehen Reibungskräfte, verursacht durch z.B. elastische und plastische Deformation sowie elastische Hysterese in den Mikrokontaktbereichen, Furchungen und Scheren von Adhäsionsbrücken oder Grenzschichten [28]. Da kein trennendes Medium bei Festkörperreibung vorliegt, resultiert dies in der Erhöhung der Kontakttemperatur. Mit Hilfe der Peclet-Zahl Pe in Gleichung 1.8 kann nachfolgend die Blitztemperatur T_f abgeschätzt werden.

$$Pe = \frac{\rho \cdot c_p \cdot a \cdot v_m}{2\lambda} \quad (1.8)$$

In die Peclet-Zahl gehen die Dichte ρ , die spezifische Wärmekapazität c_p und die thermische Leitfähigkeit λ als Werkstoffkennwerte und der elastisch oder plastisch berechnete Kontaktradius a sowie die relative Gleitgeschwindigkeit v_m als Systemkennwerte ein. Es wird ein Bereich mit niedriger ($Pe \ll 1$) und ein Bereich mit hoher ($Pe \gg 1$) Gleitgeschwindigkeit entsprechend den Gleichungen 1.9 und 1.10 unterschieden [43, 44]. Die Blitztemperatur T_f läßt sich daher wie folgt abschätzen:

$$Pe \ll 1 : T_f = \frac{\mu v_m (\pi H F_N / N)^{1/2}}{4(\lambda_1 + \lambda_2)} \quad (1.9)$$

$$Pe \gg 1 : T_f = \frac{9\pi\mu}{32\lambda_1} \left(\frac{\lambda_1^2 \cdot F_N \cdot H^3}{\pi \cdot N \cdot c_{p1}^2 \cdot \rho_1^2} \right)^{1/4} \cdot \sqrt{v_m} \quad (1.10)$$

Der Index 1 steht für die Kennwerte des Grund- und 2 für die des Gegenkörpers.

Diese Gleichungen sind auch für die Auslegung von mediengeschmierten Gleitsystemen interessant, da sie eine Abschätzung der maximal zu erwartenden Temperaturen auf den Mikrokontakten geben. Dies spielt vor allem bei Medien mit hoher Verdampfungsrates und niedriger Siedetemperatur wie z.B. Alkohol und Benzin eine große Rolle. Wird die Temperatur im Gleitkontakt zu hoch, verdampft das Medium und der Anteil von Festkörperreibung steigt an. Dabei erhöht sich die niedrige Reibungszahl der anfänglichen Flüssigkeitsreibung oft sehr schnell auf hohe Werte in der entstehenden Grenzreibung. Letztere ist durch starke Wechselwirkungen mit Adsorbatschichten auf den Rauheitshügeln geprägt.

Als Kennwert zur Bestimmung des Reibungszustandes kann die spezifische Schmierfilmdicke Λ , die sich nach Gleichung 1.11 abschätzen läßt, herangezogen werden.

$$\Lambda = \frac{h_0}{\sqrt{R_{q1}^2 + R_{q2}^2}} \quad (1.11)$$

In die Gleichung gehen die minimale Schmierfilmdicke h_0 und die quadratischen Mittenrauwerte des feststehenden (R_{q1}) und des bewegten (R_{q2}) Körpers ein.

In Abb. 1.5 ist der schematische Verlauf der Reibungszahl μ über das Produkt aus der dynamischen Viskosität η und der Gleitgeschwindigkeit v , geteilt durch die nominelle Flächenpressung p in der sogenannten **Stribeckkurve** dargestellt. Ergänzend wurde der Schmierfilmparameter Λ den unterschiedlichen Reibungszuständen zugeordnet.

Festkörper- oder Grenzreibung liegt dann vor, wenn beide Wirkflächen unmittelbar miteinander im Kontakt stehen. Dies führt meist zu hohen Werten der Reibungszahl und tritt im Fall von niedrigen Gleitgeschwindigkeiten oder bei Verwendung von niedrigviskosen Schmiermedien bei $\Lambda \ll 1$ auf. Zur Verminderung der Reibungskräfte wird in einem tribologischen System die Bildung eines trennenden und tragfähigen Schmierfilms angestrebt, was zur Flüssigkeitsreibung führt. Die Kraftübertragung der relativ zueinander bewegten Reibpartner erfolgt durch den hydrodynamischen Druckaufbau. Hydrodynamische Schmierung stellt sich ab einer spezifischen Schmierfilmdicke von $\Lambda > 3$ ein. Das verwendete Medium beeinflusst durch seine Viskosität die auftretenden Reibungskräfte. Der Bereich $\Lambda \leq 1$ wird als Mischreibung bezeichnet und besteht sowohl aus Anteilen von Festkörper- als auch von Flüssigkeitsreibung. Ab dem Ausklinkpunkt dominiert die Flüssigkeitsreibung. Das tribologische Verhalten wird mit Hilfe der

Elastohydrodynamischen Schmierfilmtheorie (EHD) erklärt [45, 46, 47, 48].

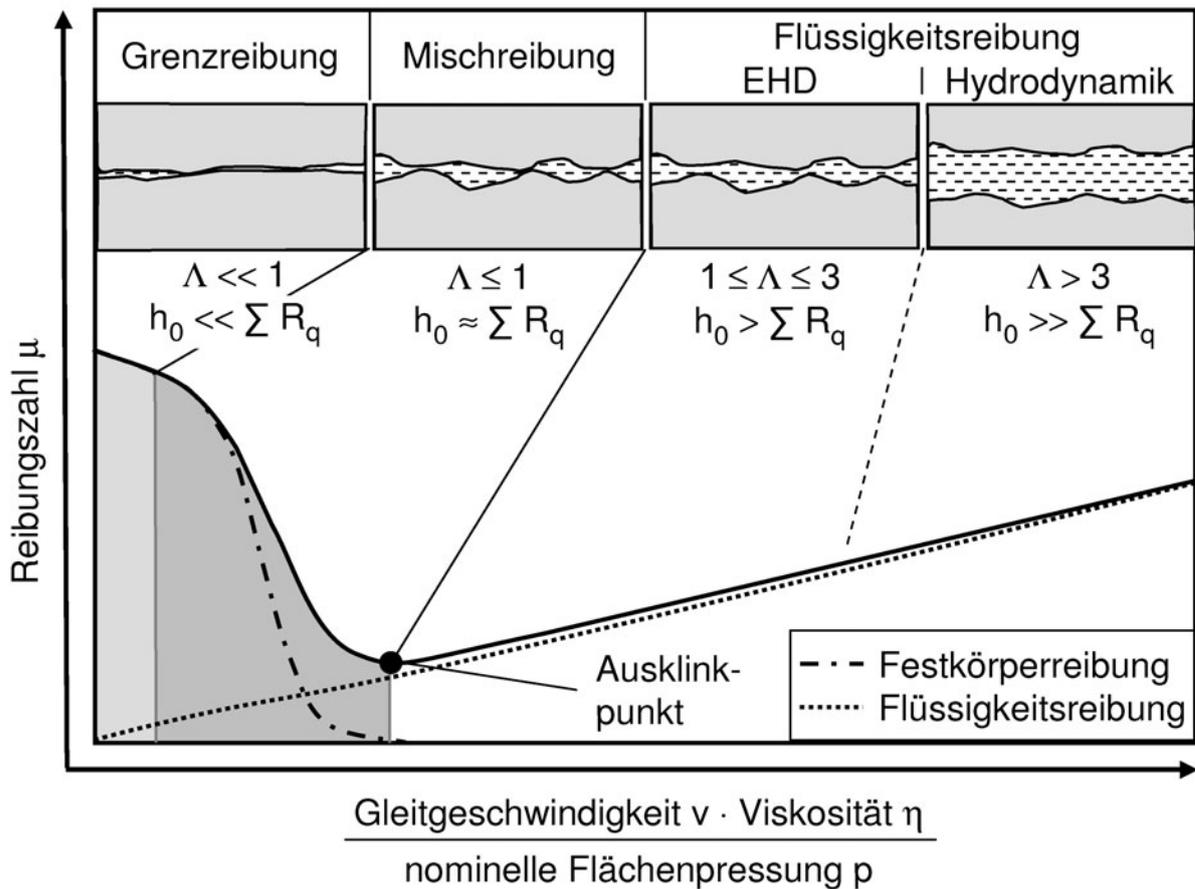


Abb. 1.4: Schematische Darstellung der Reibungszahl über den Schmierfilmparameter und Zuordnung der Reibungszustände Grenz-, Misch- und Flüssigkeitsreibung [33].

Mischreibung

Mit steigender Normalkraft F_N , niedriger Viskosität des Mediums η , hohen Werten der Oberflächenrauheiten oder geringer Gleitgeschwindigkeit v nimmt die Schmierfilmdicke zwischen Grund- und Gegenkörper in einem Tribosystem ab. Die Rauheiten der Oberflächen treten dann trotz flüssigen Mediums miteinander in Kontakt. Die Normalkraft F_N wird in diesem Fall sowohl über die sich berührenden Rauheiten als auch über das flüssige Medium übertragen. Es tritt sowohl Flüssigkeits- als auch Festkörperreibung auf. Dieser Reibungszustand wird als Mischreibung bezeichnet. In Abb. 1.5 sind die grundsätzlichen

Vorgänge im Kontakt zwischen Grund- und Gegenkörper schematisch dargestellt. Es kann dabei einzeln oder in Kombination miteinander Makro- und Mikro-EHD, Deformationen der Rauheitshügel, physi- oder chemisorbierte Filme, tribochemische Reaktionen und Adhäsion zwischen den Kontakten auftreten.

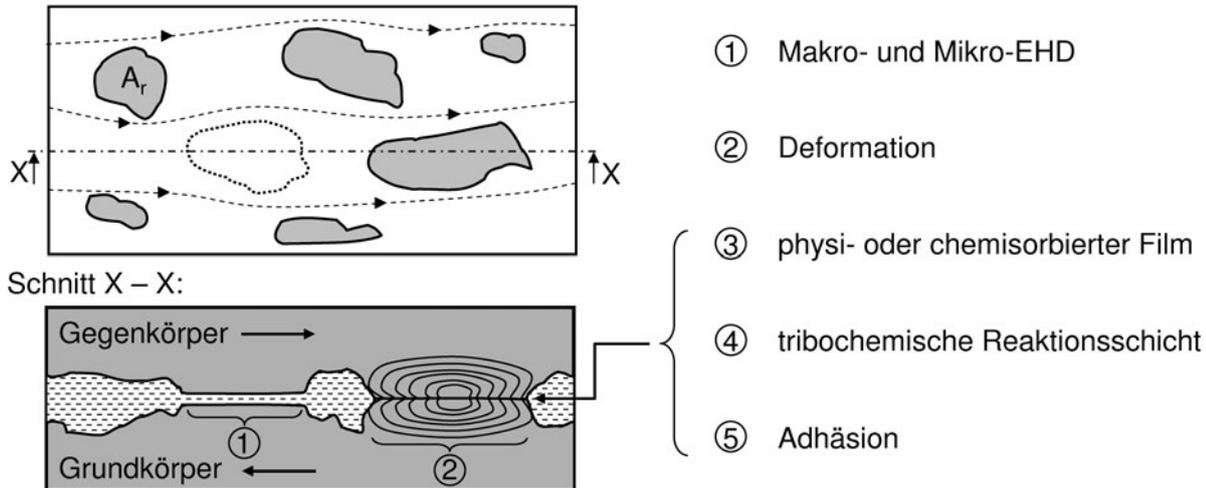


Abb. 1.5: Detailvorgänge bei Mischreibung am Beispiel von metallischen Paarungen nach [49].

Die resultierende Reibungskraft (F_R) in der Mischreibung berechnet sich aus der Summe von Flüssigkeits- ($F_{R,fl}$) und Festkörperreibungskraft ($F_{R,fe}$) nach Gleichung 1.12.

$$F_R = F_{R,fl} + F_{R,fe} \quad (1.12)$$

Die Anteile sind je nach Kontaktzustand unterschiedlich zu gewichten. Die Gesamtreibungszahl μ berechnet sich aus diesem Grund nach Gleichung 1.13.

$$\mu = \frac{F_R}{F_N} = \frac{\beta \cdot \tau_s + (1 - \beta) \cdot \tau_l}{\beta \cdot p_{ys} + (1 - \beta) \cdot p_{yl}} \quad (1.13)$$

Hierbei bezeichnet τ_s und τ_l die Scherfestigkeit im Festkörperkontakt bzw. in der Flüssigkeit, p_{ys} und p_{yl} der Fließdruck im Festkörperkontakt bzw. der Druck in der Flüssigkeit und β der Anteil der vorliegenden wahren Kontaktfläche $\sum A_r$ bezogen auf die nominelle Kontaktfläche A . Für $\beta \rightarrow 0$ kann μ durch τ_l/p_{yl} (hoher Anteil von Flüssigkeitsreibung) und für $\beta \rightarrow 1$ kann μ durch τ_s/p_{ys} (hoher Anteil von Festkörperreibung) abgeschätzt werden.

Hydrodynamik

Die Beschreibung von Strömungen und Drücken in Flüssigkeitsfilmen kann durch die Verwendung der Reynolds'schen Differentialgleichung erfolgen. Diese ist vollständig für die 3-dimensionale Beschreibung in Gleichung 1.14 wiedergegeben [42].

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{h^3}{\eta} \frac{\partial p}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{h^3}{\eta} \frac{\partial p}{\partial y} \right) = 6 \left(U \frac{dh}{dx} + V \frac{dh}{dy} \right) + 12 (w_2 - w_1) \quad (1.14)$$

In Abb. 1.6a ist schematisch die Geometrie des Schmierspalt und der verwendeten Variablen dargestellt. Durch die Summengeschwindigkeiten U und V der bewegten Wirkflächen in x - bzw. y -Richtung sowie w_1 und w_2 in z -Richtung ergibt sich eine Druckverteilung p im Schmierspalt mit der Schmierfilmdicke h .

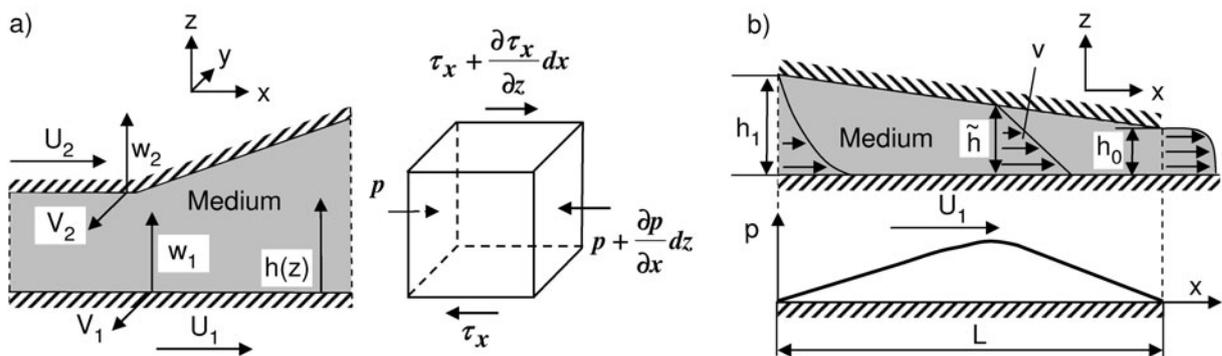


Abb. 1.6: Schematische Darstellung eines Schmierspalt mit (a) den Größen der 3-dim. Reynolds-gleichung und (b) den Größen der 1-dim. Reynolds-gleichung mit Druck- und Geschwindigkeitsverteilung.

Es wurde dabei angenommen, dass ideal glatte Wirkflächen vorliegen und keine weiteren Kräfte wie z.B. Magnetfelder von Außen einwirken. Ebenso wird bei sehr dünnen Schmierfilmen mit wenigen Mikrometern unterstellt, dass die Druckverteilung senkrecht zur Strömungsrichtung im Film konstant und die Strömung laminar ist. Ferner wird von einer vollständigen Benetzung durch ein Newton'sches Medium mit konstanter Dichte ausgegangen. Dies ist dann der Fall, wenn die Schubspannung τ des Mediums proportional zum Geschwindigkeitsgradienten senkrecht zur Strömung ist (Gl. 1.15). Die dynamische Viskosität η des Mediums geht als Faktor in die Gleichung ein, wobei \tilde{h} die Schmierfilmdicke im Druckmaximum ist.

$$\tau = \eta \cdot \frac{U_2 - U_1}{\tilde{h}} \quad (1.15)$$

Für die weitere Vereinfachung der 3-dimensionalen Reynoldsgleichung wird ergänzend davon ausgegangen, dass der Schmierpalt in y -Richtung unendliche Ausdehnung besitzt. Das bedeutet, dass die Geschwindigkeit in dieser Richtung vernachlässigbar klein ($V = 0$) ist. Betrachtet man nun den Medienfluss in z -Richtung ebenso als vernachlässigbar klein, so ergibt sich die vereinfachte 1-dimensionale Reynoldsgleichung wie sie in Gleichung 1.16 dargestellt ist [42].

$$\frac{\partial p}{\partial x} = 6 \cdot U \cdot \eta \frac{h_1 - \tilde{h}}{h_1^3} \quad (1.16)$$

Diese Annahmen erlauben die vereinfachte Abschätzung des vorherrschenden Druckes und der Schmierfilmdicke bei gegebener Last und Viskosität des Schmiermediums. In Abb. 1.6b ist die Geschwindigkeits- und Druckverteilung im Keilspalt der Länge L schematisch dargestellt. Die untere Wirkfläche bewegt sich translatorisch mit der Geschwindigkeit U_1 nach rechts, während die obere Wirkfläche feststeht. Dadurch wird Medium mit der Fluiddicke h_1 in den Spalt gefördert und auf eine geringere Dicke h_0 komprimiert, wodurch ein Druckanstieg im Keilspalt entsteht, was zur Erhöhung der Tragfähigkeit W führt. Für den dargestellten Keilspalt kann die Schmierfilmdicke nach Gleichung 1.17 berechnet werden.

$$h(x) = h_0 \cdot \left(1 + \frac{K}{L} \cdot x \right) \quad (1.17)$$

Die Variable L bezeichnet die Spaltlänge. K wird als Keilparameter nach Gleichung 1.18 definiert, was dem Verhältnis von $h_1 - h_0$ zu h_0 entspricht. Weiterhin steht die Variable n für das Verhältnis von h_1/h_0 .

$$K = \frac{h_1 - h_0}{h_0} = \underbrace{\frac{h_1}{h_0}}_n - 1 = n - 1 \quad (1.18)$$

Durch Integration des Druckes über die Keilfläche kann die Tragfähigkeit W nach Gleichung 1.19 berechnet werden. B steht für die Breite des Schmierpalt.

$$W = \frac{6U_1L^2B}{h_0^2} \left(\frac{\ln(K+1)}{K^2} - \frac{2}{K(K+2)} \right) \quad (1.19)$$

1.2.2 Tribologisches Verhalten von Gleitpaarungen

Das tribologische Verhalten von Gleitpaarungen war Forschungsinhalt zahlreicher Arbeiten. Nachfolgend sind exemplarisch Ergebnisse für geschmierte und als Referenz für ungeschmierte Gleitsysteme wiedergegeben. Eine Schädigung aufgrund hoher Adhäsionsneigung konnte durch Verwendung keramischer Selbstpaarungen in [50, 51, 52, 53, 54, 55] weitgehend verhindert werden. In [50] wurden ungeschmierte Versuche unter reversierender Gleitbeanspruchung in Ring/Platte-Anordnung durchgeführt und der Einfluss der Korngröße bei Al_2O_3 - und ZrO_2 -Selbstpaarungen untersucht. Die Korngröße variierte von $0,85\ \mu\text{m}$ bis $12,2\ \mu\text{m}$ bei Al_2O_3 und von $0,30\ \mu\text{m}$ bis $1,65\ \mu\text{m}$ bei der mit 3 mol% Y_2O_3 stabilisierten ZrO_2 . Bei der Normalkraft von 100 N, der Frequenz von 20 Hz und dem Hub von 0,5 mm wurden unabhängig von der Korngröße mittlere Werte der Reibungszahl von $\mu = 0,47$ für Al_2O_3 und $\mu = 0,51$ für ZrO_2 ermittelt. Der lineare Verschleißbetrag variierte jedoch stark abhängig von Korngröße und Material und wurde bei dem Gleitweg von 0,13 km mit $79\ \mu\text{m}$ für die beiden grobkörnigen Selbstpaarungen, bzw. $50\ \mu\text{m}$ und $27\ \mu\text{m}$ für die feinkörnigen ZrO_2 - und Al_2O_3 -Selbstpaarungen gemessen. Bei Stahl/Oxidkeramik-Gleitpaarungen zeigte sich in [56], dass der Hauptverschleiß immer auf der weicheren Stahlseite zu finden war. Es wurde von einem metallischen Materialübertrag auf die Keramik berichtet. Dieser schützte in [56] unter einsinniger ungeschmierter Beanspruchung die Wirkflächen der auf 750HV gehärteten 100Cr6-Kugel und der polierten keramischen Platten aus Al_2O_3 , MgO- ZrO_2 , SiC und Si_3N_4 bei 10 N Normalkraft und 0,2 m/s Gleitgeschwindigkeit. Unter den gewählten Beanspruchungen wurde bei der SiC/100Cr6-Paarung die mit $\mu = 0,37$ niedrigste und bei der Si_3N_4 /100Cr6-Paarung die mit $\mu = 0,82$ höchste stationäre Reibungszahl ermittelt. In [57] wurden Al_2O_3 und mit Y_2O_3 stabilisierte ZrO_2 -Blöcke trocken unter der Normalkraft von 30 N und der Gleitgeschwindigkeit von 0,07 m/s gegen austenitische Stahlgussringe (18,6 Cr, 2,94 C, 1,02 Mo, 0,98 Cu, in Ma-%) gepaart. Es wurde die Matrixhärte von 377HV50 bis 1020HV50 und der Austenitgehalt von 0 - 100% variiert. Während sich die unterschiedliche Härte gegen beide Keramiken kaum in der Veränderung des Verschleißvolumens äußerte, führte ein zunehmender Austenitgehalt zu der Reduktion des Verschleißvolumens um 62% gegen Al_2O_3 und zu der Steigerung um den Faktor 5 gegen ZrO_2 . Bei Al_2O_3 wurde dies auf die Bildung von schützenden Deckschichten auf der Keramik mit steigendem Austenitanteil zurück geführt. In Paarung gegen ZrO_2 wurde die Erhöhung des Verschleißes mit dem Materialübertrag vom Stahlgussring auf die Keramik

und ergänzender Phasenumwandlung des ZrO_2 begründet. Unterschiedlich raue 100Cr6-Scheiben wurden einsinnig in [58] gegen polierte Al_2O_3 -Kugeln trocken und unter Öl (Poly-Alpha-Olefin) gepaart. Die Gleitgeschwindigkeit wurde mit Werten von 0,05 m/s, 0,10 m/s und 0,20 m/s variiert. Die Normalkraft lag bei 1 N, was der Flächenpressung von 0,56 GPa entsprach. Trocken bewirkten raue Wirkflächen in diesem System eine geringe Reibung. Diese konnte wiederum unter Schmierung nur mit sehr glatten Wirkflächen erreicht werden. Unter Vakuum wurden in [59] ebenfalls Versuche mit auf 790HV0,5 vergütete 100Cr6-Kugeln, die gegen EKasic D-Platten im einsinnigen Gleitkontakt gepaart wurden, durchgeführt. Die Länge des Einlaufs wurde hier hauptsächlich durch die Hartbearbeitung der keramischen Scheiben beeinflusst. Hohe Anfangsrauheiten führten zur Verlängerung der Einlaufphase von 5 auf 45 m und zu hohen anfänglichen Werten der Reibungszahl von $\mu = 0,48$ bei $R_a = 0,20 \mu m$. Nach Abschluss der Einlaufphase wurde ein metallischer Materialübertrag auf der keramischen Platte nachgewiesen. Im quasistationären Verlauf der Reibungszahl wurden bei geschliffenen Wirkflächen Werte von $\mu = 0,25$ gemessen, die mit der Bildung und Ablösung von metallischen Schichten begründet wurden. Der Einfluss von unterschiedlich geschliffenen Al_2O_3 -Wirkflächen auf das tribologische Verhalten wurde in Selbstpaarung auch in [52] für den trockenen bzw. isooktan- und wassergeschmierten reversierenden Zylinder/Platte-Kontakt untersucht. Die feingeschliffenen Zylinder mit dem R_a -Wert von $0,49 \mu m$ wurden gegen unbearbeitete ($R_a = 0,90 \mu m$), polierte ($R_a = 0,01 \mu m$) oder mit Diamantscheiben der Körnungen D15 ($R_a = 0,05 \mu m$), D25 ($R_a = 0,05 \mu m$), D46 ($R_a = 0,07 \mu m$) bzw. D91 ($R_a = 0,11 \mu m$) geschliffenen Platten unter der Normalkraft von 60 N, der Frequenz von 10 Hz und dem Hub von 8 mm eingesetzt. An Luft wurde die quasistationäre Reibungszahl für Zylinder, die gegen Platten mit anfänglicher Sinterhaut gepaart wurden, mit $\mu = 0,68$ und gegen polierte Platten mit $\mu = 0,80$ gemessen. In destilliertem Wasser wurden unabhängig von der Rauheit vergleichbare Werte der Reibungszahl von $\mu = 0,30$ ermittelt. Den größten Einfluss auf die Reibungszahl zeigte sich unter Isooktanschmierung mit Werten von $\mu = 0,80$ gegen die unbearbeitete und $\mu = 0,25$ gegen die polierte Platten-Wirkfläche. Die hohen Werte der Reibungszahl wurden auch für D46 und D91 geschliffene Paarungen gemessen, wohingegen D15 und D25 Wirkflächen nach anfänglich hohen Werten bis $\mu = 0,75$ auf vergleichbare quasistationäre Werte von $\mu = 0,16$ abfielen. Weitere Versuche im einsinnigen trockenen bzw. wassergeschmierten Gleitkontakt wurden in [60] an Al_2O_3 -Stiften, die gegen Scheiben aus dem legierten Stahl 40NiCrMo8-4 mit der Härte von 50HRC gepaart wurden, durchgeführt. Die Flächenpressung lag bei 15,5 MPa und

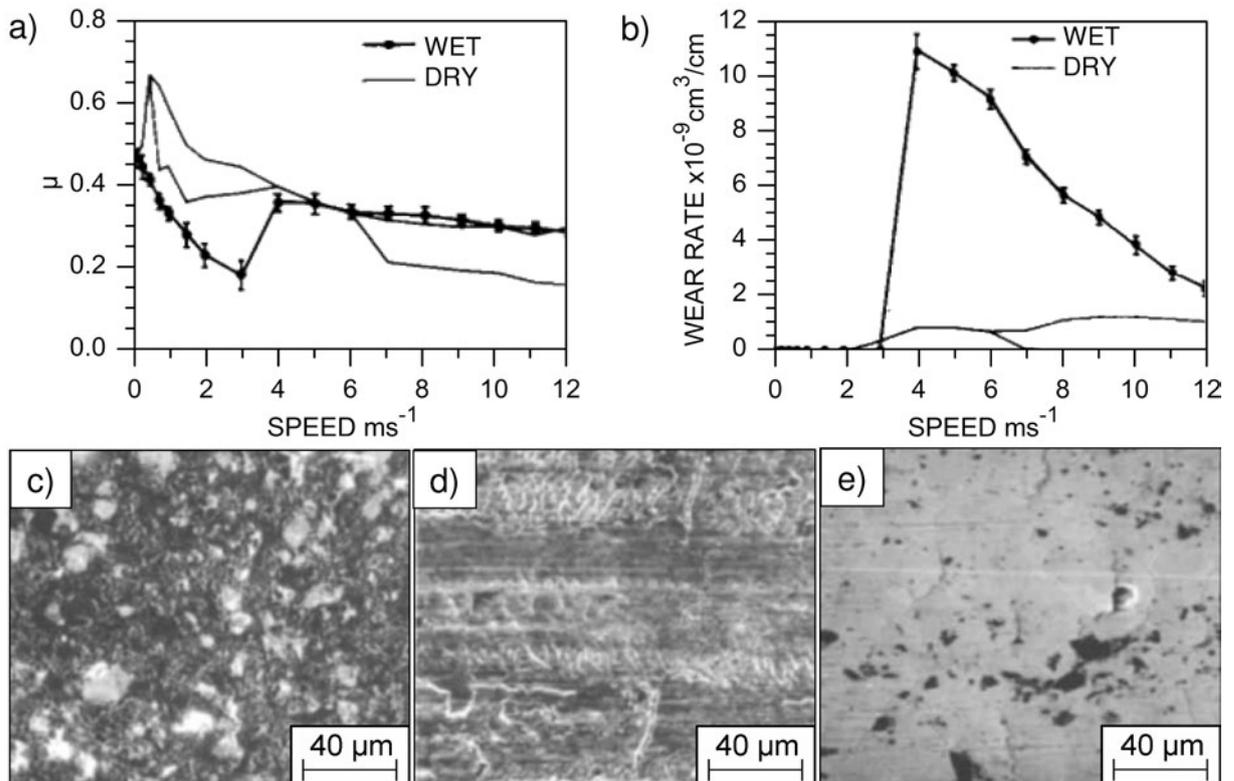


Abb. 1.7: (a) Reibungszahlverläufe und (b) Verschleißrate über die Gleitgeschwindigkeit für ungeschmierte und mit Wasser geschmierte Al₂O₃/40NiCrMo8-4-Paarungen sowie REM-Aufnahmen der mit (c) 2 m/s, (d) 4 m/s und (e) 12 m/s in Wasser beanspruchten Al₂O₃-Wirkfläche nach [60].

die Gleitgeschwindigkeit wurde von 0,1 bis 12 m/s variiert. Bis zur Geschwindigkeit von 3,0 m/s wurden die Werte der Reibungszahl durch Wasserschmierung von $\mu = 0,45$ auf $\mu = 0,18$ reduziert (Abb. 1.7a). Die Verschleißrate stieg von kaum messbaren Werten ab 3,0 m/s auf $10,4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^3/\text{cm}$ (Abb. 1.7b). Im Bereich von 3,0 bis 12 m/s wurde auf REM-Aufnahmen Materialübertrag vom Stahl auf die Keramik sichtbar, was zu hohen Werten der Reibungszahl von $\mu = 0,35 \pm 0,05$ führte und vergleichbar mit denen der trockenen Paarung waren (Abb. 1.7c-e). In [53] wurde der Einfluss des pH-Wertes (pH 0,85 bis 13) unter reversierender Gleitbeanspruchung im Kugel/Platte-System untersucht. Als Werkstoff kam in Selbstpaarung Al₂O₃ mit jeweils polierten Wirkflächen zum Einsatz. Die Normalkraft wurde mit 50 N, der Hub mit 7 mm und die Frequenz mit 1 Hz gewählt. Erhöhte Verschleißvolumina, aber geringe Werte der Reibungszahl wurden für die pH-Werte von 0,85 bzw. 13 und niedrige Werte des Verschleißes und hohe Werte der Reibungszahl für pH-Werte in den Bereichen dazwischen ermittelt. Dies wurde auf die Bildung von tribochemischen Aluminiumhydroxid-Deckschichten zurück

geführt. Diese Schichten wurden auch in [54] für Al_2O_3 Selbstpaarungen unter einsinnigen Stift/Scheibe-Versuchen unter variierter Luftfeuchte ab ca. 10% r.F. nachgewiesen. In [55] wurde ergänzend in Selbstpaarung die mit Yttrium teilstabilisierte Zirkonoxidkeramik (TZ-3Y) im reversierendem Kugel/Platte-Gleitkontakt mit H_2O und in Mischungen mit NH_4 oder NH_4OH für verschiedene pH-Werte untersucht. Es bildeten sich zwei Bereiche zwischen pH 0,9 und pH 3,9 bis 13 mit günstigen bzw. ungünstigen tribologischen Eigenschaften aus. Bei erhöhtem pH-Wert wurde demnach die hydrothermale Zersetzung des ZrO_2 ausgelöst. Die Verschleißteilchen agglomerierten zu einer Verschleißschicht mit hohen Werten der Reibungszahl. Zahlreiche Veröffentlichungen beschreiben das sehr gute tribologische Verhalten von keramischen Nichtoxid-Gleitpaarungen mit SiC und Si_3N_4 unter Wasser- und Alkoholschmierung [61, 62, 63, 64, 65, 66, 67, 68, 69]. Alle Untersuchungen ergaben sehr geringe Werte der Reibungszahl, der Verschleißbeträge und die Einglättung der keramischen Wirkfläche mit $R_a < 10$ nm sowohl für Selbst- als auch für Fremdpaarungen mit Stahl. Unterschiedliche Ursachen und tribochemische Reaktionen wurden diskutiert. In [70] wurden tribochemische Reaktionen für den Temperaturbereich bis 120°C für SiC -Keramiken beschrieben. Dabei wurde die Keramik in Selbstpaarung mit feingeschliffenen Wirkflächen unter Wasserschmierung einsinnig in Scheibe/Scheibe-Anordnung beansprucht. Die Flächenpressung wurde mit 19,6 MPa, die Gleitgeschwindigkeit mit 0,11 - 0,84 m/s und als Gleitweg 38 km gewählt. Durch XPS-Messungen auf den beanspruchten Wirkflächen und Analyse der Umgebungsluft während des Versuchs konnten Siliziumdioxid, Kohlenstoff und Wasserstoff nachgewiesen werden. In [64] wurde nach Versuchen an SiC - und Si_3N_4 -Selbstpaarungen unter einsinniger wassergeschmierter Gleitbeanspruchung in Stift/Scheibe-Anordnung durch Zentrifugieren versucht, die exakte Zusammensetzung der Reaktionsprodukte nachzuweisen. Dies war jedoch nicht möglich. Daher wurde gefolgert, dass die entstandenen Verschleißteilchen < 70 nm im Durchmesser sein mussten. Weitere Untersuchungen in [66] befassten sich mit dem Einfluss der Gleitgeschwindigkeit (0,02 - 0,06 m/s), der Normalkraft (1,96 - 9,80 N) und dem Zwischenmedium (CrO_3 , H_2O_2 , KMnO_4) auf das tribologische Verhalten von SiC -Selbstpaarungen. In Stift/Scheibe-Versuchen resultierte die Erhöhung der Geschwindigkeit in niedrigere und der Normalkraft in höhere Werte der Reibungszahl. Der höchste volumetrische Verschleiß wurde in 3 Ma.-% CrO_3 mit $0,018 \text{ mm}^3$ und der geringste in destilliertem Wasser mit $0,001 \text{ mm}^3$ ermittelt. In [67] wurde in einem modifizierten 4-Kugel-Prüfstand unter Wasserschmierung mit zugegebenen Diamantpartikel ein gezielter Einlauf über 630 m Gleitweg an SiC - und

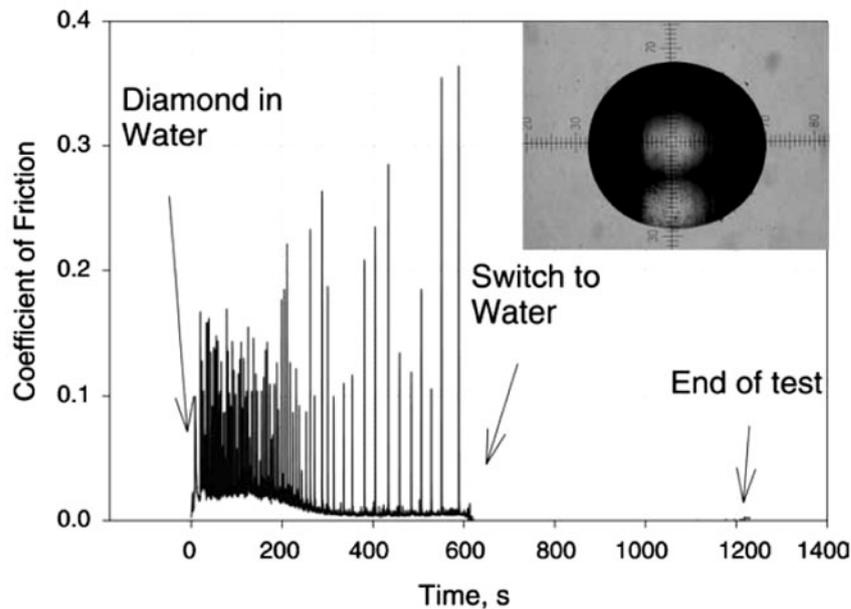


Abb. 1.8: Reibungszahl aufgetragen über die Versuchsdauer der wassergeschmierten SiC-Selbstpaarung mit Diamantpartikel in der Einlaufphase und ab ca. 630 m Gleitweg in reinem Wasser nach [67].

Si₃N₄-Selbstpaarungen durchgeführt. Die Flächenpressung lag bei 1,2 GPa, die Gleitgeschwindigkeit bei 0,12 m/s und die Wirkflächen waren poliert. In der Einlaufphase mit Diamantpartikel wurden bei Si₃N₄-Selbstpaarungen Werte der Reibungszahl zwischen $\mu = 0,40$ und $0,60$ ermittelt. Bei Selbstpaarungen mit SiC ergaben sich Werte bis $\mu = 0,35$. Im weiteren Versuchslauf ohne Diamantpartikel wurde unter Wasserschmierung eine Reibungszahl von $\mu < 0,02$ für beide Werkstoffpaarungen gemessen (Abb. 1.8). In Paarung mit dem rostfreien Stahl X5CrNi18-10, CK45 sowie Kupfer und Bronze wurde in [61] gezeigt, dass sich die keramische SiC-Wirkfläche schneller durch einen weicheeren Stahlgegenkörper einglättet als gegen SiC in Selbstpaarung. Hingegen wurde bei Kupfer/SiC- und Bronze/SiC-Paarungen keine Wirkflächenglättung nachgewiesen. Dies führte zu der Annahme, dass im Versuch entstandenes Eisenoxid die Reaktionstemperatur zum chemischen Angriff der SiC-Keramik katalytisch herabsetzen und tribochemische Prozesse begünstigen kann.

1.3 Wirkflächentexturierungen

In den bereits vorgestellten Forschungsarbeiten spielten Kontaktbedingungen wie z.B. der Schmierzustand und die Oberflächentopografie eine wichtige Rolle. Daher kann ein systemspezifisches Wirkflächendesign das tribologische Verhalten von mediengeschmierten Gleitpaarungen positiv beeinflussen.

Herstellungsverfahren

Wirkflächentexturierungen können auf verschiedenste Arten erzeugt werden [71]. In Abb. 1.9 sind schematisch die drei wichtigsten Verfahren dargestellt.

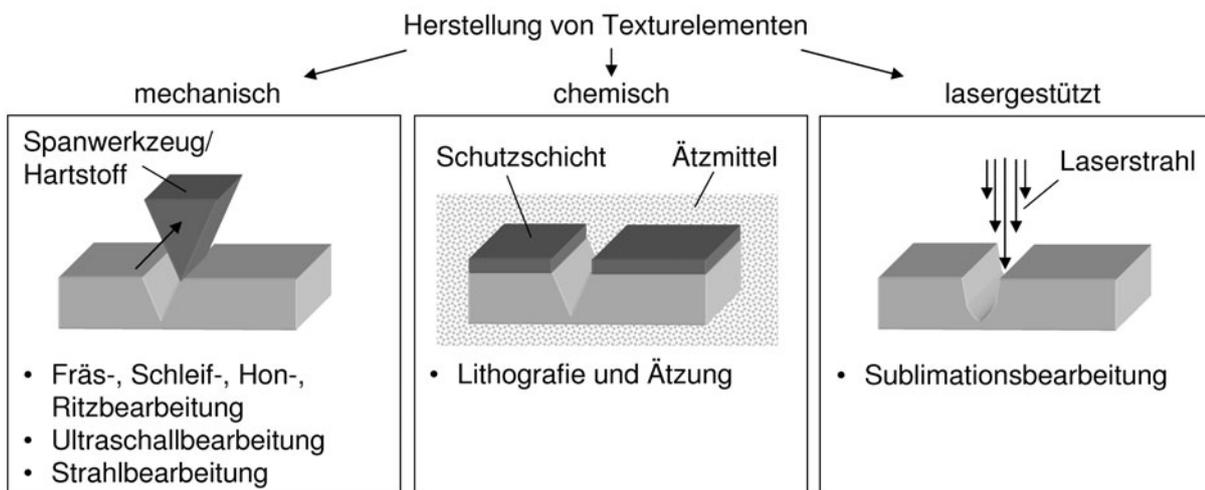


Abb. 1.9: Schematische Darstellung verschiedener Herstellungsverfahren zur Erzeugung von Texturelementen.

Bezüglich der technischen Umsetzung ist die Herstellung durch **mechanische Bearbeitung** weit verbreitet und z.B. in Zylinderlaufbuchsen bereits im Großserieneinsatz zu finden [72, 73]. Darunter werden Verfahren wie Fräsen [74], Schleifen, Honen oder Ritzen [75] sowie Ultraschall- und Strahlbearbeitungen [17] verstanden. Der Materialabtrag wird durch harte, abrasive Partikel wie SiC und Al_2O_3 verursacht. Optimierte Honverfahren werden bereits seit vielen Jahren im Automobilbereich in Zylinderlaufbuchsen und auf Einspritznocken [76] erfolgreich angewendet. Eine deterministische Wirkflächentextur ist mit diesen Verfahren jedoch nur mit hohem Aufwand z.B. durch Abkleben einzelner Bereiche möglich. Für verformbare Werkstoffe wurden Prägeverfahren zur Herstellung von Nöpfchen mit verschiedenen Geometrien entwickelt [77, 78, 79]. Diese hatten jedoch

Materialüberwürfe an den Texturkanten als Nachteil, was eine zwingende Nachbearbeitung erforderte. Dies ist bei der Herstellung von deterministischen Texturen durch eine **chemische Bearbeitung** der Oberflächen nicht notwendig. Diese erfolgt durch das Herausätzen eines diskreten Bereiches. Damit können auch auf größeren Wirkflächen komplexe Texturen erstellt werden [80]. In [81] wurden runde Näpfchen hoher Formqualität auf SiC mit dem Durchmesser von 40 μm und 350 μm sowie der Tiefe von bis zu 8 μm durch lithographisches Ätzen hergestellt. Diese Verfahren sind sehr aufwendig, ergeben jedoch eine hohe Texturgüte. Weitgehend flexibler und einfacher ist die **laser-gestützte Bearbeitung** der Wirkflächen. Die Bearbeitungsart erlaubt eine verschleißfreie Herstellung von Texturelementen, unabhängig von Härte, Topografie und Geometrie des zu bearbeitenden Werkstoffes. Zahlreiche Forschungsarbeiten befassten sich mit dieser Technologie, bei der ein Abtrag durch direkte Sublimation angestrebt wird [82]. In [83] wurden runde Näpfchen durch einzelne Laserimpulse auf die Wirkflächen von 100Cr6-Proben sowie in [84] auf TiCN-Schichten aufgebracht. Es gelang dabei keine vollständige Sublimation des Materials, was zu starken Schmelzspritzern führte, die meist durch eine nachträgliche Hon- oder Schleifbearbeitung entfernt werden mussten [21]. Durch unterschiedliche Wellenformen (dreieckig und rechteckig) des Laserstrahls konnten die Abmessungen von Näpfchen in [85] gezielter eingestellt werden. In [86] wurde speziell zur preisgünstigen Erzeugung von runden Näpfchen eine aufwendige Strahlführung mit rotierender Lochblende entwickelt. Numerische Simulationen des Laserprozesses wurden in [87] vorgestellt und zeigten die starke Abhängigkeit der Wärmeeinflusszone und Texturgeometrie von den gewählten Prozessparametern.

Tribologische Auswirkungen

Texturierte Wirkflächen können Systemeigenschaften signifikant verändern. Bereits 1966 wurde über den Einfluss von Mikrorauheiten im geschmierten Gleitkontakt berichtet [88]. Es wurden Hinweise gefunden, dass diese als mikrohydrodynamische Lager wirken könnten. Daraus folgerte man, dass sich durch die gezielte Gestaltung der Wirkflächen der Schmierungsstatus beeinflussen lässt. Dies bestätigten auch weitere Arbeiten mit pfeilförmigen Mustern [89], parallelen Kanälen [90, 75, 79, 91, 92], gekreuzten Kanälen [92], länglichen Näpfchen [77], quadratischen Näpfchen [16] und kreisrunden Näpfchen [93, 94, 95, 96, 20, 97, 21, 98].

In [89] wurden unterschiedliche Texturmuster (runde Näpfchen, Linien und pfeilförmige Elemente) auf Platten gegen untexturierte Zylinder unter Linienkontakt in reversierenden Versuchen im Ölbad untersucht. Es zeigte sich, dass alle Texturelemente die Schmierfilmdicke erhöhten. Unter der gleichen Normalkraft von 20 N erhöhten runde Näpfchen (Durchmesser 40 μm , Tiefe 4,5 μm) am stärksten die Filmdicke von 9,3 μm (untexturiert) auf 11,8 μm . Das Optimum lag bei dem Texturanteil von 11%. In [75] wurden radial verlaufende Nuten mit der Breite von 150 μm und der Tiefe von 150 μm , die im Abstand von 450 μm auf eine Grauguss-Scheibe aufgebracht wurden, unter trockener einsinniger Gleitbeanspruchung gegen Sintermetall (Jurid529) untersucht. Die Verschleißpartikel konnten durch die Textur aus dem Kontakt entfernt werden, was zu einer konstanten Reibungszahl führte. Dieser Effekt wurde auch an texturierten Oberflächen mit Kanälen, die 90° zur reversierenden Gleitrichtung angeordnet waren, in [16] bestätigt. Gekreuzte Kanäle mit dem Texturanteil von 11%, der Kanaltiefe von 5 μm und der Kanalbreite von 40 μm wurden in [92] unter einsinnigem Gleitkontakt in Öl mit verschiedener Kanalorientierung untersucht. Die Ausrichtung unter 22,5° zur Gleitrichtung ergab in der Reibungszahl, bei der Flächenpressung von 1,6 MPa und der Gleitgeschwindigkeit von 0,20 m/s, Werte von $\mu = 0,02$ und bei dem Winkel von 67,5° Werte von $\mu = 0,06$. Die untexturierte Paarung wurde als Referenz mit $\mu = 0,04$ gemessen. In Versuchen unter reversierender Gleitbeanspruchung wurden Linien und quadratische Näpfchen mit 50 μm Breite auf TiN beschichtete SiC-Wafer aufgebracht und mit der Normalkraft von 5 N gegen eine Stahlkugel gepaart. Auch hier führten die Texturelemente zur Entfernung von Verschleißpartikel aus dem Kontakt, was die Reduktion der Reibungszahl von ca. $\mu = 0,70$ (untexturiert) auf ca. $\mu = 0,61$ (quadratische Näpfchen) und ca. $\mu = 0,50$ (runde Näpfchen) zur Folge hatte. Eine Variation des texturierten Flächenanteils mit quadratischen Näpfchen (24,1 x 24,1 μm) wurde in [99] durchgeführt. Es wurde das Verhalten von Stahlkugeln mit dem Durchmesser von 1,6 mm, die gegen texturierte Kunststoff (PDMS)-Platten unidirektional gepaart wurden, mit steigender Normalkraft von 5 bis 25 mN untersucht. Es zeigte sich, dass sich mit zunehmendem Texturanteil die Reibungszahl halbieren ließ. Als Einflussfaktor wurde das Verhältnis von Kugeldurchmesser zu Texturabstand aufgeführt. Vergleichende Untersuchungen wurden mit parallelen Kanälen in und 90° zur Gleitrichtung sowie mit gekreuzten Kanälen und runden Näpfchen im reversierenden Kugel/Platte-Gleitkontakt unter Wassersmierung in [19] durchgeführt. An polierten 100Cr6/100Cr6-Referenzpaarungen wurden mit $\mu = 0,42$ die höchsten und bei gekreuzten Kanälen mit $\mu = 0,26$ die niedrigsten Reibungszahlen gemessen. Durch runde Näpfchen

konnte ebenfalls eine Reduktion von $\mu = 0,38$ ($a_{tex} = 10\%$) auf $\mu = 0,30$ ($a_{tex} = 55\%$) mit steigendem Texturanteil gemessen werden. In Paarung gegen Aluminiumoxidkeramik (F99,7) zeigten runde Nöpfchen mit dem Texturanteil von $a_{tex} = 50\%$ die niedrigsten Werte mit $\mu = 0,29$. Zur Reduzierung der Reibungszahl bei Kolbenbolzen wurden unterschiedliche Wirkflächenbehandlungen wie CrN-Schichten, DLC-Schichten und lasertexturierte Funktionsflächen miteinander in tribologischen Versuchen verglichen. Hierbei erreichten runde Nöpfchen mit dem Durchmesser von $100\ \mu\text{m}$ und der Tiefe von $3\ \mu\text{m}$ sowie dem texturierten Flächenanteil von 10% unter Ölschmierung die niedrigste Reibungszahl [100]. In [93] zeigten Nöpfchen auf SiC mit $100\ \mu\text{m}$ Durchmesser, jedoch mit der Tiefe von $7\ \mu\text{m}$, im flächigen Gleitkontakt in Selbstpaarung bei dem Texturanteil von $4,9\%$ eine um ca. 20% höhere Belastbarkeit unter Wasserschmierung als die untexturierten Paarungen. Höhere Texturanteile führten bei den Untersuchungen zu Ausbrüchen entlang der Nöpfchenkanten. Dies wurde auf die thermisch induzierte Rissbildung aufgrund des Laserprozesses bei der Texturherstellung zurück geführt. Weitere Arbeiten in Block/Ring-Anordnung führten zu einem Minimum des linearen Verschleißbetrages bei dem Texturanteil von 26% unter Ölschmierung [98]. In [21] wurde durch runde Nöpfchen mit dem Durchmesser von 35 und $50\ \mu\text{m}$ sowie der Tiefe von 10 bis $20\ \mu\text{m}$ eine Steigerung der Belastbarkeit unter reversierender Beanspruchung in Öl nachgewiesen. Dies wurde auf die Speicherung von Schmiermedium in den Textur-elementen zurück geführt. Ein Anstieg der Schmierfilmdicke wurde in ölgeschmierten Modellversuchen ($\eta = 0,0238\ \text{Pa}\cdot\text{s}$) bei $0,103\ \text{m/s}$ mit runden Nöpfchen des Durchmessers $50\ \mu\text{m}$, der Breite von $30\ \mu\text{m}$ und der Tiefe von $0,15\ \mu\text{m}$ in [101] nachgewiesen. Unter der Flächenpressung von $0,49\ \text{GPa}$ ergab sich der Schmierfilm von ca. $90\ \text{nm}$. Der Einfluss von Nöpfchen auf die Schmierfilmdicke und die Belastbarkeit wurde auch in [102] untersucht. Runde Nöpfchen mit dem Durchmesser von $60\ \mu\text{m}$ und der Tiefe von $6,5\ \mu\text{m}$ wurden mit dem Texturanteil von 60% auf SiC-Scheiben flächig aufgebracht. Diese wurden in destilliertem Wasser gegen untexturierte SiC-Scheiben bei Gleitgeschwindigkeiten von $4,9$ bzw. $9,8\ \text{m/s}$ miteinander gepaart. Die Normalkraft wurde dabei kontinuierlich von 40 auf $460\ \text{N}$ erhöht. Die Schmierfilmdicke lag über der gesamten Versuchsdauer für die texturierte Gleitpaarung um den Faktor 2 höher als die untexturierte Referenz. Die Reibungszahl wurde durch die Textur bei $4,9\ \text{m/s}$ und $460\ \text{N}$ von $\mu = 0,026$ auf $\mu = 0,010$ reduziert. Als Reservoir für den Festschmierstoff MoS_2 wurden auf gehärteten Stahlproben (AISI51100) mittels Laserablation in [103] runde Nöpfchen mit $65\ \mu\text{m}$ Durchmesser und 2 bzw. $4\ \mu\text{m}$ Tiefe aufgebracht. Der Texturanteil wurde von 10 bis 57% variiert. Die Versuche wurden im

Kugel/Platte-Modellsystem unter einsinnigem Gleitkontakt durchgeführt und dabei die Normalkraft von 15 N auf 666 N kontinuierlich gesteigert. Gemessen wurde die Versuchszeit, bis zu der ein rascher Anstieg der Reibungszahl über $\mu = 0,20$ erfolgte. Die doppelte Belastungsdauer wurde für die Paarungen mit einem Flächenanteil zwischen 40 und 50% erreicht. In [95] wurde ein mathematisches Modell zur Auslegung von gasgeschmierten Gleitringdichtungen mit texturierten Wirkflächen vorgestellt. Dabei wurde angenommen, dass nur eine Wirkfläche mit runden Nöpfchen texturiert ist. Die Berechnungen zeigten eine Erhöhung der Tragfähigkeit, die hauptsächlich durch den zunehmenden texturierten Flächenanteil verursacht wurde. Der Nöpfchendurchmesser hatte nach diesem Modell keinen Einfluss. Theoretische Arbeiten für den vollständig geschmierten Gleitkontakt zeigten ein Potential zur Reduktion der Reibungskraft von bis zu 30% für mit runden Nöpfchen texturierte Kolbenringe im Vergleich zu untexturierten [104]. Diese Ergebnisse konnten in Experimenten bestätigt werden [105]. In [106] wurden analytische Betrachtungen zum Verhalten texturierter Kolbenringe angestellt. Runde Nöpfchen führten demnach mit zunehmendem Texturanteil zu niedrigeren Werten der Reibungszahl. Ein optimales Verhältnis von Nöpfchentiefe zu -durchmesser wurde hier mit 0,10 bis 0,11 ermittelt. Dieses Verhältnis wurde auch in [107] anhand eines theoretischen Modells berechnet. Allerdings lag der Wert hier zwischen 0,06 und 0,11.

1.4 Zielsystem: Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff

Hohes Potential zur Reduktion von Treibhausgasen bietet die Verbesserung von Verbrennungsvorgängen in kommerziellen Otto- und Dieselmotoren. Hier wurde in den letzten Jahren mit der Einführung der Common-Rail-Einspritzung und die Erhöhung der Einspritzdrücke die Leistung bei verringertem CO_2 -Ausstoß kontinuierlich gesteigert. Höhere Drücke bei der Einspritzung führten durch eine gesteigerte Verdampfungsrates zu einer feineren Zerstäubung des Kraftstoffes und einer hohen Kompaktheit der Gemischwolke mit anschließend effizienterer Verbrennung. Während Dieselmotoren aufgrund der besseren Schmiereigenschaft des Diesels mit Drücken bis 2000 bar realisiert werden konnten, führte die Entwicklung bei der Direkteinspritzung für Ottomotoren lediglich zu Drücken bis 200 bar. In experimentellen Untersuchungen wurden Einspritzdrücke bis 1000 bar für eine kurze Versuchsdauer erreicht, die eine signifikante Erhöhung der

Leistung bei gleichzeitig geringerem Verbrauch zeigten [108, 109]. Ein Grund für den bis heute nicht kommerziellen Einsatz liegt in der niedrigen Viskosität des Ottokraftstoffes, was ein Versagen des Pumpensystems aufgrund fehlender Schmierung unter den gegebenen Belastungen hervorruft. So ist entweder ein separater zweiter Schmierstoffkreislauf für die Schmierung der Einspritzpumpe oder ein abgeschlossenes mediengeschmiertes Gesamtsystem für den Serieneinsatz erforderlich. Letzteres wäre aufgrund von kleinem Bauraum und kostengünstigen Herstellungs- und Instandhaltungskosten vorzuziehen. Auch muss im Hinblick auf die Einsparung von fossilen Kraftstoffen [110] der Einsatz von nachwachsenden, biologischen Kraftstoffen (Bio-Ethanol, SunFuel, Bioliq) möglich sein [111, 112, 113]. Diese können jedoch aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung leicht Wasser aufnehmen, welches bei einer Verdichtung zur Phasenabscheidung neigt und zur Wassertröpfchenbildung führt.

Basierend auf einer funktionsfähigen experimentellen Kolbenpumpe, die im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 483 des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) am Institut für Kolbenmaschinen (IFKM) entwickelt wurde [6], ergab eine tribologische Systemanalyse für den hochbeanspruchten Nocken/Gleitschuh-Kontakt unter Schmierung mit niedrigviskosem Ottokraftstoff die in Abb. 1.10 aufgeführten Anforderungen. Die Schnittzeichnung stellt den schematischen Aufbau einer Einzylinder-Kolbenpumpe dar.

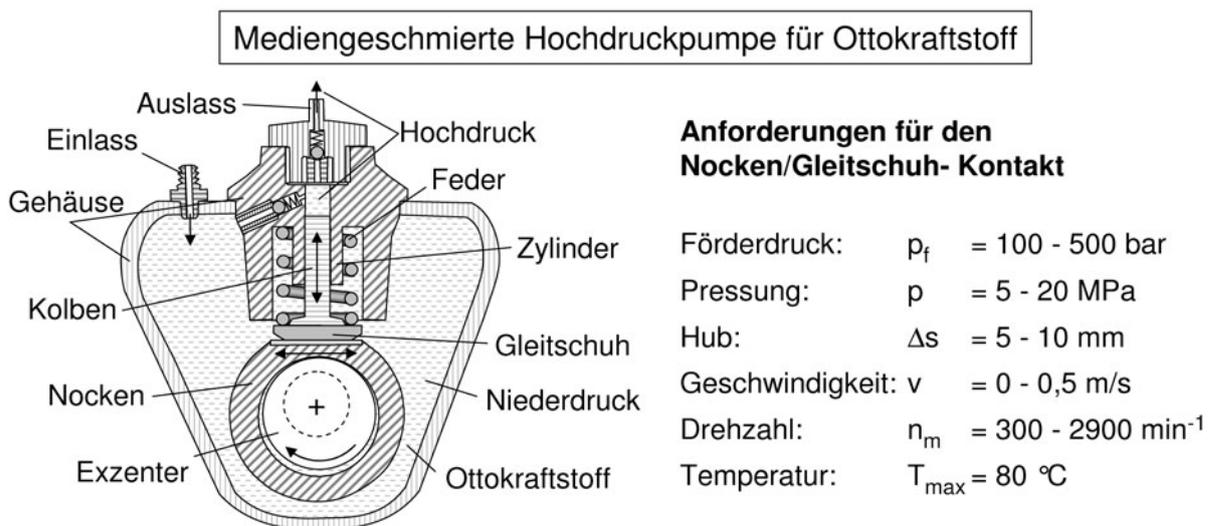


Abb. 1.10: Schematische Darstellung einer mit Ottokraftstoff geschmierten Hochdruckpumpe und deren Anforderungen, angelehnt an den Entwurf des IFKM.

Für einen Förderdruck p_f von 100 - 500 bar wurden Pressungen p von 5 - 20 MPa im Nocken/Gleitschuh- Kontakt berechnet. Der Hub Δs kann konstruktiv zwischen 5 - 10 mm angepasst werden. Die resultierenden Gleitgeschwindigkeiten v ergaben sich bei einer angenommenen Pumpendrehzahl n_m von 300 - 2900 1/min zu 0 - 0,5 m/s. Da als Medium Ottokraftstoff mit hoher Verdampfungsrate gefördert werden soll, wurde die maximale Einsatztemperatur T_{max} der Pumpe auf 80 °C begrenzt.

1.4.1 Zielsetzung und Inhalt

Das Ziel der vorliegenden Forschungsarbeit war die tribologische Untersuchung verschiedener Stahl/Keramik- und als Referenz Keramik/Keramik-Gleitpaarungen zur Verwendung in niedrigviskosen mediengeschmierten Gleitsystemen im reversierenden flächigen Gleitkontakt sowie die Verbesserung der tribologischen Eigenschaften mit Hilfe von texturierten Wirkflächen. Eine zu erzielende Reibungszahl von $\mu \leq 0,10$ und ein volumetrischer Verschleißkoeffizient von $k_v \leq 5 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ wurden im Hinblick auf das Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ festgelegt.

In Abb. 1.11 ist schematisch die Vorgehensweise dargestellt. Als Versuchsmaterialien wurden die Stähle C80, 100Cr6 und X105CrMo17 in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen in Paarung mit den Zirkonoxidkeramiken (ZrO_2) HTC-PSZ und ZN101B, der Mischkeramik ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$) SN80 und den Aluminiumoxidkeramiken (Al_2O_3) F99,7 und HTC99,9 sowie der Siliziumkarbidkeramik (SiC) EKasic F untersucht. Für diese Materialien erfolgte eine Material- und Oberflächencharakterisierung durch Profilometrie, Mikroskopie und chemischer Analytik. Weiterhin wurde eine material- und oberflächenspezifische Entwicklung der Lasertexturierung für die Stähle und Keramiken durchgeführt. In den tribologischen Versuchen im flächigen reversierenden Gleitkontakt wurden texturierte und als Referenz untexturierte Gleitpaarungen in Isooktan, Ethanol, destilliertes Wasser und handelsüblichem Super Benzin untersucht. Aus den Ergebnissen wurde nachfolgend ein optimiertes Wirkflächendesign für die gegebenen Systembedingungen abgeleitet.

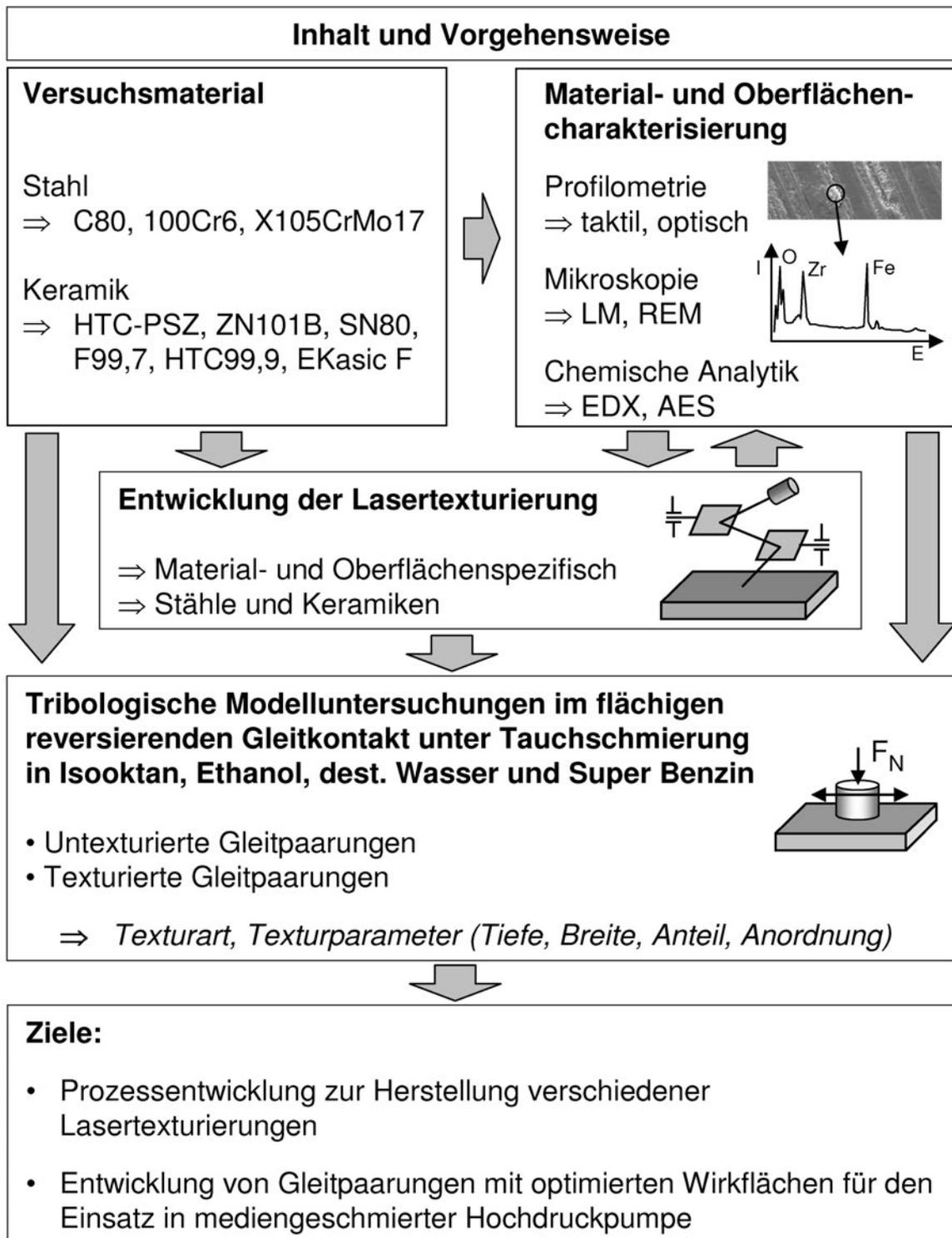


Abb. 1.11: Schematische Darstellung des Inhalts und der Vorgehensweise zur Charakterisierung von untexturierten und texturierten Gleitpaarungen im flächigen mediengeschmierten Gleitkontakt sowie die verfolgten Ziele der Forschungsarbeit.

2 Versuchsmaterialien und experimentelle Methoden

2.1 Versuchsmaterial und Probengeometrie

Für die lasergestützte Wirkflächentexturierung und die anschließenden tribologischen Versuche wurden kommerziell verfügbare keramische Werkstoffe und ausgewählte Stähle im reversierenden Gleitkontakt unter Medien niedriger Viskosität wie Isooktan, Ethanol, destilliertes Wasser und Super Benzin eingesetzt.

Keramische Werkstoffe

In Tabelle 2.1 sind die Zusammensetzungen und Eigenschaftskennwerte der verwendeten monolithischen hochdichten Keramiken aufgeführt. Es wurden zwei unterschiedliche Zirkonoxidqualitäten verwendet. Zum einen wurde die mit 3,5 Ma.-% MgO teilstabilisierte Keramik HTC-PSZ (Fa. Hightech Ceram) und zum anderen die mit 5,6 Ma.-% Y_2O_3 teilstabilisierte ZN101B (Fa. Ceramtec) eingesetzt, die weiterhin eine geringe Menge von 0,30 Ma.-% Al_2O_3 und 0,10 Ma.-% MgO beinhaltet. Des Weiteren kam die Mischkeramik SN80 (Fa. Ceramtec) mit 89,0 Ma.-% Al_2O_3 und 10,7 Ma.-% ZrO_2 zum Einsatz. Als Sinterhilfsmittel war der Anteil von 0,25 Ma.-% MgO vorhanden. Außerdem wurden die handelsüblichen Al_2O_3 -Keramiken F99,7 (Fa. Friatec) mit 0,30 Ma.-% MgO und die hochreine HTC99,9 (Fa. Hightech Ceram) für die Untersuchungen gewählt. Als Nichtoxid-Keramik wurde die drucklos gesinterte EKasic F mit $\lesssim 100$ Ma.-% SiC und dem geringen Boranteil von $\leq 0,1$ Ma.-% zur Steigerung der Korngrenzenfestigkeit verwendet.

Aus den Keramiken ZN101B, F99,7, SN80 und EKasic F wurden zylindrische, einseitig ballige Pellet-Probekörper mit dem Durchmesser von 15 mm und der Höhe von 7 mm hergestellt, wie sie in Abb. 2.1 (Typ A) dargestellt sind. Die Balligkeit wurde durch Feinschleifen mit Diamantscheiben auf den Radius von $R_{PE} = 100$ mm eingestellt. Weiterhin wurden aus allen keramischen Materialien ebene Platten-Probekörper mit den Abmessungen von $50 \times 25 \times 8$ mm³ vom jeweiligen Hersteller mit feingeschliffener Oberfläche geliefert (Abb. 2.1).

Stähle

Es wurden die drei Stähle C80, 100Cr6 und X105CrMo17 für die tribologischen Untersuchungen ausgewählt. In Tab. 2.2 sind Zusammensetzungen und Eigenschaftskennwerte der untersuchten Materialien im vergüteten Zustand aufgeführt. Der Kohlenstoffstahl

Tab. 2.2: Chemische Zusammensetzung und Eigenschaften der vergüteten Stähle.

Bezeichnung		C80	100Cr6	X105CrMo17
Werkstoffnummer		1.0622	1.3505	1.4125
Abkürzung		C80	100Cr6	X105
chemische	C	0,78-0,83	0,95-1,10	0,95-1,20
Zusammensetzung [Ma.-%]	Cr	≤0,15	1,35-1,65	16,0-18,0
	Mo	≤0,05	–	0,4-0,8
	Si	0,10-0,30	0,15-0,35	≤1,0
	Mn	0,50-0,80	0,25-0,45	≤1,0
	S	≤0,035	≤0,025	0,015
	P	≤0,035	–	≤0,030
	Dichte ρ [g/cm ³]	7,84	7,84	7,90
Elastizitätsmodul E [GPa]	211	212	220	
Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]	1330	620	1860	
Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{100^\circ C}$ [W/(mK)]	48,1	37,0	22,0	
Vickershärte HV 30 [-]	790±19*	790±16*	790±14*	

* am Institut für Werkstoffkunde II bzw. am Institut für Materialforschung I des KIT gemessen.

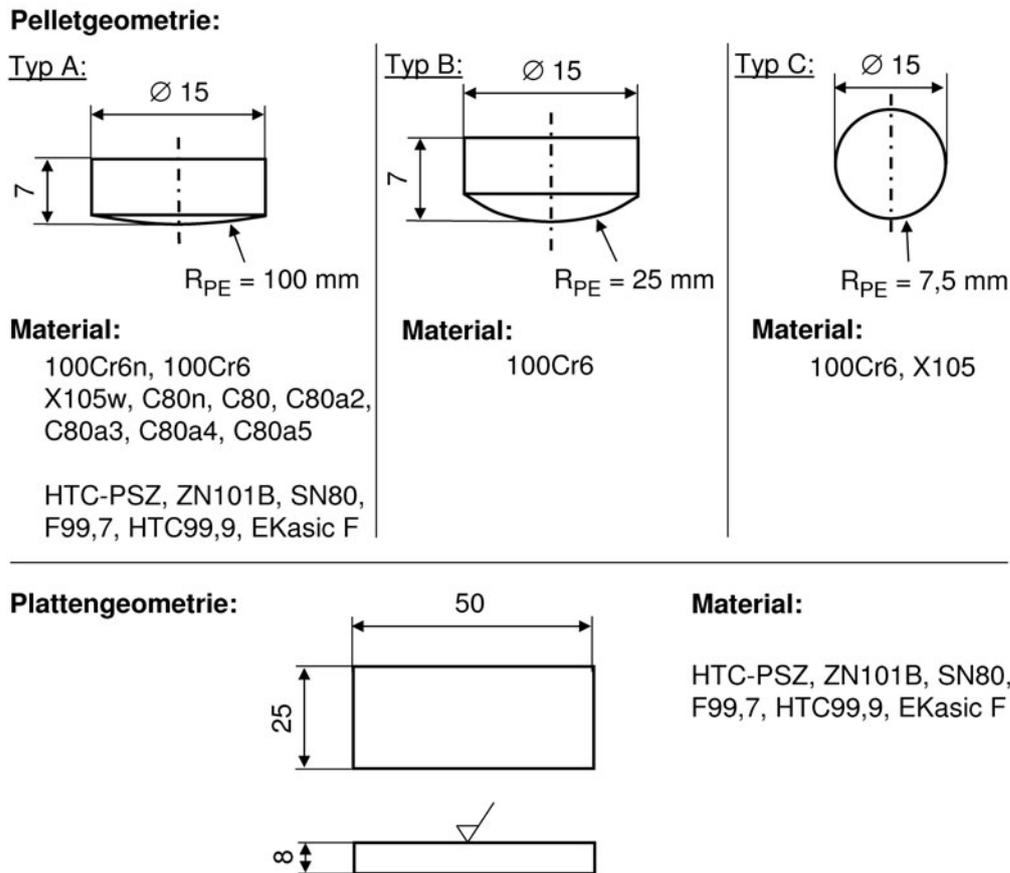


Abb. 2.1: Geometrie der verwendeten Probekörper und deren Abmessungen.

C80 (1.0622, Fa. Stahlbecker) lag als Stangenmaterial mit dem Durchmesser von 16 mm vor. Daraus wurden Scheiben mit dem Durchmesser von 15 mm und der Dicke von 7,5 mm durch Drehbearbeitung hergestellt. Anschließend erfolgte das Normalisieren bei 780 °C für 20 min und langsame Abkühlung im Ofen (C80n). Eine weitere Wärmebehandlung (Fa. Bischoff) wurde unter Argonatmosphäre bei der Austenitisierungstemperatur T_A von 780 °C für 20 min und anschließendem Abschrecken im Wasserbad auf Raumtemperatur durchgeführt, was zu der Härtung des Stahls führte. Anschließend erfolgte das Anlassen bei 100 °C für 2 h unter Vakuum (C80). Darüber hinaus wurde für eine spezielle Versuchsreihe der Einfluss von Gefüge und Härte an ausgewählten Paarungen untersucht. Zur Herstellung verschiedener Gefüge wurde der Stahl 2 h unter Vakuum bei Anlasstemperaturen zwischen 200 °C (C80a2) und 500 °C (C80a5) wärmebehandelt und langsam im Ofen abgekühlt. Nachfolgend wurde an allen Proben eine einseitig ballige Stirnfläche durch Feinschleifen nach Abb. 2.1 (Typ A) mit dem Radius von $R_{PE} = 100 \text{ mm}$ angebracht.

Der niedrig legierte Stahl **100Cr6** (1.3505, Fa. Eisen Schmitt) wurde als Stangenmaterial mit dem Durchmesser von 18 mm angeliefert. Daraus wurden Pellets mit einseitig balliger Fläche, wie in Abb. 2.1 (Typ A und B) aufgeführt ist, hergestellt. Diese wurden für eine spezielle Versuchsreihe bei 860 °C für 20 min und anschließender langsamer Ofenabkühlung unter Vakuum normalisiert (100Cr6n). Für Standardversuche wurde die Härtung der Pellets im Ofen (Fa. Heraeus Instruments) bei 860 °C für 20 min unter Vakuum und ergänzendem Abschrecken im Ölbad auf Raumtemperatur durchgeführt. Weiterhin erfolgte das Anlassen bei 190 °C für 2 h unter Vakuum (100Cr6). Für ergänzende Versuche zum Einfluss der Balligkeit wurden vergütete Pellets mit $R_{PE} = 25$ mm aus 100Cr6 gefertigt (Abb. 2.1, Typ B). Kleinere Radien wurden durch die Verwendung von Kugeln mit vergleichbarer Härte realisiert. Diese wurden vom Hersteller (Fa. KGM) im vergüteten Zustand mit dem Durchmesser von 15 mm angeliefert (Abb. 2.1, Typ C). Weiterhin wurde der rostfreie martensitische Stahl **X105CrMo17** (1.4125, Fa. KGM) ausgewählt. Dieser wurde als Stangenmaterial mit dem Durchmesser von 15 mm im weichgeglühten Zustand angeliefert. Daraus wurden, wie auch bei den Stählen C80 und 100Cr6, Pellets mit dem Radius von $R_{PE} = 100$ mm (Abb. 2.1, Typ A) gefertigt (X105w). Weiterhin kamen vergütete Kugeln mit dem Durchmesser von 15 mm und der Härte von 790HV30 zum Einsatz (Abb. 2.1, Typ C). Um Restaustenitbildung zu vermeiden, wurde eine Tiefkühlung durch den Hersteller (Fa. KGM) bei -80 °C mit Stickstoff durchgeführt. In Tabelle 2.3 sind zusammenfassend die unterschiedlichen Wärmebehandlungen für standardmäßig vergütete Stähle aufgeführt.

Tab. 2.3: Wärmebehandlungen der vergüteten Stähle.

Material	Härten			Anlassen	
	T_H [°C]	t_H [min]	Abschreckmedium	T_A [°C]	t_A [min]
C80	780	20	Wasser, RT	100	90
C80a2	780	20	Wasser, RT	200	90
C80a3	780	20	Wasser, RT	300	90
C80a4	780	20	Wasser, RT	400	90
C80a5	780	20	Wasser, RT	500	90
100Cr6	860	20	Öl, RT	190	120
X105	1050	20	Stickstoff, -80°C	190	90

2.2 Lasergestützte Wirkflächentexturierung

Die Texturmuster auf den Probekörpern wurden durch Laserablation mit dem Lasersystem des Typs Piranha II (Fa. ACSYS Lasertechnik) hergestellt. Als Laserquelle kam der Q-switched betriebene Ytterbium Faserlaser des Typs YLP-1-100-20-20 (Fa. IPG Photonics) mit der Wellenlänge von $1,064 \mu\text{m}$ zum Einsatz. Es stand die Laserleistung von maximal 20 W bei Frequenzen von $20 - 80 \text{ kHz}$ zur Verfügung. Der Laserstrahl konnte durch ein Scannersystem mit der Verfahrensgeschwindigkeit von $30 - 6000 \text{ mm/s}$ über die Oberfläche bewegt werden. Der Strahldurchmesser lag bei dem Einsatz einer 100er F-Theta-Optik bei $\leq 40 \mu\text{m}$.

Für dieses Lasersystem wurden in der vorliegenden Arbeit unterschiedliche geometrie- und materialspezifische Bearbeitungsstrategien für kommunizierende gekreuzte Kanäle (GK), diskrete längliche Näpfchen (LN) und runde Näpfchen (RN), wie sie in Abb. 2.2 schematisch dargestellt sind, entwickelt.

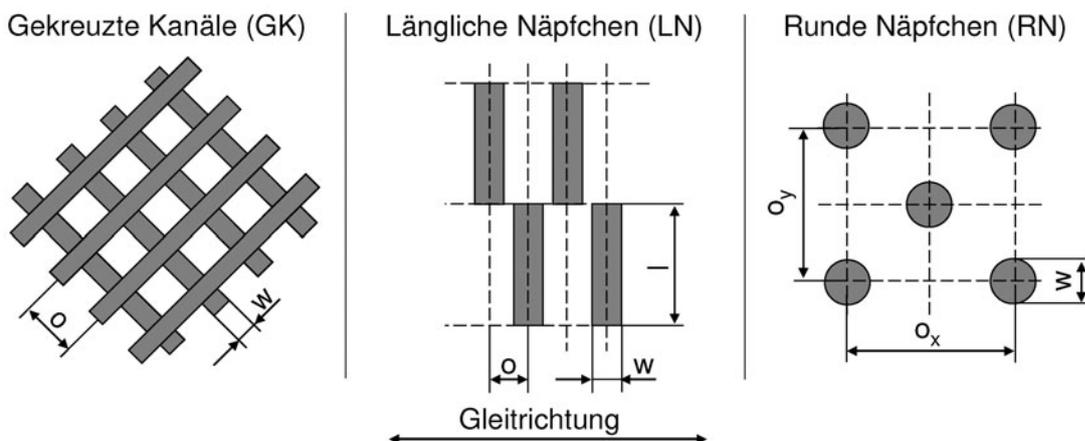


Abb. 2.2: Durch Laserablation hergestellte Texturen und deren Bezeichnungen mit Texturparametern (o_x, o_y = Offset der Texturelemente, w = Breite der Kanäle/Näpfchen, l = Länge der Näpfchen = $1000 \mu\text{m}$).

Die verschiedenen Texturelemente wurden durch die Parameter o = Offset der Texturelemente (allgemein), w = Breite der Kanäle/Näpfchen, l = Näpfchenlänge und d = Texturtiefe beschrieben. Bei runden Näpfchen wurde in einer speziellen Versuchsreihe der Texturelementabstand in Hubrichtung o_x und 90° zur Hubrichtung o_y variiert. Die Berechnung des Offsets der Texturelemente o erfolgte nach den Gleichungen 2.1 - 2.3.

Gekreuzte Kanäle (GK)

$$o = \frac{w}{1 - \sqrt{1 - a_{tex}}} \quad (2.1)$$

Längliche Näpfchen (LN)

$$o = \frac{w}{2 \cdot a_{tex}} \quad (2.2)$$

Runde Näpfchen (RN)

$$o^2 = o_x \cdot o_y = \frac{\pi \cdot w^2}{2 \cdot a_{tex}} \quad (2.3)$$

In der vorliegenden Arbeit wurde die Breite der Kanäle/Näpfchen mit $w = 30 \mu\text{m}$, $60 \mu\text{m}$, $100 \mu\text{m}$ oder $300 \mu\text{m}$ und $l = 1000 \mu\text{m}$ sowie der texturierte Flächenanteil mit $a_{tex} = 10 \%$, 20% und 30% gewählt.

2.3 Oberflächen- und Gefügecharakterisierung

Es wurden beanspruchte und unbeanspruchte Probekörper durch Profilometrie, Mikroskopie und chemischer Oberflächenanalytik charakterisiert. Im Folgenden sind die verwendeten Geräte und Verfahren aufgeführt.

2.3.1 Profilometrie

Die Rauheiten und Profilabweichungen der Wirkflächen wurden vor und nach den Versuchen jeweils mit Hilfe des rechnergestützten Tastschnittgeräts vom Typ T8000 R120-400 (Fa. Hommelwerke GmbH) und der eingesetzten Diamantspitze mit dem Radius von $5 \mu\text{m}$ taktil gemessen. Die Wellentiefe W_t der keramischen Platten wurde nach der Hartbearbeitung überprüft und durfte auf der Taststrecke l_t von 35 mm nicht größer als $1 \mu\text{m}$ sein. Um die Vergleichbarkeit der tribologisch eingesetzten Funktionsflächen sicher stellen zu können, wurden auf den jeweiligen Wirkflächen an mindestens sechs Stellen Messungen 90° zur Schleifrichtung mit der Taststrecke l_t von $4,8 \text{ mm}$ und der Tastgeschwindigkeit von $0,5 \text{ mm/s}$ durchgeführt. Dabei wurden unter anderem die reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} , die Kernrautiefe R_k und die reduzierte Riefentiefe R_{vk} direkt aus dem erzeugten Messprofil bestimmt. Diese Werte wurden anschließend im Rahmen der Versuchsdokumentation im Abbott-Profil dargestellt (Abb. 2.3).

Die Oberflächenrauheiten wurden gekennzeichnet durch den arithmetischen Mittenrau-

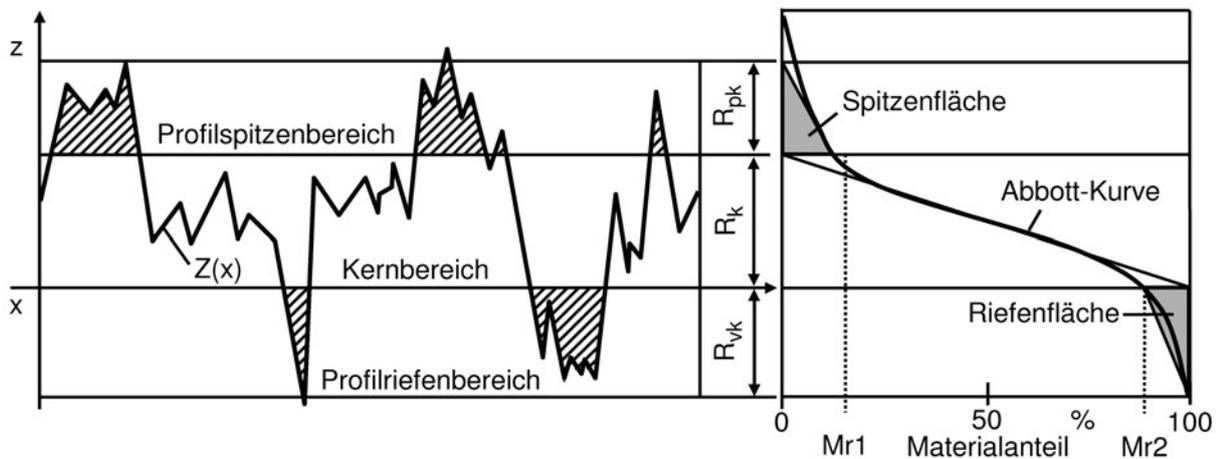


Abb. 2.3: Kenngrößen der Materialanteilkurve nach DIN EN ISO 4287:1998.

wert R_a , den quadratischen Mittenrauwert R_q und der gemittelten Rautiefe R_z . Des Weiteren wurden die lasertexturierten Oberflächen mit dem berührungslosen Oberflächenmessgerät des Typs MicroProf100 (Fa. Fries Research & Technology, FRT) untersucht. Bei diesem Messverfahren wird ein Laserstrahl mit einem kleinen Strahldurchmesser auf der Oberfläche des Messobjektes fokussiert und das reflektierte Licht anschließend ausgewertet. Das Verfahren beruht auf dem Messprinzip der konoskopischen Holographie und ermöglicht auch das Erfassen von Messwerten bei sehr niedriger Lichtintensität. Damit konnten sowohl Geometrie- als auch Rauheitskennwerte von Texturen und Proben ermittelt werden. Die Auflösung des Gerätes lag bei 10 nm in vertikaler und 1 μm in horizontaler Richtung. Durch zyklisches Abrastern des ausgewählten Bereiches konnten maßhaltige 3D-Aufnahmen erzeugt werden. Dieses Verfahren hatte jedoch den Nachteil, dass steile Flankenwinkel ($\geq 70^\circ$) bei einer Lasertextur zu Messungenauigkeiten führten. Aus diesem Grund wurden ergänzende licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen notwendig.

2.3.2 Mikroskopie

Probenpräparation

Zur Gefügecharakterisierung der metallischen und keramischen Materialien wurden die Probekörper zunächst mit der Trennsäge des Typs Labotom-3 (Fa. Struers) in Längs- und Querrichtung getrennt. Anschließend wurden die Proben in ein 2-Komponenten-Kalteinbettmittel des Typs EPOFIX (Fa. Struers) eingebettet. Um eine Kantenverrundung

Tab. 2.4: Ätztemperatur und -dauer der oxidischen Keramiken im Ofen unter Luftatmosphäre.

Material	Ätztemperatur [°C]	Ätzdauer [min]
HTC-PSZ	1500	30
ZN101B	1200	30
SN80	1400	30
F99,7	1350	30
HTC99,9	1350	20

bei den nachfolgenden Schleif- und Polierschritten zu vermeiden, wurden Hardfiller aus Al_2O_3 in das flüssige Einbettmittel eingebracht. Nach dem Aushärten erfolgte unter Wasserzufuhr die Schleifbearbeitung der Proben mit Schleifscheiben des Typs MD-Piano 600/1200 (Fa. Cloeren Technology GmbH). Anschließend wurden mit zwei Polierscheiben des Typs Aka-Allegran3 und PD-Seda (Fa. Cloeren Technology GmbH) sowie Diamantsuspension des Typs Dia-Doublo (Fa. Cloeren Technology GmbH) der Körnung $3\ \mu\text{m}$ die Oberflächen in zwei Polierschritten auf R_a -Werte $\leq 0,01\ \mu\text{m}$ bearbeitet. Die Suspension wirkte dabei gleichzeitig als Polier- und Kühlmittel.

Die so präparierten Oberflächen wurden materialspezifisch chemisch bzw. thermisch geätzt. Die Stähle C80 und 100Cr6 wurden chemisch mit Nital geätzt. Dieses wurde mit der Zusammensetzung von $3\ \text{cm}^3$ Salpetersäure (HNO_3) und $97\ \text{cm}^3$ Alkohol ($\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) hergestellt. Die Ätzdauer betrug bei Raumtemperatur 5 bis 10 Sekunden. Das Gefüge des rostfreien Stahls X105CrMo17 wurde mit Hilfe von V2A-Beize mit der Zusammensetzung von $100\ \text{cm}^3$ Salzsäure (HCL), $100\ \text{cm}^3$ Wasser (H_2O), $10\ \text{cm}^3$ Salpetersäure (HNO_3) und $1\ \text{cm}^3$ Sparbeize nach Dr. Vogels sichtbar gemacht. Die Ätzung der Proben erfolgte bei Temperaturen von 50 bis $70\ ^\circ\text{C}$ für ca. 10 bis 30 Sekunden. Farbätzungen zur Bestimmung des Restaustenitgehaltes wurden nach Beraha I-Lösung für 7 bis 10 s bei Raumtemperatur mit 24 g Ammoniumbifluorid (NH_4HF_2), 1000 ml destilliertes Wasser (H_2O) und 200 ml konzentrierte Salzsäure (HCL) durchgeführt.

Die oxidischen Keramiken wurden je nach Typ bei unterschiedlichen Temperaturen im Hochleistungsöfen (Fa. GERO) thermisch geätzt. Tabelle 2.4 zeigt die Zusammenfassung der Ätztemperatur und -dauer unter Luftatmosphäre für die verwendeten oxidischen Keramiken. Die Nicht-Oxidkeramik EKasic F wurde nach Murakami mit $100\ \text{cm}^3$ destilliertes Wasser (H_2O), 10 g Kaliumhydroxid (KHO) und 10 g Kaliumferrizyanid ($\text{K}_3[\text{Fe}(\text{CN}_6)]$) bei Raumtemperatur für 1 bis 5 min geätzt.

Lichtmikroskopie

Zur Betrachtung der präparierten Gefüge und verschlissenen Probekörper stand das Digitalmikroskop des Typs VHX-600 (Fa. Keyence) mit verschiedenen Objektiven bis 2500-facher Vergrößerung zur Verfügung. Damit wurde anhand der Farbe die Phasenbewertung durchgeführt sowie der Verschleißfortschritt bei verschlissenen Probekörpern dokumentiert. Aus mehreren in verschiedenen Ebenen aufgenommenen Bildern konnten maßgetreue 3D-Abbildungen erzeugt werden.

Des Weiteren wurde für die Untersuchungen das vertikale Auflichtmikroskop Typ POLYVAR2 (Fa. Reichert-Jung Optische Werke AG) eingesetzt. Die angebaute Digitalkamera erzeugte Bilder im Hellfeld bis 1000-facher Vergrößerung. Mit der Software des Typs analySIS (Fa. Soft Imaging System GmbH) konnten unmittelbar am Gerät nach dem Linienschnittverfahren die Korngrößen der Keramiken und der Karbidanteil der Stähle bestimmt werden. Dazu wurden jeweils mindestens fünf Aufnahmen an unterschiedlichen Stellen der gleichen Probe ausgewertet.

Linienschnittverfahren

Das Linienschnittverfahren wurde angelehnt an die DIN-EN623-3 an polierten und geätzten Probekörpern durchgeführt. Rechnergestützt wurden 15 bis 30 parallele Linien mit der Länge l_s horizontal durch ein Gefügebild mit 1000-facher Vergrößerung (M) gelegt und die Schnittpunkte mit Körnern oder Karbiden manuell markiert. Die halbgeschnittenen Körner wurden mit dem Faktor von 0,5 gewichtet. Die Berechnung der mittleren Karbid- bzw. Korngrößen (d_{KG}) erfolgte nach Gleichung 2.4 unter der Annahme, dass einzelne Kristallite kugelförmig waren und die Grenzphase vernachlässigt werden konnte. N_l beschreibt die Anzahl der Schnittlinien und N_K die Anzahl der von den Linien geschnittenen Korngrenzen oder Karbide.

$$d_{KG} = \frac{l_s \cdot N_l}{(N_K - 1) \cdot M} \quad (2.4)$$

Der Karbidanteil (a_K) wurde durch die halbautomatische Auswertung der Phasenanteile bestimmt. Der Kontrast zwischen Karbid und Matrix bildete dabei die Grenze für die softwarebasierte, quantitative Phasenanalyse. Zur Berechnung wurde die Gesamtfläche der Karbide ($\sum A_{Karbid,xi}$) bezogen auf den Bildbereich ($A_{Bildbereich}$) ins Verhältnis gesetzt, wie in Gleichung 2.5 dargestellt.

$$a_K = \frac{\sum A_{Karbid,xi}}{A_{Bildbereich}} \cdot 100\% \quad (2.5)$$

Rasterelektronenmikroskopie

Zur Darstellung der unbeanspruchten und beanspruchten Wirkflächen sowie zur erweiterten Kontrolle der Lasertexturierung stand das Rasterelektronenmikroskop des Typs JSM 840 (Fa. Jeol) zur Verfügung. Um Aufladungen aufgrund schlechter elektrischer Leitfähigkeit zu vermeiden, wurden vor den Untersuchungen die keramischen Oberflächen mit einer dünnen Goldschicht ($\ll 100$ nm) besputtert. Unter dem Einfallswinkel von 30° zur Probenoberfläche und mit 15 kV Beschleunigungsspannung wurden kontrastreiche Bilder mit bis zu 10000-facher Vergrößerung durch emittierende Sekundärelektronen erzeugt.

2.3.3 Chemische Oberflächenanalytik

Energiedispersive Röntgenanalyse

Die Verteilung atomarer Bestandteile in der Probenoberfläche konnte durch den Einsatz der energiedispersiven Röntgenanalyse (EDX) mit dem Gerät des Typs Mikroanalyt 8000 (Fa. KeveX) qualitativ bestimmt werden. Zunächst wurden bei diesem Verfahren die oberflächennahen Atome durch Beschuss mit Elektronen angeregt. Als Folge der Bestrahlung wurde ein Elektron aus der inneren Schale des Atoms herausgelöst und durch ein Elektron aus einer energiereicheren Schale ersetzt. Dabei entstand eine für jedes einzelne Element charakteristische Röntgenstrahlung. Diese wurde in einem Si(Li)-Detektor registriert und in einem EDX-Spektrum, was die Signalintensität über der Energie der Röntgenquanten darstellt, aufgetragen. Die Eindringtiefe des Verfahrens lag je nach Element und Beschleunigungsspannung bei 1 bis 5 μm .

Auger-Elektronenspektroskopie

Zur Analyse von sehr dünnen tribologischen Filmen oder feinsten Verschleißpartikeln auf den beanspruchten Wirkflächen wurde die Augerelektronenspektroskopie (AES) verwendet. Zur Verfügung stand das Spektrometer des Typs PHI 680 (Fa. Physical Electronics) mit der elementabhängigen Auflösung von 0,3 bis 3 nm. Die Proben wurden vor der Analyse für ca. 1 min in Aceton gelegt und unter einem warmen Luftstrom behutsam getrocknet. Nach der Erstellung eines Sekundärelektronenbildes der Oberfläche mit der lateralen Auflösung von 20 nm erfolgten sowohl flächige Messungen der Elementverteilung (Maps) als auch Punktanalysen bei 10 kV Beschleunigungsspannung mit identischer Auflösung. Tiefenprofile wurden durch Absputtern mit einem Argon-Ionenstrahl in 3 nm-Schritten erstellt.

2.4 Untersuchung mechanischer Eigenschaften

2.4.1 Härteprüfung

Die Bestimmung der Härte von Pellet und Platte wurde nach dem Vickersverfahren [114, 115] durchgeführt. Dabei wurde eine quadratische Diamantpyramide mit dem Spitzenwinkel von 136° auf der Oberfläche einer polierten Probe mit der Prüfkraft F_P belastet. Nach der Belastungsdauer t_B von 15 s wurde diese wieder entfernt und die Diagonalen (d_{V1} und d_{V2}) des verbleibenden Abdrucks vermessen. Diese Messungen wurden mit verschiedenen Prüfgeräten und mit unterschiedlichen Lasten für Stähle und Keramiken, welche in Tabelle 2.5 aufgeführt sind, durchgeführt.

Tab. 2.5: Prüfeinrichtungen zur Bestimmung der Vickershärte und aufgebrauchte Belastungen.

	HV0,5	HV10	HV30
Prüfgerät	HMV 2000	HMV 2000	Dia-Testor 2 Rc
Hersteller	Shimadzu	Shimadzu	Otto Wolpert-Werke
Prüfkraft F_P [N]	4,91	98,07	294,18

Nach den Gleichungen 2.6 und 2.7 wurde der Härtewert nach Vickers (HV) berechnet.

Die Prüfkraft F_P in N wird darin mit dem arithmetischem Mittelwert der Härteeindruckdiagonalen d_m in mm, der sich aus zwei Messungen d_{V1} und d_{V2} berechnen läßt, ins Verhältnis gesetzt. Bei mehreren, nebeneinander liegenden Messungen auf einer Probe wurde, um eine Beeinflussung des Härtewertes durch vorangegangene Eindrücke auf der selben Probe zu vermeiden, ein mittlerer Abstand von $> 2,5 \cdot d_m$ gewählt.

$$HV = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot F_P \cdot \sin(136^\circ/2)}{d_m^2} \approx 0,183 \cdot \frac{F_P}{d_m^2} \quad (2.6)$$

und

$$d_m = \frac{d_{V1} + d_{V2}}{2} \quad (2.7)$$

2.4.2 Risszähigkeitsbestimmung

Für die keramischen Materialien wurde die Risszähigkeit nach dem Eindruckverfahren (ICL = Indentation Crack Length) bestimmt. Dazu wurden mindestens 10 Härteeindrücke auf polierten Probekörpern mit der Prüfdauer von 10 s nach dem Vickersverfahren bei verschiedenen Lasten (0,98 N; 4,91 N; 9,81 N) mit dem Prüfgerät HMV 2000 (Fa. Shimadzu) erzeugt.

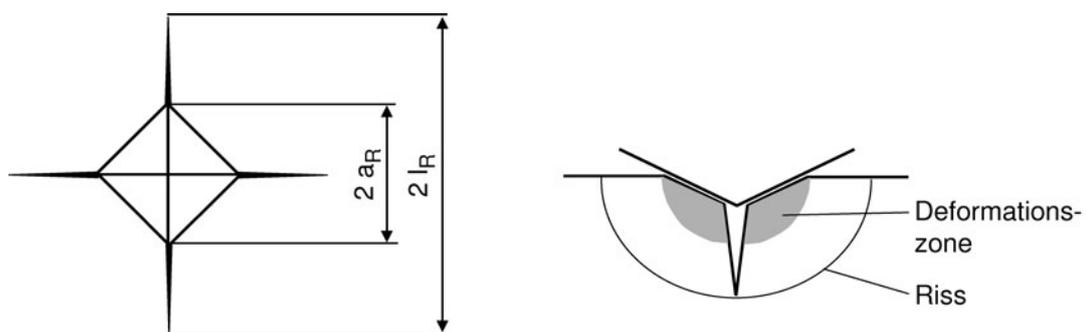


Abb. 2.4: Risschädigung eines spröden Werkstoffes an einem Vickershärteeindruck [116].

Ab einer kritischen Last entstanden an den Ecken des Eindrucks zwei senkrecht zueinander ausgerichtete Risse. Der Rissverlauf in die Probe ist im dargestellten Querschnittsprofil in Abb. 2.4 dargestellt. Die halbe Eindruckdiagonale des Härteeindrucks a_R wurde

ebenso wie die Risslänge l_R vermessen (Abb. 2.4). Für keramische Werkstoffe kann die Risszähigkeit K_{Ic} nach Gleichung 2.8 ermittelt werden [117, 118].

$$K_{Ic} = \frac{0,15 \cdot k}{\phi} \sqrt{a_R} \cdot HV \cdot \left(\frac{l_R}{a_R} \right)^{-1,5} \quad (2.8)$$

Unter Verwendung der Näherungswerte aus [117] mit dem Korrekturfaktor von $k = 3,13$ und dem Verhältnis von Härte und Fließspannung von $\phi = 3$ ergibt sich die vereinfachte Gleichung 2.9.

$$K_{Ic}^* = 0,16 \sqrt{a_R} \cdot HV \cdot \left(\frac{l_R}{a_R} \right)^{-1,5} \quad (2.9)$$

2.5 Tribologische Charakterisierung

2.5.1 Probenvorbereitung

Für die tribologischen Versuche wurden sowohl Probekörper in Form von Platten als auch Pellets gemäß Abb. 2.1 eingesetzt.

Die keramischen Platten wurden zunächst je nach gewünschter Wirkflächenqualität mit der Topfschleifmaschine des Typs MPS 2R 300 (Fa. G & N) und einer segmentierten Diamantschleifscheibe der Körnung D91 mit der Dauer von ca. 60 min unter Wasser-Öl-Emulsion grobgeschliffen. Danach erfolgte ein Feinschleifen, wie in Abb. 2.5 dargestellt, mit einer Schleifscheibe der Körnung D46 (ca. 45 min) und D25 (ca. 30 min). Die Ausrichtung der Schleifriefen erfolgte senkrecht zur späteren Beanspruchungsrichtung. Die Drehzahl der Schleifspindel wurde mit 1960 1/min gewählt.

Zur Herstellung von polierten Wirkflächen wurde die Poliermaschine des Typs Phoenix 4000 (Fa. Buehler) verwendet. Dazu wurden die bereits mit D46 vorgeschliffenen Probekörper (Schritt 2, Schleifbearbeitung) für 3 min auf einer Unterlage mit 600er-Körnung sowie anschließend 3 min mit 1200er-Körnung unter Wasser bearbeitet (Abb. 2.5). Der Anpressdruck wurde auf 3 bar und die rotierende Polierscheibe im Gleichlauf auf die Drehzahl von 150 1/min eingestellt. Weiterhin erfolgte die Politur unter identischen Parametern mit den Unterlagen Aka-Allegran 3 und PD-Seda (beide Fa. Cloeren Technology GmbH) für jeweils 5 min mit DiaDoubo-Suspension.

Schleifbearbeitung			Poliervorgang			
Topfschleifmaschine (Typ MPS 2R 300)			Poliermaschine (Typ Phoenix 4000)			
Schritt	Diamantkörnung	Dauer	Schritt	Unterlage	Mittel	Dauer
1	D91	60 min	3	600-Körnung	Wasser	3 min
2	D46	45 min	4	1200-Körnung	Wasser	3 min
3	D25	30 min	5	Aka-Allegran 3	DiaDoublo	5 min
			6	PD-Seda	DiaDoublo	5 min

Abb. 2.5: Bearbeitungsparameter zur Herstellung von keramischen Probekörpern mit feingeschliffenen und polierten Wirkflächen.

Die keramischen Pellets (Abb. 2.1, Typ A) wurden für die Versuche im flächigen Gleitkontakt an der balligen Seite analog zu den keramischen Platten bearbeitet. Die endgültige Wirkflächenqualität war mit der D25-Schleifbearbeitung (Schritt 3, Schleifbearbeitung) erreicht. Es wurde soweit abgetragen, bis sich eine kreisrunde Kontaktfläche mit dem Durchmesser von $6 \pm 0,1$ mm eingestellt hatte.

Stahlpellets (Abb. 2.1, Typ A, B und C) wurden mit Korund-Schleifscheiben (320 Mesh) unter Wasser-Öl-Emulsion bearbeitet. Die Drehzahl der Schleifscheibe wurde mit 2520 1/min gewählt. Der R_a -Wert wurde unabhängig vom Stahl auf $0,10 \pm 0,01$ μm eingestellt.

Alle Proben wurden nach der Hartbearbeitung für 10 min im Ultraschallbad in Isopropanol gereinigt. Anschließend erfolgte die Trocknung unter einem warmen Luftstrom. Jede Probe wurde vor dem Versuch mindestens 12 h unter Vakuum in einem Exsikkator gelagert.

2.5.2 Modellprüfstand und Versuchsparameter

Die Modellversuche wurden an einem am Institut für Werkstoffkunde II des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) entwickelten Langhubtribometer durchgeführt. Damit konnte eine reversierende Gleitbewegung zweier Probekörper in einem Tauchbad mit niedrigviskosen Medien realisiert werden. Abbildung 2.6a zeigt den Prüfstand mit aufgeführten Einzelementen.

Ein drehzahl geregelter Elektromotor trieb mit einer Exzentrerscheibe und der Schubstange der Länge $l_l = 160$ mm einen linear geführten Schlitten mit dem Arbeitshub von Δs an.

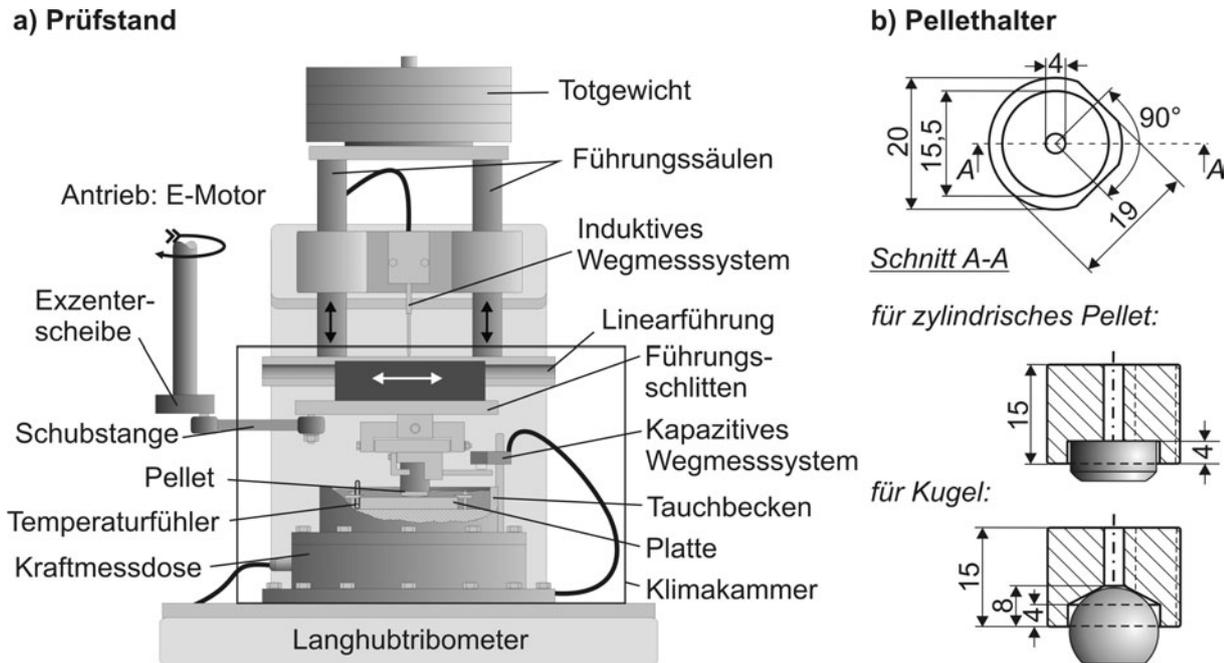


Abb. 2.6: Schematische Darstellung des (a) Langhubtribometers und (b) Zeichnungen der verwendeten Pellethalter.

Auf diesem Führungsschlitten war eine in zwei Achsen justierbare Spannvorrichtung für verschiedene Pellethalter angebracht, deren Abmaße in Abb. 2.6b dargestellt sind. In den Versuchsreihen wurden verschiedene Pellets (Abb. 2.1, Typ A-C) verwendet, die mit 2-Komponenten-Epoxidharzkleber des Typs Endfest 300 (Fa. Uhu AG) im jeweiligen Halter fixiert wurden. Die Aushärtung erfolgte bei Raumtemperatur für mindestens 12 Stunden.

Das eingeklebte Pellet wurde über Totgewichte und Führungssäulen mit einer definierten Normalkraft F_N belastet. Die Platten wurden mit Spannbacken im Tauchbecken befestigt, welches auf der Piezo-Kraftmessdose des Typs 9272 (Fa. Kistler) verschraubt war.

Die Wirkfläche der Probenplatte war im Versuch jederzeit mindestens 3 mm unter der Medienoberfläche. Zur kontinuierlichen Aufzeichnung des linearen Verschleißbetrages W_l kam der kapazitive Wegaufnehmer des Typs S610-07 (Fa. Micro-Epsilon) und der induktive Wegaufnehmer des Typs 910234 (Fa. Sangamo Schlumberger) zum Einsatz.

Abb. 2.7a zeigt die schematische Darstellung des verwendeten Pellet/Platte-Systems. Unter Standardbedingungen wurde die Normalkraft F_N von 200 N, die Kontaktfläche von 28 mm², die Hubfrequenz von 10 Hz sowie der Gesamtgleitweg s von 4000 m eingestellt (Abb. 2.7b). Dies resultierte in die nominelle Flächenpressung p von 7,07 MPa und die mittlere Gleitgeschwindigkeit v_m von 0,20 m/s.

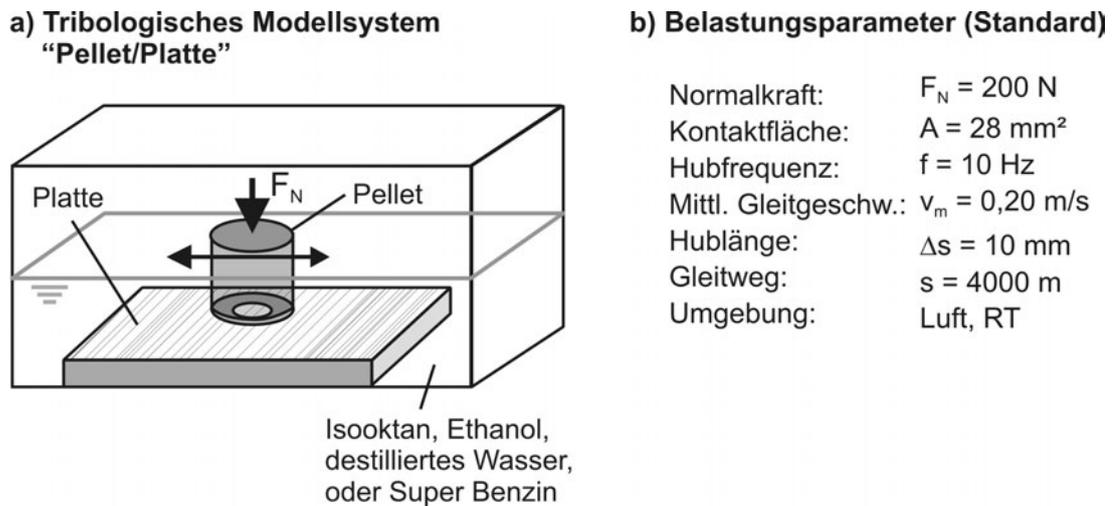


Abb. 2.7: Schematische Darstellung des (a) tribologischen Systems „Pellet/Platte“ und (b) der Belastungsparameter im Standardfall.

Als Zwischenmedien kamen Isooktan, Ethanol, destilliertes Wasser und handelsübliches Super Benzin der Firma Aral zum Einsatz. In Tabelle 2.6 sind die zugehörigen Kennwerte der Medien aufgeführt.

Tab. 2.6: Eigenschaften der verwendeten Zwischenstoffe: Isooktan, Ethanol, destilliertes Wasser und Super Benzin (Herstellerangaben).

Medium Stoffbezeichnung	Isooktan C_8H_{18}	Ethanol $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$	dest. Wasser H_2O	Super Benzin –
Dichte $\rho_{20^\circ\text{C}}$ [g/cm^3]	0,692	0,810	0,998	0,740
Dynamische Viskosität $\eta_{dyn,20^\circ\text{C}}$ [$10^{-3}\text{Pa} \cdot \text{s}$]	0,348	1,200	1,002	0,650
Dampfdruck $p_{KA,20^\circ\text{C}}$ [10^2Pa]	51	59	23	35-90
Siedetemperatur T_s [$^\circ\text{C}$]	99,24	78,00	99,63	30-215
Oktanzahl [–]	100	104	–	98

Danach besitzt Isooktan die niedrigste ($0,348 \cdot 10^{-3} \text{ Pa}\cdot\text{s}$) und Ethanol die höchste ($1,200 \cdot 10^{-3} \text{ Pa}\cdot\text{s}$) dynamische Viskosität. Die niedrigste Siedetemperatur der Medien weist Ethanol mit 78°C auf. Isooktan wird als Referenzstoff im Motorenbau zur Messung der Klopfestigkeit von Ottokraftstoffen eingesetzt. Ethanol findet unter anderem als

nachwachsender Biokraftstoff in Verbrennungsmotoren Anwendung und wird bereits in geringen Mengen ($\leq 5\%$) handelsüblichen Kraftstoffen beigegeben. Destilliertes Wasser wurde als Referenzstoff mit in die Untersuchungen einbezogen. Zur Klärung der Übertragbarkeit von Versuchen im Modellsystem „Pellet/Platte“ auf das Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ wurde Super Benzin als handelsüblicher Kraftstoff mit in die Untersuchungen aufgenommen. Handelsüblicher Kraftstoff enthält im Vergleich zu Isooktan zusätzlich Additive und Tenside, um den Verschleißwiderstand und die Klopfestigkeit von modernen Motoren zu steigern.

2.5.3 Versuchsdurchführung und Auswertung

Zu Beginn der Versuche wurden die gereinigten Proben in die Aufnahmen des Langhubtribometers mit Spannbacken so befestigt, dass bei geschliffenen Wirkflächen die Schleifriefen unter 90° orientiert zur Hubrichtung verliefen. Der Probeneinbau und deren Ausrichtung erfolgte durch feinmechanische Einstellung und Klemmung des Pellethalters im Führungsschlitten. Eine exakte Ausrichtung lag dann vor, wenn sich auf der Druckfolie des Typs Medium Pressure (MS, Fa. FUJIFILM) eine gleichmäßige Färbung der Kontaktfläche einstellte. Nach der Ausrichtung wurde das Tauchbecken mit dem Medium gefüllt und die Normalkraft über Totgewichte aufgebracht. Anschließend wurde mindestens die Zeit von 20 min gewartet, bis sich Temperatur (RT, $23 \pm 3^\circ\text{C}$) und Luftfeuchte ($50 \pm 10\%$ r.F.) konstant in der geregelten Klimakammer des Langhubtribometers einstellten. Da unter anderem auch Medien mit hoher Verdunstungsrate untersucht wurden, war zur Sicherung einer konstanten Medienhöhe im Tauchbecken eine kontinuierliche Förderung notwendig. Dies wurde mit einer externen Schlauchpumpe realisiert. Während der Versuche wurde standardmäßig in-situ die Reibungskraft F_R , die Tauchbeckentemperatur T_B und der lineare Verschleißbetrag W_l , welcher sich aus dem Verschleiß des Pellets $W_{l,Pellet}$ und dem Verschleiß der Platte $W_{l,Platte}$ zusammensetzte, gemessen. Die Abtastrate der Messkarte und des eigens in LabView entwickelten Messprogramms lag pro Kanal bei 500 Hz. Aufgrund der hohen Datenmenge bei einzelnen Versuchen bis 8000 m Gleitweg wurden zunächst Binärdateien erstellt, die im Anschluss durch das eigens entwickelte Auswertprogramm in vereinfachte ASCII-Dateien umgewandelt wurden. Durch die gesonderte Auswertung der Binärdateien konnten gezielt einzelne Hubbereiche bei unterschiedlichen Gleitgeschwindigkeiten untersucht werden. In Abb. 2.8 ist schematisch der Verlauf der Reibungskraft F_R und der Gleitgeschwindigkeit

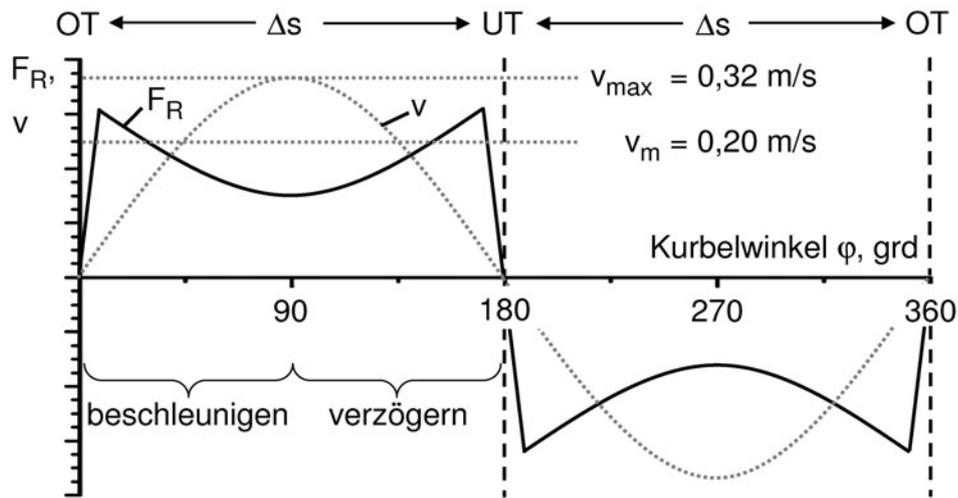


Abb. 2.8: Schematische Darstellung des Verlaufs der Reibungskraft F_R und der Gleitgeschwindigkeit v über dem Kurbelwinkel φ von 0 - 360°.

v über den Kurbelwinkel φ von 0 - 360° skizziert. Die maximale Gleitgeschwindigkeit von 0,32 m/s wurde bei 90° bzw 270°, d.h. in Hubmitte erreicht.

Während der Auswertung wurde die Reibungszahl μ nach Gleichung 1.1 berechnet. Dadurch konnte eine Auftragung der Reibungszahl oder des linearen Verschleißbetrages über den Gleitweg durchgeführt werden. Standardmäßig wurden die Werte über 15 Hübe und über den gesamten Geschwindigkeitsbereich von 0 - 0,32 m/s gemittelt. Die mittlere Gleitgeschwindigkeit v_m wurde nach Gleichung 2.10 als Produkt aus der doppelten Hublänge Δs und Hubfrequenz f berechnet und lag für Standardversuche bei 0,20 m/s.

$$v_m = 2 \cdot \Delta s \cdot f \quad (2.10)$$

Die hubaufgelöste Auswertung erfolgte durch die Mittelung von 15 Hüben über definierte Kurbelwinkelbereiche, wie sie in Tabelle 2.7 aufgeführt sind.

Diese Bereiche wurden nach der Gleichung 2.11 in Geschwindigkeitsabschnitte umgerechnet und den angegebenen mittleren Gleitgeschwindigkeiten zugeordnet.

$$v(\varphi) = \pi \cdot f \cdot \Delta s \left(\sin\varphi + \frac{\Delta s}{4 \cdot l_l} \cdot \sin 2\varphi \right) \quad (2.11)$$

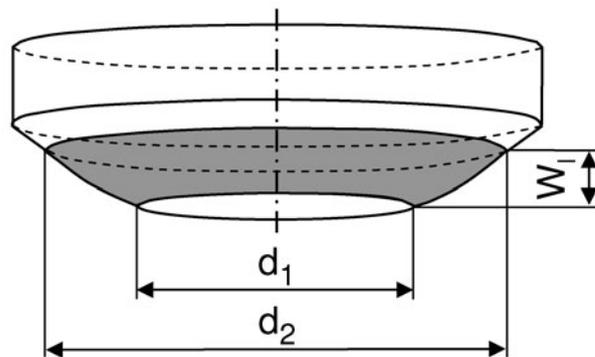
Es wurde dabei lediglich der Hub über den Gleitweg zwischen $0^\circ \leq \varphi \leq 180^\circ$ betrachtet und die Messwerte in der Beschleunigungs- sowie der Bremsphase gemittelt (Tab. 2.7).

Tab. 2.7: Ausgewertete Kurbelwinkelbereiche zur geschwindigkeitsabhängigen Reibungszahlbestimmung.

Kurbelwinkelbereich φ [grad]		Gleitgeschwindigkeit v [m/s]	
0 - 5	und	175 - 180	0,01
13 - 17	und	165 - 169	0,08
29 - 33	und	147 - 151	0,16
48 - 52	und	128 - 132	0,24
88 - 92	und	-	0,32

Durch diese Auswertung wurde die Untersuchung des Reibverhaltens von Gleitpaarungen über den Gleitweg in einzelnen Geschwindigkeitsbereichen möglich.

In dieser Arbeit wurden auch die Pelletradien variiert. Dadurch war ein direkter Vergleich des gemessenen linearen Verschleißbetrages W_l nicht möglich. Daher wurde bei diesen Versuchsreihen der volumetrische Verschleißbetrag miteinander verglichen. Hierbei wurde der volumetrische Verschleiß der Platte durch 3-dimensionale Oberflächenmessungen am Weißlichtinterferometer FRT (Kap. 2.3.1) bestimmt.

**Abb. 2.9:** Auswertung der Verschleißkalotte eines Pellets und der Messgrößen d_1 , d_2 und W_l .

Die Kontaktflächendurchmesser der Pelletprobekörper wurden vor und nach den Versuchen mit dem Digitalmikroskop des Typs VHX-600 (Fa. Keyence) vermessen. Mit diesen Werten und dem im Versuch ermittelten gesamten linearen Verschleißbetrag W_l konnte der volumetrische Verschleißbetrag W_v bestimmt werden. Bei Stahl/Keramik-Gleitpaarungen wurde der Hauptverschleiß am weicheren Stahlpellet angenommen, was Untersuchungen bestätigten. Daher konnte der volumetrische Verschleißbetrag W_v als Kugelschicht nach

der Gleichung 2.12 bestimmt werden. Für Experimente mit anfänglichem Punktkontakt wurde $d_1 = 0$ gesetzt.

$$W_v = \frac{1}{6} \cdot \pi \cdot W_l \left(3 \left(\frac{d_2}{2} \right)^2 + 3 \left(\frac{d_1}{2} \right)^2 + W_l^2 \right) \quad (2.12)$$

Zum Vergleich von Reibpaarungen mit unterschiedlichen Gleitwegen s , Normalkräften F_N und volumetrischen Verschleißbeträgen W_v wurde der spezifische volumetrische Verschleißkoeffizient k_v nach Gleichung 2.13 berechnet.

$$k_v = \frac{W_v}{F_N \cdot s} \quad (2.13)$$

Zur Auftragung der linearen Verschleißintensität dW_l/ds über der momentanen scheinbaren Flächenpressung $p(W_l)$ von unterschiedlichen Materialpaarungen wurden die Größen direkt aus den Versuchsdaten entnommen. Die lineare Verschleißintensität war als die Steigung des linearen Verschleißbetrages W_l in Abhängigkeit vom Gleitweg s definiert. Bei der Ermittlung der momentanen scheinbaren Flächenpressung wurde der Verschleiß am Pelletprobekörper angenommen und entsprechend der Gleichung 2.14 berechnet.

$$p(W_l) = \frac{F_N}{A(W_l)} = \frac{F_N}{\pi \cdot \left(R_{PE}^2 - \left(\left(\sqrt{R_{PE}^2 - \left(\frac{1}{2} \cdot d_1 \right)^2} \right) - W_l \right)^2 \right)} \quad (2.14)$$

Hierbei ist R_{PE} der Pelletradius und d_1 der anfängliche Durchmesser der Kontaktfläche des Pellets. Für Experimente mit anfänglichem Punktkontakt wurde $d_1 = 0$ gesetzt.

3 Versuchsergebnisse

Die Versuchsergebnisse der vorliegenden Forschungsarbeit sind im Folgenden in fünf Abschnitte untergliedert. Beginnend mit den Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften der Versuchsmaterialien im Kapitel 3.1 wird anschließend die Entwicklung der laser-gestützten Prozesstechnik zur Erzeugung von Texturelementen im Kapitel 3.2 aufgezeigt. Im Weiteren wird im Kapitel 3.3 zuerst das Reibungs- und Verschleißverhalten von untexturierten Keramik/Keramik- sowie im nachfolgenden Kapitel 3.4 von untexturierten Stahl/Keramik-Gleitpaarungen dargestellt. In Kapitel 3.5 wird anschließend das tribologische Verhalten von texturierten mediengeschmierten Gleitpaarungen wiedergegeben.

3.1 Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften

3.1.1 Gefüge

In Abb. 3.1 sind REM-Aufnahmen der Gefüge handelsüblicher keramischer Probekörper dargestellt. Die Oberflächen wurden jeweils poliert und wie in Kapitel 2.3.2 aufgeführt, thermisch bzw. chemisch geätzt. Die beiden verwendeten Zirkonoxidqualitäten HTC-PSZ und ZN101B unterschieden sich maßgeblich im Gefügebau. Die mit Magnesiumoxid teilstabilisierte HTC-PSZ-Keramik war durch Körner mit dem mittleren Durchmesser von 30 µm gekennzeichnet (Abb. 3.1a). Hingegen zeigte die mit Yttrium teilstabilisierte ZN101B-Keramik mit 0,3 µm eine um den Faktor 10 kleinere Korngröße (Abb. 3.1b). Als weiteres Versuchsmaterial wurde SN80 (Al_2O_3 - ZrO_2 -Mischkeramik) als Probekörper verwendet. Im thermisch stark geätzten Gefügebild (Abb. 3.1c) zeigte sich die homogene Verteilung der Al_2O_3 -Körner mit ca. 1,6 µm Durchmesser und der etwa 0,3 µm großen eingelagerten ZrO_2 -Partikel. Diese hatten einen Anteil von ca. 15 Vol.-%. Als Al_2O_3 -Keramiken wurden die F99,7 (Abb. 3.1d) mit dem mittleren Korndurchmesser von 7,5 µm und die hochreine HTC99,9 (Abb. 3.1e) mit 3,0 µm in den tribologischen Untersuchungen verwendet. Die Nichtoxidkeramik EKasic F wies die mittlere Korngröße von 5,1 µm auf (Abb. 3.1f).

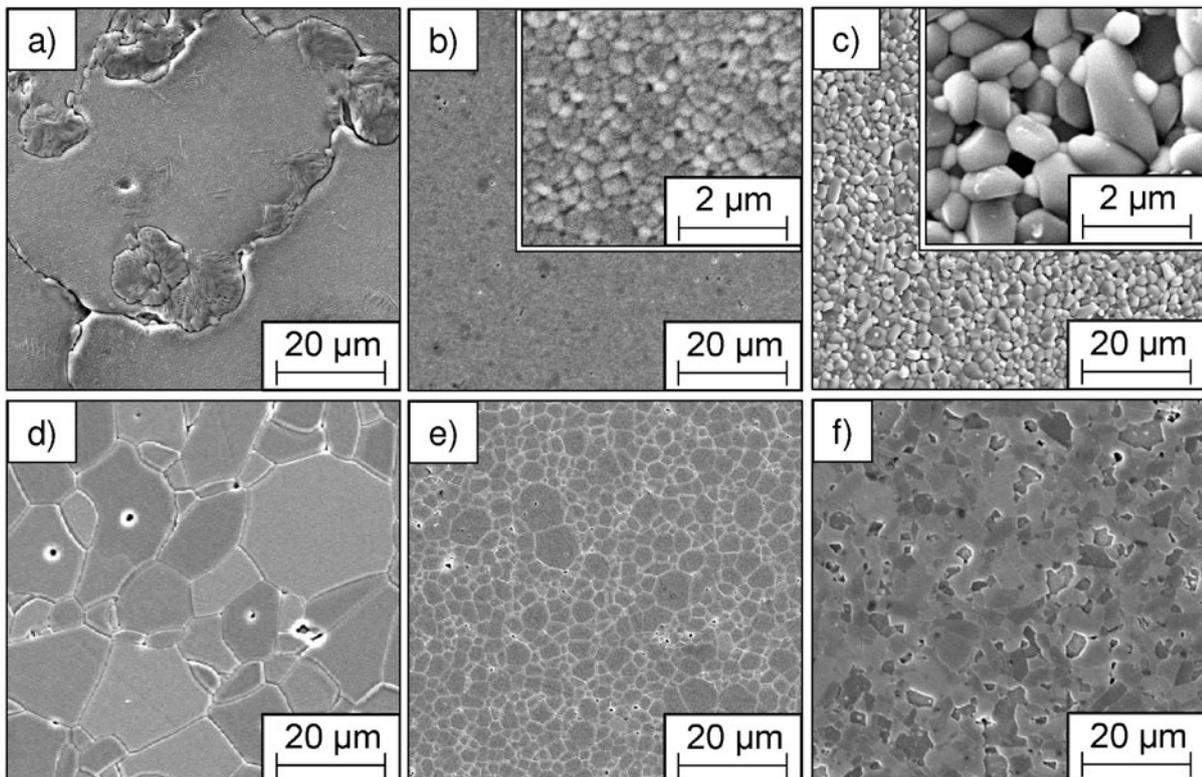


Abb. 3.1: REM-Aufnahmen von polierten und geätzten Querschliffen der verwendeten Keramiken (a) HTC-PSZ (ZrO_2), (b) ZN101B (ZrO_2), (c) SN80 ($Al_2O_3 + ZrO_2$), (d) F99,7 (Al_2O_3), (e) HTC99,9 (Al_2O_3) und (f) EKasic F (SSiC).

Des Weiteren wurden verschiedene Stähle und die Auswirkung von unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen auf das tribologische Verhalten untersucht. In Abb. 3.2a bis c sind die chemisch geätzten Gefüge der Stähle 100Cr6 und X105CrMo17 im vergüteten Zustand dargestellt. Der vergütete Stahl 100Cr6 zeigte sowohl für die Pelletgeometrien (Abb. 2.1) Typ A und B (Abb. 3.2a) als auch für Typ C (Abb. 3.2b) ein nadeliges Martensitgefüge und fein verteilte Karbide mit dem mittleren Durchmesser von $1,7 \mu m$. Die Nadellänge des Martensits betrug maximal $5,5 \mu m$. Im Gegensatz dazu lagen im Gefüge des vergüteten X105CrMo17 große Karbide mit der Ausdehnung bis $10,0 \mu m$ vor. Im Mittel wurde der Durchmesser mit $4,3 \mu m$ bestimmt. Diese waren umgeben von einer martensitischen Matrix. Weiterhin wurden die Stähle 100Cr6 mit perlitischem Gefüge (100Cr6n) und X105CrMo17 mit weichgeglühtem Gefüge (X105w) verwendet (Abb. 3.2d und e). Die mittleren Karbid Durchmesser wurden nach Gleichung 2.5 beim 100Cr6n mit $0,6 \mu m$ und beim X105n mit $3,4 \mu m$ ermittelt. Als zusätzlicher Werkstoff wurde der Kohlenstoffstahl C80 in unterschiedlichen Wärmebehandlungen eingesetzt. Abb. 3.2f bis k zeigen die verschiedenen chemisch geätzten Gefüge. Das normal geglühte

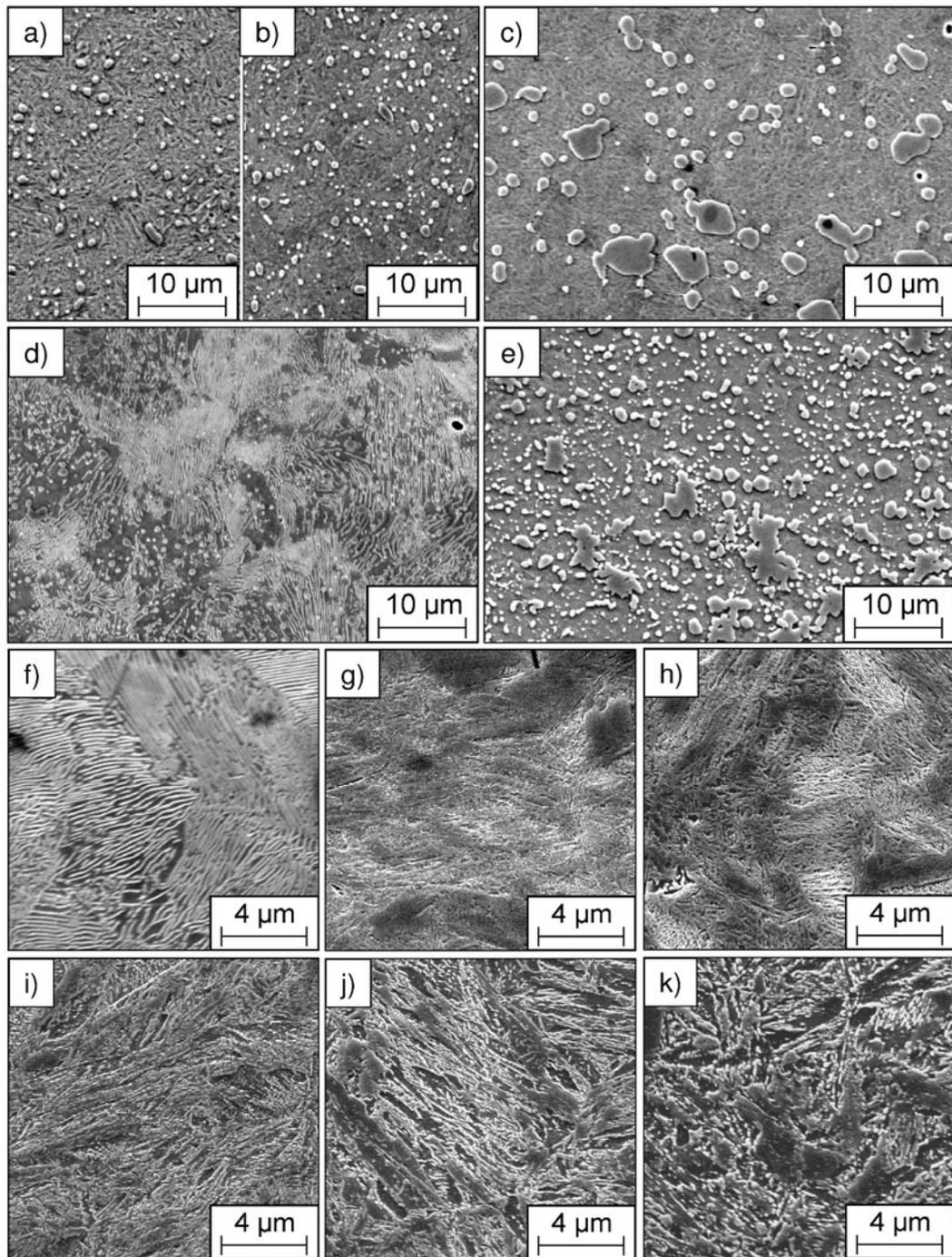


Abb. 3.2: REM-Aufnahmen von polierten und geätzten Querschliffen der Stähle (a) 100Cr6 für Pellet Typ A und B (Abb. 2.1), (b) 100Cr6 für Pellet Typ C, (c) X105CrMo17 für Pellet Typ C im vergüteten und (d) 100Cr6n für Pellet Typ A im normalisierten sowie (e) X105w für Pellet Typ A im weichgeglühtem Zustand bzw. (f) C80n: Anlieferungszustand sowie gehärtet und anschließend bei Temperaturen von (g) 100 °C, C80, (h) 200 °C, C80a2, (i) 300 °C, C80a3, (j) 400 °C, C80a4 und (k) 500 °C, C80a5 angelassen.

perlitische Gefüge zeigte in Abb. 3.2f den Lamellenabstand von ca. 200 nm. In den Abbildungen 3.2g bis k sind die Gefüge der gehärteten und bei verschiedenen Temperaturen angelassenen Stähle dargestellt. Die Anlasstemperaturen wurden in Schritten von 100 °C im Bereich von 100 °C bis 500 °C variiert.

3.1.2 Härte und Risszähigkeit

In Abb. 3.3 sind die ermittelten Härtewerte nach Vickers für die verwendeten Keramiken und Stähle dargestellt.

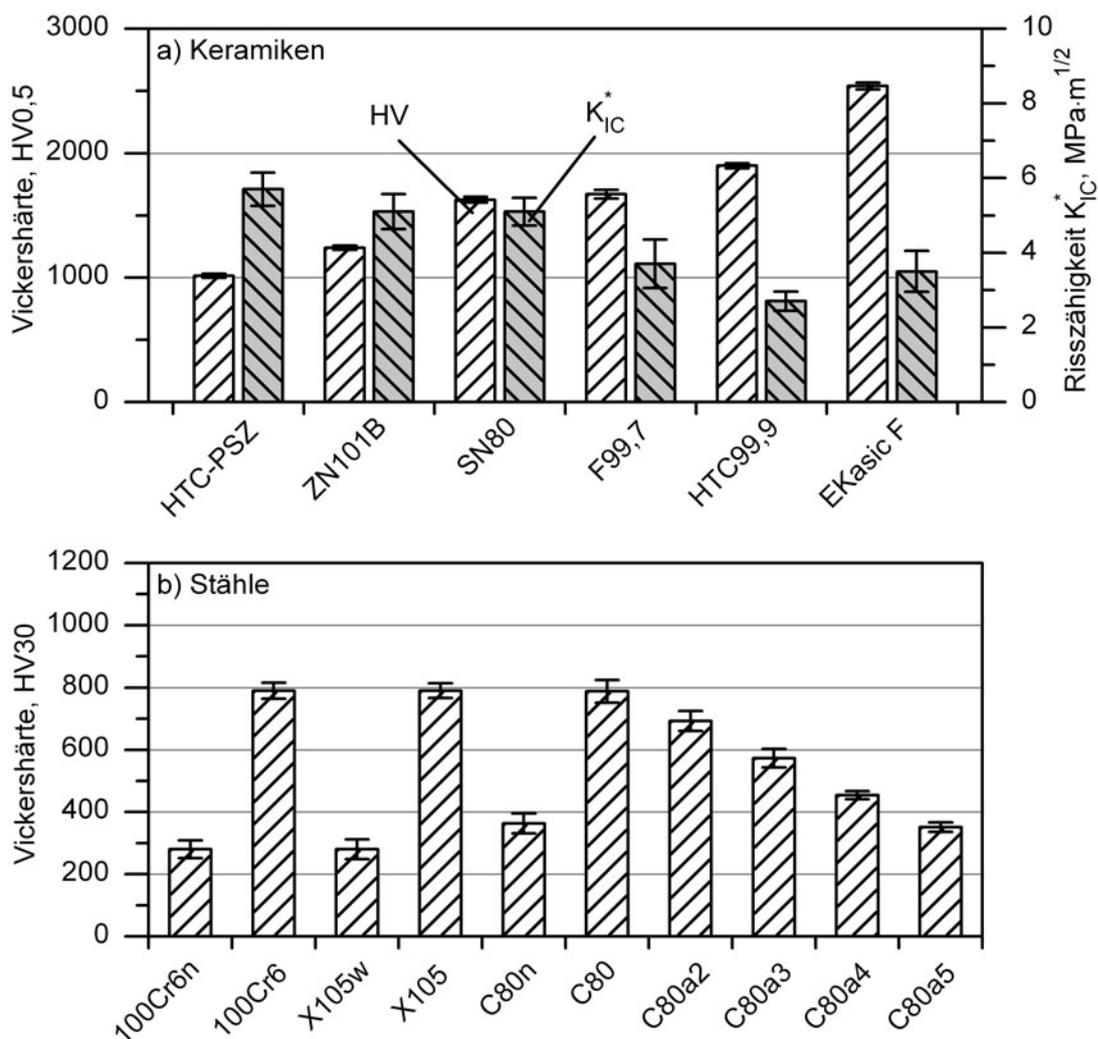


Abb. 3.3: Ermittelte Vickershärte und Risszähigkeit der (a) keramischen Platten und (b) metallischen Pellets.

Die Messergebnisse zeigten die höchsten Härtewerte mit 2540 ± 26 HV_{0,5} bei der kovalent gebundenen Nichtoxidkeramik EKasic F. Die geringsten Werte wurden bei den Zirkonoxidkeramiken HTC-PSZ und ZN101B mit 1240 ± 17 HV_{0,5} gemessen. Die Härte der SN80-Mischkeramik mit 1625 ± 23 HV_{0,5} war im Vergleich dazu höher, erreichte jedoch nicht das Niveau der Oxidkeramiken F99,7 mit 1670 ± 36 HV_{0,5} und HTC99,9 mit 1900 ± 20 HV_{0,5}. Weiterhin wurden für die keramischen Probekörper die Risszähigkeiten K_{IC}^* , nach Kapitel 2.4.2 bestimmt. Mit $K_{IC}^* = 5,7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ zeigte die Qualität HTC-PSZ den höchsten Messwert. Darauf folgten die Materialien ZN101B und SN80 mit ähnlichen Werten von $K_{IC}^* = 5,1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. Bei Aluminiumoxid fielen die Kennwerte mit abnehmender Korngröße von $K_{IC}^* = 3,7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ bei F99,7 auf $K_{IC}^* = 2,7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ bei HTC99,9 ab. Bei EKasic F wurde die Risszähigkeit mit $K_{IC}^* = 3,5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ bestimmt. Die Stähle 100Cr6, X105CrMo17 und C80 wurden für Standardversuche durch Vergüten auf die vergleichbare Härte von $790 \text{ HV}_{30} \pm 16$ gebracht (Abb. 3.3b). Für einzelne Untersuchungen wurde an den Stählen eine Variation der Gefüge durchgeführt. Der normalisierte Stahl 100Cr6 (100Cr6n) und der weichgeglühte Stahl X105CrMo17 (X105w) erzielten die vergleichbare Härte von 280 ± 21 HV₃₀ bzw. 290 ± 26 HV₃₀. An dem perlitischen Stahl C80n wurde die Härte von 363 ± 27 HV₃₀ ermittelt. Aufgrund der durchgeführten Variation der Anlasstemperatur von 200 °C bis 500 °C beim Stahl C80 wurden Werte für C80a2 von 693 ± 26 HV₃₀, C80a3 von 573 ± 25 HV₃₀, C80a4 von 454 ± 13 HV₃₀ und C80a5 von 355 ± 15 HV₃₀ gemessen.

3.1.3 Oberflächenqualität

Vor den tribologischen Untersuchungen wurden die Oberflächenkennwerte der feingeschliffenen bzw. polierten Wirkflächen ermittelt. In Abb. 3.4a sind die Rauheitskennwerte R_a , R_k , R_{pk} und R_{vk} der keramischen Werkstoffe nach dem Feinschleifen mit einer D25-Diamantschleifscheibe wiedergegeben.

Die mit Magnesiumoxid teilstabilisierte ZrO₂-Keramik HTC-PSZ wies den arithmetischen Mittenrauwert von $R_a = 0,10 \mu\text{m}$, die Kernrautiefe von $R_k = 0,25 \mu\text{m}$, die reduzierte Spitzenhöhe von $R_{pk} = 0,09 \mu\text{m}$ und die reduzierte Riefentiefe von $R_{vk} = 0,46 \mu\text{m}$ auf. An der Yttrium teilstabilisierten ZN101B wurde der R_a -Wert mit $0,07 \mu\text{m}$ und der R_{vk} -Wert mit $0,14 \mu\text{m}$ gemessen. Der R_k -Wert lag bei $0,19 \mu\text{m}$ und der R_{pk} bei $0,06 \mu\text{m}$. Die Mischkeramik SN80 zeichnete sich durch ähnliche Werte wie die der HTC-PSZ-Keramik aus. Lediglich die reduzierte Riefentiefe R_{vk} lag bei $0,28 \mu\text{m}$ und damit um

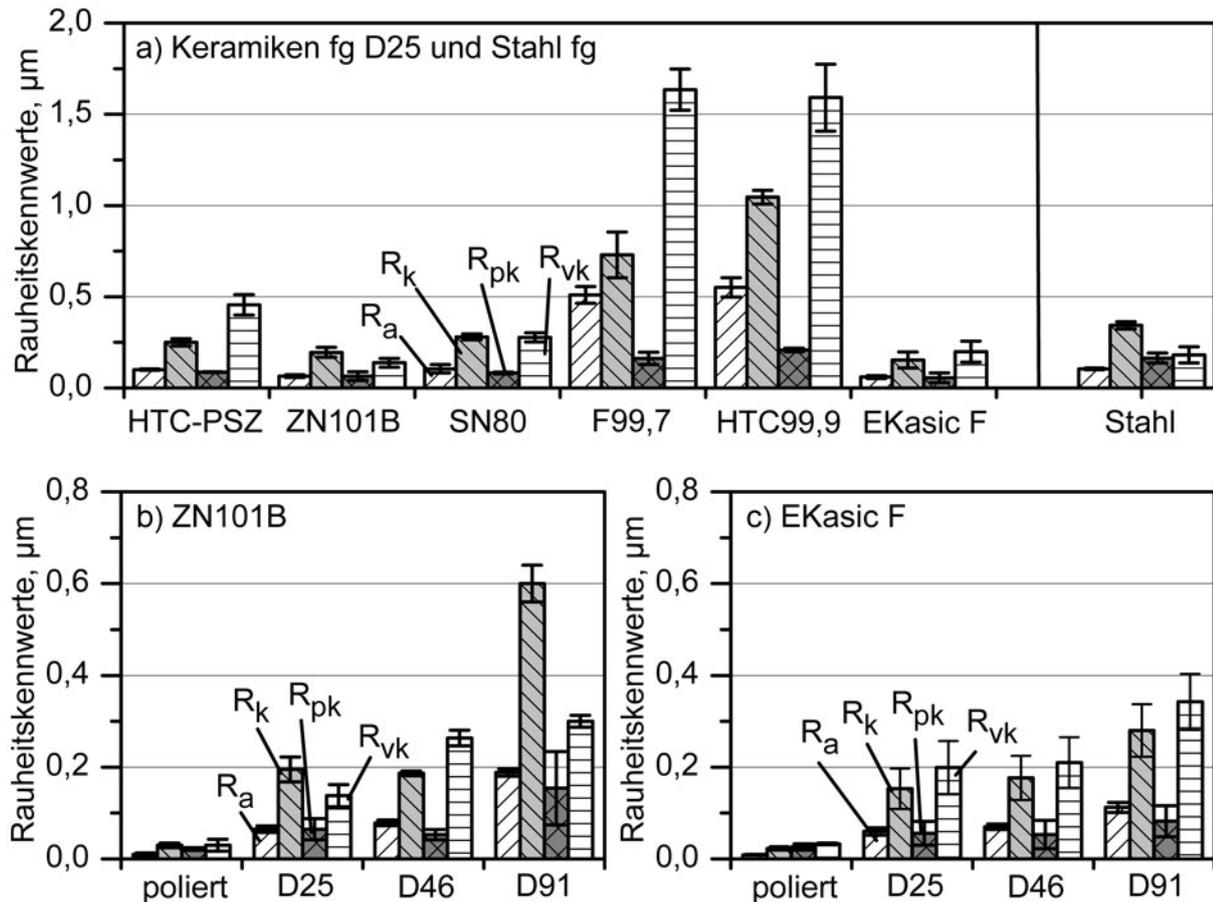


Abb. 3.4: Rauheitskennwerte R_a , R_k , R_{pk} , R_{vk} für (a) D25 feingeschliffene keramische Platten und Mittelwert der feingeschliffenen Stahlpellets (C80, 100Cr6, X105CrMo17) sowie Rauheitskennwerte nach Schleif- oder Polierbearbeitung mit Diamantschleifscheiben der Körnung D25-D91 von (b) ZN101B- und (c) EKasic F-Platten.

den Faktor 1,6 höher. Die Al_2O_3 -Keramiken wiesen deutlich höhere Rauheitskennwerte mit $R_a = 0,51 \mu\text{m}$, $R_k = 0,73 \mu\text{m}$, $R_{pk} = 0,16 \mu\text{m}$ und $R_{vk} = 1,64 \mu\text{m}$ für F99,7 sowie $R_a = 0,55 \mu\text{m}$, $R_k = 1,05 \mu\text{m}$, $R_{pk} = 0,21 \mu\text{m}$ und $R_{vk} = 0,18 \mu\text{m}$ für die feinkörnige HTC99,9 auf. Bei der Nichtoxidkeramik EKasic F wurden Oberflächenkennwerte von $R_a = 0,06 \mu\text{m}$, $R_k = 0,15 \mu\text{m}$, $R_{pk} = 0,07 \mu\text{m}$ und $R_{vk} = 0,20 \mu\text{m}$ ermittelt. Die verwendeten Stahlpellets (C80, 100Cr6, X105CrMo17) wurden jeweils durch Feinschleifen vor den Versuchen auf den einheitlichen R_a -Wert von $0,10 \pm 0,01 \mu\text{m}$ gebracht.

In weiteren Versuchsreihen wurde das tribologische Verhalten nach unterschiedlichen Oberflächenfeinbearbeitungen untersucht. Dazu wurden polierte und mit unterschiedlichen Diamantschleifscheiben (D25, D46, D91) feinbearbeitete keramische Platten-Wirkflächen eingesetzt. Die ermittelten Messwerte sind in Abb. 3.4b für ZN101B und in Abb. 3.4c für EKasic F dargestellt. Die Werte lagen für ZN101B mit polierter Wirk-

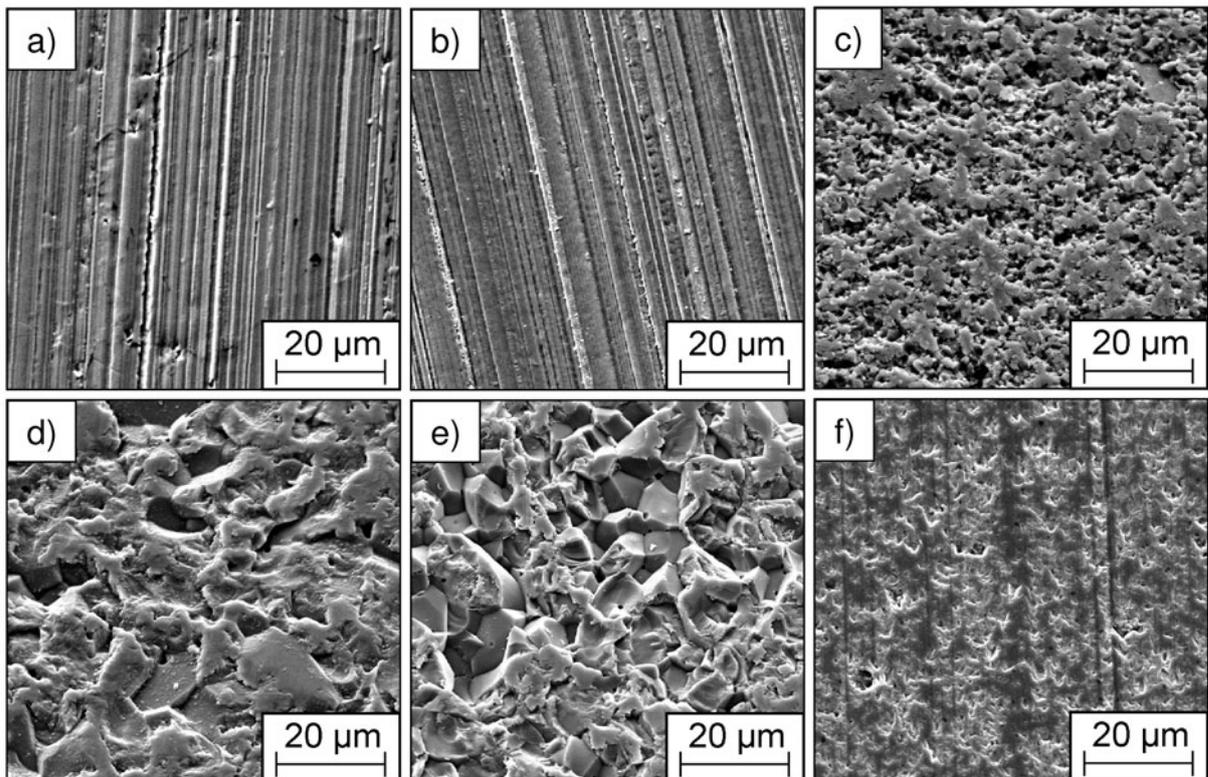


Abb. 3.5: REM-Aufnahmen der mit D25 feingeschliffenen Oberflächen der keramischen Werkstoffe (a) HTC-PSZ, (b) ZN101B, (c) SN80, (d) F99,7, (e) HTC99,9 und (f) EKasic F.

fläche bei $R_a = 0,01 \mu\text{m}$, $R_k = 0,03 \mu\text{m}$, $R_{pk} = 0,02 \mu\text{m}$ und $R_{vk} = 0,03 \mu\text{m}$. Durch Feinschleifen mit einer D25-Schleifscheibe veränderten sich die Oberflächenkennwerte zu $R_a = 0,07 \mu\text{m}$, $R_k = 0,19 \mu\text{m}$, $R_{pk} = 0,06 \mu\text{m}$ und $R_{vk} = 0,14 \mu\text{m}$. Die Bearbeitung mit einer D46-Schleifscheibe führte zu ähnlichen R_a -, R_k - und R_{pk} -Werten. Lediglich die reduzierte Riefentiefe R_{vk} erhöhte sich um den Faktor 1,9 auf $0,26 \mu\text{m}$. Bei D91 geschliffenen Oberflächen wurden erwartungsgemäß die höchsten Werte mit $R_a = 0,19 \mu\text{m}$, $R_k = 0,60 \mu\text{m}$, $R_{pk} = 0,15 \mu\text{m}$ und $R_{vk} = 0,30 \mu\text{m}$ gemessen. Die in Abb. 3.4c wiedergegebenen Werte von EKasic F zeigten bis auf die D91 grobgeschliffenen Oberfläche ähnliche Werte wie bei dem Werkstoff ZN101B. Die Rauheitswerte für D91 grobgeschliffene Wirkflächen lagen bei $R_a = 0,11 \mu\text{m}$, $R_k = 0,28 \mu\text{m}$, $R_{pk} = 0,08 \mu\text{m}$ und $R_{vk} = 0,34 \mu\text{m}$. In Abb. 3.5 sind REM-Aufnahmen der D25 feingeschliffenen und für 10 min im Ultraschallbad mit Isopropanol gereinigten keramischen Wirkflächen abgebildet. Bei den Zirkonoxidkeramiken HTC-PSZ (Abb. 3.5a) und ZN101B (Abb. 3.5b) waren Rauheiten in Form von Schleifriefen sichtbar. Diese wurden bei den Keramiken SN80 (Abb. 3.5c), F99,7 (Abb. 3.5d) und HTC99,9 (Abb. 3.5e) nicht sichtbar. Die Oberflächen waren durch

einen hohen Anteil von interkristallinen Kornausbrüchen geprägt. Die Nichtoxidkeramik EKasic F zeigte sowohl Schleifriefen als auch Kornausbrüche, was zu einer Oberfläche mit hohem Traganteil durch Plateaus führte.

3.2 Prozess der Lasertexturierung

Zur Verbesserung der tribologischen Eigenschaften bei niedrigviskosen Zwischenmedien wurden Pellets und Platten (Abb. 2.1) mit Hilfe der Laserablation texturiert. Hierbei musste für die verwendeten Keramiken und Stähle der oberflächen- und materialspezifische Einfluss von Leistung, Frequenz und Vorschubgeschwindigkeit des Laserstrahls auf das Texturergebnis ermittelt werden. Auch zeigte sich bei der Prozessentwicklung, dass der Bearbeitungsablauf für verschiedene Texturmuster von entscheidender Bedeutung war.

3.2.1 Einfluss von Leistung, Frequenz und Verfahrensgeschwindigkeit

Die Bearbeitung von unterschiedlichen Oberflächen und Materialien durch Laserablation erforderte die genaue Ermittlung günstiger Prozessparameter. In Abb. 3.6 sind Isolinien für einzelne Laserspuren gleicher Tiefe ($d = 2, 4, 6 \mu\text{m}$) exemplarisch für die Materialien ZN101B, EKasic F und 100Cr6 mit variiertem Laserleistung und Verfahrensgeschwindigkeit bei 20 kHz dargestellt. Die keramischen Wirkflächen wurden vorher mit einer Diamantscheibe der Körnung D25 feingeschliffen. Die Oberfläche des vergüteten Stahls 100Cr6 wurde durch Feinschleifen auf den R_a -Wert von $0,10 \pm 0,01 \mu\text{m}$ eingestellt. Ergänzend sind die weiteren materialspezifischen Rauheitskennwerte in Abb. 3.4 wiedergegeben. Bei der Auswertung der erreichten Kanaltiefen zeigte sich, dass im Mittel bei identischer Verfahrensgeschwindigkeit und Laserleistung ein höherer Abtrag bei EKasic F im Vergleich zu ZN101B erfolgte (Abb. 3.6a und b). Dies konnte auf die unterschiedliche Einkopplung des Laserstrahls in die Oberfläche zurück geführt werden.

Weiterhin wurde im Rahmen dieser Arbeit der vergütete Stahl 100Cr6 mit texturierten Wirkflächen eingesetzt. Die lasergestützte Ablation unter Luftatmosphäre führte zur starken Oxidation der Bearbeitungsfläche. Abtragsversuche an einzelnen Kanälen unter Argonatmosphäre zeigten im Vergleich dazu kaum einen Einfluss auf die Kanaltiefen, wie sie in Abb. 3.6c und d wiedergegeben sind. Bei Verfahrensgeschwindigkeiten $\leq 100 \text{ mm/s}$ wurden geringere Kanaltiefen aufgrund von zerklüfteten Kanalgründen gemessen.

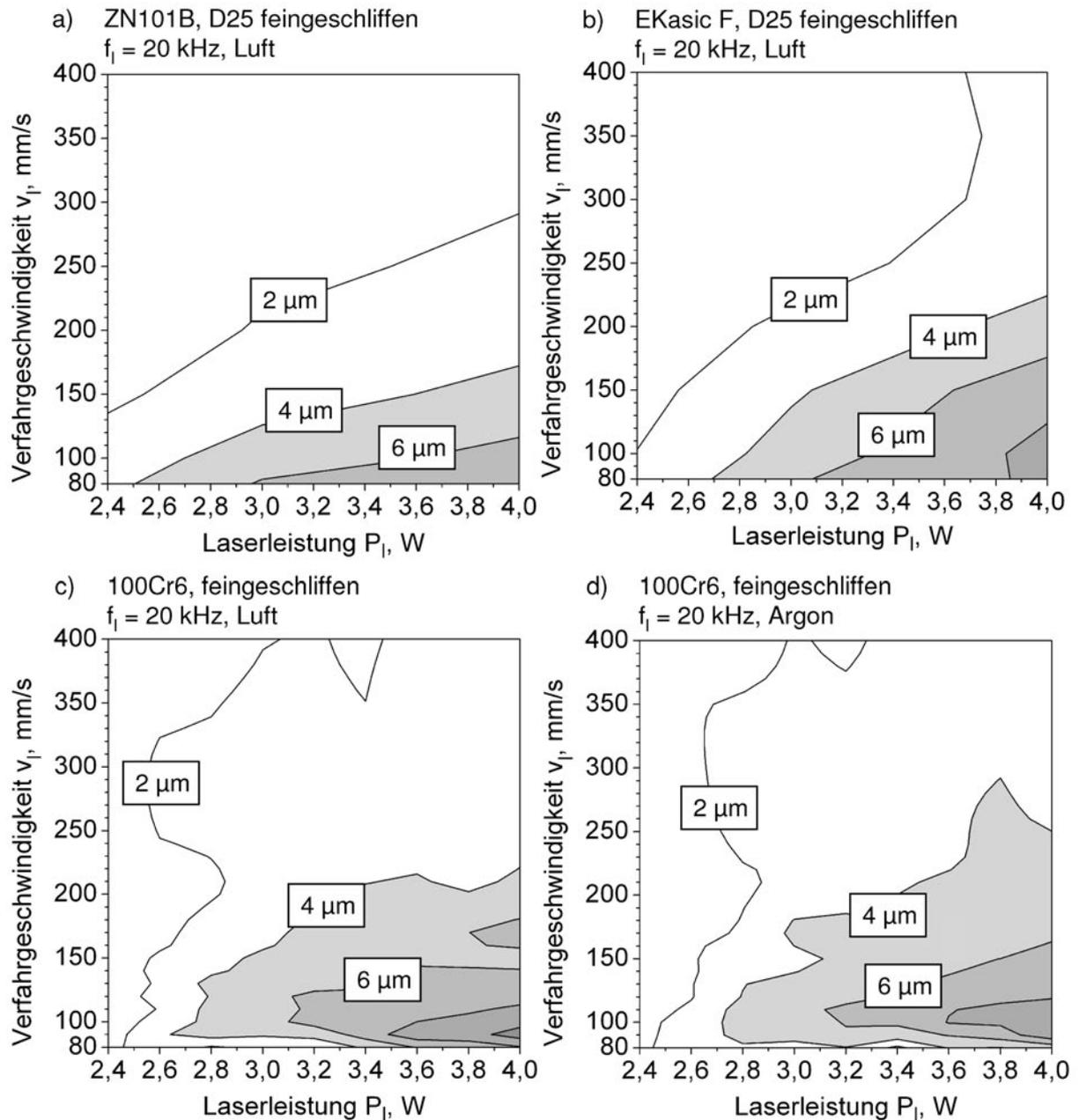


Abb. 3.6: Iso-Kanaltiefenlinien, hergestellt durch Laserablation auf D25 feingeschliffenen (a) ZN101B- und (b) EKasic F-Oberflächen unter Luftatmosphäre sowie auf feingeschliffenen 100Cr6 Oberflächen an (c) Luft- und (d) Argonatmosphäre bei $f_l = 20$ kHz.

Ergänzend wurden Ablationsversuche mit unterschiedlichen Frequenzen durchgeführt. Abbildung 3.7 zeigt exemplarisch für den vergüteten Stahl 100Cr6 die Variation der Frequenz von 20 kHz über 40 kHz bis zu 80 kHz. Die Verfahrensgeschwindigkeit des Laserstrahls wurde mit $v_l = 200$ mm/s und die Laserleistung mit $P_l = 3,4$ W gewählt. Die Bearbeitung erfolgte von rechts nach links durch parallel nebeneinander liegen-

de, ca. $25\ \mu\text{m}$ breite Laserspuren mit dem Bahnabstand von $5\ \mu\text{m}$. Bei $20\ \text{kHz}$ entstand ein gleichmäßiger Kanalgrund (Abb. 3.7a). Mit steigender Frequenz wurde aufgrund der geringeren Einzelpulsenergie der Anteil an Schmelze erhöht, was zu einem zerklüfteten Kanalgrund und geringem Abtrag führte (Abb. 3.7c).

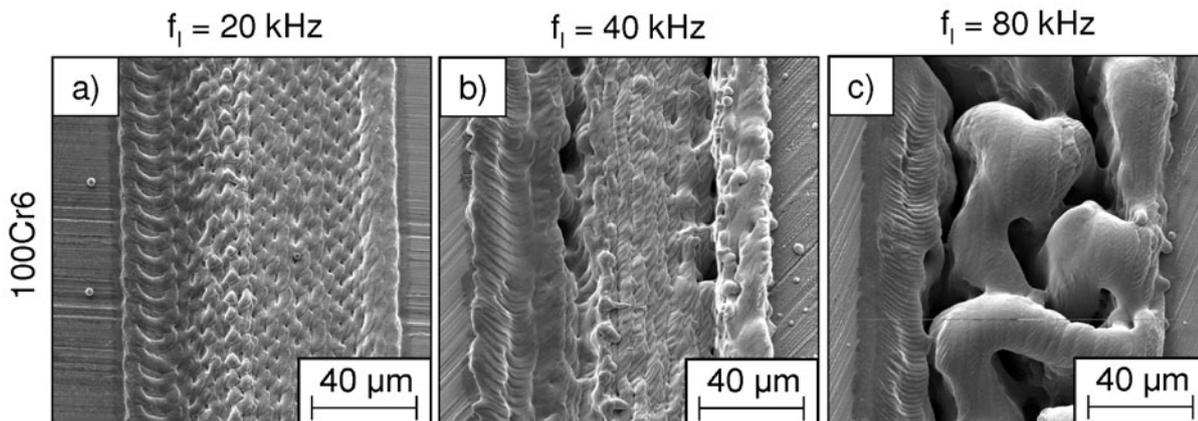


Abb. 3.7: REM-Aufnahmen von Kanälen mit der Breite von $100\ \mu\text{m}$ auf feingeschliffenen 100Cr6-Platten mit Frequenzen von (a) $20\ \text{kHz}$, (b) $40\ \text{kHz}$ und (c) $80\ \text{kHz}$ unter Argonatmosphäre mit $P_l = 3,4\ \text{W}$ sowie $v_l = 200\ \text{mm/s}$.

3.2.2 Einfluss der Bearbeitungsrichtung

Um kanalartige Texturelemente mit verschiedenen Breiten erzeugen zu können, wurden mehrere parallele Laserspuren mit dem Abstand von $d_l = 5\ \mu\text{m}$ auf den feingeschliffenen Oberflächen der verwendeten Werkstoffe erzeugt. Bei vergütetem 100Cr6 entstand bei unidirektionaler Bearbeitung auf der Vorschub abgewandten Seite ein einseitiger Schmelzaufwurf (Debris). Dies zeigt die rasterelektronenmikroskopische Aufnahme in Abb. 3.8a mit anfänglich feingeschliffener Oberfläche sehr deutlich. Auf der rechten Seite des Kanals wurde bei der Frequenz von $f_l = 80\ \text{kHz}$, der Leistung von $P_l = 23\ \%$ und der Geschwindigkeit des Laserstrahls von $v_l = 800\ \text{mm/s}$ unter Argonatmosphäre eine Randüberhöhung von ca. $5\ \mu\text{m}$ profilometrisch gemessen (Abb. 3.8c). Durch die bidirektionale Abarbeitung (Abb. 3.8b) der parallelen Spuren wurde ein symmetrischer Kanal mit der maximalen Randüberhöhung von $1\ \mu\text{m}$ realisiert. Die Kanalbreite erhöhte sich durch den veränderten Prozess von $100\ \mu\text{m}$ auf $105\ \mu\text{m}$ (Abb. 3.8d), was bei der weiteren Herstellung von Texturelementen berücksichtigt wurde.

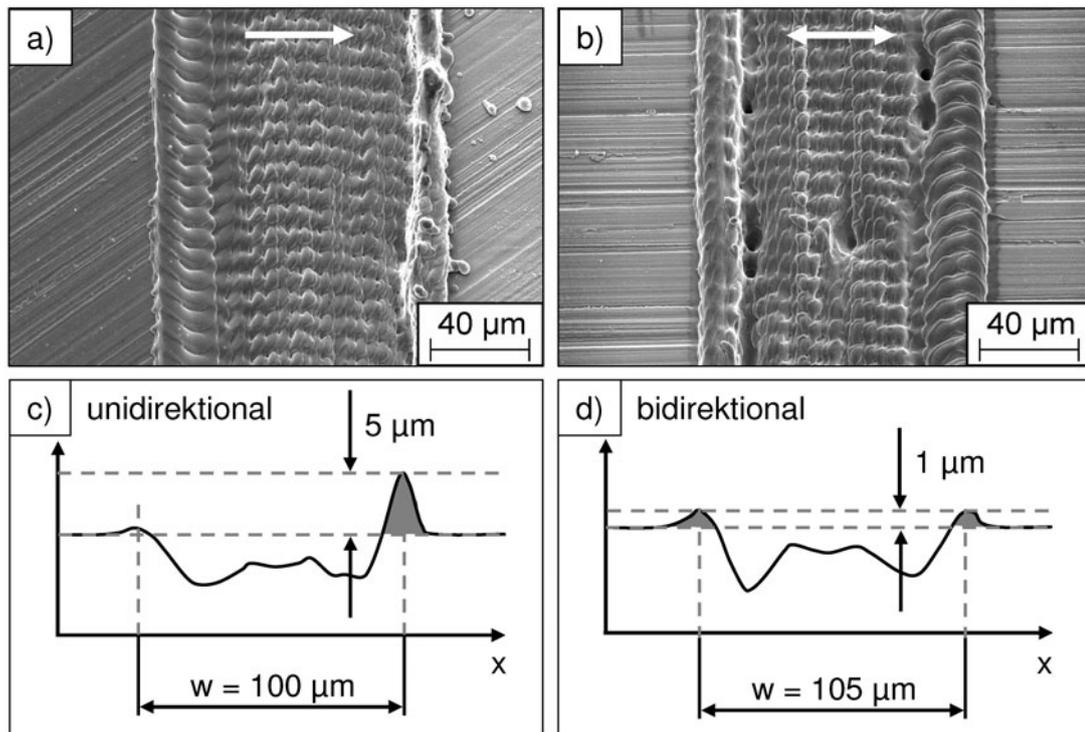


Abb. 3.8: REM-Aufnahmen von parallelen Testkanälen auf vergütetem 100Cr6 mit Variation der Bearbeitungsrichtung (a) unidirektional, (b) bidirektional und (c, d) die zugehörigen Tiefenprofile ($f_l = 80$ kHz, $P_l = 23$ %, $v_l = 800$ mm/s, Argonatmosphäre, Pfeile: Bearbeitungsrichtung der Laserspuren).

3.2.3 Variation des Bahnabstandes und Anzahl der Abtragsebenen

Zur Herstellung von unterschiedlich breiten Texturerelementen wurde eine Variation des Bahnabstandes von einzelnen, nebeneinander liegenden Laserspuren mit der Länge von 5 mm durchgeführt. Ebenso war ein wichtiger Faktor, wie viele Abtragsebenen zum Erreichen einer definierten Texturtiefe bei konstanten Laserprozessparametern notwendig waren. In Abb. 3.9a bis i sind exemplarisch für den vergüteten Stahl 100Cr6 mit $f_l = 80$ kHz, $P_l = 22$ %, $v_l = 800$ mm/s unter Argonatmosphäre und bidirektionaler Bearbeitung rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von Querschliffen und Draufsichten dargestellt. Der Bahnabstand verdoppelte sich in Abb. 3.9 von links nach rechts von $d_l = 5$ µm, 10 µm auf 20 µm. Von oben nach unten verdoppelten sich die abgetragenen Ebenen von 40, 80 zu 160. Die Vergrößerung des Bahnabstandes von $d_l = 5$ µm auf $d_l = 10$ µm führte bei 40 Abtragsebenen zu der Abnahme der Tiefe von 11 µm auf 5 µm. Durch die weitere Vergrößerung des Abstandes auf $d_l = 20$ µm konnte kein flächiger Ab-

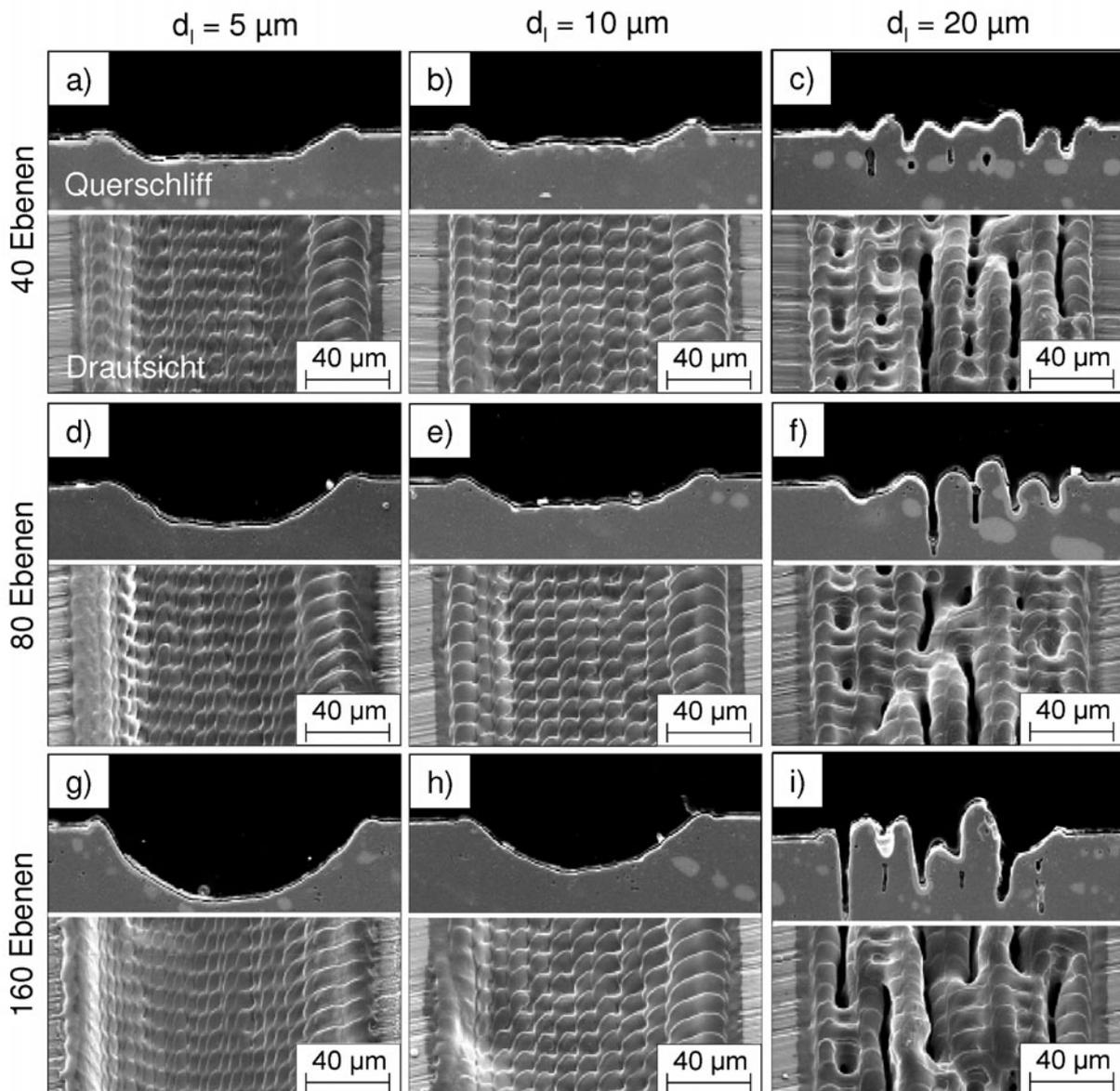


Abb. 3.9: REM-Aufnahmen von Querschliffen unter 90° und Draufsichten der Testkanäle mit Variation des Bahnabstandes und der Abtrageebenen ($f_l = 80$ kHz, $P_l = 22$ %, $v_l = 800$ mm/s, Argonatmosphäre, bidirektionale Bearbeitung).

trag mehr erzielt werden. Auf den Aufnahmen sind einzelne Laserspuren sichtbar, deren Tiefe bis $20\ \mu\text{m}$ in das Grundmaterial reichten. Durch die Verdoppelung der Abtrageebenen auf 80 bei identischem Bahnabstand von $20\ \mu\text{m}$ wurden zerklüftete Oberflächen und Laserspuren bis in die Tiefe von $20\ \mu\text{m}$ gemessen. Die Steigerung auf 160 Ebenen rief bei $d_l = 5\ \mu\text{m}$ und $d_l = 10\ \mu\text{m}$ eine halbrunde Kanalform mit der maximalen Kanaltiefe d von $47\ \mu\text{m}$ bzw. $d = 39\ \mu\text{m}$ hervor. Der Kanalgrund war unabhängig von der Anzahl der Abtrageebenen bis zu dem Bahnabstand von $d_l = 10\ \mu\text{m}$ gleichmäßig.

3.2.4 Bearbeitungsstrategien für Kanal- und Näpfchentexturen

Um für die tribologischen Versuche verschiedenartige Texturelemente durch Laserablation herstellen zu können, mussten geeignete Bearbeitungsstrategien entwickelt werden. In Abb. 3.10a ist ein Beispiel für die Erzeugung von näpfchenförmigen Texturelementen dargestellt. Diese konnten unter anderem durch die Füllung mit mehreren parallelen Linien, die nach jeder Abtragsebene um 90° gedreht wurden, gefertigt werden. Die kreisförmige Kontur des Näpfchens (gestrichelte Linie) wurde nicht mit dem Laserstrahl abgefahren. Das Resultat waren Näpfchen mit ebenem Boden, aber ohne definierte kreisrunde Kontur, was ergänzende REM-Bilder bestätigten (Abb. 3.10a). Durch die Veränderung des Prozesses derart, dass zwei konzentrische Kreise mit unterschiedlichen Durchmessern, die einmal im Uhrzeigersinn und anschließend entgegengesetzt abgefahren wurden, konnte eine bessere Qualität erzielt werden.

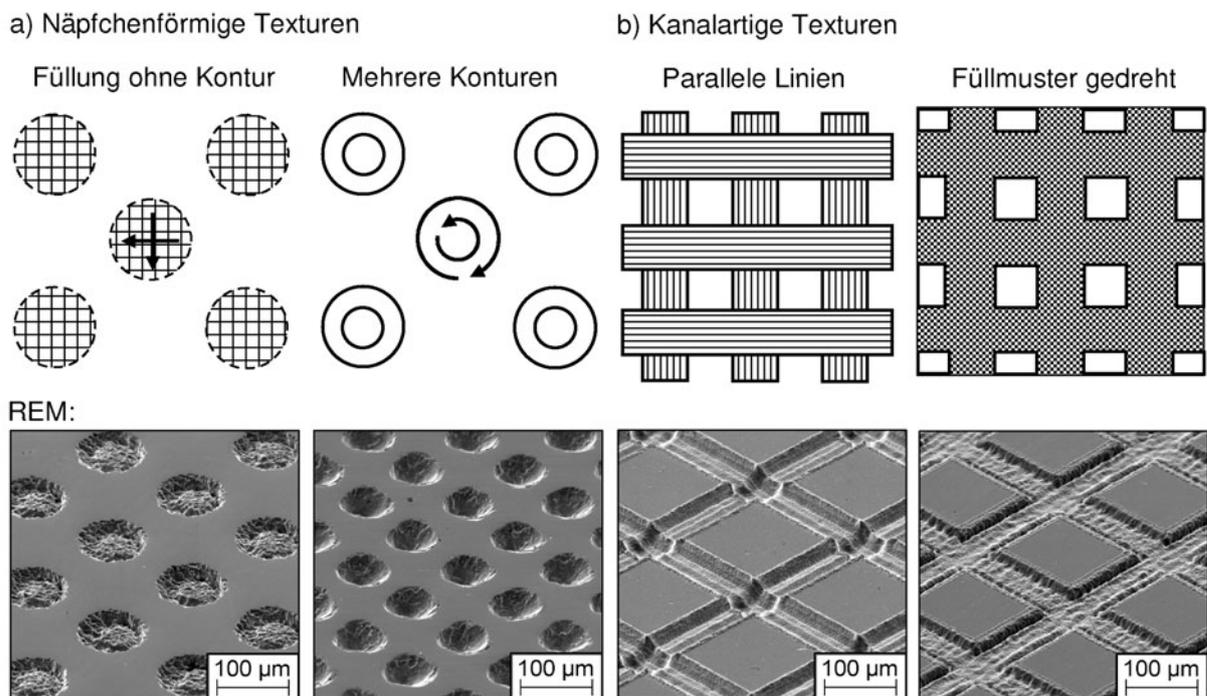


Abb. 3.10: Bearbeitungsstrategien zur Herstellung von (a) näpfchenförmigen und (b) kanalartigen Texturelementen.

Dieses Verfahren konnte bei kanalartigen Texturen, wie in Abb. 3.10b wiedergegeben, nicht angewendet werden. Hier wurde zunächst mit parallel verlaufenden Laserspuren längs jeder Kanalrichtung abgetragen. Dabei wurden bei Kanalüberkreuzungen Gebiete

doppelt bearbeitet, was zu starken lokalen Vertiefungen führte. Abhilfe brachte hier die Maskenbearbeitung. Dabei wurde im gesamten Bearbeitungsfeld eine Schraffur aus parallel verlaufenden Linien nach jeder abgetragenen Ebene um den Winkel von 37° gedreht. Bei diesem Drehwinkel war auch bei mehrfacher Drehung keine Überschneidung von einzelnen Laserspuren möglich. Die gewünschten quadratischen Plateaus zwischen den Kanälen wurden bei der Laserbearbeitung ausgespart. Durch die eigens entwickelten Prozessabläufe konnten gekreuzte Kanäle sowie längliche und runde Näpfchen erfolgreich hergestellt werden.

3.2.5 Erzeugte Texturformen bei runden Näpfchen

Für die tribologischen Untersuchungen wurden vorwiegend Näpfchen in verschiedenen Dimensionen hergestellt. In Abb. 3.11 sind exemplarisch Querschnittsprofile und die Auswertung der Formtreue für runde Näpfchen wiedergegeben.

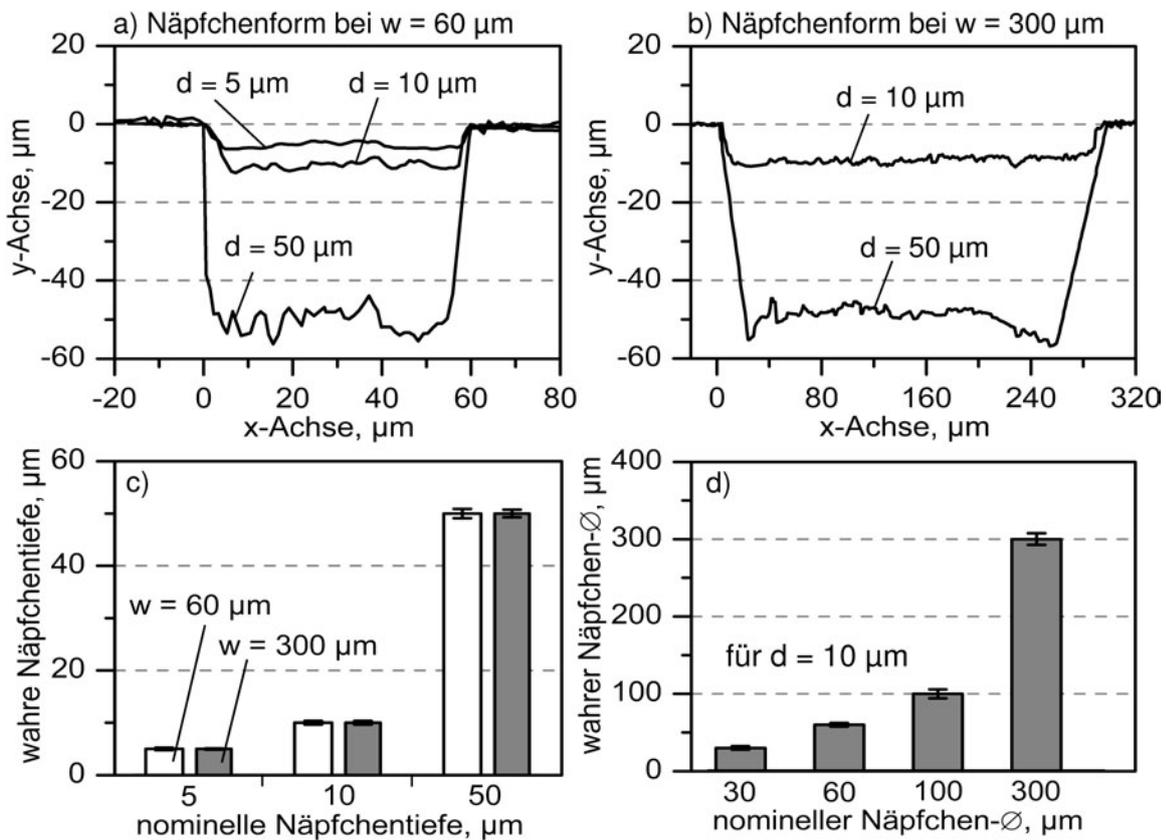


Abb. 3.11: FRT-Messungen von Näpfchenprofilen mit dem Durchmesser w von (a) $60 \mu\text{m}$, (b) $300 \mu\text{m}$ und Formtreue der runden Näpfchen bezüglich (c) Tiefe d und (d) Durchmesser w .

Runde Nöpfchen wurden mit dem Durchmesser von $w = 60 \mu\text{m}$ und den Tiefen von $d = 5, 10, 50 \mu\text{m}$ hergestellt (Abb. 3.11a). Die Nöpfchenränder wurden mit zunehmender Tiefe aufgrund des Gaussprofils des Laserstrahls steiler. Der Texturgrund war bei der Tiefe von $50 \mu\text{m}$ deutlich rauer als bei $5 \mu\text{m}$. Bei runden Nöpfchen mit dem Durchmesser von $300 \mu\text{m}$ konnte aufgrund des flächigeren Abtrags eine geringere Rauheit im Nöpfchenboden hergestellt werden (Abb. 3.11b). In Hinsicht auf die Formtreue, wurde eine maximale Abweichung der nominellen Nöpfchentiefe von ca. 5% und des Nöpfchendurchmessers von ca. 7% ermittelt (Abb. 3.11c und d).

3.3 Tribologisches Verhalten untexturierter Keramik/Keramik-Gleitpaarungen

Zu Beginn wurde das Reibungs- und Verschleißverhalten von verschiedenen keramischen Selbstpaarungen untersucht. Es wurden D25 feingeschliffene oxidische Paarungen aus F99,7 (Al_2O_3), ZN101B (ZrO_2), SN80 ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$) miteinander gepaart. Dabei zeigte sich, dass bei Paarungen von F99,7 schon nach wenigen Metern Gleitweg die hohe Reibungszahl von $\mu = 0,75$ erreicht wurde (Abb. 3.12a).

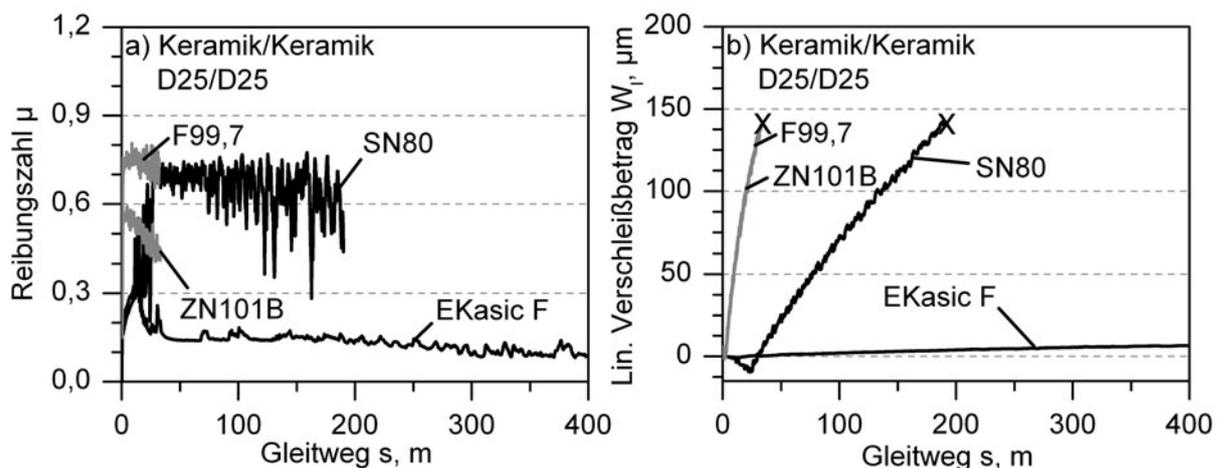


Abb. 3.12: (a) Reibungszahl und (b) linearer Verschleißbetrag W_l für verschiedene keramische Selbstpaarungen in Isooktan, aufgetragen über den Gleitweg von 400 m ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

Im weiteren Verlauf bis 34 m Gleitweg wurden Reibungszahlschwankungen zwischen 0,80 und 0,67 gemessen. Bei ZN101B-Selbstpaarungen zeigte sich ein abfallender Reibungszahlverlauf von $\mu = 0,59$ nach wenigen Metern auf $\mu = 0,42$ nach ca. 36 m Gleitweg.

Die Versuche an beiden Paarungen mussten aufgrund des hohen linearen Verschleißbetrages von $140\ \mu\text{m}$ abgebrochen werden. Durch den Einsatz von SN80-Mischkeramik wurde der mögliche Gleitweg bis zum Erreichen der vorgegebenen Verschleißgrenze von $140\ \mu\text{m}$ auf ca. $190\ \text{m}$ erhöht. Die Reibungszahl lag bis ca. $20\ \text{m}$ bei $\mu = 0,20$, stieg dann innerhalb von $16\ \text{m}$ auf $0,71$ und resultierte am Ende des Versuches bei stark schwankenden Werten zwischen $\mu = 0,70$ und $\mu = 0,60$. Für die nichtoxidische EKasic F-Selbstpaarung wurde ein deutlich günstigeres Reibungsverhalten ermittelt. Zu Beginn zeigte sich bei etwa $20\ \text{m}$ Gleitweg ein ausgeprägtes Einlaufverhalten mit Werten der Reibungszahl von $0,30$. Diese reduzierten sich jedoch mit zunehmendem Gleitweg auf niedrige Werte von $\mu = 0,11$ nach $400\ \text{m}$ Gleitweg. Beim linearen Verschleißbetrag wurden nach $400\ \text{m}$ Gleitweg Werte von ca. $8\ \mu\text{m}$ gemessen.

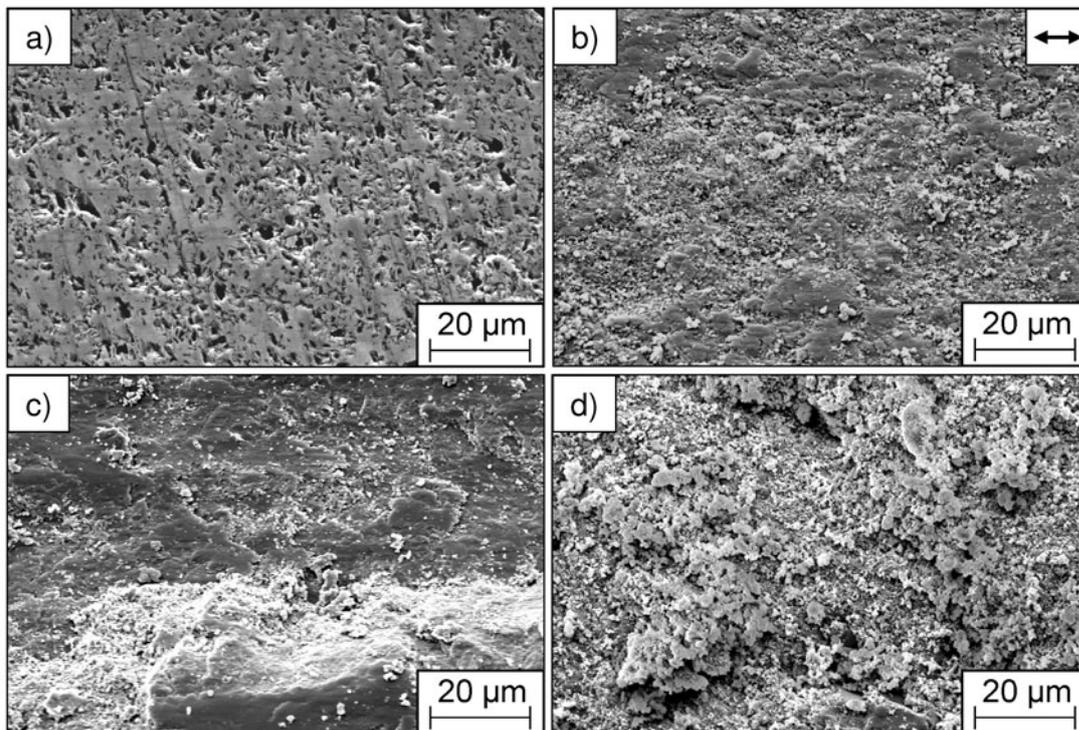


Abb. 3.13: REM-Aufnahmen der in Isooktan beanspruchten Platten nach Versuchsende von (a) EKasic F ($400\ \text{m}$), (b) SN80 ($190\ \text{m}$), (c) ZN101B ($32\ \text{m}$) und (d) F99,7 ($33\ \text{m}$) ($F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

Die niedrige Reibungszahl und der geringe Verschleißbetrag spiegeln sich auch auf der verschlissenen keramischen EKasic F-Platte nach $400\ \text{m}$ Gleitweg wieder (Abb. 3.13a). Deutlich waren noch die Schleifriefen und Restkavitäten auf der Wirkfläche erkennbar. Anfängliche Rauheiten wurden im Versuch eingelätet. Die untersuchten Oxidkeramiken wiesen dagegen alle eine stark geschädigte Funktionsfläche auf (Abb. 3.13b, c, d). Bei der

Mischkeramik SN80 (Abb. 3.13b) und der Aluminiumoxidkeramik F99,7 (Abb. 3.13d) fanden sich lose Verschleißpartikel in der Kontaktfläche wieder. Diese waren auch auf der Oberfläche der Zirkonoxidkeramik ZN101B sichtbar (Abb. 3.13c) und führten zu einer kompaktierten Deckschicht.

3.4 Einflussfaktoren auf das tribologische Verhalten untexturierter Stahl/Keramik-Gleitpaarungen

Weil keramische Selbstpaarungen weniger tolerant gegenüber Einbau- und Fluchtungsfehler sind und eine geringere Sicherheit bei stoßartiger Belastung des Systems bieten, sind zur Einbindung in technische Systeme Stahl/Keramik-Gleitpaarungen von besonderem Interesse. Aus diesem Grund wurden Untersuchungen an ausgewählten Stahl/Keramik-Gleitpaarungen unter Tauchschmierung mit verschiedenen Wirkflächenrauheiten, Werkstoffen, Zwischenstoffen und Probengeometrien durchgeführt.

3.4.1 Hartbearbeitung

Untersuchungen zur Auswahl einer geeigneten Hartbearbeitung der keramischen Platten wurden an den Paarungen 100Cr6/EKasic F und 100Cr6/ZN101B durchgeführt. Dazu wurden die keramischen Wirkflächen mit unterschiedlichen Diamantscheiben feingeschliffen oder vereinzelt mit Diamantsuspension poliert. Die Stahlpelletwirkflächen wurden jeweils nach Abb. 3.4 mit dem R_a -Wert von $0,10 \pm 0,01 \mu\text{m}$ eingesetzt. Im Reibungsverlauf zeigte sich bei 100Cr6/EKasic F-Paarungen, dass mit polierten Platten bei Versuchsbeginn die niedrigste Reibungszahl mit $\mu = 0,13$ erreicht wurde (Abb. 3.14a). Im weiteren Verlauf stieg diese auf $\mu = 0,17$ bis 4000 m Gleitweg an. Anfängliche Reibungszahlüberhöhungen wurden bei Versuchen mit geschliffenen Wirkflächen gemessen. Dabei zeigten die D25 feingeschliffenen Gleitpaarungen im ersten Versuchsbereich bis 1000 m Gleitweg die höchste Reibungszahl von $\mu = 0,33$ und die mit D91 geschliffenen Wirkflächen mit $\mu = 0,19$ die niedrigste. Bei 4000 m erzielte sowohl die D25 als auch D46 geschliffene Gleitpaarung vergleichbare quasistationäre Werte der Reibungszahl von $0,19 \pm 0,01$.

Die Verläufe der linearen Verschleißbeträge der Paarungen 100Cr6/EKasic F zeigten unabhängig von der Plattenbearbeitung bis 100 m Gleitweg einen Schichtaufbau (negative W_l -Werte, Abb. 3.14c). An Paarungen mit polierten Wirkflächen wurde nachfolgend keine

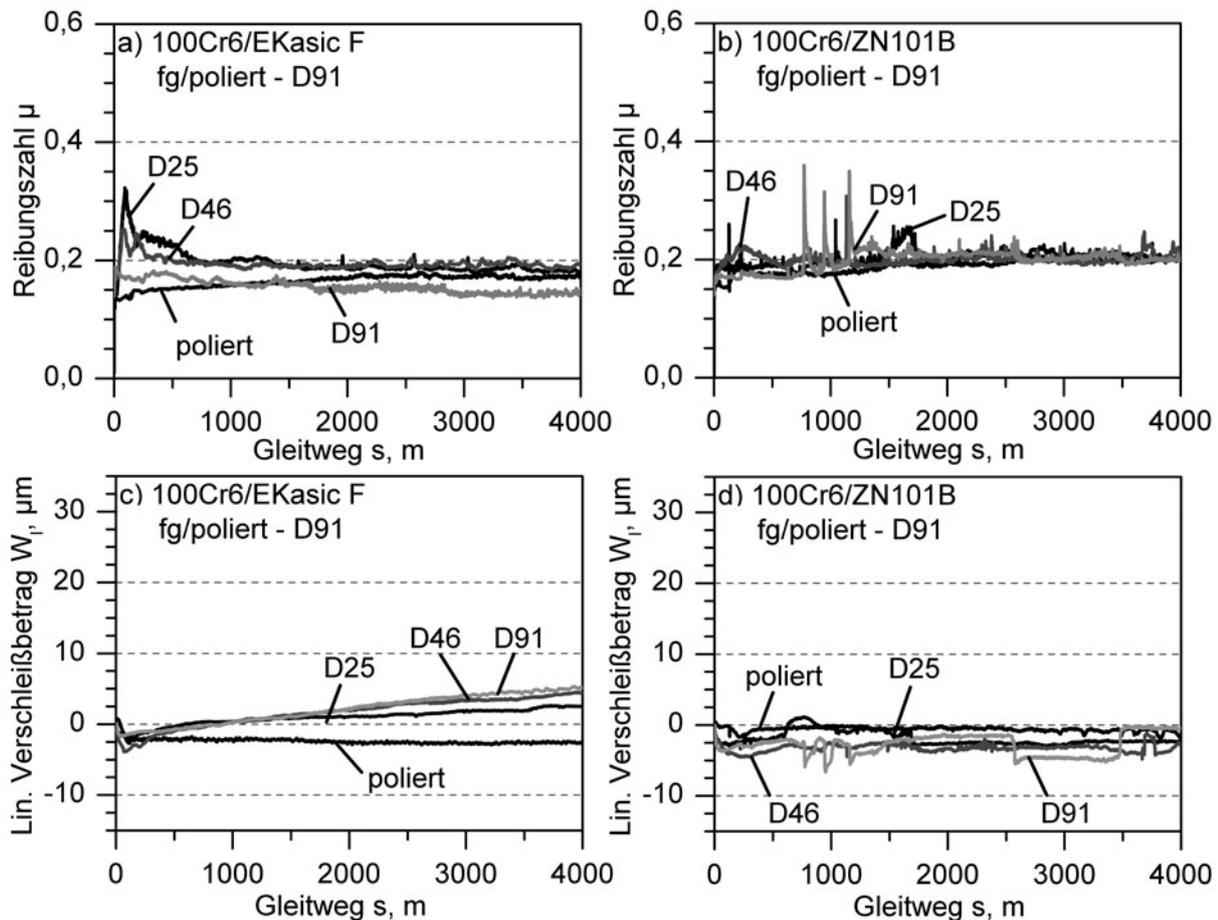


Abb. 3.14: Einfluss der keramischen Wirkflächenbearbeitung (poliert, D25, D46, D91) auf das Reibungs- und Verschleißverhalten von 100Cr6/EKasic F (a, c) und 100Cr6/ZN101B (b, d) unter Standardbedingungen in Isooktan ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$, $s = 4000 \text{ m}$).

Änderung des Verschleißbetrages gemessen. Bei den geschliffenen Wirkflächen konnte man dagegen einen linearen Anstieg des Verschleißbetrages über die gesamten 4000 m Gleitweg messen, welcher am Ende im maximalen Verschleißbetrag von 2 μm (D25), 5 μm (D46) bzw. 6 μm (D91) resultierte.

Die Reibungsverläufe der 100Cr6/ZN101B-Paarungen verliefen dagegen über den gesamten Gleitweg im Mittel bei $\mu = 0,19$ (Abb. 3.14b). Ausgeprägte temporäre Überhöhungen der Reibungszahl bis $\mu = 0,36$ wurden vorwiegend bei D91 grobgeschliffenen Funktionsflächen im Verlauf sichtbar. Beim linearen Verschleißbetrag wurden bei diesen Gleitpaarungen aufgrund von Materialübertrag vom Stahlpellet auf die keramische Platte negative Werte bis $W_l = -5 \mu\text{m}$ gemessen (Abb. 3.14d).

Die Abbildungen 3.15a bis h zeigen REM-Aufnahmen der beanspruchten keramischen

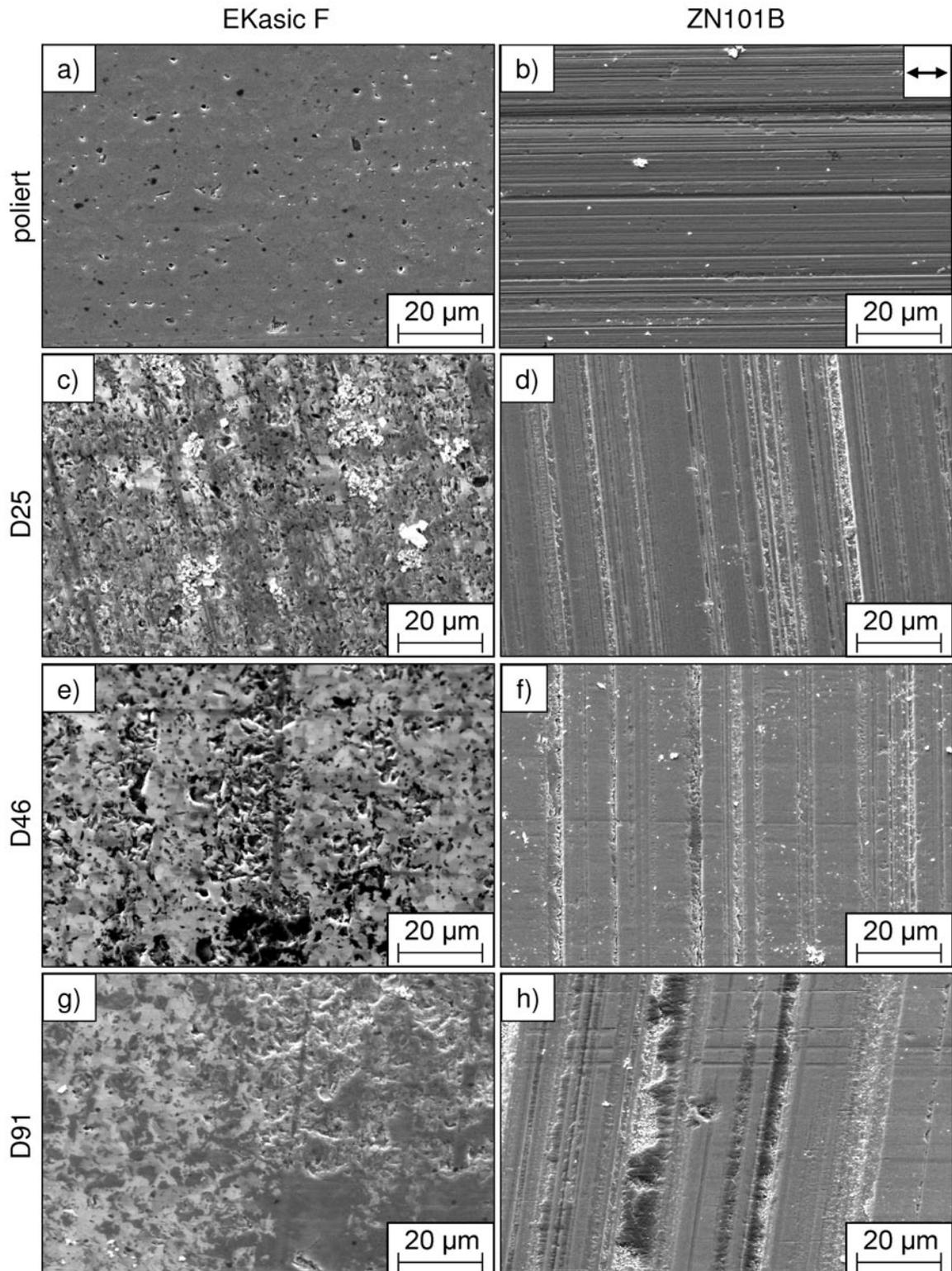


Abb. 3.15: REM-Aufnahmen der Funktionsflächen der Paarung 100Cr6 (vergütet) gegen (a, c, e, g) EKasic F sowie gegen (b, d, f, h) ZN101B mit (a, b) polierter, (c, d) D25, (e, f) D46 und (g, h) D91 anfänglich geschliffener Platten-Wirkfläche in Isooktan nach 4000 m Gleitweg ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm, Pfeil: Gleitrichtung).

Platten nach 4000 m Gleitweg. Auf den polierten EKasic F-Platten waren lediglich einzelne Kavitäten in Korngröße des SiC-Materials sichtbar (Abb. 3.15a). Die vor dem Versuch geschliffenen Oberflächen wiesen partiell die anfänglichen Schleifriefen der Hartbearbeitung 90° zur Gleitrichtung (Abb. 3.15c, e, g) auf. Mit der zunehmend raueren Funktionsfläche war Materialübertrag vom vergüteten 100Cr6-Pellet auf der SiC-Wirkfläche zu finden. Auf der beanspruchten Wirkfläche der Zirkonoxidkeramik ZN101B waren nach Versuchsende gegen vergüteten 100Cr6 auf der polierten Platte Furchungen in Gleitrichtung zu erkennen (Abb. 3.15b). Die unterschiedlich geschliffenen Funktionsflächen zeigten jedoch noch nach 4000 m Gleitweg die anfänglichen Schleifriefen. Allerdings wurde mit zunehmender Rauheit wie auch bei EKasic F ein metallischer Materialübertrag in den ursprünglichen Schleifriefen sichtbar (Abb. 3.15h).

Die polierten keramischen Wirkflächen zeigten im Vergleich zu geschliffenen in Paarung mit vergütetem 100Cr6 in der Einlaufphase bis 1000 m Gleitweg die niedrigeren Werte der Reibungszahl. Allerdings wurde im stationären Reibungszahlverlauf bis 4000 m Gleitweg keine signifikante Reduktion der Reibungszahl erzielt. Aufgrund des hohen fertigungstechnischen Aufwandes und den damit verbundenen Kosten für die Herstellung von polierten Wirkflächen wurde im Hinblick auf den industriellen Einsatz die feingeschliffene Funktionsfläche mit D25 als ausreichend bewertet und im weiteren Verlauf der Untersuchungen verwendet.

3.4.2 Plattenmaterial

In weiteren Versuchsreihen wurde im Vergleich zu Gleitpaarungen mit EKasic F bzw. ZN101B das tribologische Verhalten von anderen handelsüblichen Oxidkeramiken mit D25-feingeschliffener Wirkfläche gegen den vergüteten Stahl 100Cr6 (Pellet: Typ A, Abb. 2.1) untersucht.

In Abb. 3.16a und b sind die Reibungszahl und der lineare Verschleißbetrag W_l der Zirkonoxidkeramik PSZ-MgO, der Mischkeramik SN80 sowie von zwei Aluminiumoxidkeramiken F99,7 und HTC99,9 in Paarung gegen vergüteten 100Cr6 für den Gleitweg von 4000 m wiedergegeben. Die Paarungen mit SN80, F99,7 und HTC99,9 führten tendenziell zu höheren Werten der Reibungszahl von $\mu = 0,33$ als die mit Magnesiumoxid teilstabilisierte PSZ-MgO-Zirkonoxidkeramik mit $\mu = 0,21$. Die F99,7-Keramik zeigte ab ca. 2300 m Gleitweg einen Anstieg der Reibungszahl auf Werte von $\mu = 0,33$, die wiederum nach 3500 m in die anfänglichen Werte von $\mu = 0,24$ bis zum

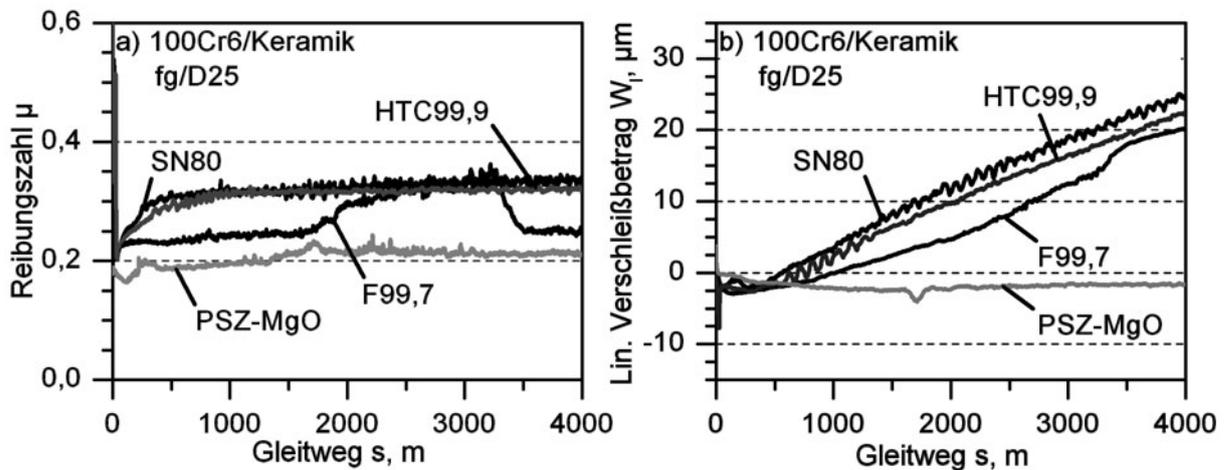


Abb. 3.16: (a) Reibungszahl und (b) linearer Verschleißbetrag W_l für verschiedene 100Cr6/Oxidkeramik-Paarungen in Isooktan, aufgetragen über den Gleitweg bis 4000 m ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm).

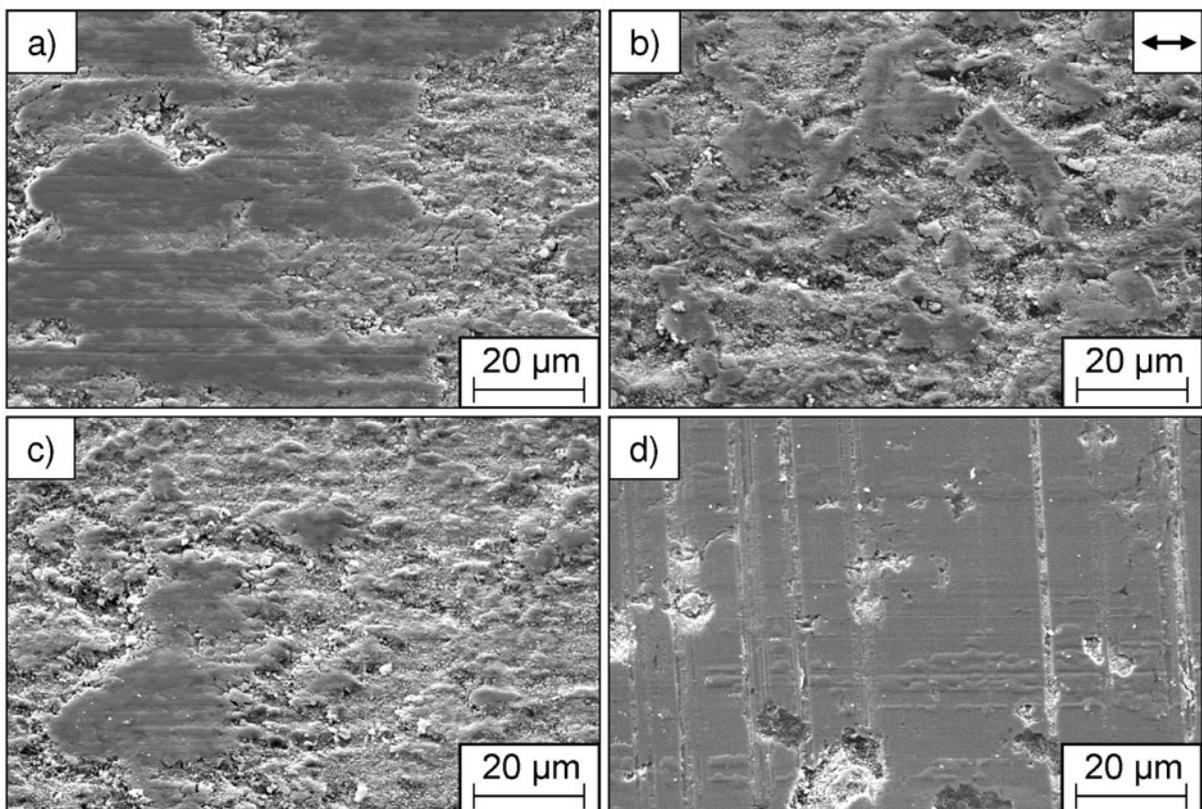


Abb. 3.17: REM-Aufnahmen von keramischen Plattenwirkflächen der Paarungen 100Cr6 gegen (a) SN80, (b) F99,7, (c) HTC99,9 und (d) PSZ-MgO nach 4000 m in Isooktan ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm, Pfeil: Gleitrichtung).

Ende des Versuchs übergangen. Dieser temporäre Anstieg und Abfall wurde bei allen 100Cr6/F99,7-Paarungen nach unterschiedlichen Gleitwegen ermittelt. Weiterhin wurden Reibungszahlüberhöhungen bis auf $\mu = 0,54$ zu Versuchsbeginn bei allen Paarungen mit Aluminiumoxid gemessen. Die hohen Werte der Reibungszahl spiegelten sich auch im gemessenen linearen Verschleißbetrag nach 4000 m Gleitweg mit $W_l = 25 \mu\text{m}$ (SN80), $W_l = 22 \mu\text{m}$ (HTC99,9) und $W_l = 20 \mu\text{m}$ (F99,7) wieder. Die Verschleißintensitäten waren nach 400 m Gleitweg mit ca. $7,3 \cdot 10^{-3} \mu\text{m}/\text{m}$ konstant. Die Gleitpaarung mit PSZ-MgO-Keramik zeigte als Folge von Materialübertrag negative Werte des Verschleißbetrages von $-2,5 \mu\text{m}$ nach 4000 m Gleitweg. In Abb. 3.17a bis d sind REM-Aufnahmen der verschlissenen keramischen Plattenwirkflächen nach dem Gleitweg von 4000 m in Isooktan wiedergegeben. Es wurde Materialübertrag vom Stahlpellet auf die Wirkflächen von SN80 (Abb. 3.17a), F99,7 (Abb. 3.17b) und HTC99,9 (Abb. 3.17c) nachgewiesen. Die anfänglichen Kavitäten der feingeschliffenen Keramiken waren fast vollständig durch metallischen Übertrag und Verschleißpartikel gefüllt. In Abb. 3.18a ist beispielhaft die REM-Aufnahme einer über 4000 m Gleitweg beanspruchten F99,7-Platte wiedergegeben. Im Ausschnitt EDX1 wurde die Analyse in Abb. 3.18b durchgeführt. Als Ergebnis wurde in Ma.-% ein Anteil von 26,52 C, 33,68 O, 37,76 Fe und 2,04 Al gemessen, was auf einen Materialübertrag vom Pellet auf die Platte zurückzuführen war. Die Wirkfläche der PSZ-MgO-Keramik zeigte hingegen weniger Materialübertrag (Abb. 3.17d). Hier waren nach Versuchsende auf den REM-Aufnahmen die ursprünglichen Schleifriefen unter ca. 90° zur Gleitrichtung erkennbar.

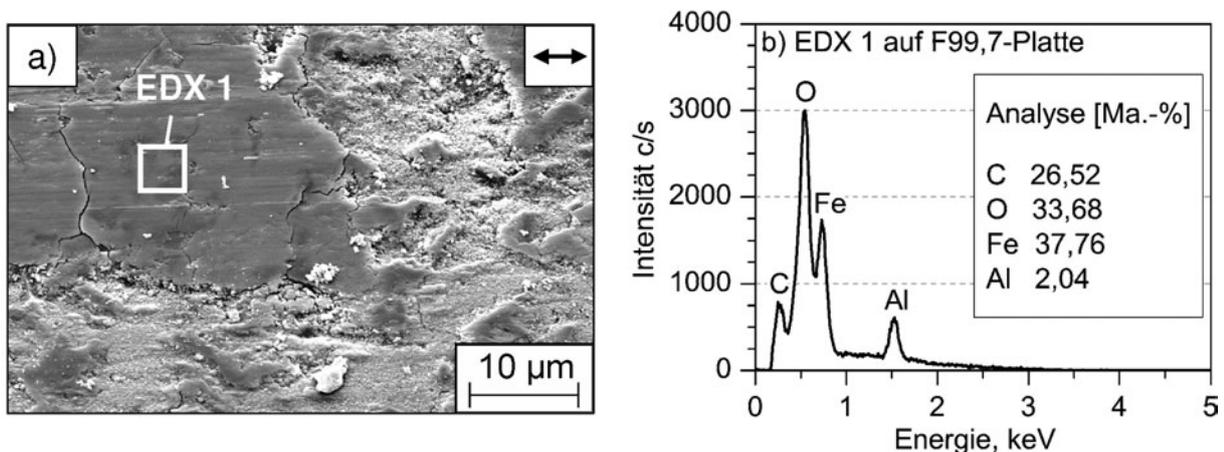


Abb. 3.18: (a) REM-Aufnahme der in Isooktan gegen vergüteten 100Cr6-Stahl beanspruchten F99,7-Platte und (b) EDX-Analyse des Materialübertrags ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

Die Versuchsreihen mit D25 feingeschliffenen keramischen Platten in Paarung gegen vergütete 100Cr6-Pellets in Isooktan zeigten bis auf die Variation mit 100Cr6/PSZ-MgO aufgrund von Materialübertrag ein unzureichendes Reibungs- und Verschleißverhalten. Diese Paarungen sind daher nicht für den Einsatz im Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ geeignet und wurden nicht mehr genauer untersucht.

3.4.3 Zwischenstoff

Für technische Anwendungen von Gleitpaarungen war die Untersuchung des tribologischen Verhaltens bei unterschiedlichen Zwischenstoffen von großer Bedeutung. Daher wurden im Vergleich zu Versuchen mit Isooktan als Modellstoff für Ottokraftstoff auch mit Ethanol, destilliertem Wasser (als Referenz) und handelsüblichem Super Benzin (Marke Aral) Untersuchungen an 100Cr6/EKasic F- und 100Cr6/ZN101B-Paarungen durchgeführt. Der Stahl 100Cr6 wurde im vergüteten Zustand mit der Pelletform Typ A (Abb. 2.1) und kreisrunder Kontaktfläche mit 6 mm Durchmesser eingesetzt.

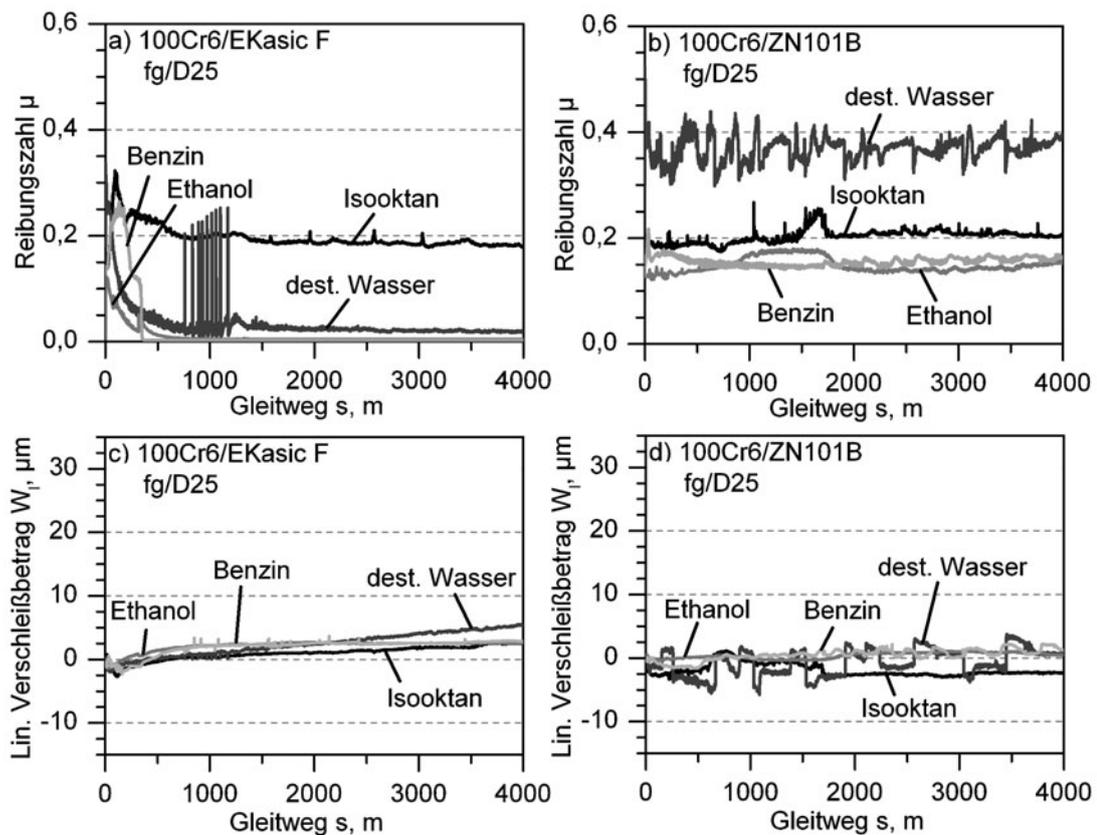


Abb. 3.19: Einfluss der Zwischenstoffe Isooktan, Ethanol, destilliertes Wasser und Super Benzin auf die Reibungszahl und den linearen Verschleißbetrag, aufgetragen über den Gleitweg von 4000 m für die Paarungen (a, c) 100Cr6/EKasic F und (b, d) 100Cr6/ZN101B ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

In Abb. 3.19a und b sind Reibungszahlverläufe von 100Cr6/EKasic F- und 100Cr6/ZN101B-Paarungen über den Gleitweg von 4000 m in den verschiedenen niedrigviskosen Medien dargestellt. Bei allen Versuchen mit D25 feingeschliffenen EKasic F-Platten wurde medienunabhängig ein ausgeprägtes Einlaufverhalten mit Werten der Reibungszahl von bis zu $\mu = 0,32$ (Isooktan) gemessen. Dieses Verhalten zeigte sich bei D25 feingeschliffenen 100Cr6/ZN101B-Gleitpaarungen nicht. Hier war die quasistationäre Reibungszahl nach wenigen Metern Gleitweg mit $\mu_{100m} = 0,37$ (dest. Wasser), $\mu_{50m} = 0,20$ (Isooktan), $\mu_{500m} = 0,15$ (Super Benzin) und $\mu_{30m} = 0,14$ (Ethanol) erreicht. Die Paarungen mit EKasic F erzielten sowohl mit destilliertem Wasser und Super Benzin als auch mit Ethanol stationäre Werte der Reibungszahl von $\mu_{4000m} \leq 0,05$. Der höchste lineare Verschleißbetrag wurde bei der Paarung 100Cr6/EKasic F in destilliertem Wasser mit $W_l = 6 \mu\text{m}$ nach dem Gleitweg von 4000 m gemessen (Abb. 3.19c). Die hohe Reibungszahl bei der 100Cr6/ZN101B-Gleitpaarung spiegelte sich in Wasser nicht wie erwartet in einem hohen linearen Verschleißbetrag wieder. Vielmehr führten ab 1600 m Gleitweg Schichten aus verdichteten Verschleißpartikeln zu negativen Werten des linearen Verschleißbetrages (Abb. 3.19d).

Die Versuche zeigten, dass bei Isooktan im Vergleich zu Super Benzin oder Ethanol höhere Werte der Reibungszahl bei 100Cr6/EKasic F- und 100Cr6/ZN101B-Paarungen gemessen wurden. Daher wurde mit Isooktan als Modellstoff für Benzin eine konservative Abschätzung mit der höheren Reibungszahl gewählt. Der Einsatz von Ethanol als biogener Kraftstoff führte zu niedrigen Werten der Reibungszahl und des linearen Verschleißbetrages.

3.4.4 Pelletradius

Als konstruktiv wichtige Größe wurde der Einfluss des Pelletradius R_{PE} an vergütetem 100Cr6 in Paarung mit D25 feingeschliffenen EKasic F- und ZN101B-Platten untersucht. In Abb. 3.20a und b ist die Reibungszahl über den Gesamtgleitweg für Pellets mit dem Radius von $R_{PE} = 7,5 \text{ mm}$ (Typ A, Abb. 2.1), 25 mm (Typ B, Abb. 2.1) und 100 mm (Typ C, Abb. 2.1) aufgetragen. Messungen bei der Paarung 100Cr6/EKasic F zeigten bei allen Pelletradien bis ca. 100 m Gleitweg die hohe Reibungszahl mit Werten von $\mu = 0,33$. Im weiteren Verlauf bis 4000 m wurden keine signifikanten Unterschiede im Verlauf der Reibungszahl gemessen. Die anfänglich hohen Werte der Reibungszahl wurden in der Paarung mit Zirkonoxidplatten nicht aufgezeichnet. Die Reibungszahl verlief über den gesamten Gleitweg von 4000 m knapp unterhalb von $\mu = 0,20$.

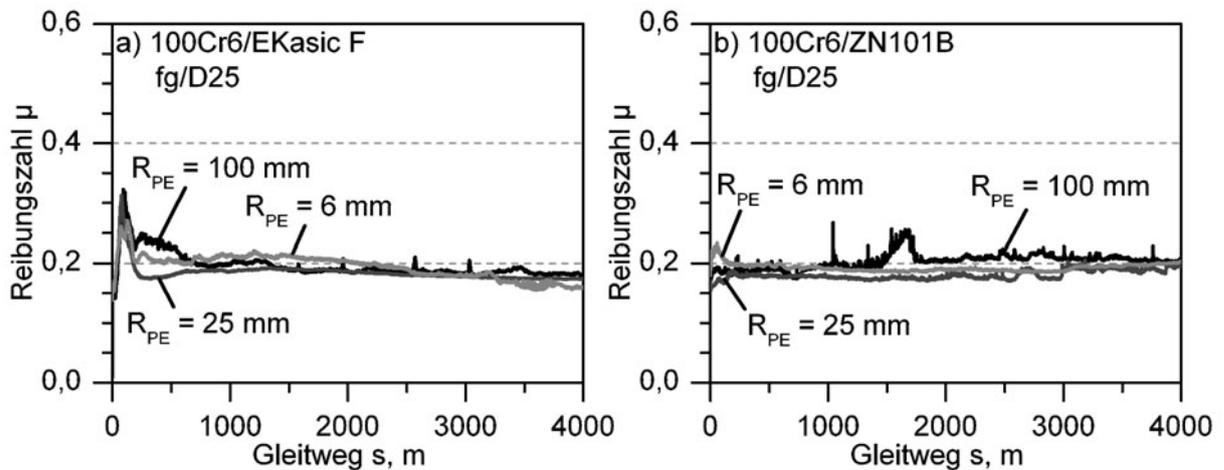


Abb. 3.20: Reibungszahlverläufe über den Gleitweg von 4000 m für (a) 100Cr6/EKasic F- und (b) 100Cr6/ZN101B-Paarungen mit unterschiedlichen Pelletradien ($R_{PE} = 7,5$ mm, 25 mm und 100 mm) in Isooktan ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm).

Zusammenfassend konnte weder bei 100Cr6/EKasic F- noch bei 100Cr6/ZN101B-Paarungen ein wesentlicher, messbarer Einfluss des Pelletradius auf den Reibungszahlverlauf festgestellt werden.

3.4.5 Pelletmaterial

In weiteren Versuchsreihen wurde der Einfluss von unterschiedlichen Pelletmaterialien wie dem Kohlenstoffstahl C80, dem Wälzlagerstahl 100Cr6 und dem rostfreien Stahl X105CrMo17 im vergüteten Zustand, mit der jeweiligen Härte von 790HV30, auf das Reibungs- und Verschleißverhalten in Paarung mit EKasic F und ZN101B untersucht. Als Pelletgeometrie wurde bei C80- und 100Cr6-Stahl der Typ A und bei X105CrMo17-Stahl der Typ C (Abb. 2.1) mit jeweils kreisrunder Kontaktfläche mit dem Durchmesser von 6 mm eingesetzt. In Abb. 3.21a und b sind Reibungszahlverläufe über den Gleitweg von 4000 m in Isooktan wiedergegeben. Alle Gleitpaarungen gegen D25 feingeschliffene EKasic F-Platten zeigten zu Beginn einen Einlaufbereich bis ca. 1500 m mit der maximalen Reibungszahl von $\mu = 0,34$ (X105CrMo17), $\mu = 0,31$ (100Cr6) und $\mu = 0,25$ (C80). Bei Versuchsende wurden quasistationäre Werte von $\mu_{4000m} = 0,25$ (X105CrMo17), $\mu_{4000m} = 0,19$ (100Cr6) und $\mu_{4000m} = 0,14$ (C80) erreicht. Während sich die Reibungszahlverläufe im Niveau bei den verschiedenen Stählen in Paarung zu EKasic F stark unterschieden, lagen die Paarungen gegen ZN101B ab 400 m Gleitweg bis auf wenige temporäre Reibungszahlüberhöhungen in dem Bereich von $\mu = 0,17$ bis 0,21. Des Weiteren traten keine signifikanten Einlaufeffekte auf.

Aufgrund der unterschiedlichen Pelletradien (C80, 100Cr6 Typ A ($R_{Pe} = 100 \text{ mm}$), X105CrMo17 Typ C ($R_{Pe} = 7,5 \text{ mm}$), Abb. 2.1) wurde der volumetrische Verschleißkoeffizient nach Versuchsende durch Gleichung 2.13 berechnet. Der höchste Wert wurde, wie in Abb. 3.21 dargestellt, bei der Paarung C80/EKasic F mit $k_v = 2,2 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ und der niedrigste bei den Paarungen X105CrMo17/ZN101B bzw. 100Cr6/ZN101B mit $1,2 \cdot 10^{-9} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ aus den Messdaten über 4000 m Gleitweg berechnet.

Die Funktionsflächen der Pellets und Platten nach 4000 m Gleitweg in Isooktan sind in Abb. 3.22a bis c für Stahl/EKasic F-Paarungen wiedergegeben. Anfängliche Schleifriefen durch die Feinbearbeitung unter 90° zur Gleitrichtung konnten auf den Pelletwirkflächen nicht mehr festgestellt werden. Vielmehr waren in Hubrichtung Furchungen erkennbar, die in der Anzahl von C80 über 100Cr6 zu X105CrMo17 abnahmen. Bei den keramischen Platten konnten anfängliche Schleifriefen (Abb. 3.5f) nach Versuchsende nur in Paarung

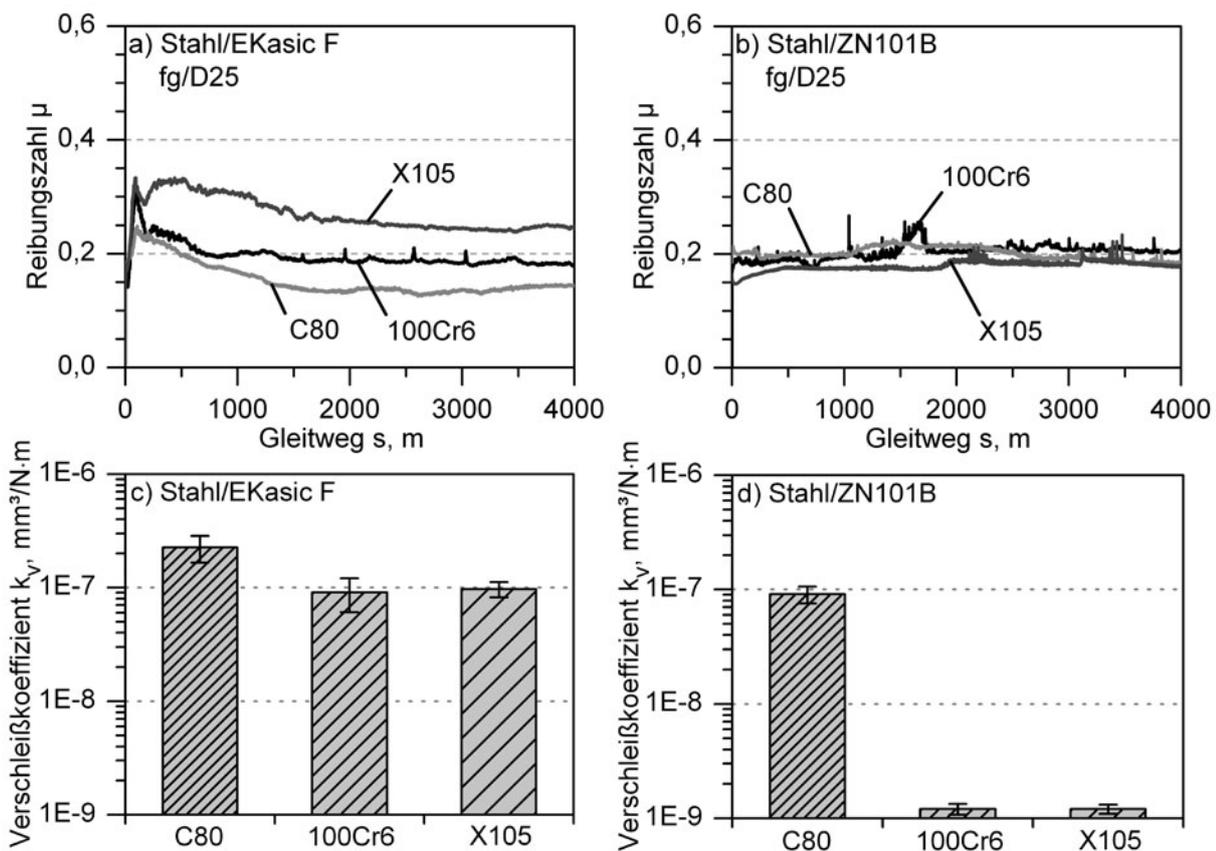


Abb. 3.21: Reibungszahl aufgetragen über den Gleitweg von (a) Stahl/EKasic F- und (b) Stahl/ZN101B-Paarungen sowie (c, d) die aus den linearen Verschleißbeträgen ermittelten volumetrischen Verschleißkoeffizienten k_v über 4000 m in Isooktan ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

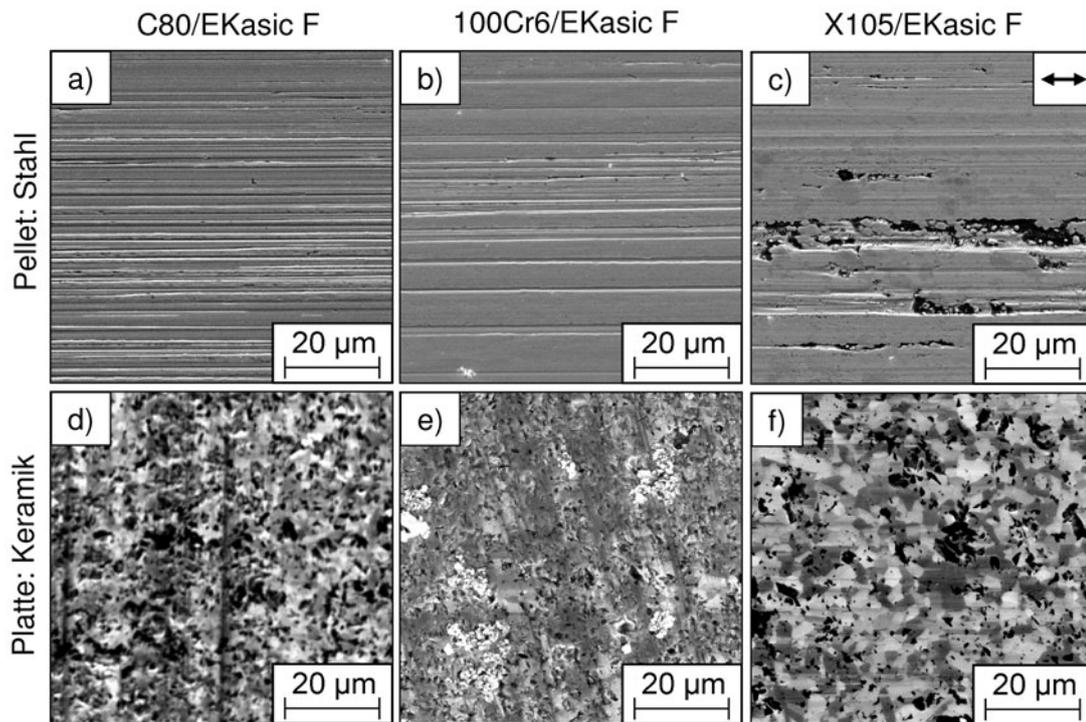


Abb. 3.22: REM-Aufnahmen von Pellet- und Plattenwirkflächen der Paarungen (a, d) C80/EKasic F, (b, e) 100Cr6/EKasic F und (c, f) X105CrMo17/EKasic F nach 4000 m in Isooktan ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta_s = 10$ mm, Pfeil: Gleitrichtung).

mit dem Stahl C80 beobachtet werden. Feinste oxidische Metallpartikel konnten per EDX in den Kavitäten nachgewiesen werden. Die Pellets aus 100Cr6 und X105CrMo17 führten zu der Einglättung der EKasic F-Wirkfläche. In Abb. 3.22f wurde die Form der SiC-Körner im REM sichtbar, was mit dem Gefüge in Abb. 3.1f korreliert werden konnte. Diese Einglättung der keramischen Wirkfläche konnte nur durch tribochemische Reaktionen hervorgerufen werden, da die Härte der EKasic F-Platte um den Faktor 3,2 höher als die der Stähle lag. In Abb. 3.23a bis c sind REM-Aufnahmen der beanspruchten Wirkflächen nach 4000 m Gleitweg von Versuchsreihen mit den vergüteten Stählen C80, 100Cr6 und X105CrMo17, gepaart gegen ZN101B mit anfänglich D25 feingeschliffener Funktionsfläche wiedergegeben. Bei der Paarung C80/ZN101B war die Pelletwirkfläche durch starke Furchenbildung geprägt. Diese nahm in Paarung gegen den Stahl 100Cr6 ab. Aufnahmen der X105CrMo17-Pelletfläche, die gegen ZN101B beansprucht wurde, zeigten anfängliche Schleifriefen der Feinbearbeitung. Diese waren jedoch örtlich durch Plateaus mit dem mittleren Durchmesser von ca. 11 µm unterbrochen, was mit dem Durchmesser der großen Karbide des Gefüges korrelierte (Abb. 3.2c). Der tribologische Kontakt wurde somit durch die großen Karbide des Stahls gebildet.

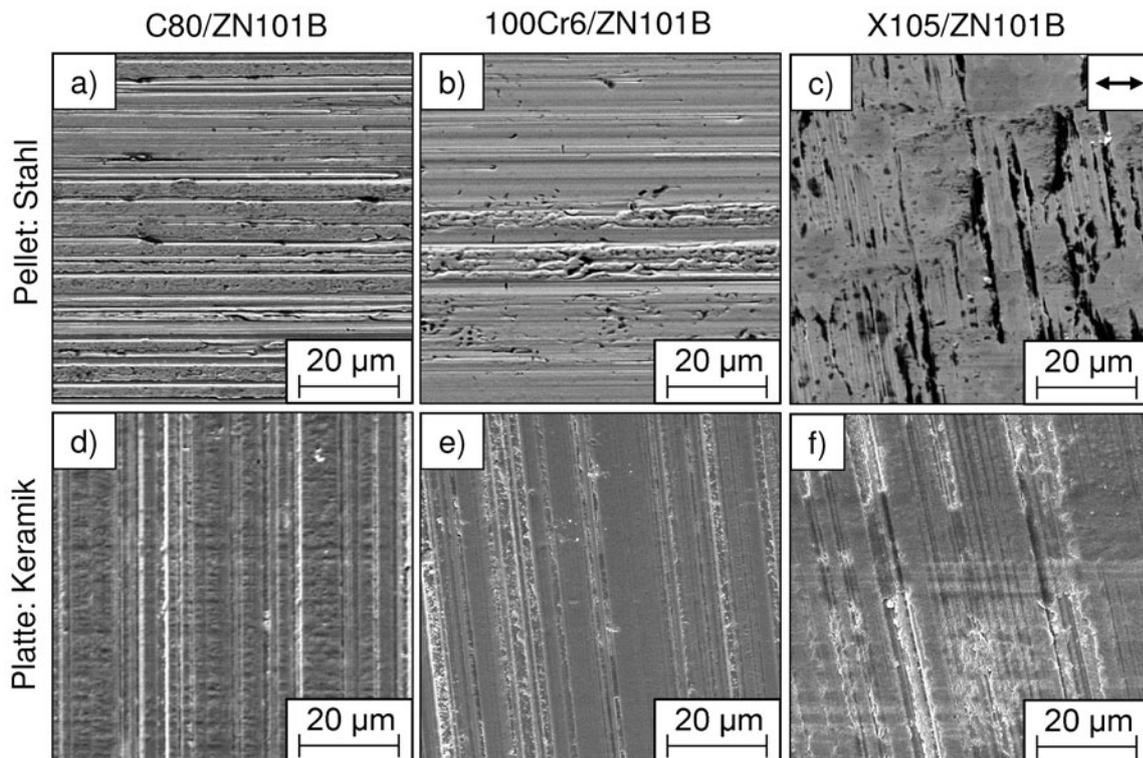


Abb. 3.23: REM-Aufnahmen von Pellet- und Plattenwirkflächen der Paarungen (a, d) C80/ZN101B, (b, e) 100Cr6/ZN101B und (c, f) X105CrMo17/ZN101B nach 4000 m in Isooktan ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm, Pfeil: Gleitrichtung).

3.4.6 Pellethärte und Gefüge

In Paarung mit dem Stahl C80 wurde der Einfluss der Pellethärte unter Isooktan als Zwischenstoff untersucht. Dazu wurden Pellets des Typs A (Abb. 2.1) mit flächigem kreisrunden Kontakt und der Härte von 790HV30 (C80), 690HV30 (C80a2), 570HV30 (C80a3) und 250HV30 (C80a4) hergestellt. In Abb. 3.24a ist die Reibungszahl über den Gleitweg für C80-Pellets mit unterschiedlicher Härte in Paarung mit D25 feingeschliffenen EKasic F-Platten wiedergegeben. Das Gefüge C80a3 mit der Härte von 570HV30 zeigte im Vergleich zum härteren C80 mit 790HV30 zunächst die niedrigere Reibungszahl von $\mu = 0,07$. Die weitere Absenkung der Härte auf 350HV30 führte zu dem Anstieg der Reibungszahl auf Werte von $\mu = 0,16$. Der lineare Verschleißbetrag wurde nach Versuchsende mit 8 bis 9 µm bei 350HV30 und 570HV30 sowie 2 bis 5 µm bei 690HV30 und 790VH30 ermittelt (Abb. 3.24c). Weiterhin wurden C80-Pellets gegen D25 feingeschliffene ZN101B-Platten gepaart, deren stationäre Werte der Reibungszahl in dem Bereich von $\mu = 0,18$ bis 0,20 gemessen wurden (Abb. 3.24b). Die linearen Verschleißbeträge unterschieden sich bei 4000 m Gleitweg ebenso wenig und lagen als Folge von

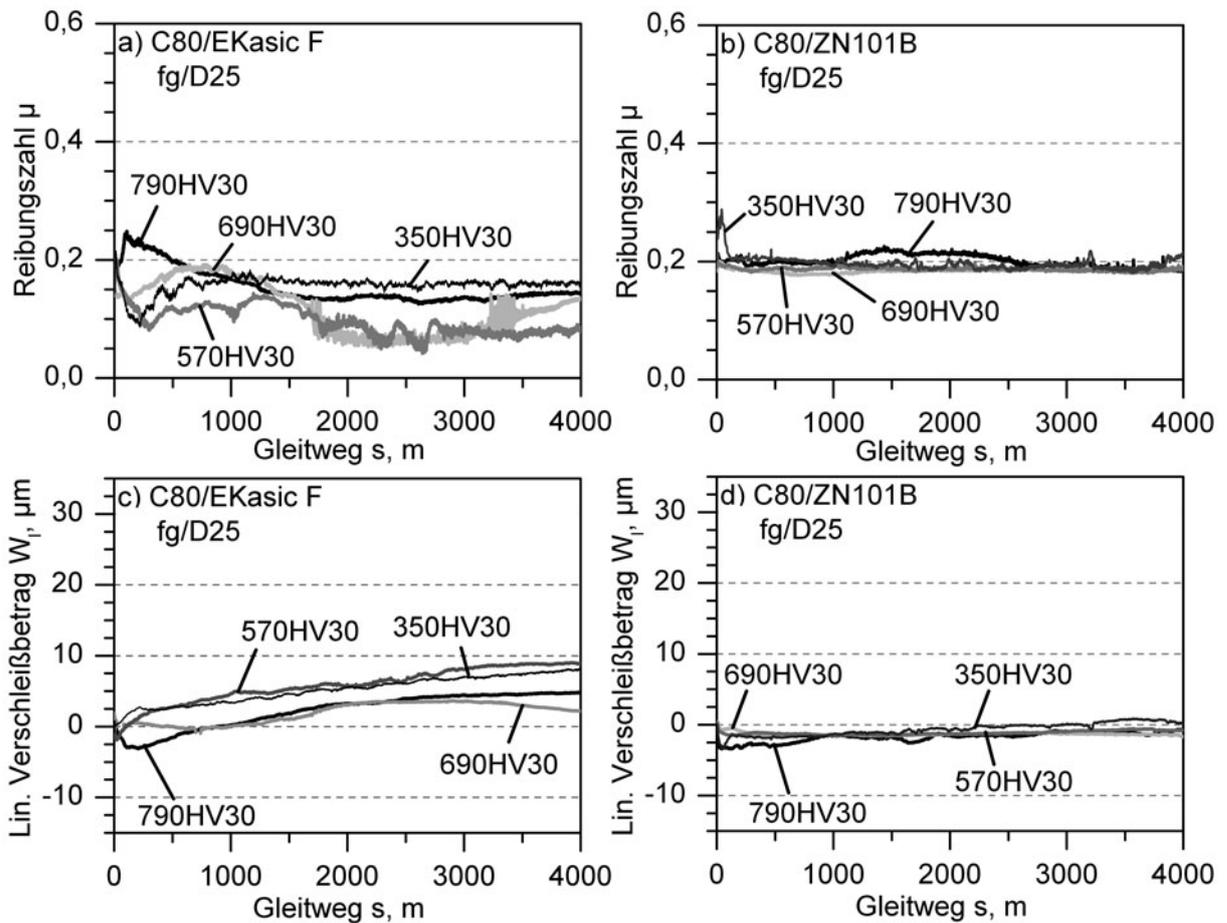


Abb. 3.24: Verläufe der Reibungszahl und des linearen Verschleißbetrages über den Gleitweg für (a, c) C80/EKasic F und (b, d) C80/ZN101B Gleitpaarungen in Isooktan ($F_N = 200\text{ N}$, $f = 10\text{ Hz}$, $\Delta s = 10\text{ mm}$).

Materialübertrag für alle untersuchten C80/ZN101B-Paarungen unabhängig von der Härte bei ca. $-1\ \mu\text{m}$ (Abb. 3.24d). Insgesamt wurden bei C80/EKasic F- erhebliche, aber bei C80/ZN101B-Gleitpaarungen keine Veränderungen des tribologischen Verhaltens abhängig von der Pellethärte gemessen.

Weiterhin wurde der Einfluss des Gefüges bei Pellets (Typ A, Abb. 2.1) von C80/EKasic F- und C80/ZN101B-Gleitpaarungen in Isooktan untersucht. Dazu wurden Versuche mit perlitischem und angelassenem martensitischem C80-Gefüge (Abb. 3.2f und k) bei vergleichbarer Pellethärte von 355HV30 durchgeführt.

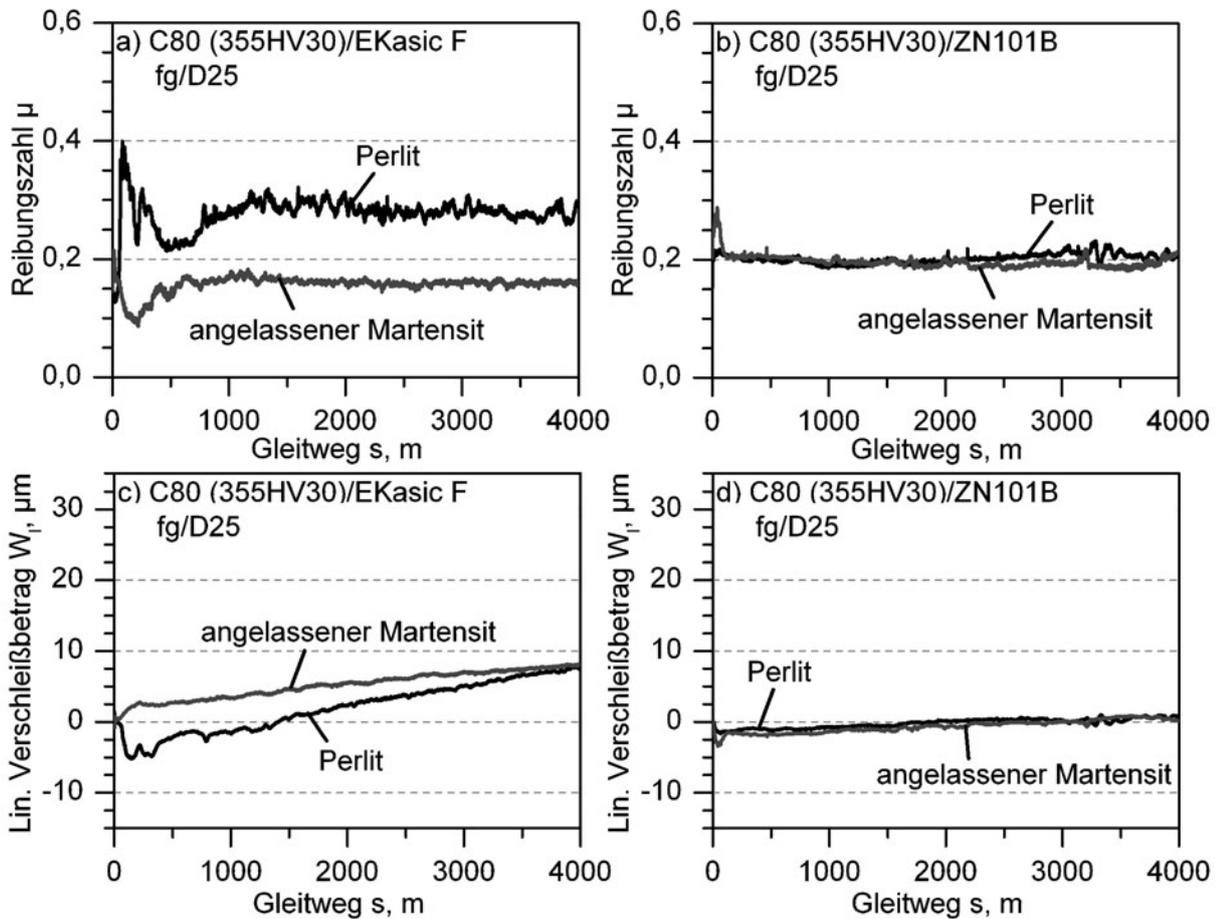


Abb. 3.25: Reibungszahlverläufe und lineare Verschleißbeträge mit perlitischem und martensitischem C80 Gegenkörper gegen (a, c) EKasic F- und (b, d) ZN101B-Grundkörper in Isooktan über 4000 m Gleitweg ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm).

In Abb. 3.25a und b sind Reibungszahlverläufe von dem Stahl C80 mit perlitischem sowie angelassenem martensitischem Gefüge gegen EKasic F- und ZN101B-Platten gezeigt. Während die perlitischen C80-Pellets, die gegen D25 feingeschliffene EKasic F-Platten gepaart wurden, zu Beginn des Versuchs die Reibungszahl bis $\mu = 0,40$ zeigten, wurden mit dem bei 500 °C angelassenen Pellet halb so hohe Werte ($\mu = 0,20$) ermittelt (Abb. 3.25a). Ein Einfluss des Gefüges auf das tribologische Verhalten konnte wiederum in Paarung mit ZN101B-Platten nicht festgestellt werden. Beide Gleitpaarungen zeigten ab ca. 50 m Gleitweg konstante Werte von $\mu = 0,20$ (Abb. 3.25b).

Der lineare Gesamtverschleißbetrag wurde bei Versuchsende sowohl für das perlitische als auch für das martensitische C80-Pellet gegen D25 feingeschliffene EKasic F-Platte mit $W_l = 8$ μm bestimmt. Die Verschleißintensität war jedoch über den Gleitweg hinweg sehr unterschiedlich. Während die Paarung C80/EKasic F mit angelassenem Martensit nach

wenigen Metern Gleitweg mit positivem Wert des Verschleißbetrages anstieg, wurde in Paarung gegen das perlitische C80-Pellet zuerst ein Materialübertrag von $-5\ \mu\text{m}$ gemessen (negativer Wert des Verschleißbetrages), der jedoch bei ca. 1600 m Gleitweg in positive Werte des Verschleißbetrages übergang (Abb. 3.25c). Bei C80/ZN101B-Paarungen ergab sich unabhängig vom Gefüge kein messbarer linearer Verschleißbetrag (Abb. 3.25d).

3.5 Tribologisches Verhalten texturierter Stahl/Keramik-Gleitpaarungen

Aufgrund der vorangegangenen Ergebnisse war es nicht zweckmäßig, für alle untersuchten Material- und Gefügevariationen eine systemspezifische Wirkflächentexturierung zu entwickeln. Deshalb wurden für die weiteren Versuche Stahl/EKasic F- und Stahl/ZN101B-Paarungen ausgewählt. Als Stahlpellets wurden C80 (Typ A), 100Cr6 (Typ A) und X105CrMo17 (Typ C, Abb. 2.1), jeweils im vergüteten Zustand eingesetzt.

Untersucht wurde das tribologische Verhalten von Gleitpaarungen mit runden Näpfchen (RN), länglichen Näpfchen (LN) und gekreuzten Kanälen (GK). Die REM-Aufnahmen in Abb. 3.26 zeigen exemplarisch Texturelemente auf D25 feingeschliffenen SiC-Platten im unbeanspruchten Zustand unter dem Kippwinkel von 35° . Die Kennzeichnung von

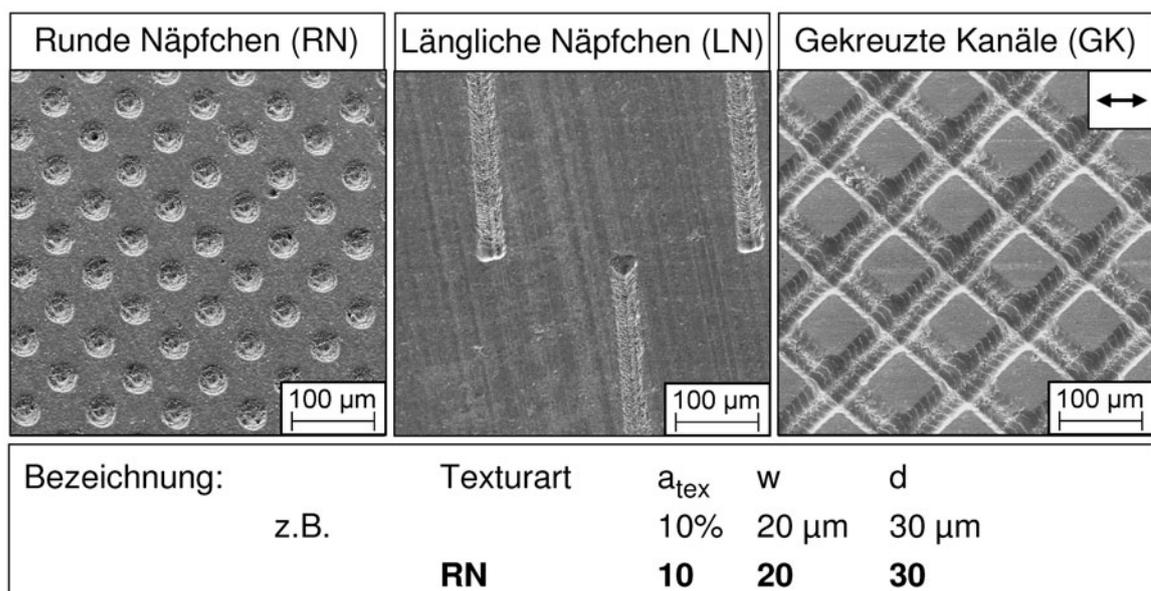


Abb. 3.26: REM-Aufnahmen von lasertexturierten SiC-Platten mit (a) runden Näpfchen (RN), (b) länglichen Näpfchen (LN) und (c) gekreuzten Kanälen (GK), Pfeil: Gleitrichtung.

Form, Anordnung und geometrischen Abmessungen ist in den folgenden Diagrammen einheitlich dargestellt und setzt sich aus der Abkürzung der Texturform (RN, LN, GK), gefolgt vom texturierten Flächenanteil a_{tex} , der Näpfchen- oder Kanalbreite w und der Texturtiefe d zusammen. Die Gleitrichtung im tribologischen Versuch wird durch Pfeile in der Abbildung dargestellt.

3.5.1 Einfluss der Texturierung

Drei unterschiedliche Texturformen (RN, LN, GK) mit dem vergleichbaren Flächenanteil von $a_{tex} = 30\%$, der Näpfchen- bzw. Kanalbreite $w = 60\ \mu\text{m}$ und der Texturtiefe $d = 10\ \mu\text{m}$ wurden durch Laserablation auf vergüteten 100Cr6-Pellets und EKasic F- bzw. ZN101B-Platten-Wirkflächen hergestellt und jeweils gegen untexturierte geschliffene Funktionsflächen in Isooktan gepaart.

Texturiertes 100Cr6-Pellet

Es wurden Versuche mit texturierten 100Cr6-Pellets (Typ A, Abb. 2.1) in Paarung gegen untexturierte D25 feingeschliffene keramische Platten durchgeführt. Die Reibungsverläufe sind in Abb. 3.27a und b über den Gleitweg von 4000 m in Isooktan für 100Cr6/EKasic F- und 100Cr6/ZN101B-Gleitpaarungen wiedergegeben. Beide Materialpaarungen zeigten über den Gesamtgleitweg die niedrigsten Werte der Reibungszahl bei Texturen mit länglichen Näpfchen (LN), gefolgt von gekreuzten Kanälen (GK) und runden Näpfchen (RN). Unabhängig von Texturform und Paarung konnte zu Versuchsbeginn keine signifikante Reibungszahlüberhöhung festgestellt werden. Die erzielten Werte der quasistationären Reibungszahl wurden bei 4000 m für 100Cr6/EKasic F-Gleitpaarungen mit $\mu_{4000m} = 0,18$ für längliche Näpfchen, $\mu_{4000m} = 0,19$ für gekreuzte Kanäle und $\mu_{4000m} = 0,25$ für runde Näpfchen ermittelt. Bei ZN101B-Gleitpaarungen lagen die Messwerte mit $\mu_{4000m} = 0,19$ für längliche Näpfchen, $\mu_{4000m} = 0,25$ für gekreuzte Kanäle und $\mu_{4000m} = 0,25$ für runde Näpfchen auf ähnlichem Reibungszahlniveau. Tendenziell zeigten die Versuchsläufe mit D25 feingeschliffenen ZN101B-Platten temporäre Reibungszahlpeaks über den gesamten Gleitweg. Die gemessenen linearen Verschleißbeträge variierten bei den EKasic F-Paarungen von $W_l = 0,5\ \mu\text{m}$ bei LN bis zu $7,5\ \mu\text{m}$ bei RN (Abb. 3.27c). Ein anderes Verhalten zeigten hier die 100Cr6/ZN101B-Paarungen. Hier wurden positive Werte des Verschleißbetrages von $W_l = 6,0\ \mu\text{m}$ für längliche Näpfchen

und als Folge von Materialübertrag negative Werte für gekreuzte Kanäle sowie runde Nöpfchen in Höhe von $W_l = -2,6 \mu\text{m}$ (GK) bzw. $W_l = -5,3 \mu\text{m}$ (RN) ermittelt (Abb. 3.27c).

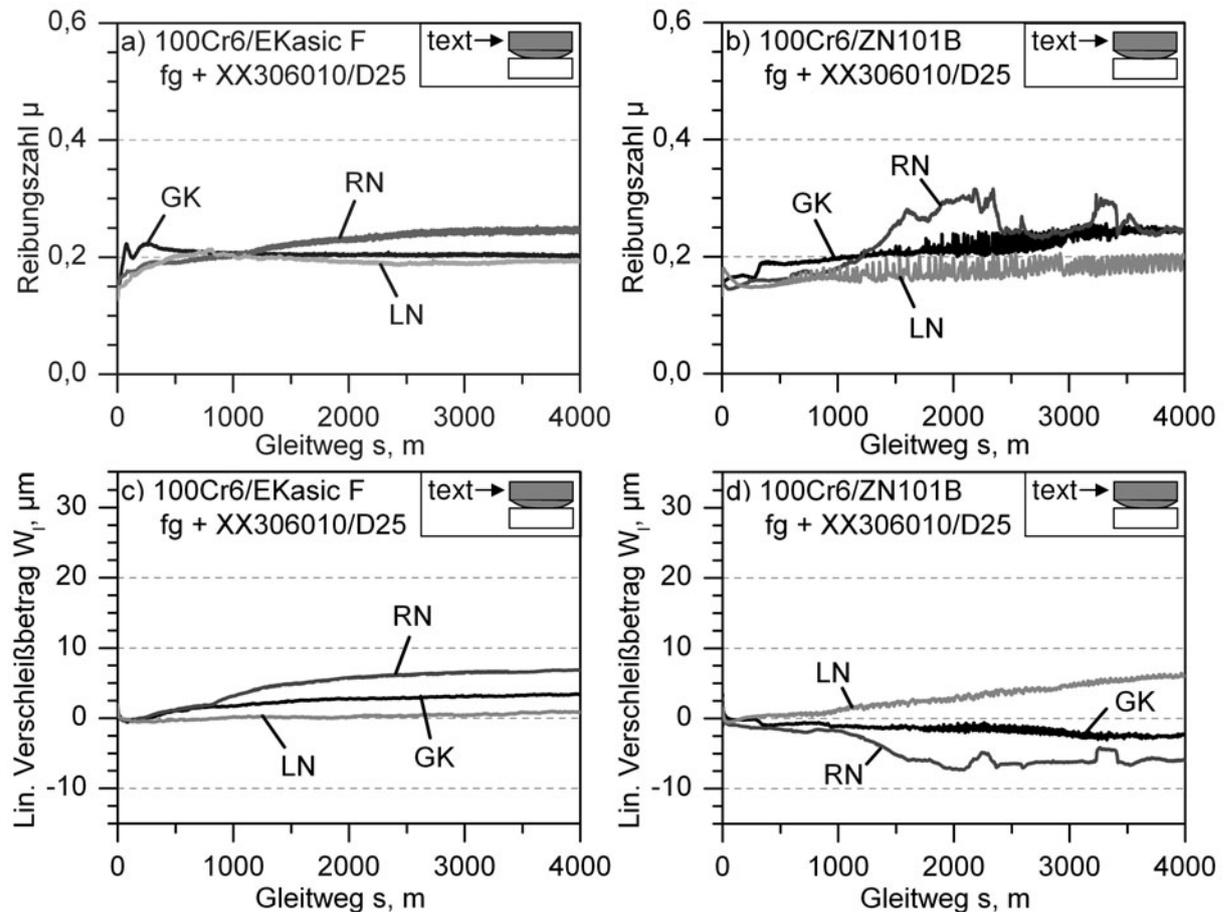


Abb. 3.27: Reibungszahl und linearer Verschleißbetrag über den Gleitweg von 4000 m in Isooktan für (a, c) 100Cr6/EKasic F- und (b, d) 100Cr6/ZN101B-Gleitpaarungen mit unterschiedlich texturiertem Pellet ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

Die Ergebnisse zeigten, dass die Texturierung des Pellets mit RN, LN und GK ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$) nicht zur Reduktion der Reibungszahl bei 100Cr6/EKasic F- und 100Cr6/ZN101B-Paarungen führte.

Texturierte Keramik-Platte

In weiteren Versuchsreihen wurden D25 feingschliffene keramische Platten mit runden Näpfchen, länglichen Näpfchen und gekreuzten Kanälen mit vergleichbaren Abmessungen ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$) wie bei den Versuchen mit texturiertem 100Cr6-Pellet hergestellt und in Isooktan gegen untexturierte vergütete 100Cr6-Pellets (Typ A, Abb. 2.1) gepaart und untersucht.

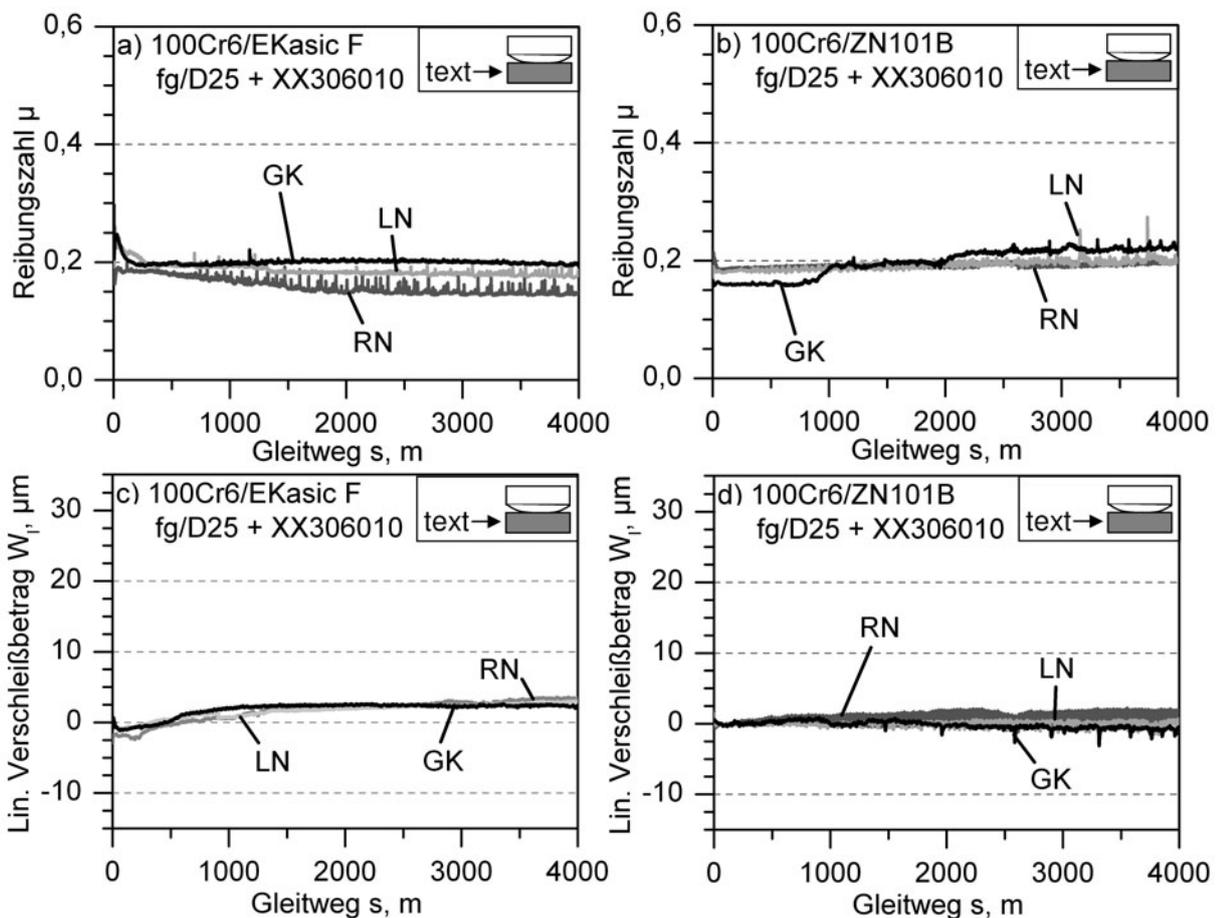


Abb. 3.28: Einfluss unterschiedlich texturierter Platten (Gekreuzte Kanäle (GK), Längliche Näpfchen (LN), Runde Näpfchen (RN)) auf die Reibungszahl und den Verschleißbetrag von (a, c) 100Cr6/EKasic F und (b, d) 100Cr6/ZN101B über 4000 m Gleitweg in Isooktan ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

In Abb. 3.28a ist die Reibungszahl der 100Cr6/EKasic F-Paarung mit unterschiedlich texturierter keramischer Platte über den Gleitweg von 4000 m dargestellt. Bei gekreuzten Kanälen und länglichen Näpfchen wurden zu Beginn Werte von $\mu = 0,26$ gemessen, die

nach 440 m Gleitweg auf niedrigere Werte bis $\mu = 0,20$ absanken. Hingegen wurde bei runden Näpfchen bereits bei Versuchsbeginn die Reibungszahl von $\mu = 0,18$ ermittelt. Im zeitlichen Verlauf über den Gesamtgleitweg traten gehäuft bei länglichen und runden Näpfchen Reibungszahlpeaks auf. Bei 4000 m Gleitweg wurden Werte der Reibungszahl bei gekreuzten Kanälen mit $\mu = 0,22$, bei länglichen Näpfchen mit $\mu = 0,19$ und bei runden Näpfchen mit $\mu = 0,14$ gemessen. Messungen des linearen Verschleißbetrages W_l ergaben nach dem Gleitweg von 4000 m für alle untersuchten Paarungen mit EKasic F Werte kleiner als $4 \mu\text{m}$.

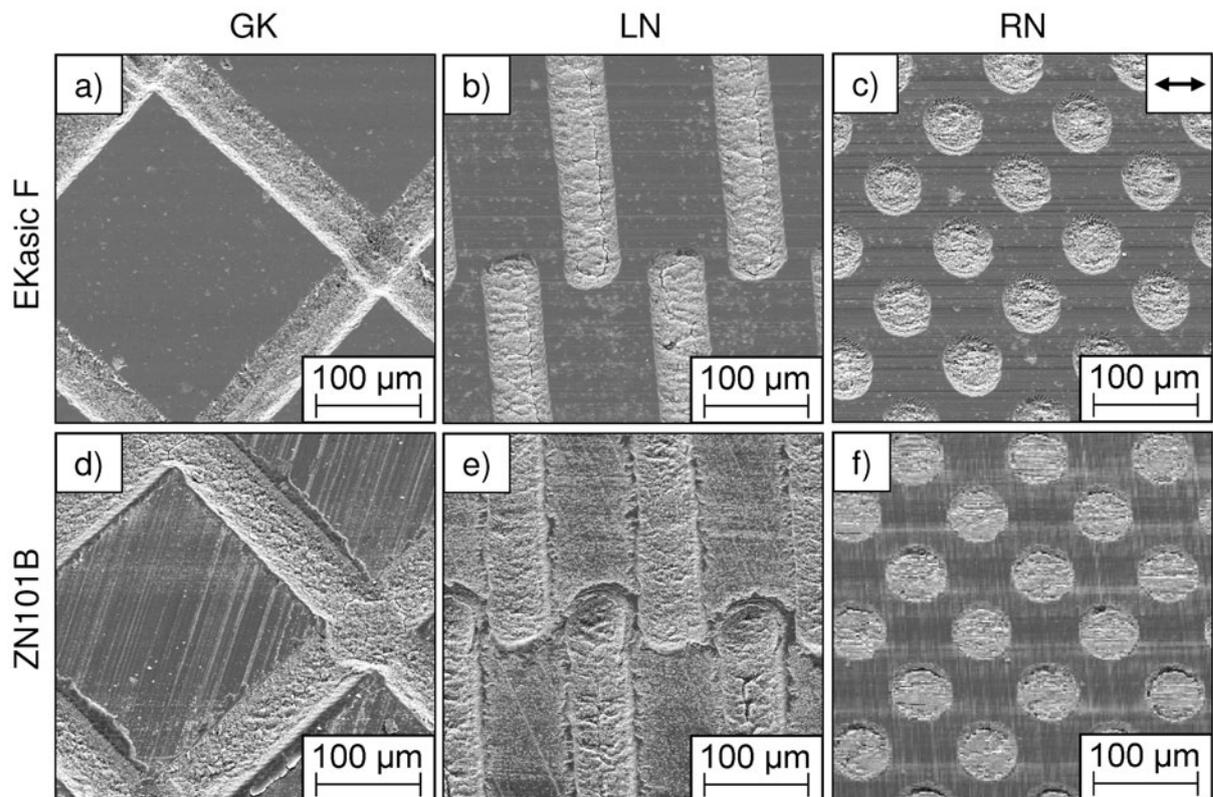


Abb. 3.29: REM-Aufnahmen nach dem Gleitweg über 4000 m von texturierten keramischen Platten aus (a bis c) EKasic F und (d bis f) ZN101B, gefahren unter Standardbedingungen gegen vergüteten 100Cr6 in Isooktan ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

100Cr6/ZN101B-Paarungen zeigten zu Versuchsbeginn, wie in Abb. 3.28b wiedergegeben, mit der Textur auf der keramischen Platte kaum Veränderungen in der Reibungszahl über den Gleitweg. Die Reibungszahlverläufe für längliche und runde Näpfchen verliefen fast identisch auf dem Niveau von $\mu = 0,19$ über 4000 m Gleitweg hinweg. Einzig bei gekreuzten Kanälen (GK) wurde bis ca. 800 m Gleitweg die niedrigere Rei-

bungszahl im Vergleich zu den anderen Texturmustern von $\mu = 0,16$ gemessen, die sich jedoch bis Versuchsende auf den Wert von $\mu = 0,23$ erhöhte. Bei 4000 m Gleitweg wurde bei allen Texturen der lineare Verschleißbetrag W_l mit Werten kleiner als $3 \mu\text{m}$ aufgezeichnet.

In Abb. 3.29a bis c sind die Wirkflächen der texturierten EKasic F-Platten, die gegen den vergüteten Stahl 100Cr6 gepaart wurden, nach dem Gleitweg von 4000 m in Isooktan wiedergegeben. In den Texturelementen wurden feinste oxidische Verschleißpartikel vom 100Cr6-Pellet gefunden. Gekreuzte Kanäle mit dem Texturanteil von 30% wurden bis 4000 m Gleitweg nicht so vollständig mit Verschleißpartikel gefüllt, wie längliche oder runde Näpfchen. Die EKasic F-Funktionsflächen waren bei allen Texturen so weit eingelätet, dass die ursprünglichen Riefen der anfänglichen D25-Schleifbearbeitung (Abb. 3.5) nicht mehr erkennbar waren. Auf den beanspruchten ZN101B-Wirkflächen waren diese bei allen Texturen noch erhalten (Abb. 3.29d bis f). Die Kanäle bzw. Näpfchen waren nach dem Gleitweg von 4000 m mit Verschleißpartikel gefüllt. Bei gekreuzten Kanälen und länglichen Näpfchen war entlang der Texturkanten ein Übertrag aus oxidierten und kompaktierten 100Cr6-Verschleißpartikeln sichtbar.

Durch D25 feingeschliffene und mit runden Näpfchen texturierte EKasic F-Platten in Isooktan, die gegen vergüteten 100Cr6 gepaart wurden, konnte eine Reduktion der Reibungszahl im Vergleich zur untexturierten Paarung (Abb. 3.14) realisiert werden. Bei 100Cr6/ZN101B-Paarungen konnte dies jedoch nicht gemessen werden. Allerdings entstanden bei beiden Paarungen mit Näpfchen temporäre Reibungszahlpeaks, die auf gefüllte Texturelemente zurückgeführt wurden.

3.5.2 Parametereinfluss bei runden Näpfchen

Aufgrund der günstigen Reibungszahl der 100Cr6/EKasic F-Gleitpaarung mit runden Näpfchen auf der keramischen Platte wurde in nachfolgenden Versuchsreihen der Einfluss von einzelnen Texturparametern wie Tiefe d , Durchmesser w und Flächenanteil a_{tex} der Näpfchen genauer untersucht.

Einfluss des Näpfchendurchmessers

In Abb. 3.30a bis d sind die Verläufe von Reibungszahl und linearem Verschleißbetrag von texturierten 100Cr6/EKasic F-Paarungen über 4000 m Gleitweg dargestellt. Es wurde der Einfluss des Näpfchendurchmessers auf das tribologische Verhalten untersucht. Dieser

wurde mit $w = 30 \mu\text{m}$, $60 \mu\text{m}$, $100 \mu\text{m}$ und $300 \mu\text{m}$ variiert. Der texturierte Flächenanteil wurde mit $a_{tex} = 30 \%$ und die Napfchentiefe mit $d = 10 \mu\text{m}$ konstant gehalten.

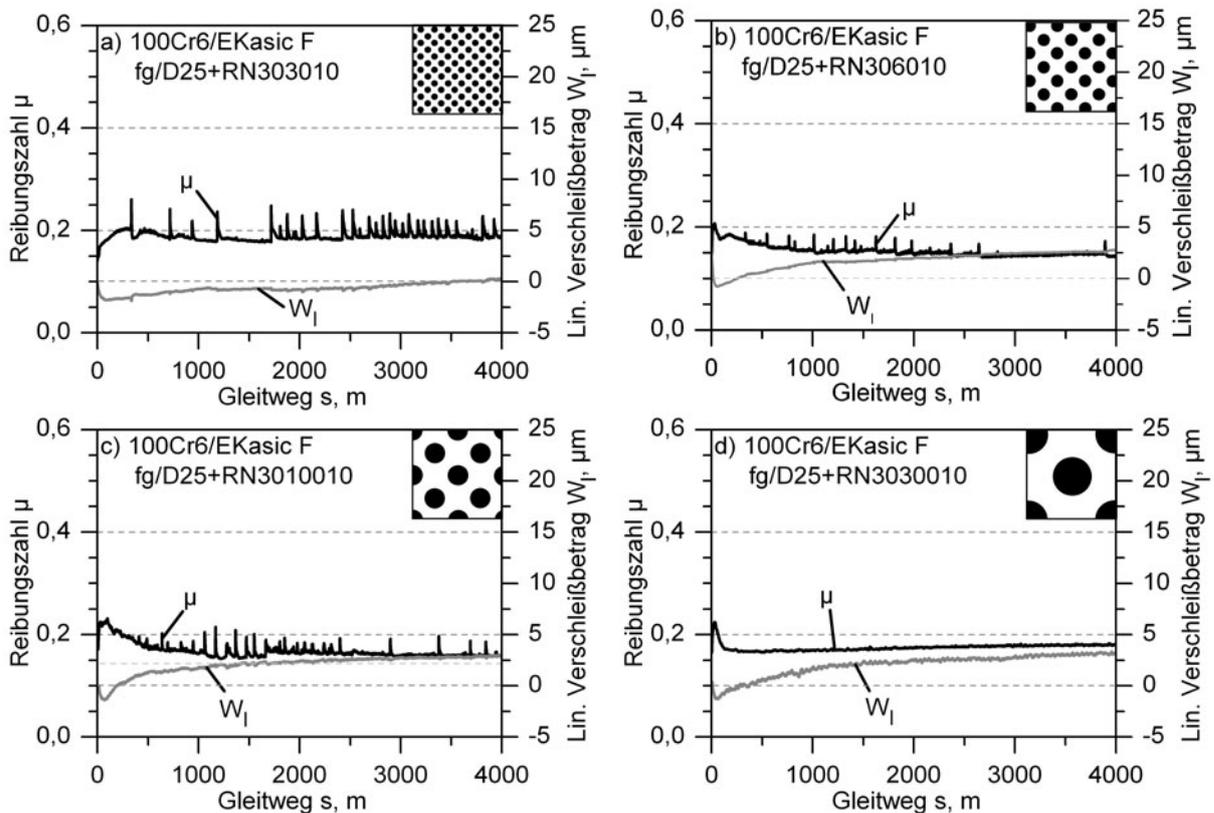


Abb. 3.30: Reibungszahl und linearer Verschleißbetrag als Funktion des Gleitweges der mikrotexturierten Paarung 100Cr6/EKasic F mit den Napfchendurchmessern (a) $30 \mu\text{m}$, (b) $60 \mu\text{m}$, (c) $100 \mu\text{m}$ und (d) $300 \mu\text{m}$, bei der Napfchentiefe von $10 \mu\text{m}$ über 4000 m in Isooktan ($a_{tex} = 30 \%$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

Vergleicht man die einzelnen Versuchsläufe miteinander, so fällt in Abb. 3.30a die unterschiedliche Häufigkeit von Reibungszahlpeaks bis auf $\mu = 0,26$ auf. Mit ansteigendem Napfchendurchmesser verschwanden die Peaks in der Reibungszahl vollständig über den gesamten Gleitweg. Bei dem Durchmesser von $w = 300 \mu\text{m}$ traten keine Peaks mehr auf (Abb. 3.30d). Die niedrigste quasistationäre Reibungszahl μ_{stat} von $0,14$ wurde bei 4000 m Gleitweg mit dem Durchmesser von $60 \mu\text{m}$ erreicht. Bei jeder Paarung wurde anfänglich ein Schichtaufbau mit negativen Werten des linearen Verschleißbetrags von $W_l = -2 \mu\text{m}$ gemessen. Es zeigte sich, dass runde Näpfchen mit dem Durchmesser von $w = 30 \mu\text{m}$ den mit $0,5 \mu\text{m}$ geringsten und Näpfchen mit $w = 60 \mu\text{m}$, $100 \mu\text{m}$ bzw. $300 \mu\text{m}$ mit $\approx 3 \mu\text{m}$ den höchsten linearen Verschleißbetrag erzeugten.

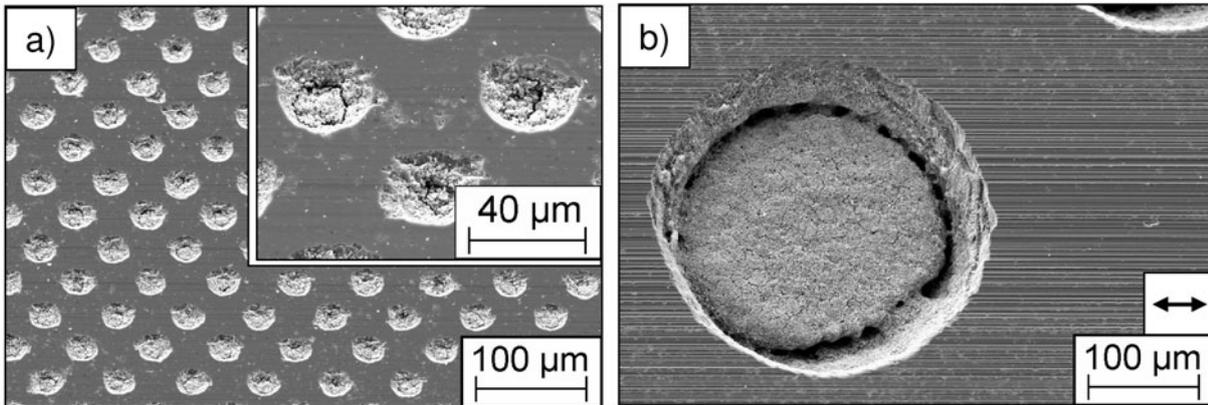


Abb. 3.31: Mikrotexturierte Plattenwirkfläche der Paarung 100Cr6/EKasic F mit den Nöpfchendurchmessern (a) 30 µm und (b) 300 µm nach dem Gleitweg von 4000 m in Isooktan ($a_{tex} = 30\%$, $d = 10\ \mu\text{m}$, $F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

In Abb. 3.31 sind REM-Aufnahmen der beanspruchten EKasic F-Platten mit Nöpfchen von (a) 30 µm und (b) 300 µm wiedergegeben. Die häufigen temporären Reibungszahlpeaks bei Nöpfchen mit kleinen Durchmessern (Abb. 3.30) konnten anhand der REM-Aufnahmen mit der großen Anzahl von Verschleißpartikeln in der Textur und Ausbrüchen aus der Schicht von kompaktierten agglomerierten Partikeln korreliert werden. Nöpfchen mit dem Durchmesser von 300 µm waren hingegen nach Versuchsende nicht vollständig gefüllt und boten noch Rückhaltevolumen. Eine vollständig kompaktierte Schicht aus Verschleißteilchen konnte auf der keramischen Platte nicht nachgewiesen werden.

Einfluss der Nöpfchentiefe

Der Einfluss der Nöpfchentiefe auf das tribologische Verhalten wurde mit $d = 5\ \mu\text{m}$, $10\ \mu\text{m}$ und $50\ \mu\text{m}$ bei dem konstanten Nöpfchendurchmesser von $60\ \mu\text{m}$ und dem Texturanteil von 30% untersucht. Ein Querschliff eines Nöpfchens mit der Tiefe von $10\ \mu\text{m}$ ist in Abb. 3.32d wiedergegeben. Die Nöpfchenflanken verliefen im Winkel von ca. 60° . Der Nöpfchengrund verlief horizontal parallel zur Wirkfläche der EKasic F-Platte.

In Abb. 3.32a bis c sind die gemessenen Verläufe der Reibungszahl und der linearen Verschleißbeträge der texturierten Paarungen 100Cr6/EKasic F dargestellt. Mit zunehmender Texturtiefe konnte die hohe anfängliche Reibungszahl und die Länge des Einlaufbereiches von ca. 1000 m auf 400 m Gleitweg reduziert werden. Ergänzend wurden Verschleißpartikel aus dem Kontakt genommen und im zeitlichen Verlauf temporäre Reibungszahlpeaks vermindert. Die niedrigsten quasistationären Werte von $\mu = 0,14$ wurden

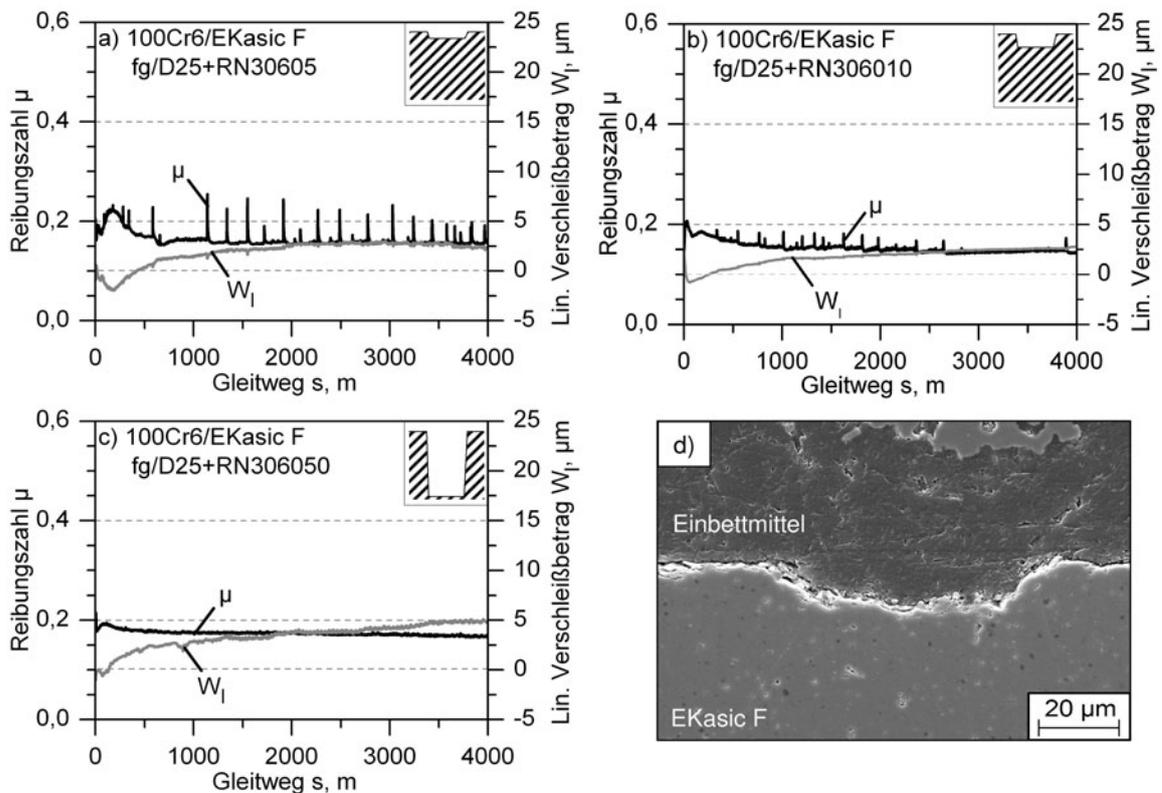


Abb. 3.32: Reibungszahl und linearer Verschleißbetrag der Paarung 100Cr6/EKasic F, abhängig vom Gleitweg bei Nöpfchen mit dem Durchmesser von 60 μm und variiertes Tiefe von (a) 5 μm , (b) 10 μm und (c) 50 μm in Isooktan sowie (d) Querschliff eines unbeanspruchten Nöpfchens der Tiefe von 10 μm ($a_{tex} = 30\%$, $F_N = 200\text{ N}$, $f = 10\text{ Hz}$, $\Delta s = 10\text{ mm}$).

bei der Nöpfchentiefe von 10 μm ermittelt. Der gemessene lineare Verschleißbetrag W_l wurde bei 4000 m Gleitweg und der Nöpfchentiefe von 5 μm bzw. 10 μm mit ca. 3 μm ermittelt und stellte das Minimum bei der Variation der Nöpfchentiefe dar.

Einfluss des texturierten Flächenanteils

Der Einfluss des texturierten Flächenanteils a_{tex} von 10% - 30% bei mit runden Nöpfchen (Nöpfchendurchmesser $w = 60\ \mu\text{m}$, Tiefe der Nöpfchen $d = 10\ \mu\text{m}$) versehenen EKasic F-Platten in Paarung mit dem vergüteten Stahl 100Cr6 wurden in Isooktan untersucht.

In Abb. 3.33d sind die gewählten Nöpfchenabstände für unterschiedliche Texturanteile wiedergegeben. Diese lagen bei 237 μm (10%), 170 μm (20%) und 137 μm (30%). Durch die Mikrotexturierung der EKasic F-Platte mit dem Flächenanteil von 10% wurde ein gleichmäßiger Reibungsverlauf mit quasistationären Werten von $\mu_{4000m} = 0,18$ er-

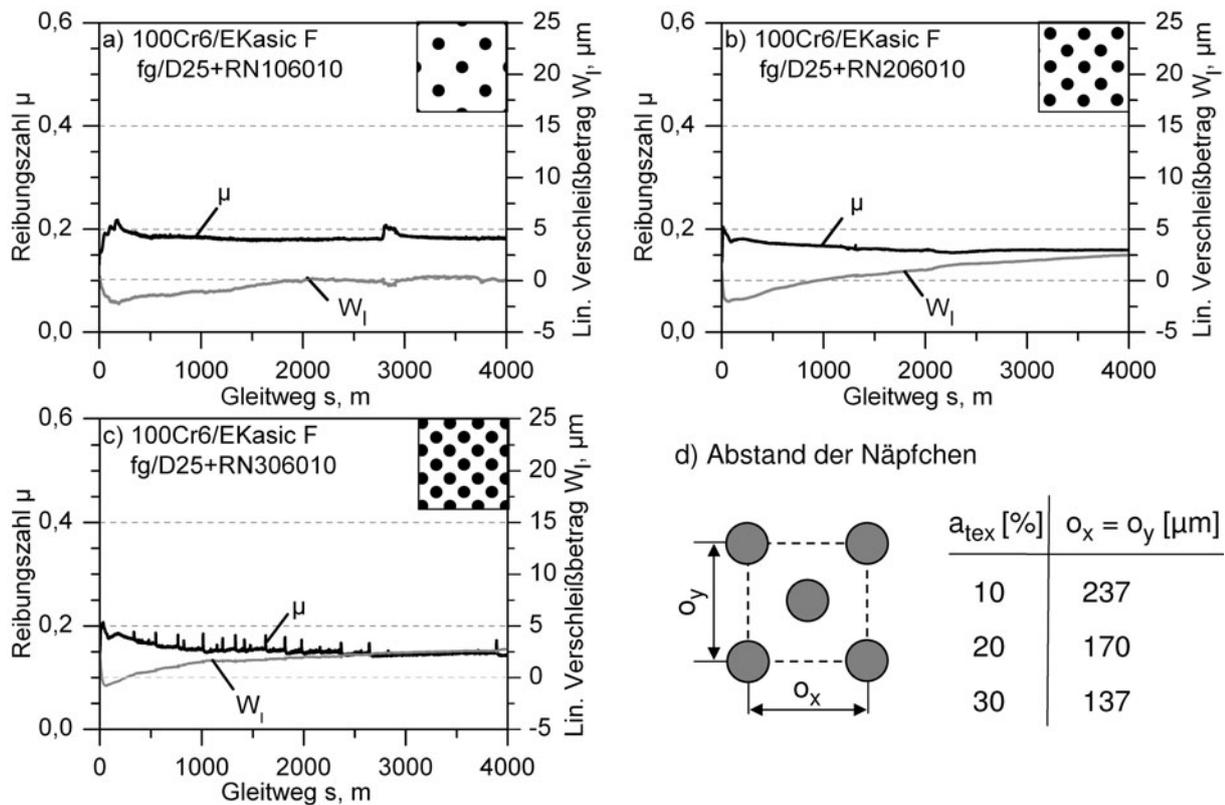


Abb. 3.33: Verläufe der Reibungszahl und des linearen Verschleißbetrags für Gleitpaarungen mit vergütetem 100Cr6 gegen texturierte EKasic F-Platten mit runden Nöpfchen und variiertem texturierten Flächenanteil von (a) 10%, (b) 20% und (c) 30% in Isooktan sowie (d) die verwendeten Abstände der Nöpfchen ($w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

reicht (Abb. 3.33a). Mit zunehmendem Flächenanteil konnte die Reibungszahl bei Versuchsende auf niedrige Werte von $\mu_{4000m} = 0,16$ bei $a_{tex} = 20\%$ (Abb. 3.33b) und $\mu_{4000m} = 0,14$ bei $a_{tex} = 30\%$ (Abb. 3.33c) gesenkt werden. Allerdings wurden bei 30% Texturanteil temporäre Reibungszahlpeaks während des gesamten Gleitweges festgestellt. Ein ausgeprägtes Einlaufverhalten mit hohen Werten der Reibungszahl trat bei keiner der Variationen auf. Die linearen Verschleißbeträge waren mit $W_l = 0,2 \mu\text{m}$ mit dem Flächenanteil von 10% am geringsten und stiegen bei höherer Nöpfchendichte auf Werte von $2,5 \mu\text{m}$ bei 20% bzw. von $3,0 \mu\text{m}$ bei 30% an (Abb. 3.33a bis c).

Die beanspruchten Wirkflächen von Pellet und Platte sind nach dem Gleitweg von 4000 m in Abbildung 3.34 wiedergegeben. Mit steigendem Flächenanteil nahm der Anteil an Furchen auf den vergüteten 100Cr6-Pellets zu. Die keramischen Platten zeigten nach Versuchsende bei dem Texturanteil von 20% ebenfalls Furchungen in einer Schicht aus agglomerierten und verdichteten Verschleißpartikeln, deren Breite in etwa die mittlere

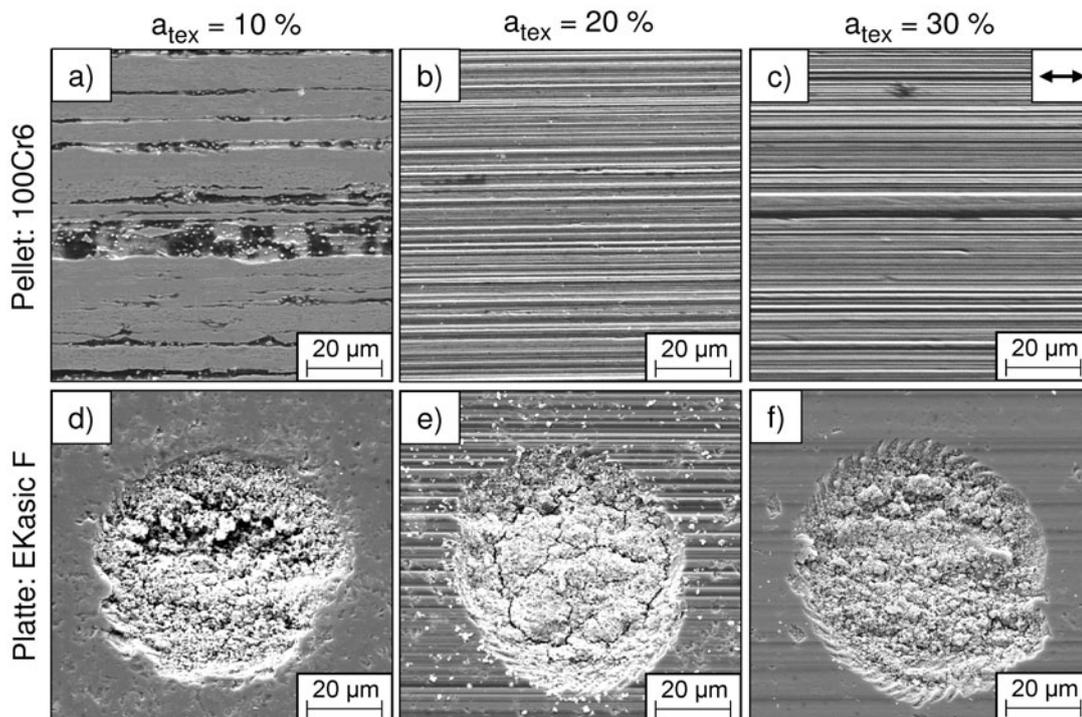


Abb. 3.34: Wirkflächen der Paarung 100Cr6/EKasic F nach 4000 m Gleitweg in Isooktan für den Texturanteil von (a, d) 10 %, (b, e) 20 % und (c, f) 30 % ($w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

Karbidgröße des Stahls besaßen. Aufgrund des höheren linearen Verschleißbetrages (Abb. 3.33) waren die Näpfchen ab 20% Texturanteil teilweise gefüllt. Bei 30% Texturanteil wurden sowohl kompaktierte Verschleißpartikel auf der Wirkfläche als auch vollständig gefüllte Näpfchen sichtbar.

3.5.3 Einfluss des Pelletwerkstoffs

Die meisten Untersuchungen wurden mit vergüteten 100Cr6-Pellets in Paarung mit texturierten EKasic F-Platten durchgeführt (Kap. 3.5.2). Als alternative Pelletwerkstoffe wurden ergänzende Untersuchungen mit dem Kohlenstoffstahl C80 (Pellet Typ A) und dem rostfreien Stahl X105CrMo17 (Pellet Typ C) jeweils im vergüteten Zustand im flächigen Gleitkontakt unter Isooktan als Zwischenstoff durchgeführt. In Abb. 3.35a bis c sind die Verläufe der Reibungszahl über 4000 m Gleitweg für C80- und X105CrMo17-Pellets, die in Paarung mit runden Näpfchen ($a_{tex} = 10, 20, 30 \%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$) texturierte EKasic F-Platten beansprucht wurden, dargestellt. Der Verlauf der Reibungszahl veränderte sich bei den Paarungen C80/EKasic F unabhängig vom Texturanteil nur gering. Bei Versuchsende wurden Werte von $\mu = 0,19$ ($a_{tex} = 10 \%$), $\mu = 0,19$ ($a_{tex} = 20 \%$)

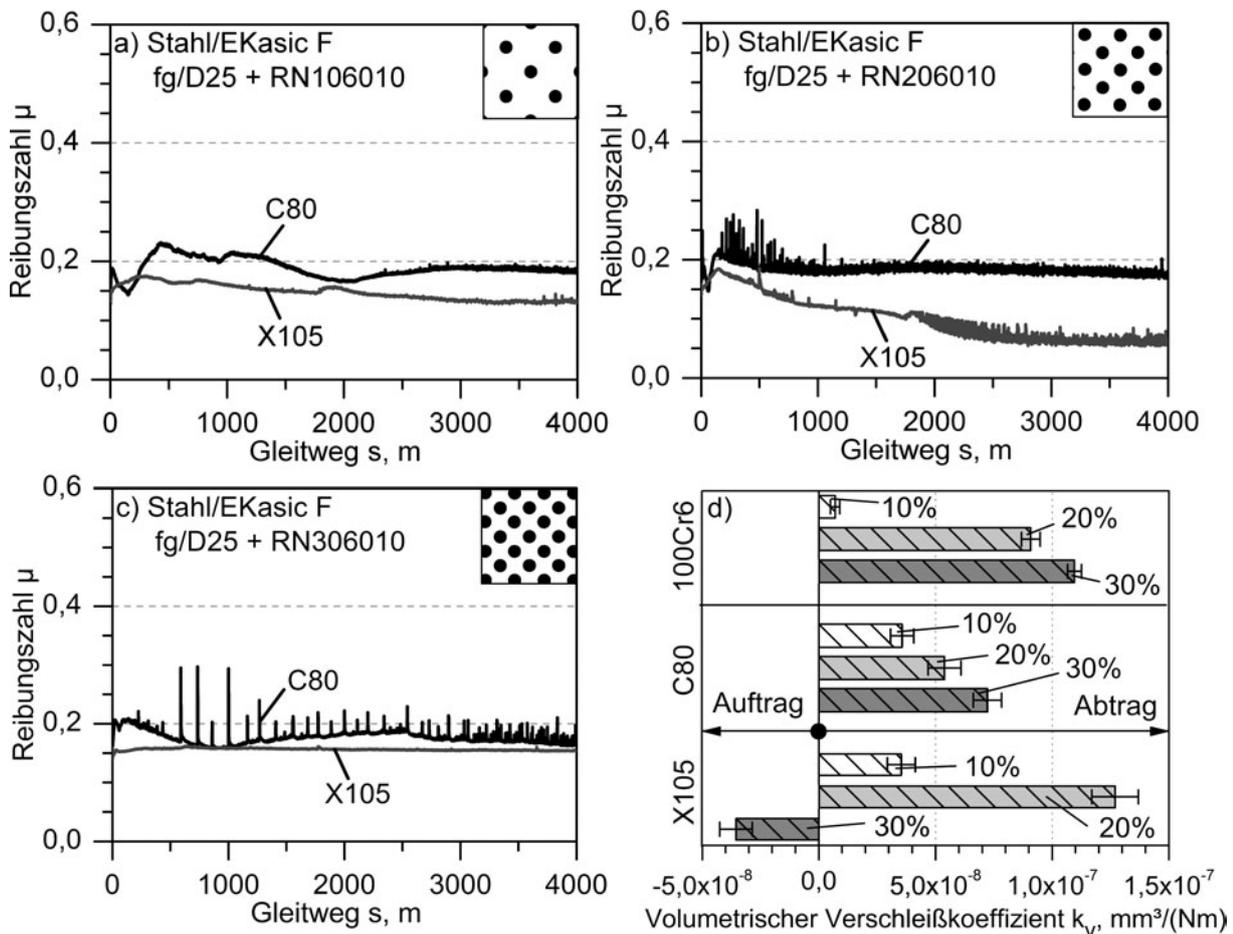


Abb. 3.35: Reibungsverläufe der mit runden Nöpfchen texturierten Paarungen C80/EKasic F und X105CrMo17/EKasic F bei dem Texturanteil von (a) 10 %, (b) 20 % und (c) 30 % sowie (d) die volumetrischen Verschleißkoeffizienten von vergüteten 100Cr6-, C80- und X105CrMo17- Pellets in Paarung mit texturierten EKasic F-Platten über 4000 m Gleitweg in Isooktan ($w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

und $\mu = 0,18$ ($a_{tex} = 30 \%$) gemessen. Jedoch sind mit zunehmendem Texturanteil temporäre Reibungsüberhöhungen bis $\mu = 0,29$ aufgetreten (Abb. 3.35c). Der rostfreie, vergütete und durch große Karbide geprägte Stahl X105CrMo17 (Abb. 3.2c) erzielte gepaart gegen EKasic F-Platten mit runden Nöpfchen (RN) bei dem Flächenanteil von $a_{tex} = 10 \%$ den Wert von $\mu = 0,15$ bei 4000 m Gleitweg. Die Erhöhung des texturierten Flächenanteils auf 20 % führte bis zu dem Gleitweg von ca. 2300 m zu abnehmenden Werten der Reibungszahl mit quasistationären Werten von $\mu_{4000m} = 0,06$. Nach diesem Einlaufbereich nahmen temporäre Reibungsüberhöhungen zu. Die höhere quasistationäre Reibungszahl von $\mu_{4000m} = 0,15$ und ein sehr glatter zeitlicher Verlauf mit keinem messbaren Einlaufverhalten wurde an Paarungen mit 30 % Texturanteil gemessen. Dies

entsprach den Werten mit $a_{tex} = 10\%$, jedoch mit dem deutlich konstanteren Verlauf der Reibungszahl. Die Auswertung der linearen Verschleißbeträge (Abb. 3.35d) ergab in der Darstellung als volumetrischer Verschleißkoeffizient k_v über den gesamten Gleitweg von 4000 m für die Paarung C80/EKasic F Werte von $3,57 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für $a_{tex} = 10\%$, $5,39 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für $a_{tex} = 20\%$ und $7,23 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für $a_{tex} = 30\%$. Die Gleitpaarungen gegen X105CrMo17 zeigten bei dem texturierten Flächenanteil von 10% mit $k_{v,4000m} = 3,54 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ ähnliche Werte wie die gegen C80. Bei 20% Texturanteil stieg der volumetrische Verschleißkoeffizient jedoch auf Werte von $1,27 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ an. Durch die weitere Erhöhung auf 30% wurde bei 4000 m ein negativer Wert des Verschleißkoeffizienten von $-3,55 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ ermittelt, was auf eine Schichtbildung im Reibkontakt zurückgeführt wurde (Abb. 3.36f). Vergleichend sind in Abb. 3.35d die Werte des Verschleißkoeffizienten von 100Cr6/EKasic F-Paarungen aus Kap. 3.5.2 mit $k_{v,4000m} = 7 \cdot 10^{-9} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für $a_{tex} = 10\%$, $k_{v,4000m} = 9,1 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für $a_{tex} = 20\%$ und $k_{v,4000m} = 1,1 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für $a_{tex} = 30\%$ aufgetragen. In den Abbildungen 3.36a, c und e sind die beanspruchten EKasic F-Wirkflächen, die gegen vergütete C80-Pellets gepaart wurden, wiedergegeben. Die keramischen Funktionsflächen wurden mit zunehmendem texturierten Flächenanteil eingeglättet. Nach 4000 m Gleitweg wurde in der Kontaktzone der keramischen EKasic F-Platte die Form von SiC-Körnern des Gefüges sichtbar. In den Nöpfchen lagerten sich bis auf halbe Höhe feinste Verschleißpartikel ab. Dunkle Bereiche auf den Aufnahmen waren Restkavitäten, die nach Versuchsende mit zunehmendem Texturanteil vermindert auf den Wirkflächen wiederzufinden waren. In den Abbildungen 3.36b, d und f sind mit zunehmendem Texturanteil die EKasic F-Wirkflächen nach Versuchsende gegen X105CrMo17 dargestellt. Bei keinem Texturanteil wurden, wie bei Paarungen gegen C80, die Form einzelner SiC-Körner des Gefüges sichtbar. Die anfänglichen Schleifriefen der D25 Feinbearbeitung (Abb. 3.5) konnten ebenso wenig mittels REM nachgewiesen werden. Dies deutete auf dünne Oberflächenschichten hin. Es zeigte sich beim Texturanteil von $a_{tex} = 10\%$, dass die Wirkfläche durch kompaktierte Verschleißpartikel eingeglättet war und die Nöpfchen zu ca. 60% mit agglomerierten Verschleißpartikeln gefüllt waren. Durch die Erhöhung des texturierten Flächenanteils auf $a_{tex} = 20\%$ bildeten sich aus der sich ablösenden kompaktierten Deckschicht Röllchen (Abb. 3.36d). Bei der Erhöhung auf $a_{tex} = 30\%$ wurden keine Röllchen mehr sichtbar. Allerdings zeigte sich, wie in Abb. 3.36f zu sehen ist, eine Deckschicht auf den EKasic F-Proben.

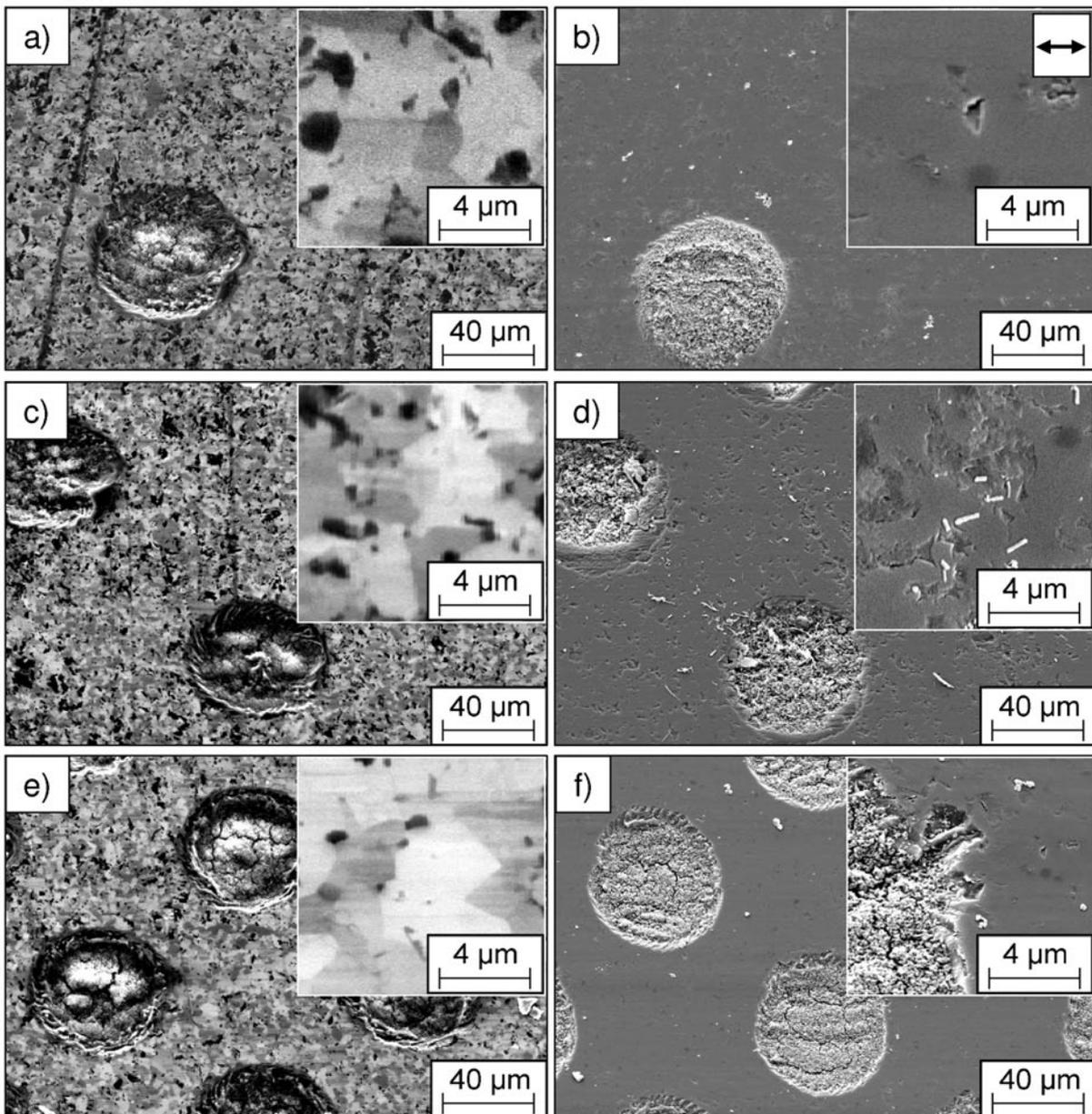


Abb. 3.36: REM-Aufnahmen der EKasic F-Platten mit runden Nöpfchen und dem Flächenanteil von (a, b) 10 %, (c, d) 20 % und (e, f) 30 %, die gegen vergüteten C80 (a, c, e) und X105CrMo17 (b, d, f) gepaart wurden, nach 4000 m Gleitweg in Isooktan ($w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{N}$, $f = 10 \text{Hz}$, $\Delta s = 10 \text{mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

3.5.4 Einfluss der Nöpfchenanordnung

Durch Variation des texturierten Nöpfchenanteils bei 100Cr6/EKasic F- (Abb. 3.33) und X105CrMo17/EKasic F-Paarungen (Abb. 3.35) in Isooktan wurde auch die Flächenpressung p von 7,86 MPa bei $a_{tex} = 10\%$ zu 10,11 MPa bei $a_{tex} = 30\%$ verändert. Dabei zeigten sich Unterschiede im Reibungs- und Verschleißverhalten. Daher wurde

die Napfchenanordnung bei konstantem Texturanteil von $a_{tex} = 20\%$, dem Napfchendurchmesser von $w = 60\ \mu\text{m}$ und der Napfchentiefe von $d = 10\ \mu\text{m}$ variiert. Dies hatte zur Folge, dass bei gleicher Flächenpressung p von 8,84 MPa die Näpfchen in x-Richtung im Abstand vergrößert und gleichzeitig in y-Richtung im Abstand verkleinert wurden und umgekehrt. Diese Variation der Anordnung ist schematisch in Abb. 3.37 dargestellt.

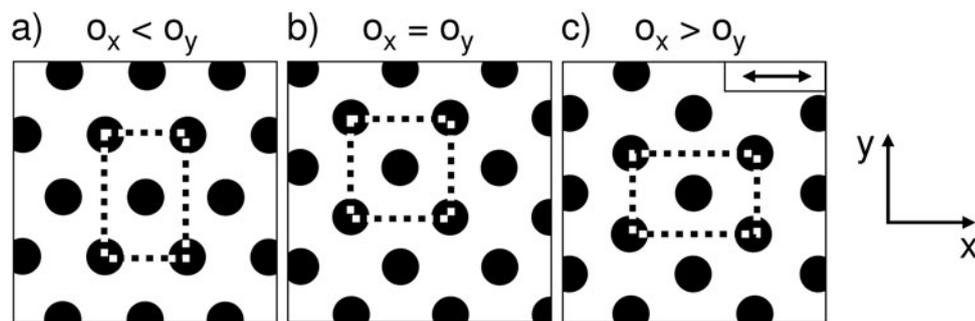


Abb. 3.37: Schematische Darstellung der Napfchenanordnung (a) $o_x < o_y$, (b) $o_x = o_y$ und (c) $o_x > o_y$ bei dem konstanten texturierten Flächenanteil von $a_{tex} = 20\%$ und dem Napfchendurchmesser von $w = 60\ \mu\text{m}$, Pfeil: Gleitrichtung.

In Tab. 3.1 sind die gewählten Napfchenabstande in Gleitrichtung (o_x) und 90° zur Gleitrichtung (o_y) aufgeführt. Die Abstände in x-Richtung orientierten sich an denen der Näpfchen mit $o_x = o_y$ (Kap. 3.5.2) und vergleichbarer Geometrie sowie dem texturierten Flächenanteil von 10 % und 30 %.

Tab. 3.1: Napfchenabstande in Gleitrichtung o_x und 90° zur Gleitrichtung o_y bei $a_{tex} = 20\%$, $w = 60\ \mu\text{m}$ und $d = 10\ \mu\text{m}$.

Bezeichnung	o_x [μm]	o_y [μm]
$o_x = o_y$	170	170
$o_x < o_y$	137	210
$o_x > o_y$	237	120

Die Versuchsergebnisse für 100Cr6/EKasic F-Gleitpaarungen in Isooktan sind in Abbildung 3.38a und c dargestellt. Die Verläufe über 4000 m Gleitweg zeigten für die mit größerem Abstand in x- bzw. y-Richtung angeordneten Näpfchen die Reibungszahl von $\mu = 0,17$. Ab dem Gleitweg von ca. 2300 m traten bei in Hubrichtung auf 137 μm verkürztem Napfchenabstand temporäre Reibungszahlpeaks mit Werten bis $\mu = 0,26$

auf. Die standardmäßig angeordneten Nöpfchen ($o_x = o_y$, Abb. 3.37b) erreichten ab 1600 m Gleitweg die niedrigere Reibungszahl mit $\mu = 0,16$. Im Vergleich der linearen Verschleißbeträge hatte die Standardanordnung mit $W_l = 3 \mu\text{m}$ den höchsten und beide anderen Anordnungen den deutlich niedrigeren Verschleiß mit $W_l = 1 \mu\text{m}$ erzielt.

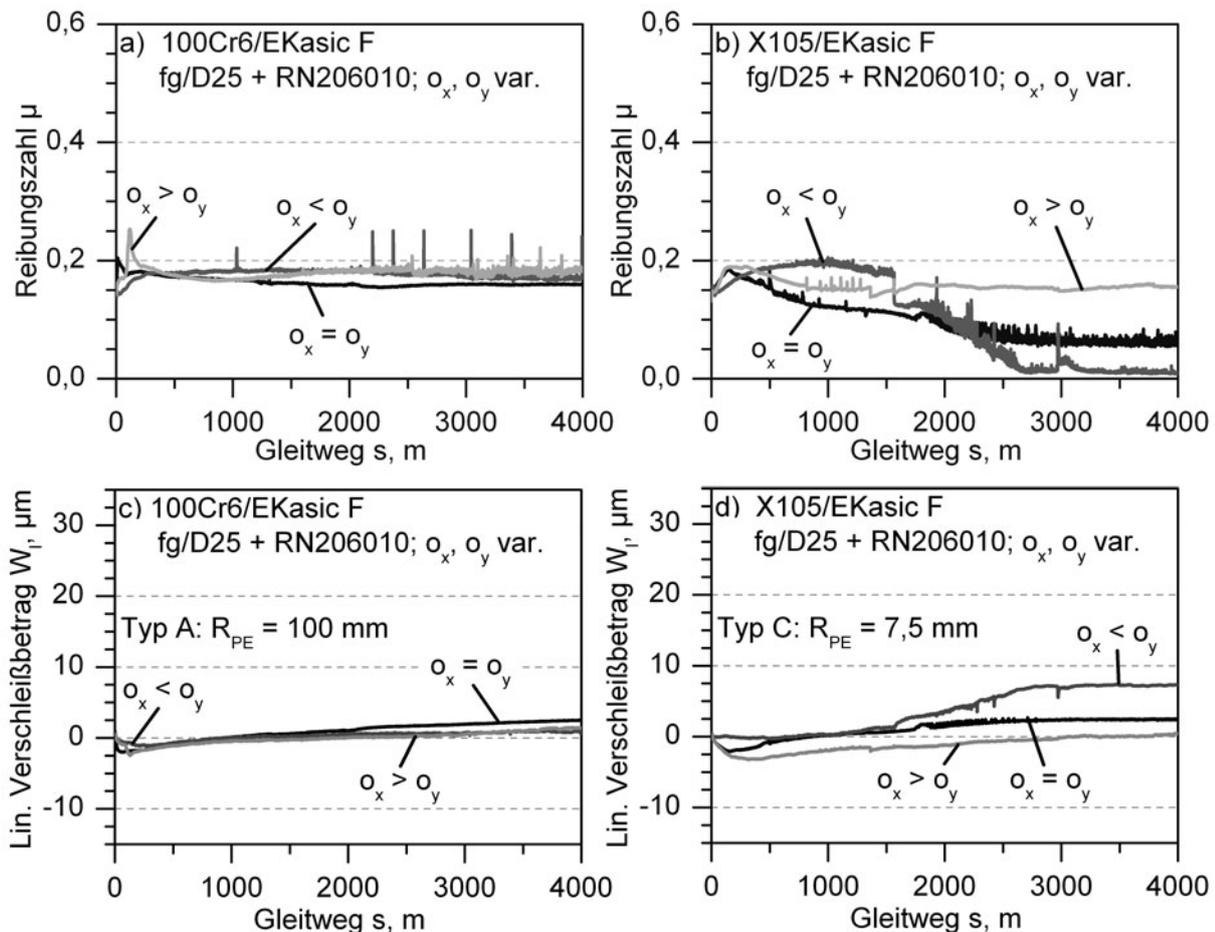


Abb. 3.38: Reibungszahl über den Gleitweg für mit Nöpfchen texturierte EKasic F-Platten, die gegen (a) 100Cr6-Pellets Typ A und (b) X105CrMo17-Pellets Typ C gepaart wurden sowie (c, d) deren zugehörigen Verläufe der linearen Verschleißbeträge über 4000 m Gleitweg in Isooktan ($a_{tex} = 20 \%$, $d = 10 \mu\text{m}$, $w = 60 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

Der weitaus größere Effekt auf die Reibungszahl und den Verschleißbetrag konnte bei X105CrMo17/EKasic F-Gleitpaarungen gemessen werden (Abb. 3.38b und d). Während mit der Nöpfchenanordnung in Standardform ($o_x = o_y$, Abb. 3.37b) bereits günstige Werte der Reibungszahl von $\mu = 0,06$ realisiert wurden, resultierte die Verkleinerung des Abstandes in x-Richtung auf $137 \mu\text{m}$ in noch geringere Werte von $\mu = 0,02$. Die Erhöhung des Abstandes in Gleitrichtung auf $237 \mu\text{m}$ führte nicht zu einer weiteren Reduktion der Reibungszahl, sondern nach ca. 1650 m Gleitweg zu konstanten Werten von $\mu = 0,15$.

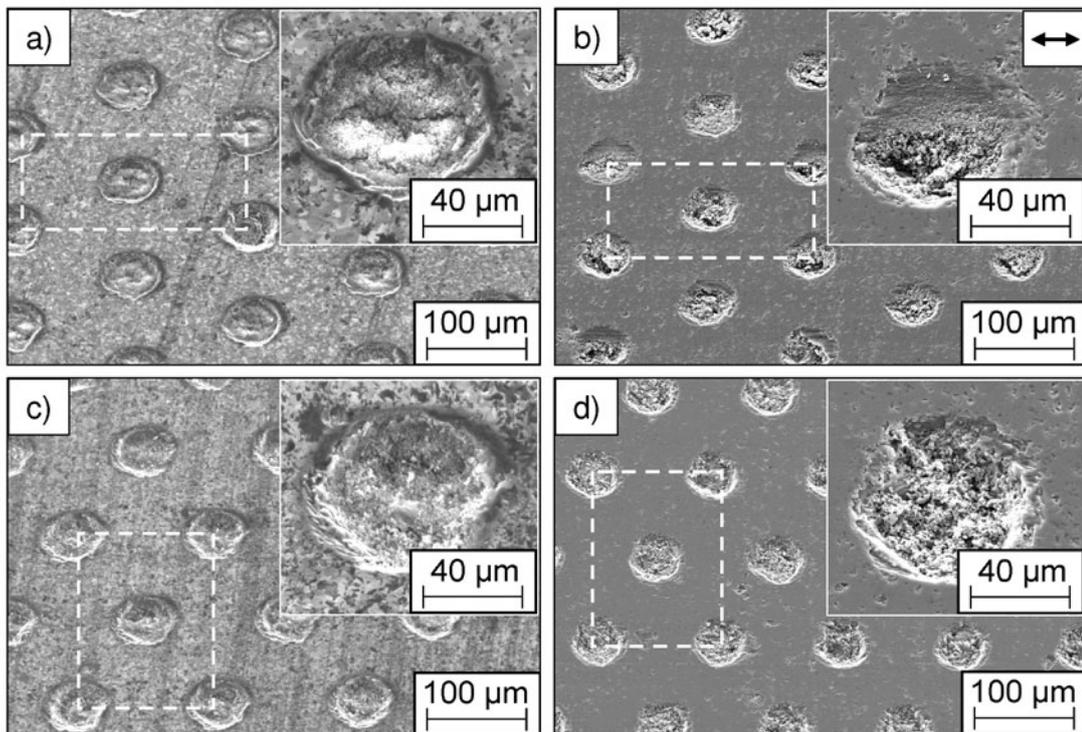


Abb. 3.39: REM-Aufnahmen der EKasic F-Platten nach 4000 m Gleitweg in Isooktan mit dem Nöpfchenabstand in Gleitrichtung von (a, b) $o_x = 237 \mu\text{m}$ und (c, d) $o_x = 137 \mu\text{m}$, die gegen Pellets aus vergütetem Stahl (a, c) 100Cr6 und (b, d) X105CrMo17 gepaart wurden ($a_{tex} = 20 \%$, $d = 10 \mu\text{m}$, $w = 60 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

Die linearen Verschleißbeträge wurden bei Versuchsende mit $W_l = 8 \mu\text{m}$ für $o_x < o_y$, $W_l = 3 \mu\text{m}$ für $o_x = o_y$ und $W_l = 0 \mu\text{m}$ für $o_x > o_y$ gemessen. Bei $o_x > o_y$ zeigte sich zu Versuchsbeginn bis 400 m Gleitweg als Folge von Materialübertrag zunächst ein negativer Wert des linearen Verschleißbetrages von $W_l = -4 \mu\text{m}$, der sich im weiteren Verlauf bis 4000 m auf $W_l = 0 \mu\text{m}$ veränderte. Die Verläufe der linearen Verschleißbeträge können aufgrund der unterschiedlichen Pelletformen von $R_{PE} = 100 \text{ mm}$ (Typ A, Abb. 2.1) bei 100Cr6 und $R_{PE} = 7,5 \text{ mm}$ (Typ C, Abb. 2.1) bei X105CrMo17 nicht direkt miteinander verglichen werden. Die stark unterschiedlichen Verläufe der Paarungen deuten jedoch auf unterschiedliche Verschleißmechanismen hin.

In Abb. 3.39a bis d sind die verschlissenen EKasic F-Wirkflächen nach Versuchsende durch REM-Aufnahmen wiedergegeben. Die texturierten Platten, die gegen den vergüteten Stahl 100Cr6 gepaart wurden (Abb. 3.39a und c), zeigten keine signifikanten Unterschiede. Die Funktionsflächen waren eingelätet und die Form von SiC-Körnern wurde sichtbar. Deckschichten aus fest anhaftenden Verschleißpartikeln konnten nicht

nachgewiesen werden. In den Nöpfchen wurden feinste Verschleißpartikel aus Eisenoxid und einzelne Chromkarbide des Stahls 100Cr6 per EDX detektiert. Im Gegensatz dazu war auf REM-Aufnahmen der beanspruchten EKasic F-Platten, die gegen den rostfreien Stahl X105CrMo17 gepaart wurden, weder mit dem Nöpfchenabstand in x -Richtung o_x von $137 \mu\text{m}$ noch bei $237 \mu\text{m}$ das Gefüge der Keramik sichtbar (Abbildungen 3.39b und d). Ergänzende EDX- und AES-Analysen bestätigten feinste chrom-, eisen-, sauerstoff- und kohlenstoffhaltige Verschleißpartikel mit dem Durchmesser von $\leq 10 \text{ nm}$. Diese Verschleißpartikel agglomerierten und verdichteten sich während des Versuches beim horizontalen Nöpfchenabstand von $237 \mu\text{m}$ zu einer festen Schicht. Die Nöpfchen wurden teilweise mit Verschleißpartikeln gefüllt und der Inhalt stark verdichtet (Abb. 3.39b). Durch die Verkürzung des lateralen Nöpfchenabstandes entstanden tribochemische Filme, die im Weiteren zu röllchenartigen Verschleißpartikeln und zu einer sehr niedrigen Reibungszahl führten.

3.5.5 Hubaufgelöste Reibungszahlanalyse

Die bisher dargestellten Reibungszahlverläufe stellten Mittelwerte des gesamten Hubes dar. Bei der reversierenden Gleitbeanspruchung mit der Hublänge von 10 mm wurde die Geschwindigkeit ausgehend von dem Totpunkt zunächst beschleunigt, erreichte in der Hubmitte ihren maximalen Wert von $0,32 \text{ m/s}$ und wurde dann zum zweiten Totpunkt hin auf $v = 0 \text{ m/s}$ verzögert. Daher ist die geschwindigkeitsaufgelöste Auswertung der Messdaten bezüglich Reibungszahlkonstanz und Minimierung der über den Hub gemittelten Reibungszahl von großer Bedeutung.

In Abb. 3.40 sind Iso-Reibungszahllinien ($\mu = 0,15, 0,20$ und $0,25$) der Paarung 100Cr6/EKasic F mit D25 feingeschliffener keramischer Wirkfläche mit in der Standardform angeordneten runden Nöpfchen (Abb. 3.37b) mit dem Flächenanteil von $a_{tex} = 10, 20$ und 30% , abhängig von der Gleitgeschwindigkeit und dem Gleitweg über 4000 m dargestellt. Die untexturierte Paarung in Abb. 3.40a ergab bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten bis ca. $0,09 \text{ m/s}$ Werte der Reibungszahl von $\mu > 0,20$. Im Gegensatz dazu reduzierten die texturierten EKasic F-Platten in diesem Geschwindigkeitsbereich deutlich die Reibungszahl (Abb. 3.40b bis d). Für den Texturanteil von 20% wurden Werte von $\mu < 0,20$ ab 3200 m Gleitweg gemessen. Bei Gleitgeschwindigkeiten $> 0,09 \text{ m/s}$ konnten texturierte 100Cr6/EKasic F-Paarungen mit $a_{tex} = 10 \%$ und $a_{tex} = 20 \%$ keine wesentlichen Verbesserungen im Reibungszahlniveau erzielen. Paarungen mit dem Texturanteil von

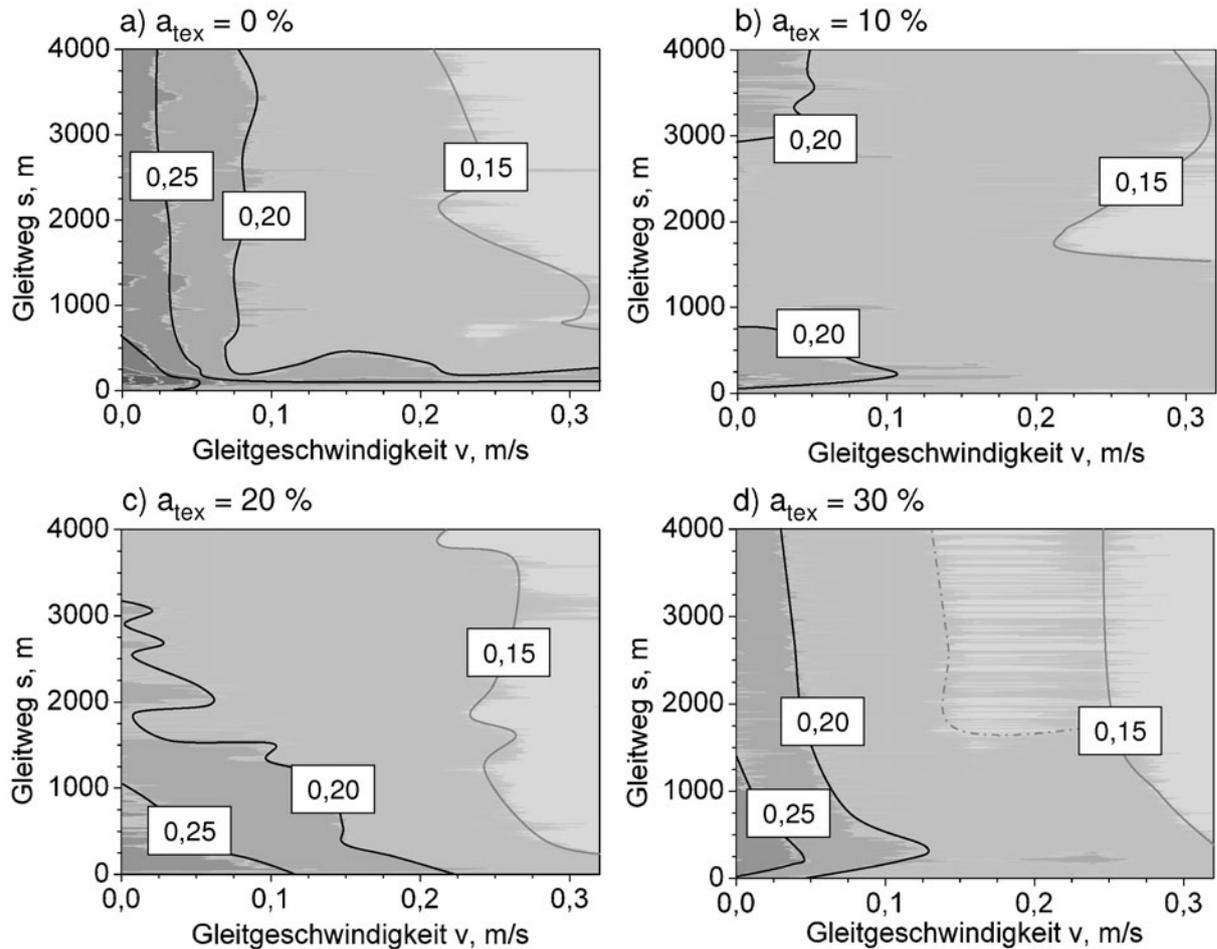
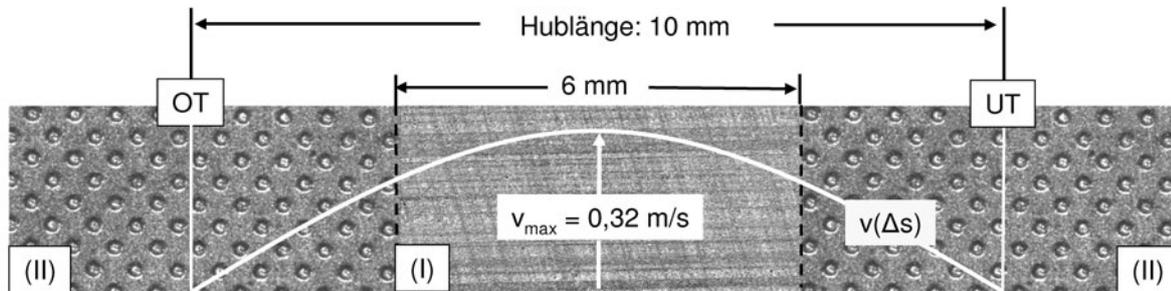


Abb. 3.40: Iso-Reibungszahllinien der Paarung 100Cr6/Ekasic F mit (a) feingeschliffener und mit der Textur-Standardform ($o_x = o_y$) versehener Keramikplatte, abhängig von der Gleitgeschwindigkeit und dem Gleitweg in Isooktan für den texturierten Flächenanteil von (b) $a_{tex} = 10\%$, (c) $a_{tex} = 20\%$ und (d) $a_{tex} = 30\%$ ($d = 10\ \mu\text{m}$, $w = 60\ \mu\text{m}$, $F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$).

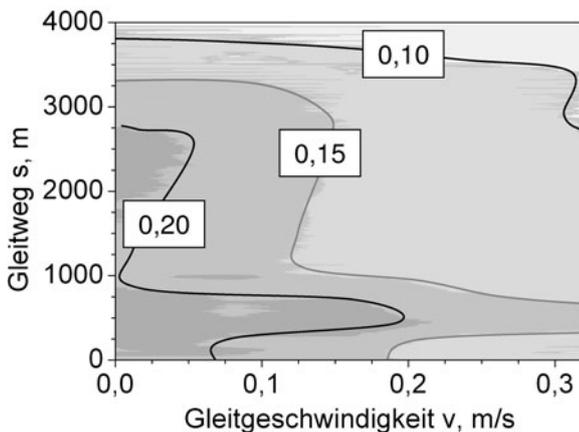
$a_{tex} = 30\%$ erreichten in diesem Geschwindigkeitsbereich Werte von $\mu < 0,15$ nach ca. 1600 m Gleitweg. Jedoch waren temporäre Peaks der Reibungszahl (Strichpunktlinie, Abb. 3.40d) in diesem Bereich sehr ausgeprägt, was zu unerwünschten Schwingungen des Gesamtsystems führte.

Aufgrund der Erkenntnisse aus Abb. 3.40 wurde eine partielle Texturierung der keramischen Platte hergestellt. In Abb. 3.41a ist die LM-Aufnahme der EKasic F-Wirkfläche dargestellt. In der Hubmitte der Gleitspur wurde auf der Breite von 6,0 mm keine Textur aufgebracht. Die Wirkfläche wurde nur mit der Diamantschleifscheibe der Körnung D25 feinbearbeitet (Bereich I). Der obere (OT) und untere (UT) Totpunkt wurde mit runden Nöpfchen mit dem Durchmesser von $w = 60\ \mu\text{m}$, der Tiefe von $d = 10\ \mu\text{m}$ und dem

a) Partielle Texturierung



b) Hubaufgelöster Reibungszahlverlauf



c) Gemittelter Reibungszahlverlauf

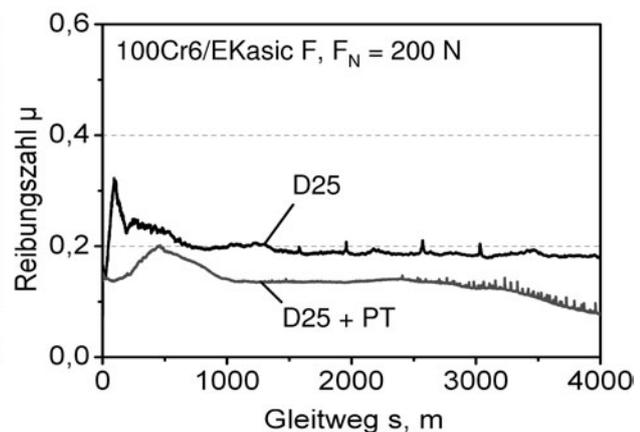


Abb. 3.41: (a) Partielle Mikrotextrurierung über die Hublänge von 10 mm, dargestellt mit der Textur-Standardform ($o_x = o_y$) an den Totpunkten und D25 feingeschliffener Wirkfläche in der Hubmitte sowie Iso-Reibungszahl-Linien bei partieller Texturierung abhängig (b) vom Gleitweg und der Gleitgeschwindigkeit bzw. (c) die Reibungszahl über dem Gleitweg im Vergleich zur D25 geschliffenen Keramikplatte ohne Textur in Isooktan ($a_{tex} = 20\%$, $d = 10\ \mu\text{m}$, $w = 60\ \mu\text{m}$, $F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$).

Texturanteil von $a_{tex} = 20\%$ texturiert (Bereich II). Die Ergebnisse der tribologischen Untersuchungen sind in Abb. 3.41b in hubaufgelöster Darstellung wiedergegeben. Die Reibungszahl wurde über den gesamten Geschwindigkeitsbereich deutlich reduziert. Ab ca. 3800 m Gleitweg wurden geschwindigkeitsunabhängige Werte von $\mu < 0,10$ gemessen. Die Reibungszahlreduktion durch die partielle Texturierung zeigte sich auch im gemittelten Verlauf in Abb. 3.41c. Im Vergleich zur untexturierten D25-Wirkfläche wurden anfängliche Überhöhungen der Reibungszahl gemindert und im Mittel die Reibungszahl bei 4000 m Gleitweg halbiert.

4 Diskussion

In der vorliegenden Arbeit wurde der Einfluss verschiedener mediengeschmierter Keramik/ Keramik- und Stahl/Keramik-Gleitpaarungen im flächigen Gleitkontakt unter reversierender Beanspruchung untersucht. Zur Reduzierung der Reibungszahl und des Verschleißes wurden unterschiedliche Wirkflächentexturierungen entwickelt und tribologisch untersucht. In Kapitel 4.1 werden die tribologischen Abläufe und Effekte, die während der Versuche mit unterschiedlichen Paarungen, Zwischenstoffen, Oberflächen und Texturelementen auftraten, erläutert. Weiterhin gibt Kapitel 4.2 einen Ausblick auf die Verwendung der entwickelten Gleitpaarungen in seriennahen Anwendungen.

4.1 Beeinflussung der tribologischen Eigenschaften

4.1.1 Werkstoffauswahl

In Abbildung 4.1 sind die quasistationären Werte der Reibungszahl μ_{4000m} bei 4000 m Gleitweg gegen den volumetrischen Verschleißkoeffizienten $k_{v,4000m}$ über die Strecke von 4000 m für Keramik/Keramik- und Stahl/Keramik-Paarungen in Isooktan aufgetragen. Der grau hinterlegte Ausschnitt wurde als Zielbereich im Hinblick auf das Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ (Kap. 1.4) mit $\mu \leq 0,10$ und $k_{v,4000m} \leq 5 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ festgelegt.

Keramische Selbstpaarungen (schwarze Symbole) fielen, mit Ausnahme der EKasic F, bereits nach wenigen Metern Gleitweg und mit hohen Werten der Reibungszahl ($\mu > 0,4$) aus. Diese Paarungen waren daher für die Anwendung im Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ (Kap. 1.4) ungeeignet. Bei den in Abb. 4.1 aufgeführten Stahl/Keramik-Paarungen wurden nur Versuche mit vergüteten Stahlpellets (790HV30) miteinander verglichen. Stahl/Oxidkeramik-Paarungen (graue Symbole) lagen hier im

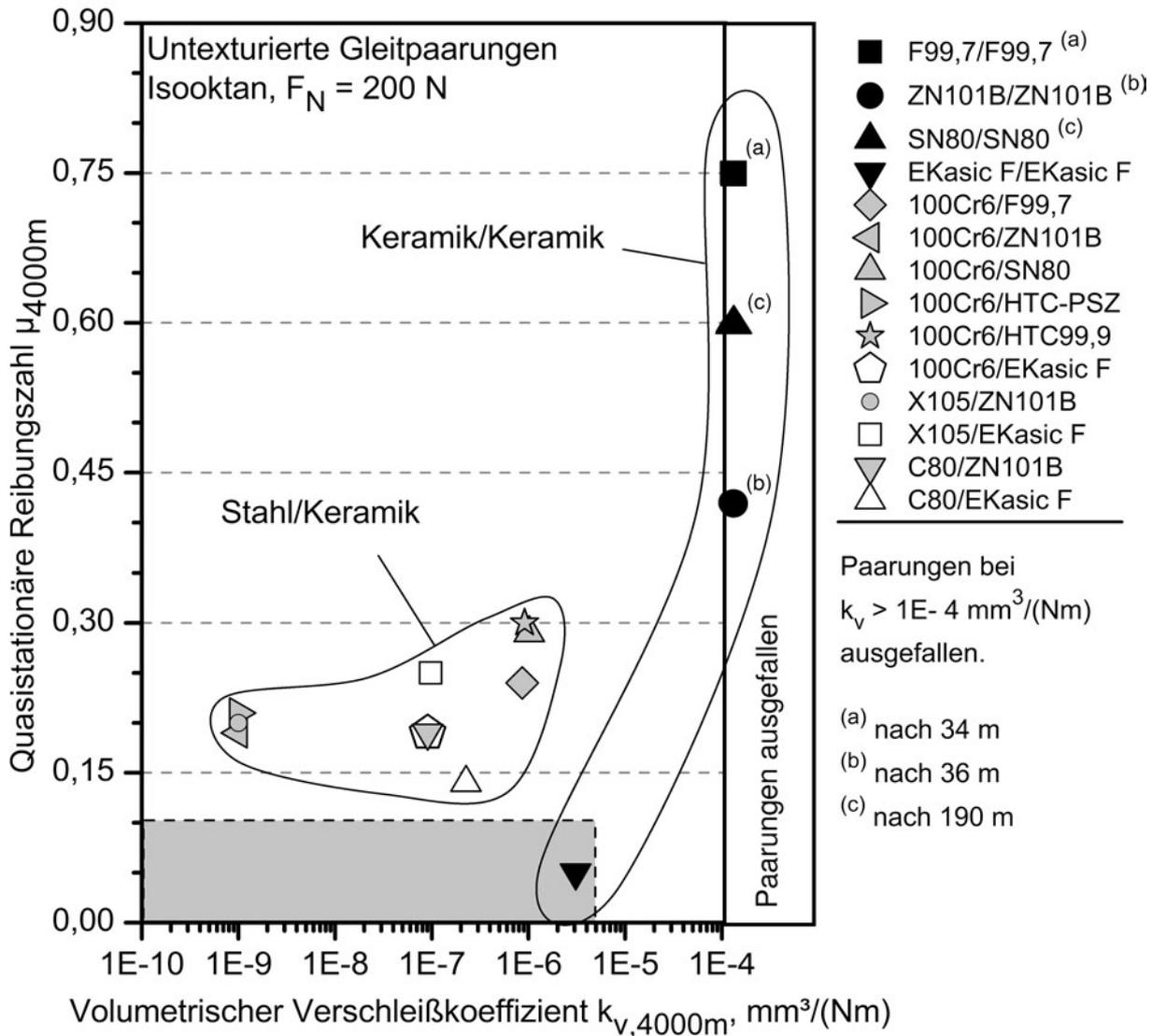


Abb. 4.1: Quasistationäre Reibungszahl μ_{4000m} bei Versuchsende, aufgetragen über dem volumetrischen Verschleißkoeffizienten von D25 feingeschliffenen Keramik/Keramik- und Stahl/Keramik-Gleitpaarungen in Isooktan ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

Reibungsbereich von $0,19 \leq \mu_{4000m} \leq 0,30$. Die Auswertung der Verschleißkoeffizienten ergab Werte zwischen $8,6 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm}) \leq k_{v,4000m} \leq 1,0 \cdot 10^{-9} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$. Stahl/Ekasic F-Paarungen (weiße Symbole) zeigten hier ein Reibungsniveau von $\mu_{4000m} = 0,14$ bis $\mu_{4000m} = 0,25$ und Werte der volumetrischen Verschleißkoeffizienten von $9,7 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{Nm}) \leq k_{v,4000m} \leq 2,3 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ nach 4000 m Gleitweg.

Die in Kap. 3 dargestellten Reibungs- und Verschleißverläufe sowie REM-Aufnahmen belegen, dass die tribologischen Wechselwirkungen in der Kontaktzone je nach Materialpaarung sehr unterschiedlich waren. Wie auch in anderen Arbeiten mit niedrig-

viskosen Medien [119, 120], zeigte sich ein hoher Einfluss im Fall der Mischreibung. Zum Verständnis der Abläufe in der Kontaktzone wurden nachfolgend theoretische Betrachtungen mit Trennung der einzelnen Effekte durchgeführt. Aufgrund der niedrigen Verdampfungstemperatur von Isooktan kann lokal Mangelschmierung eintreten und der Anteil von Festkörperkontakt zunehmen.

Zur Abschätzung der **theoretischen Kontakttemperaturen** wurde Gleichung 1.9 nach Kuhlmann-Wildorf für den trockenen Kontakt und für verschiedene Gesamtwärmeleitfähigkeiten k , Reibungszahlwerte μ , Materialhärten H und Normalkräfte F_N ausgewertet und gegen die Anzahl der Kontakte N innerhalb der Kontaktzone in den Abbildungen 4.2a bis d aufgetragen. Betrachtet man nur den Einfluss der Wärmeleitfähigkeiten der beteiligten Gleitpartner bei konstanter Reibungszahl von $\mu = 0,20$, der Härte von $H = 7,9$ GPa und der Normalkraft von $F_N = 200$ N, so wird deutlich, dass mit abnehmender Anzahl

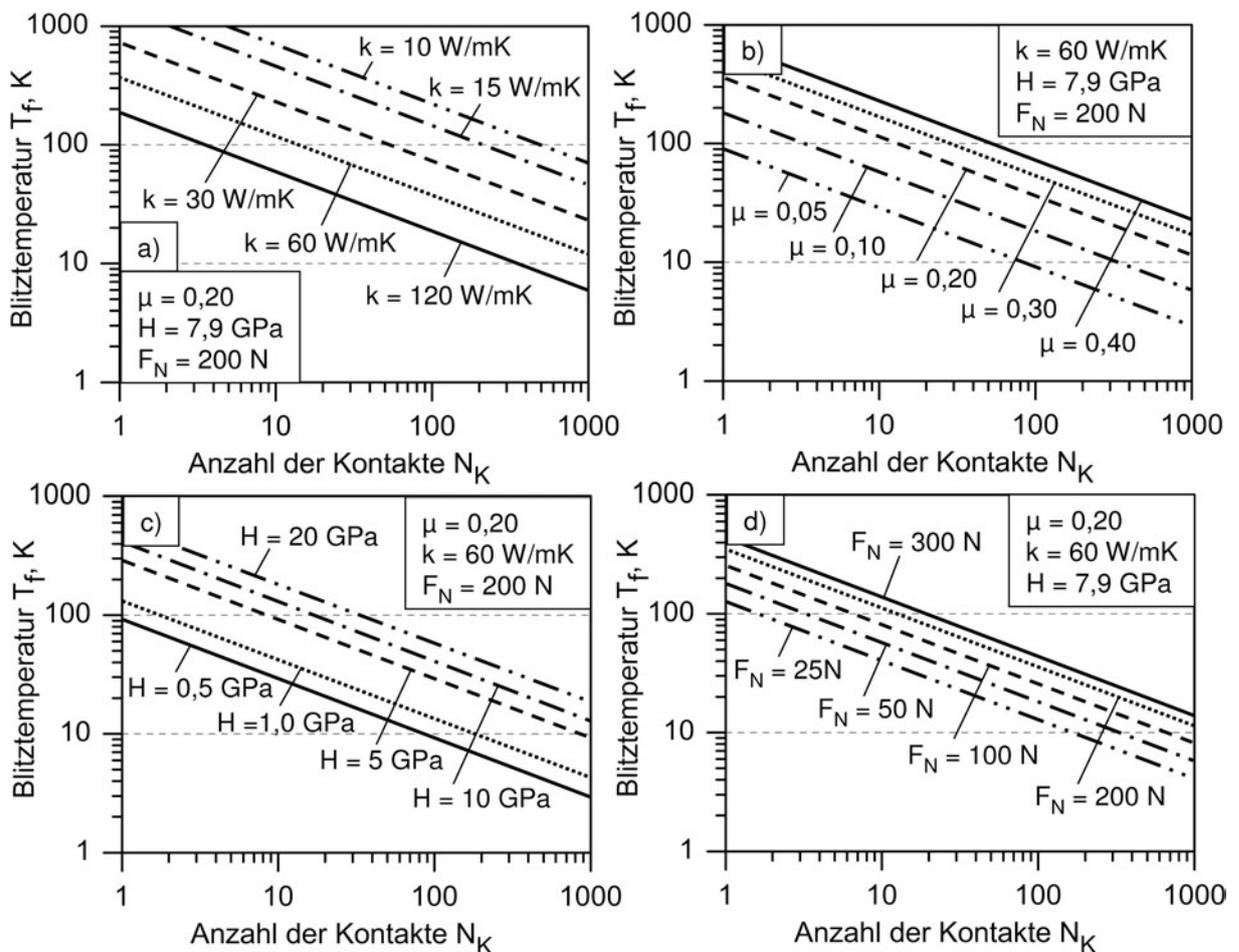


Abb. 4.2: Nach Gleichung 1.9 berechnete Blitztemperatur T_f aufgetragen über die Anzahl der Kontakte N_K für unterschiedliche (a) Summen der Wärmeleitfähigkeiten, (b) Werte der Reibungszahl, (c) Härten und (d) Normalkräfte unter trockener Beanspruchung.

der Kontakte und der Wärmeleitfähigkeit die Blitztemperatur T_f auf Werte weit über 100 K ansteigen kann (Abb. 4.2a). Weiterhin verursachen die Erhöhung der Reibungszahl bei konstanter Wärmeleitfähigkeit von $k = 60 \text{ W/mK}$ und die Steigerung der Härte einen signifikanten Anstieg der Temperatur (Abb. 4.2b und c). Weitaus geringeren Einfluss zeigt sich bei der Berechnung für unterschiedliche Normalkräfte von $F_N = 25$ bis 300 N (Abb. 4.2d).

In Abb. 4.3 sind die Blitztemperaturen T_f in Abhängigkeit der Anzahl der Kontakte für die untersuchten Reibpaarungen aufgetragen. Die zur Berechnung notwendigen μ -Werte

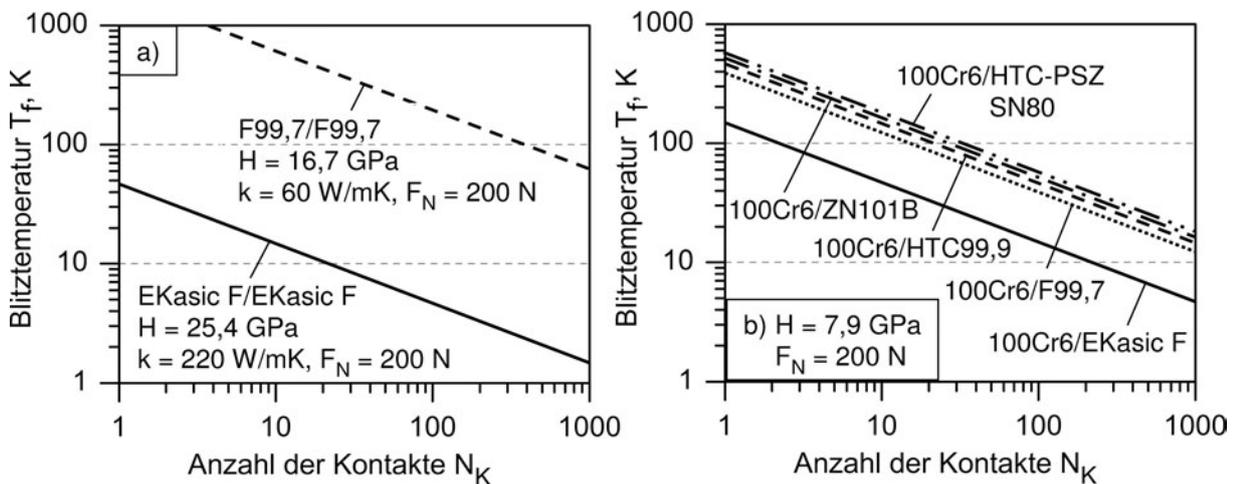


Abb. 4.3: Abhängigkeit der Blitztemperatur T_f nach Gleichung 1.9 von der Anzahl der Festkörperkontakte N_K für untersuchte (a) Keramik/Keramik- und (b) Stahl/Keramik-Gleitpaarungen bei $F_N = 200 \text{ N}$.

wurden den Versuchsläufen in Abb. 3.12, Abb. 3.14 und Abb. 3.16a nach dem Einlauf entnommen. Bei F99,7-Selbstpaarungen entstanden demnach Blitztemperaturen von 200 bis weit über 1000 K, während bei EKasic F nur maximal 50 K erreicht wurden. Im Vergleich dazu nahm durch den metallischen Gegenkörper in Paarung mit oxidischen Platten die Blitztemperatur ab und resultierte in den niedrigsten Werten mit der Verwendung von EKasic F. Die vorherrschende Kontakttemperatur wurde näherungsweise als die Raumtemperatur ($23 \text{ }^\circ\text{C}$) plus die jeweils berechnete Blitztemperatur angenommen. Da die Verdampfungstemperatur der untersuchten Zwischenstoffe Isooktan, Ethanol und destilliertes Wasser $\leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$ lag (Tab. 2.6), war bei Paarungen mit oxidischen Keramiken nach dieser theoretischen Abschätzung nur bei einem hohen Anteil von Festkörperkontakten

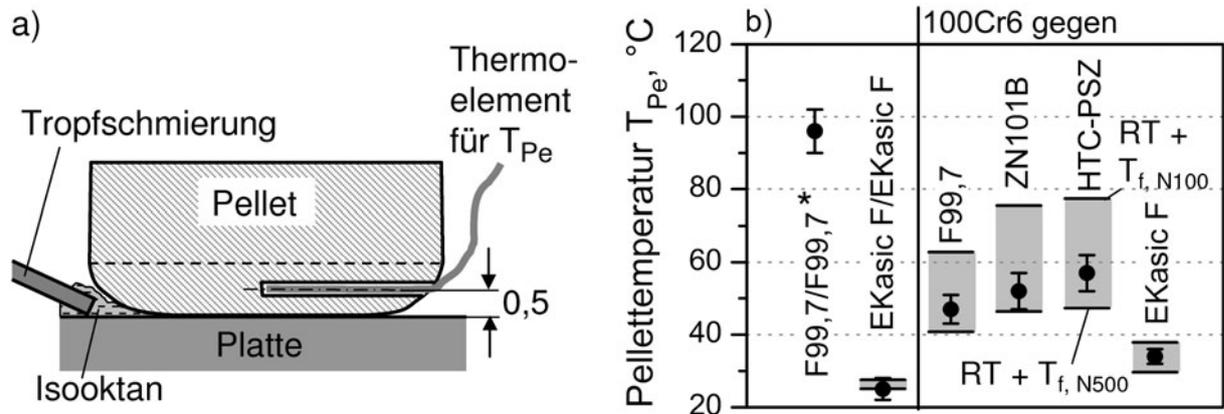


Abb. 4.4: (a) Schematische Darstellung der Temperaturmessung im Pellet (T_{Pe}) unter Tropfschmierung mit Isooktan (2,7 ml/min) und (b) ermittelte quasistationäre Pellettemperaturen nach dem Einlauf von ca. 500 m Gleitweg für EKasic F-Selbstpaarung und 100Cr6/Keramik-Paarungen, bzw. * bei 17 m Gleitweg für F99,7-Selbstpaarung mit D25 feingeschliffener Keramik-Wirkfläche ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta_s = 10$ mm, $RT = 23$ °C).

($N_K > 10$) ausreichend Flüssigkeit unmittelbar in der Kontaktzone.

Zur Vergleichbarkeit mit den theoretischen Werten wurde die Pellettemperatur T_{Pe} an ausgewählten Paarungen unter Tropfschmierung mit Isooktan gemessen. In Abb. 4.4a ist der schematische Aufbau dargestellt. In die Pellets wurde eine Bohrung mit dem Durchmesser von 0,5 mm parallel zur Wirkfläche im Abstand von 0,5 mm eingebracht. Darin wurde ein Thermoelement vollständig integriert und am Austritt des Pellets mit Kleber (Endfest 300, Fa. UHU) fixiert. Isooktan wurde über eine Nadel durch Tropfschmierung mit 2,7 ml/min kontinuierlich zugeführt. Die Versuche wurden analog zu denen im Tauchbad unter der Normalkraft von $F_N = 200$ N, der Frequenz von $f = 10$ Hz und dem Hub von $\Delta_s = 10$ mm durchgeführt. In Abb. 4.4b sind die gemessenen quasistationären Pellettemperaturen nach dem Einlauf von ca. 500 m Gleitweg für EKasic F-Selbstpaarungen und 100Cr6/Keramik-Paarungen wiedergegeben. Bei der F99,7-Selbstpaarung wurde die Pellettemperatur aufgrund von hohem Verschleiß bei einem Gleitweg von ca. 17 m ausgewertet. Die Raumtemperatur lag bei 23 °C. Die Temperatur im Pellet wurde dabei mit 96 °C als die höchste und bei der EKasic F-Selbstpaarung mit 27 °C als die niedrigste gemessen. Bei Paarungen mit vergüteten Pellets aus 100Cr6 wurden 47 °C gegen F99,7-, 52 °C gegen ZN101B-, 57 °C gegen HTC-PSZ- und 36 °C gegen EKasic F-Platten ermittelt. Da die realen Kontaktvorgänge nicht erfasst werden konnten, wurde zum Vergleich in Abb. 4.4b die errechnete Blitztemperatur plus die Raumtemperatur von 23 °C für 100 und

500 Kontakte für jede Paarung berechnet und der Bereich als grauer Balken hinterlegt. Die gemessenen Pellettemperaturen lagen jeweils innerhalb der berechneten Werte. Daher kann für diese Paarungen von maximal 500 Berührungskontakten ausgegangen werden.

Durch die theoretisch berechneten und im Versuch gemessenen Temperaturen konnten Hinweise auf die realen Kontaktbedingungen abgeleitet werden. Die oxidischen Selbstpaarungen ZN101B und F99,7 waren unter den gegebenen Belastungsparametern nicht einsetzbar (Abb. 3.12). Sie versagten aufgrund von Kornausbrüchen bereits nach wenigen Metern unter hohen Werten der Reibungszahl von bis zu $\mu = 0,75$ (Abb. 4.1). Sowohl die abgeschätzten als auch die im Pellet gemessenen Temperaturen wiesen bei der F99,7-Selbstpaarung auf hohe Kontakttemperaturen zwischen 90 und 100 °C hin. Isooktan verdampfte bei diesen Temperaturen im Reibkontakt. REM-Aufnahmen von Querschliffen an beanspruchten Keramik-Pellets (Abb. 4.5a, b) und -Platten (Abb. 4.5c, d) zeigten Rissbildung bis in die Tiefe von 20 μm und interkristalline Kornausbrüche, wodurch harte Verschleißpartikel bei diesen Paarungen in die Kontaktzone gelangten. Diese führten durch die Abnahme der Anzahl von Festkörperkontakten wiederum zu einem starken Anstieg der Temperaturen.

Aufgrund der guten Wärmeleitfähigkeit und der höheren Duktilität des 100Cr6-Stahls konnte durch die Mischpaarung mit Oxidkeramik die Versuchsdauer von 4000 m Gleitweg realisiert werden. Paarungen, die mit vergüteten 100Cr6 Pellets gegen D25 feingeschliffene Platten aus HTC99,9, F99,7 und SN80 untersucht wurden, ergaben Werte der Reibungszahl bis $\mu = 0,32$ und den volumetrischen Verschleißkoeffizienten kleiner $k_{v,4000m} = 1 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$. Die entstandene Wärme im Gleitkontakt konnte hier besser über den Stahlkörper abgeführt werden. Harte, keramische Verschleißpartikel führten im Kontakt nicht zu so hohen lokalen Spannungen wie es bei keramischen Selbstpaarungen der Fall war. Der Stahl konnte die Spannungen durch elastische und plastische Verformung abbauen. Weiterhin passten sich die anfänglich geschliffenen Wirkflächen schnell zueinander an. Dies konnte vor allem auf die rauen, D25 feingeschliffenen, keramischen Wirkflächen von HTC99,9, F99,7 und SN80 zurückgeführt werden (Abb. 3.4), die anfangs abrasiv gegen den Stahl wirkten. Als Folge wurden nach dem Einlauf fest anhaftende Oxidschichten als Materialübertrag auf den keramischen Platten (Abb. 3.17a bis c) sichtbar. Diese waren mit zunehmender Plattenrauheit umso ausgeprägter. Ein solcher Schichtübertrag wurde auch in ungeschmierten Block auf Ring-Versuchen mit Al_2O_3 /Gusseisen-Gleitpaarungen unter einsinniger Gleitbeanspruchung nachgewiesen und per EDX bestätigt [57].

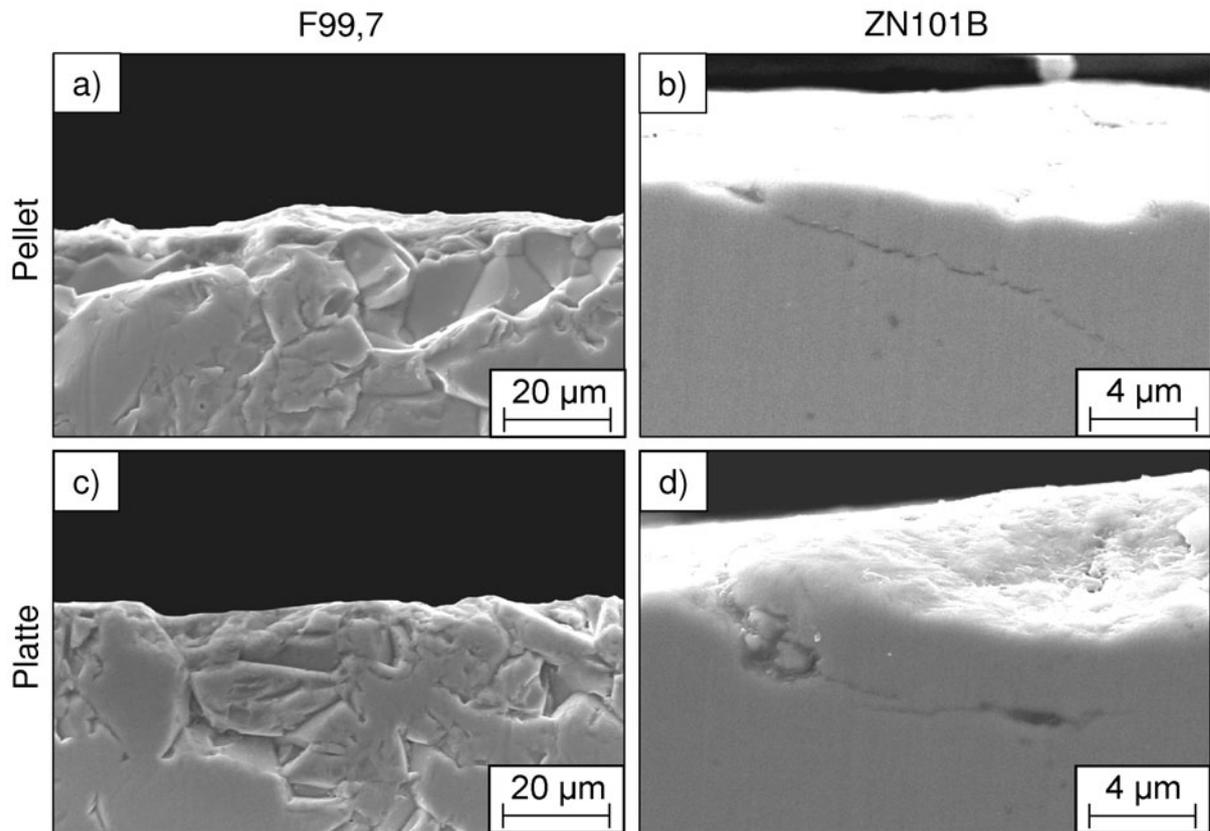


Abb. 4.5: REM-Aufnahmen von Querschliffen der in Isooktan über 34 m Gleitweg beanspruchten Gleitpaarung F99,7/F99,7 von (a) Pellet und (c) Platte sowie über 36 m Gleitweg beanspruchten ZN101B-Selbstpaarung von (b) Pellet und (d) Platte ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm).

Mit untexturierten EKasic F-Selbstpaarungen wurden ebenfalls sehr niedrige, quasistationäre Werte der Reibungszahl von $\mu_{4000m} = 0,06$ erreicht (Abb. 4.1). Solch niedrige Werte wurden in der Literatur oft nur unter Ölschmierung mit einem trennenden Schmierfilm gemessen [121, 122, 123]. Ob ein solcher unter den gewählten Versuchsbedingungen dieser Arbeit vorlag, wurde durch die Abschätzung der minimalen **Schmierfilmdicke** ermittelt. Die vereinfachte 1-dimensionale Reynoldsgleichung (Gl. 1.16) wurde nach [124] gelöst und ist in den Gleichungen 4.1 und 4.2 wiedergegeben.

$$F_N = C_1 \left(\frac{\eta \cdot v \cdot B \cdot L}{h_0^2} \right) \quad (4.1)$$

mit

$$C_1 = \frac{6}{(n-1)^2} \left[\ln n - \frac{2(n-1)}{n+1} \right] \quad (4.2)$$

Die vollständige Übertragung der Normalkraft F_N über den Schmierfilm hinweg wird

maßgeblich durch die Viskosität η , die Gleitgeschwindigkeit v und der hydrodynamischen Kontaktfläche $B \cdot L$ sowie der minimalen Schmierfilmdicke h_0 beeinflusst. In Abb. 4.6a ist das zugrunde liegende Schmierpaltmodell mit den geometrischen Größen und dem theoretischen Druckverlauf schematisch dargestellt. Ergänzend ist in Abb. 4.6b bis d

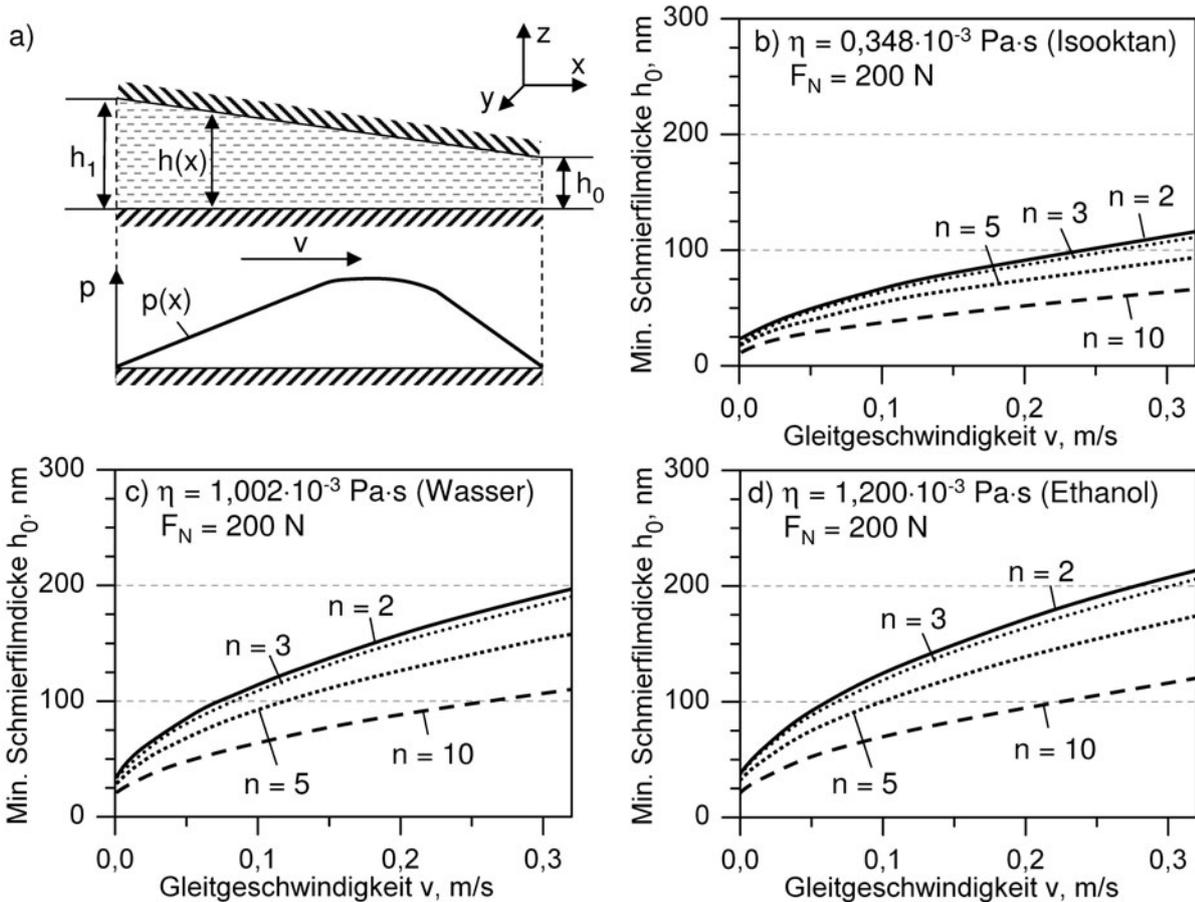


Abb. 4.6: (a) Schematische Darstellung des hydrodynamischen Schmierpalts sowie (b bis d) die minimalen Schmierfilmdicken über die Gleitgeschwindigkeit von 0 - 0,32 m/s für unterschiedliche Verhältnisse $n = h_1/h_0$ und Medien mit verschiedenen Viskositäten ($F_N = 200 \text{ N}$, $L = B = 5,32 \text{ mm}$).

für unterschiedliche Werte n und Medien verschiedener Viskosität nach Gleichung 4.1 die minimale Schmierfilmdicke h_0 gegen die Gleitgeschwindigkeit von 0 - 0,32 m/s aufgetragen. Die Berechnungsgrundlage bildeten die in Tabelle 2.6 aufgeführten dynamischen Viskositäten, die Normalkraft $F_N = 200 \text{ N}$ und die Kontaktbedingung als $L = B = 5,32 \text{ mm}$, was dem Flächeninhalt einer kreisrunden Kontaktfläche mit dem

Durchmesser 6 mm entspricht. Eine Änderung der Viskosität durch Reibungswärme wurde vernachlässigt. Aus den Berechnungen zeigte sich, dass mit steigendem Parameter $n = (h_1/h_0)$ die Schmierfilmdicke abnahm. Durch die höhere dynamische Viskosität des Ethanol's nahm im Vergleich zu Isooktan die minimale Schmierfilmdicke für $n = 2$ von ca. 120 auf 220 nm bei 0,32 m/s zu. Ähnliche Abschätzungen wurden in [125] bei Si_3N_4 -Selbstpaarungen in wassergeschmierten einsinnigen Stift/Scheibe-Versuchen gemacht. Die Normalkraft wurde bei diesen Versuchen mit 5 N, die Gleitgeschwindigkeit mit 0,12 m/s und die Wirkfläche mit $L = B = 1,3$ mm gewählt. Für verschiedene Parameter n wurde die minimale Schmierfilmdicke h_0 über der Gleitgeschwindigkeit errechnet. Die Filmdicke variierte von 40 bis 80 nm im Bereich von 0,03 bis 0,12 m/s. Der quadratische Mittenrauwert R_q der in [125] verwendeten Scheiben wurde mit 10 bis 25 nm und die entsprechende Rauheit der Stifte mit $R_q = 20$ bis 50 nm gemessen. Daher wurde gefolgert, dass die niedrige Reibungszahl nicht durch einen vollständig trennenden Schmierfilm erreicht werden kann. Sowohl in der vorliegenden Forschungsarbeit als auch in [125] wurde die Betrachtung ohne die Berücksichtigung von Verschleißpartikel zwischen den Funktionsflächen gemacht.

Bei den in der Arbeit untersuchten 100Cr6/EKasic F-Paarungen führten die Zwischenstoffe Wasser und Ethanol zu den mit $\mu \leq 0,05$ niedrigsten Werten der Reibungszahl (Abb. 3.19). Die Berechnung der minimalen Schmierfilmdicke für den Zwischenstoff Wasser mit $R_{q1} = 0,04 \mu\text{m}$, $R_{q2} = 0,05 \mu\text{m}$ und $\Lambda = 3$ (Flüssigkeitsreibung) ergibt nach Gleichung 1.11 eine minimale Schmierfilmdicke von $h_0 = 0,19 \mu\text{m}$. Dies würde nach Abb. 4.6 nur bei den höchsten Gleitgeschwindigkeiten in der Hubmitte bei $2 \leq n \leq 5$ möglich sein. Die mittlere Reibungszahl über den gesamten Hub wäre dann jedoch höher als 0,05. Weiterhin konnten diese Werte der Reibungszahl nicht in Paarung mit Oxidkeramiken gemessen werden. Daher muss bei Stahl/EKasic F-Paarungen mit so niedrigen Werten der Reibungszahl von der Existenz einer tribologisch günstigen tribochemischen Reaktion, wie in [126, 65, 61, 125, 10] mit Alkoholen und in [127, 128] mit Wasser, ausgegangen werden. REM-Aufnahmen der verschlissenen Pellets und Platten nach 4000 m Gleitweg zeigten in diesem Bereich einen sehr dünnen oxidischen Belag (Abb. 4.7c und d), der mit Hilfe von EDX-Messungen nicht genauer aufgelöst werden konnte. An SiC-Selbstpaarungen [129] und 100Cr6/ Si_3N_4 -Paarungen [130] wurden an Luft die auftretenden Deckschichten als SiO_2 -reiche, amorphe und hydratisierte Schichten sowie Einlagerungen von Fe_2O_3 und Fe_3O_4 nachgewiesen, die je nach Verschleißbedingung sowohl spröde als auch schmierfähig sein konnten. In weiteren Arbeiten wird über die

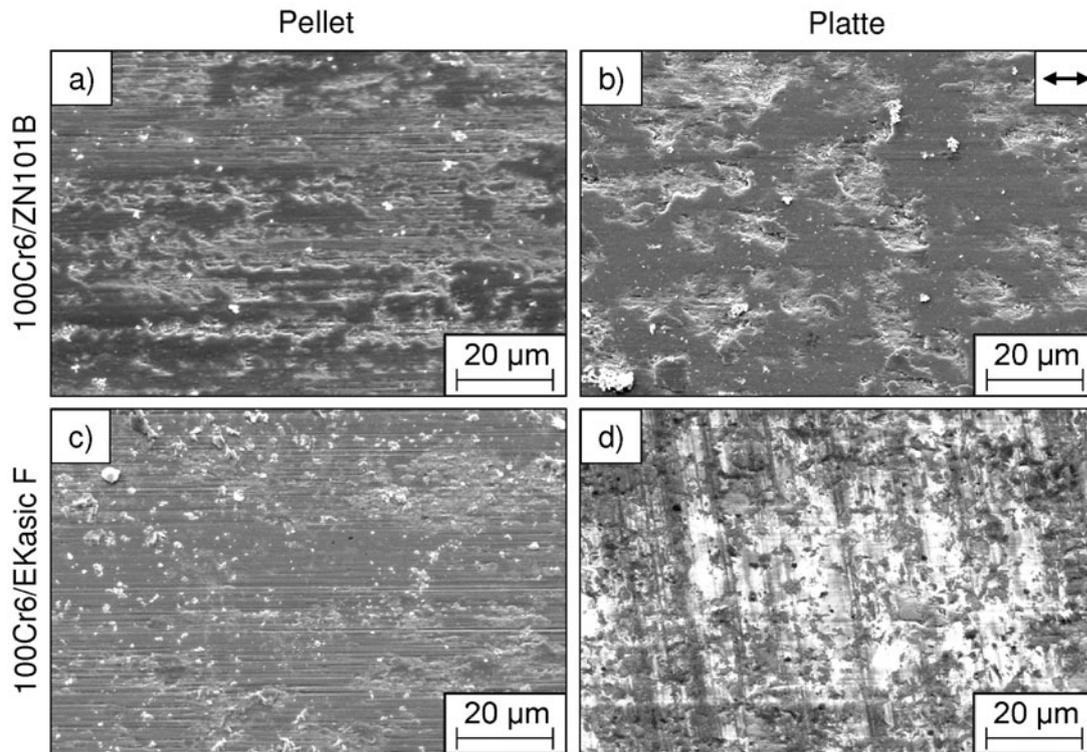
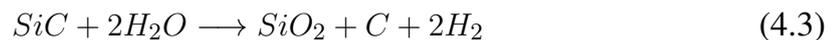


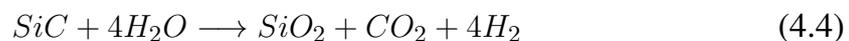
Abb. 4.7: REM-Aufnahmen von in destilliertem Wasser beanspruchten Wirkflächen von (a) 100Cr6-Pellet gegen (b) ZN101B-Platte sowie (c) 100Cr6-Pellet gegen (d) EKasic F-Platte nach 4000 m Gleitweg ($F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm, Pfeil: Gleitrichtung).

Entstehung von tribologisch günstigen tribochemischen Filmen unter Wasser für SiC und Si_3N_4 berichtet [70, 131, 64, 132]. Die Paarungen erreichten in den aufgeführten Untersuchungen ebenso, wie die in der vorliegenden Forschungsarbeit, nach einem Einlaufbereich sehr niedrige Werte der Reibungszahl.

Nach [70] ist bis zu einer Kontakttemperatur von ca. 120°C das Verschleißverhalten von SiC-Gleitpaarungen durch hydrothermale Oxidation geprägt und kann nach folgender Gleichung beschrieben und durch Gaschromatographie bestätigt werden:



Durch den Einfluss von Wasser wird SiC im tribologischen Kontakt zu Siliziumdioxid (SiO_2), Kohlenstoff (C) und Wasserstoff (H_2) reduziert. Ab 300°C bildet sich CO_2 nach der Gleichung:



Aufgrund der Abschätzung in Abb. 4.3 wurde die Temperatur von 300°C im Kontakt nicht erreicht, so dass von einer Umwandlung nach Gleichung 4.3 ausgegangen werden muss.

Ergänzend wurde in [133, 134] eine weitere Umwandlung des Siliziumdioxids nach Gleichung 4.5 mit Wasser beschrieben, wobei das Reaktionsprodukt reibungsmindernde Eigenschaften aufwies.



In [135, 136] wurden ebenfalls Untersuchungen mit SiC in Wasser unter einsinniger Gleitbeanspruchung durchgeführt. Die niedrige Reibungszahl wurde im Modell mit der Entstehung von tribochemischer Korrosion beschrieben. Letztlich wurde sowohl gasförmiges Kohlenmonoxid (CO) als auch Monokieselsäure $\text{Si}(\text{OH})_x$ aus der SiC-Wirkfläche gelöst und führte zur deutlichen Reduktion der Reibungszahl.

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zeigen, dass untexturierte 100Cr6/ZN101B-Paarungen mit Benzin, Ethanol und Isooktan sowie 100Cr6/EKasic F-Paarungen zusätzlich unter destilliertem Wasser, Werte der Reibungszahl von $\mu_{stat} \leq 0,20$ erreichen können. Der Einsatz von Ethanol begünstigte ebenfalls das tribologische Verhalten bezüglich niedriger Reibungszahl und geringem linearen Verschleißbetrag (Abb. 3.19). Die Bildung von tribochemischen Filmen bei Paarungen mit EKasic F wirkte sich zusätzlich reibungs- und verschleißmindernd aus.

Durch **Variation des Stahlgegenkörpers** mit vergleichbarer Härte von 790HV30 in Paarung mit D25 feingeschliffenen ZN101B-Platten zeigte sich kein signifikanter Einfluss auf die Reibungszahl in Isooktan. Im Gegensatz dazu wurden bei EKasic F-Platten Werte der Reibungszahl von $\mu = 0,14$ gegen C80- und bis $\mu = 0,25$ gegen X105CrMo17-Pellets gemessen (Abb. 3.21). Auf den REM-Aufnahmen verschlissener Wirkflächen dieser Paarungen wurde eine in der Reihenfolge von C80, 100Cr6 und X105CrMo17 immer stärker ausgeprägte Einglättung der SiC-Wirkfläche sichtbar (Abb. 3.22). Dies stand im Widerspruch zu den Werkstoffhärten von 790HV30 für die Stähle und 2540HV0,5 für EKasic F, die primär die Furchung des weicheren Stahls erwarten ließ. Die deutlichste Wirkflächenglättung erfolgte demnach in Paarung gegen den große Karbide enthaltenden Stahl X105CrMo17. In Abb. 4.8 ist ein deskriptives Modell der Wirkflächeneinglättung für Stahl/EKasic F-Paarungen unter Isooktansmierung schematisch dargestellt. Zu Beginn der Versuche berührten sich die Rauheiten der feingeschliffenen Wirkflächen. In den Zwischenräumen der Rauheiten war Isooktan zu finden (Abb. 4.8a). Nach wenigen Metern Gleitweg entstanden gegen den vergüteten Stahl C80 feine eisenoxidische

Verschleißpartikel, die sich in den Rauheiten der SiC-Platte einlagerten und damit die Wirkfläche schützten. Gegen X105CrMo17 führten die großen Karbide im Stahl und die reversierende Gleitbewegung zur Rissausbreitung der bereits durch D25 Feinschleifen vorgeschädigten Randzone der SiC-Oberfläche. Dies führte während des Einlaufs zu Ausbrüchen in der Keramik und resultierte in hohen Werten der Reibungszahl (Abb. 3.21). Harte und große SiC-Partikel wurden dadurch in den Kontakt gebracht und im weiteren zu einer Triboschicht mit Eisenoxidbestandteilen verdichtet. Die Aufnahme von harten SiC-Partikel (2540HV0,5) durch die Wirkfläche des weicheren Stahls (790HV30) konnte durch flächige EDX- und AES-Element-Maps auf den beanspruchten Pellets nicht nachgewiesen werden. Aufgrund von fehlenden Kavitäten konnten Verschleißpartikel nicht aus dem Kontakt entfernt werden. Schrägschliffe der unbeanspruchten EKasic F-Platten unter dem Winkel von 10° stützten dieses Modell und zeigten eine durch die anfängliche

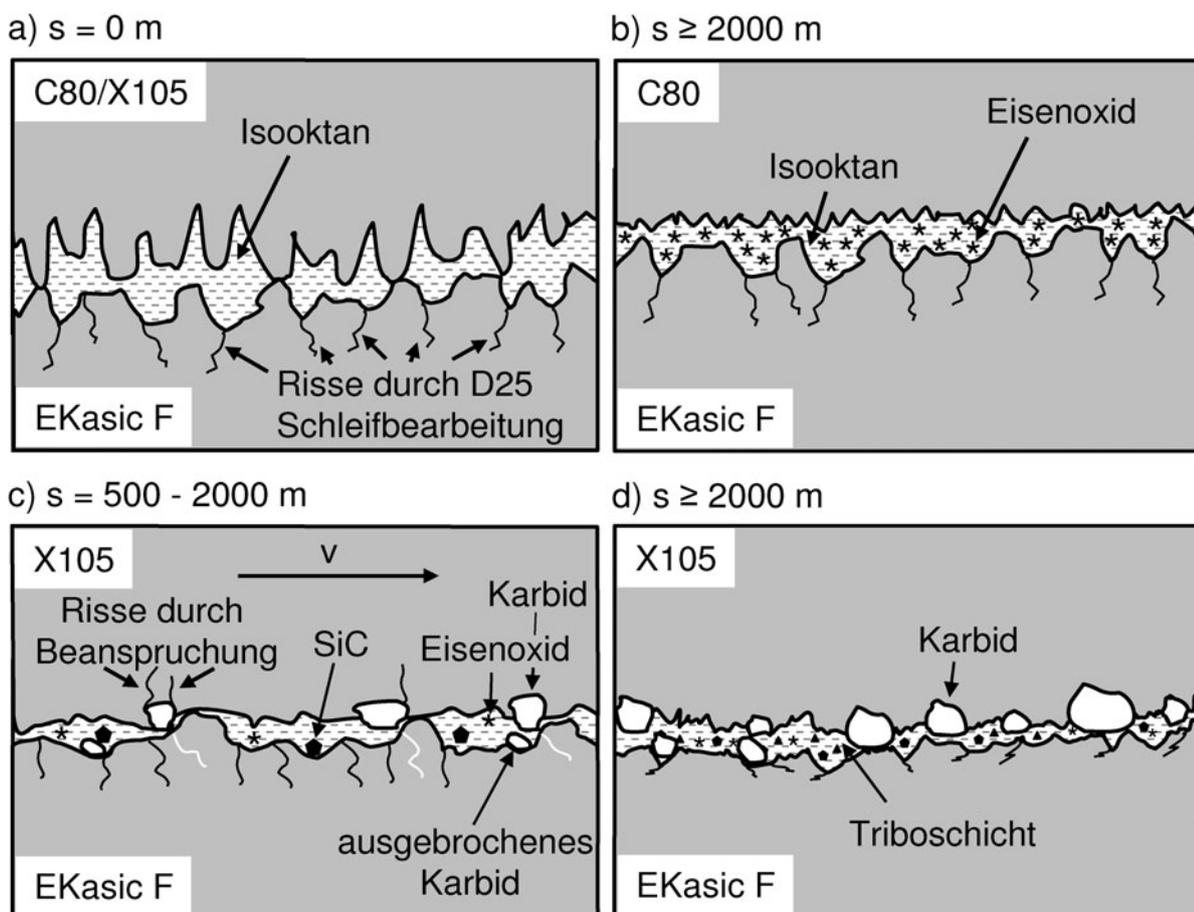


Abb. 4.8: Schematische Darstellung der Wirkflächeneinglättung bei Stahl (790HV30)/EKasic F-Paarungen in Isooktan mit anfänglich durch die D25 Schleifbearbeitung vorgeschädigter EKasic F-Wirkfläche.

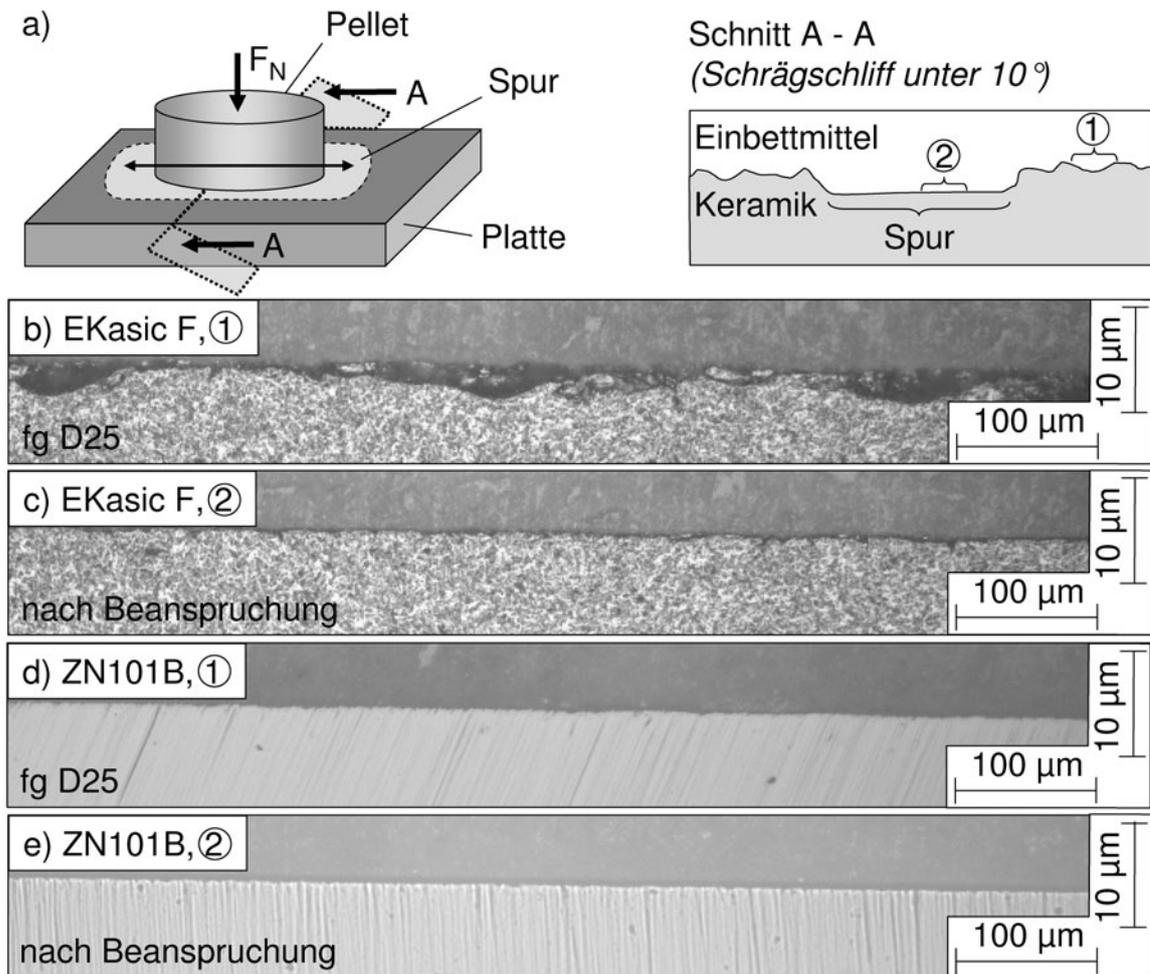


Abb. 4.9: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Schrägschliffen unter 10° (a) schematische Darstellung der Probenentnahme und der EKasic F-Platte (b) vor bzw. (c) nach tribologischer Beanspruchung und ZN101B-Platte (d) vor bzw. (e) nach tribologischer Beanspruchung gegen X105CrMo17 in Isooktan ($F_N = 200\text{ N}$, $s = 4000\text{ m}$, $f = 10\text{ Hz}$, Platten D25 feingeschliffen).

D25-Schleifbearbeitung vorgeschädigte Wirkfläche (Abb. 4.9b). Nach dem Versuch gegen den Stahl X105CrMo17 in Isooktan waren die geschädigten Bereiche abgetragen (Abb. 4.9c). Diese Vorschädigung wurde dagegen bei der risszäheren ZN101B-Keramik nicht nachgewiesen (Abb. 4.9d).

Ein weiterer Einflussfaktor auf die Reibungszahl war die Härte des Stahlpellets. In Abbildung 4.10 ist die Reibungszahl bei 4000 m Gleitweg über die **Pellethärte** für C80/EKasic F- und C80/ZN101B-Paarungen wiedergegeben. Paarungen mit EKasic F zeigten ein ausgeprägtes Minimum im Reibungszahlverlauf bei der Pellethärte von 570HV30. Die

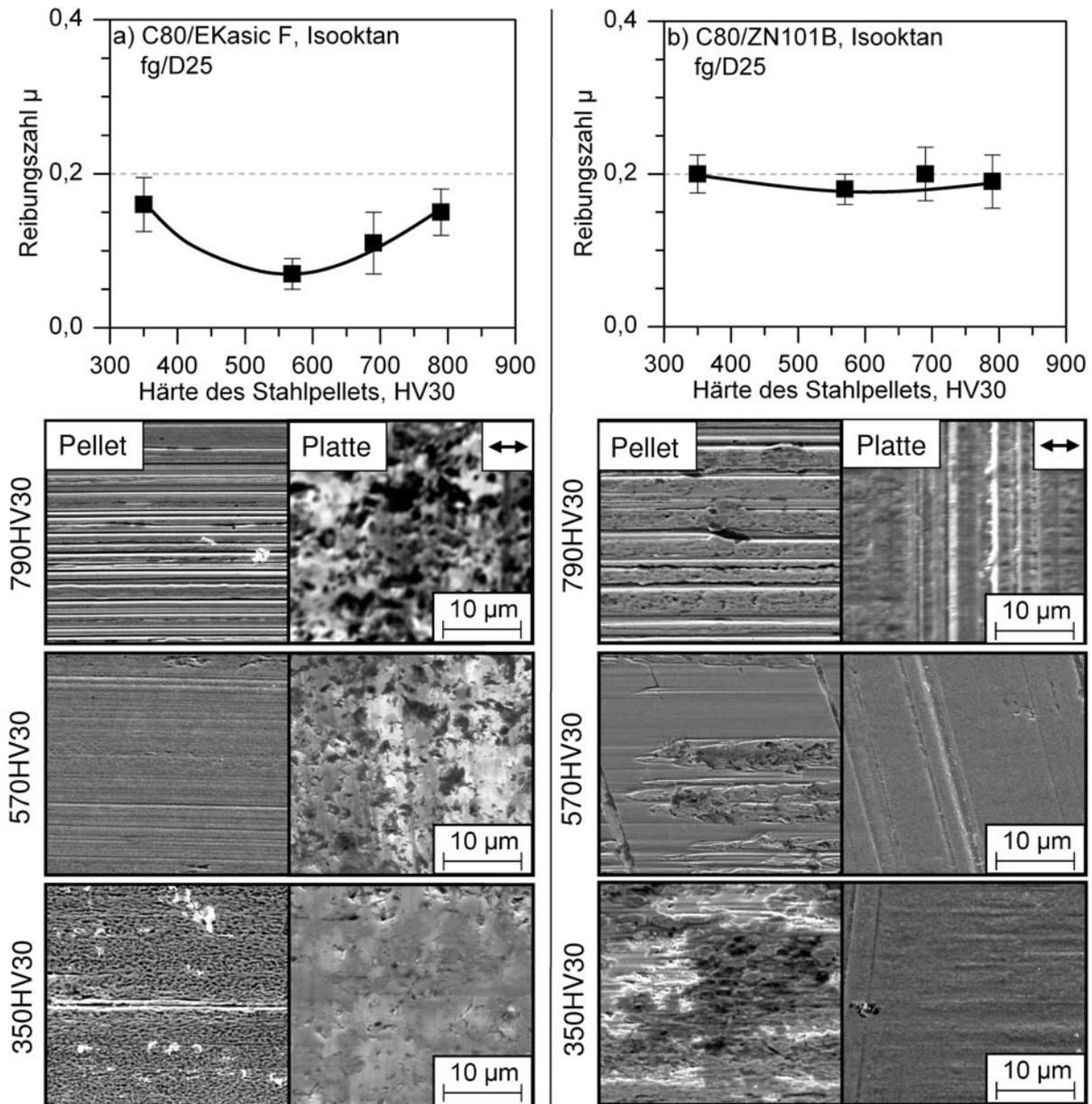


Abb. 4.10: Werte der Reibungszahl aufgetragen über die Härte des Stahlpellets und REM-Aufnahmen der tribologisch beanspruchten keramischen Wirkflächen von (a) C80/EKasic F- und (b) C80/ZN101B-Paarungen bei 4000 m Gleitweg in Isooktan ($F_N = 200\text{ N}$, $f = 10\text{ Hz}$, $\Delta s = 10\text{ mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

Auswertung der beanspruchten Wirkflächen auf den REM-Aufnahmen ergab bei der Härte von 350HV30 einen metallischen Materialübertrag auf die Keramik (Abb. 4.10a). Dieser wurde mit zunehmender Pellethärte geringer bzw. gänzlich verhindert. Bei Paarungen mit ZN101B war dies in ähnlicher Weise erkennbar (Abb. 4.10b). Allerdings hatte dies keinen signifikanten Einfluss auf die Reibungszahl. Bewertet man nun dieses unterschiedliche

Verhalten, so kann gefolgert werden, dass eine geringe Pellethärte einen metallischen Übertrag vom Stahl auf die Keramik fördert. Die Rauheiten der EKasic F-Wirkfläche wurden vom Übertrag abgedeckt. War dies der Fall, so wurde die Reibungszahl maßgeblich durch adhäsive Anteile geprägt. Mit steigender Pellethärte nahm dieser Anteil aufgrund von geringerem Übertrag ab. Allerdings traten dann die Rauheiten der EKasic F-Keramik unmittelbar mit dem Stahlpellet in Kontakt, was zum Furchen der metallischen Wirkfläche führte (Abb. 4.10). Dieser Mechanismus ist schematisch in Abb. 4.11a und b

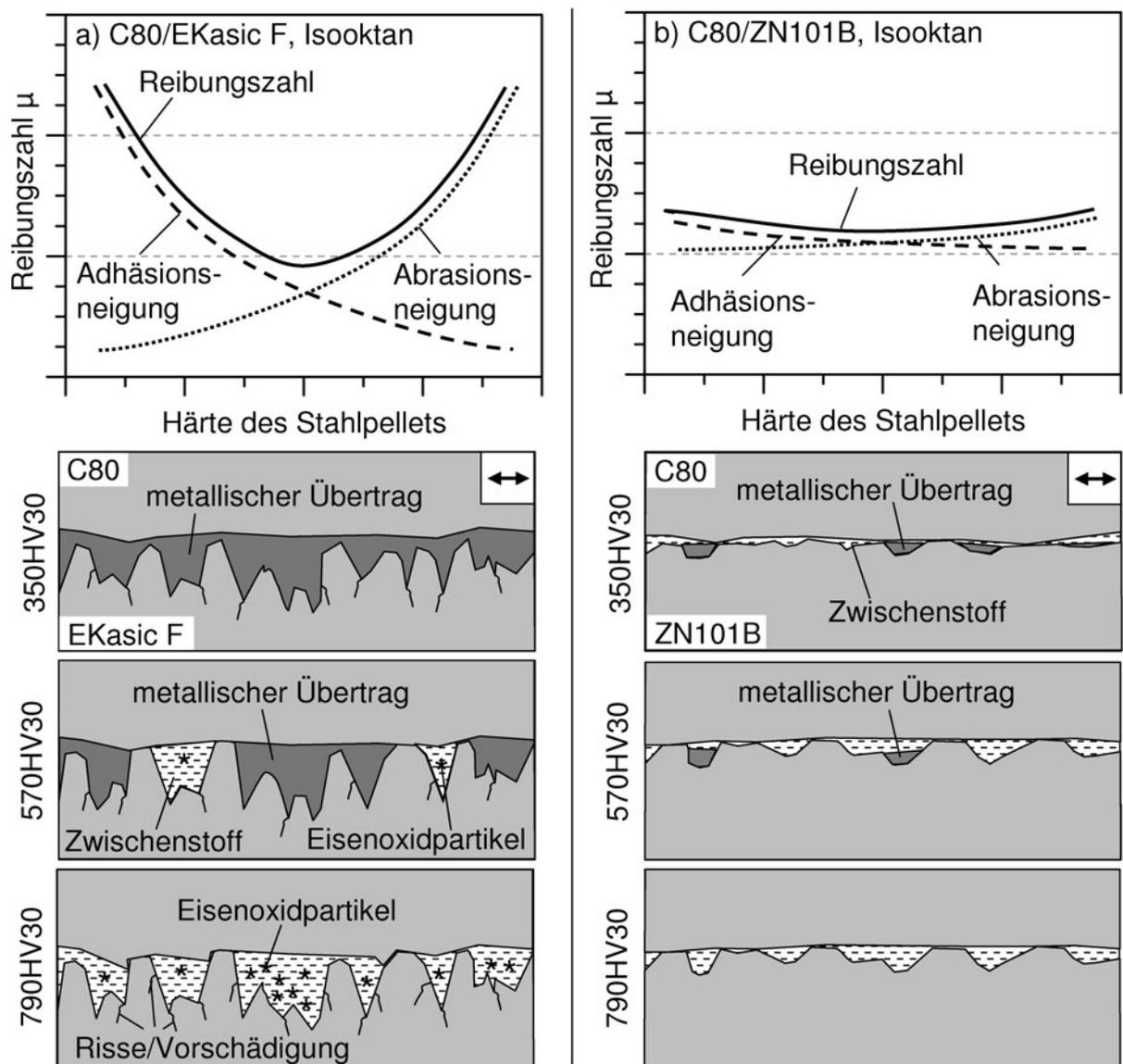


Abb. 4.11: Schematischer Verlauf der Reibungszahl aufgetragen über die Härte des Stahlpellets und schematische Darstellung von Querschliffen bei 4000 m Gleitweg in Isooktan für (a) C80/EKasic F- und (b) C80/ZN101B-Paarungen.

für die untersuchten Paarungen nach dem Einlauf wiedergegeben. Die gegensätzlichen Verläufe der Adhäsions- und Abrasionsneigung veränderten sich je nach Plattenmaterial. Während es gegen EKasic F vorzugsweise zum starken Materialübertrag bei dem Einsatz geringer Pellethärten kam, war bei Paarungen mit ZN101B durch die quasiplastische Verformung der Rauheiten der Übertrag gering und führte so zur Einglättung der Funktionsfläche, was den Traganteil erhöhte. Mit steigender Pellethärte nahm auch bei C80/ZN101B-Paarungen der Materialübertrag ab und es konnte mehr Zwischenmedium in die verbleibenden Kavitäten des Kontaktes gelangen. Allerdings wurde dies durch die höhere Abrasionsneigung kompensiert. Die Reibungszahl war daher gegen ZN101B-Platten nahezu unabhängig von der Härte des Stahlpellets.

4.1.2 Texturauswahl

Die Versuchsergebnisse mit untexturierten Funktionsflächen zeigten, dass die Rauheiten und Verschleißpartikel im Kontakt einen starken Einfluss auf das Reibungs- und Verschleißverhalten der Gleitpaarungen hatten. Hohes Potential für die Anwendung im Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ zeigte sich bei den Paarungen Stahl/EKasic F und Stahl/ZN101B.

Texturierte vergütete 100Cr6-Pellets, die gegen D25 feingeschliffene EKasic F- und ZN101B-Platten in Isooktan gepaart wurden, konnten die Reibungszahl unabhängig von der Texturform im Vergleich zu den untexturierten Paarungen nicht signifikant reduzieren (Abb. 3.5.1). In Abb. 4.12 ist die Reibungszahl bei 4000 m Gleitweg für die unterschiedlichen Paarungen und Texturen dargestellt.

Die texturierte Pelletwirkfläche befand sich während der Beanspruchung kontinuierlich im Eingriff. Im Fall der Textur mit runden Nöpfchen konnte in die künstlichen Kavitäten kein Isooktan nachfließen. Nach den Versuchen wurde überwiegend Verschleiß am Stahlpellet gemessen. Dies hatte zur Folge, dass entstandene Verschleißpartikel nur so lange aus dem Kontakt genommen werden konnten, bis das immer kleiner werdende Nöpfchenvolumen erschöpft war. Daraus resultierte die hohe Reibungszahl bei 4000 m Gleitweg von $\mu = 0,25$ in Paarung mit EKasic F-Platten. Längliche Nöpfchen und gekreuzte Kanäle (Abb. 2.2) konnten teilweise bzw. vollständig Isooktan in und Verschleißpartikel aus der Kontaktzone fördern, was bei 100Cr6/EKasic F-Paarungen zu niedrigeren Werten der Reibungszahl von $\mu = 0,18$ (LN) bzw. $\mu = 0,19$ (GK) führte.

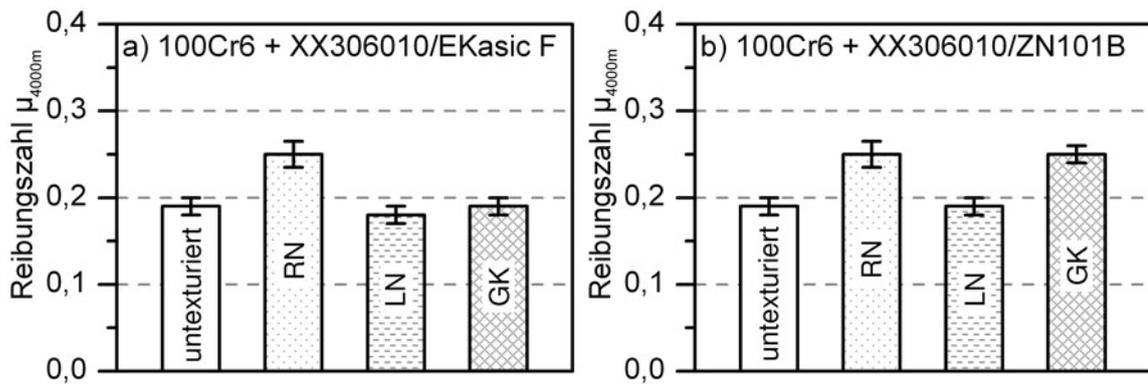


Abb. 4.12: Werte der Reibungszahl bei 4000 m Gleitweg von (a) 100Cr6/EKasic F- und (b) 100Cr6/ZN101B-Paarungen mit texturierter Stahl-Pelletfläche in Isooktan ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60\ \mu\text{m}$, $d = 10\ \mu\text{m}$, $l = 1000\ \mu\text{m}$, $F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$).

100Cr6/ZN101B-Gleitpaarungen mit runden Nöpfchen und gekreuzten Kanälen auf dem Stahlpellet führten aufgrund von metallischem Materialübertrag vom Pellet auf die Platte zu negativen Werten des Verschleißbetrages (Abb. 3.27d). Aus diesem Grund wurden mit jeweils $\mu = 0,25$ hohe Werte der Reibungszahl bei 4000 m Gleitweg gemessen.

Exemplarisch sind in Abb. 4.13 beanspruchte 100Cr6- und EKasic F-Wirkflächen nach 4000 m Gleitweg in Isooktan wiedergegeben. Sowohl die Funktionsflächen der Stahlpellets mit runden Nöpfchen als auch mit gekreuzten Kanälen (Abb. 4.13a und b) waren eingeglättet. Die anfänglichen Schleifriefen waren nicht mehr zu erkennen. Die Nöpfchen waren vollständig mit Verschleißpartikeln gefüllt, während in den gekreuzten Kanälen nur einzelne, agglomerierte Verschleißteilchen zu finden waren. Die zugehörigen EKasic F-Wirkflächen, die gegen mit gekreuzten Kanälen texturierten Pellets (Abb. 4.13d) beansprucht wurden, waren stark eingeglättet im Vergleich zu den Platten, die gegen mit runden Nöpfchen texturierte Pellets (Abb. 4.13c) untersucht wurden.

Die deutlichste Reduktion der Reibungszahl wurde durch die **Texturierung der feststehenden keramischen Platte** erzielt. Das bewegte Pellet konnte über die mit Medium benetzte Wirkfläche gleiten. Durch den Hub von 10 mm konnte der Zwischenstoff kontinuierlich in die Texturelemente gelangen. Entstandene Verschleißpartikel wurden unmittelbar aus dem Gleitkontakt entnommen. Dies stellte vor allem während der Einlaufphase der Gleitpaarungen einen großen Vorteil dar. In Abb. 4.14a sind exemplarisch Reibungszahlverläufe über die ersten 400 m Gleitweg von texturierten 100Cr6/EKasic F-Paarungen mit texturierter Platte dargestellt. Die geschliffenen Wirkflächen von Pellet

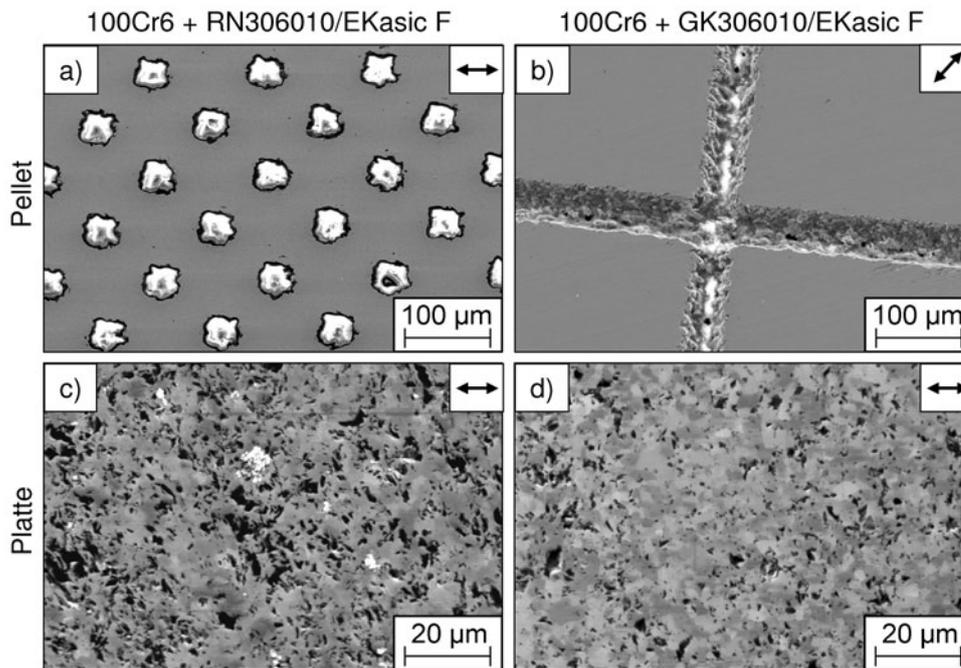


Abb. 4.13: REM-Aufnahmen von in Isooktan über 4000 m Gleitweg beanspruchten 100Cr6/EKasic F-Paarungen mit (a, c) runden Nöpfchen und (b, d) gekreuzten Kanälen auf dem Stahlpellet mit vergleichbarem texturierten Flächenanteil von $a_{tex} = 30\%$, der anfänglichen Breite des Texturelementes von $w = 60\ \mu\text{m}$ und der Texturtiefe von $d = 10\ \mu\text{m}$ ($F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

und Platte passten sich während der ersten Meter Gleitweg zueinander an. Dabei entstanden Verschleißpartikel, die bei untexturierten Gleitpaarungen im Kontakt blieben und zu hohen Werten der Reibungszahl führten. Die Wirkflächentexturierung nahm Partikel, die größer als die Rauheiten waren, unmittelbar aus der Kontaktzone. Eine schematische Darstellung ist in Abb. 4.14b wiedergegeben und konnte in ergänzenden EDX-Mappings nach 4000 m Gleitweg mit weichgeglühtem Stahlpellet aus X105CrMo17 (X105w), das gegen EKasic F-Platten in Isooktan gepaart wurde, bestätigt werden. In den Nöpfchen der keramischen Wirkfläche wurden Eisen-Chrom haltige Verschleißpartikel in hoher Anzahl nachgewiesen (Abb. 4.14c).

Mit runden Nöpfchen texturierte Platten konnten auch nach dem Einlauf die Reibungszahl auf niedrigere Werte im Vergleich zu untexturierten Paarungen halten (Abb. 3.28). In Abb. 4.15 sind vergleichend die **quasistationären Werte der Reibungszahl** über den **volumetrischen Verschleißbetrag** für Paarungen mit unterschiedlich texturierten Platten in Isooktan und die untexturierten Referenzpaarungen im Zentrum des jeweili-

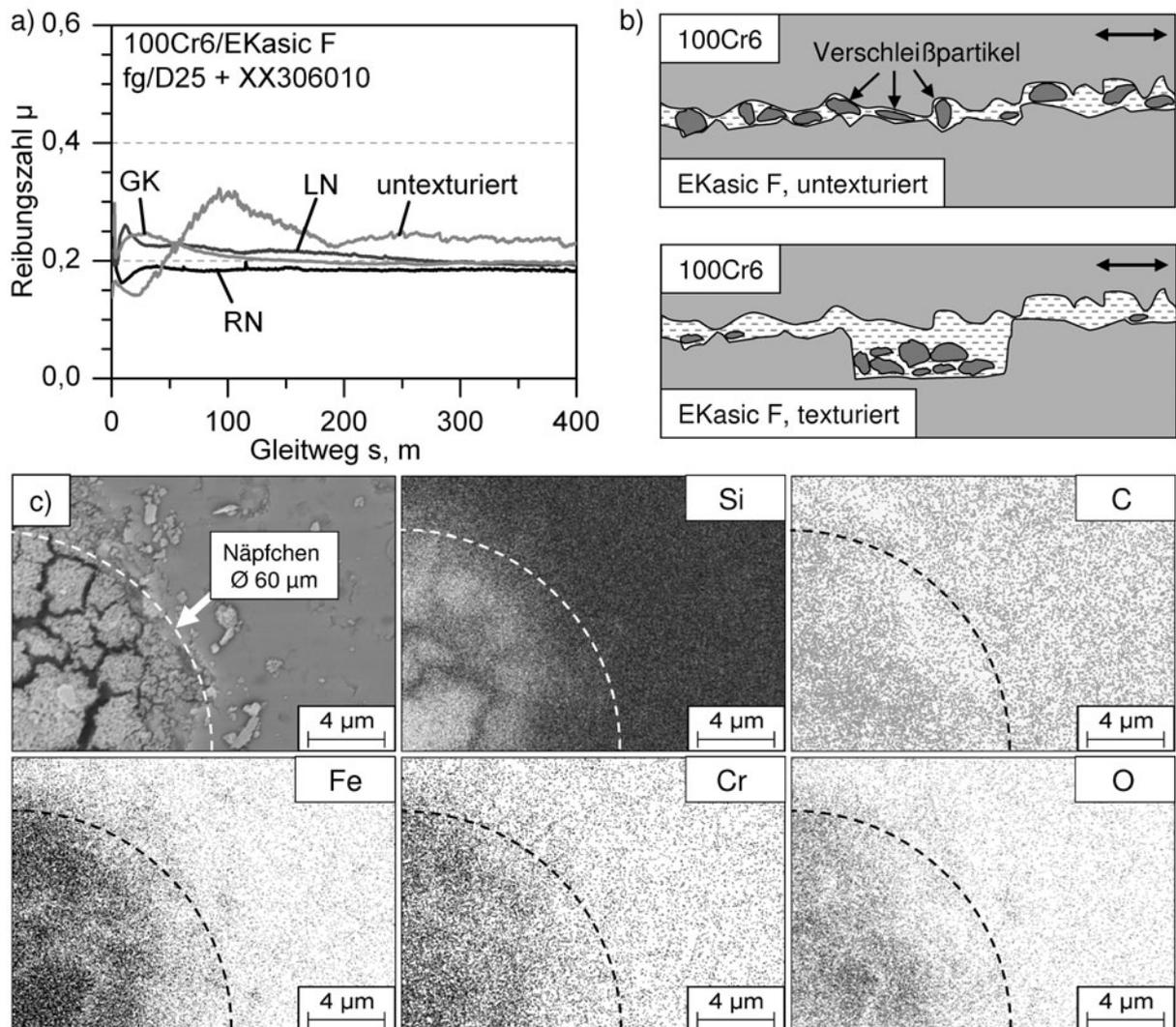


Abb. 4.14: (a) Einlaufverhalten der Paarung 100Cr6/EKasic F über 400 m Gleitweg in Isooktan für untexturierte und mit gekreuzten Kanälen (GK), länglichen Näpfchen (LN) und runden Näpfchen (RN) ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$) versehenen Platten, (b) schematische Darstellung der Abläufe im Gleitkontakt und (c) EDX-Mapping der in Isooktan gegen den weichgeglühten Stahl X105CrMo17 (X105w) beanspruchten EKasic F-Platte mit runden Näpfchen.

gen Kreises dargestellt. Der grau hinterlegte Ausschnitt stellt den Zielbereich in Hinblick auf das Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ (Kap. 1.4) dar und wurde mit $\mu \leq 0,10$ und $k_{v,4000m} \leq 5 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ festgelegt. Untexturierte Stahl/Keramik- Paarungen konnten sich nicht im Zielbereich in Abb. 4.1 positionieren. Bei Gleitpaarungen mit texturierten Zirkonoxid-Platten wurde keine Senkung der Reibungszahl nach der Einlaufphase erzielt. Großes Potential bezüglich niedriger Reibungszahl und geringem linearen Verschleißbetrag boten lasertexturierte Stahl/EKasic F-

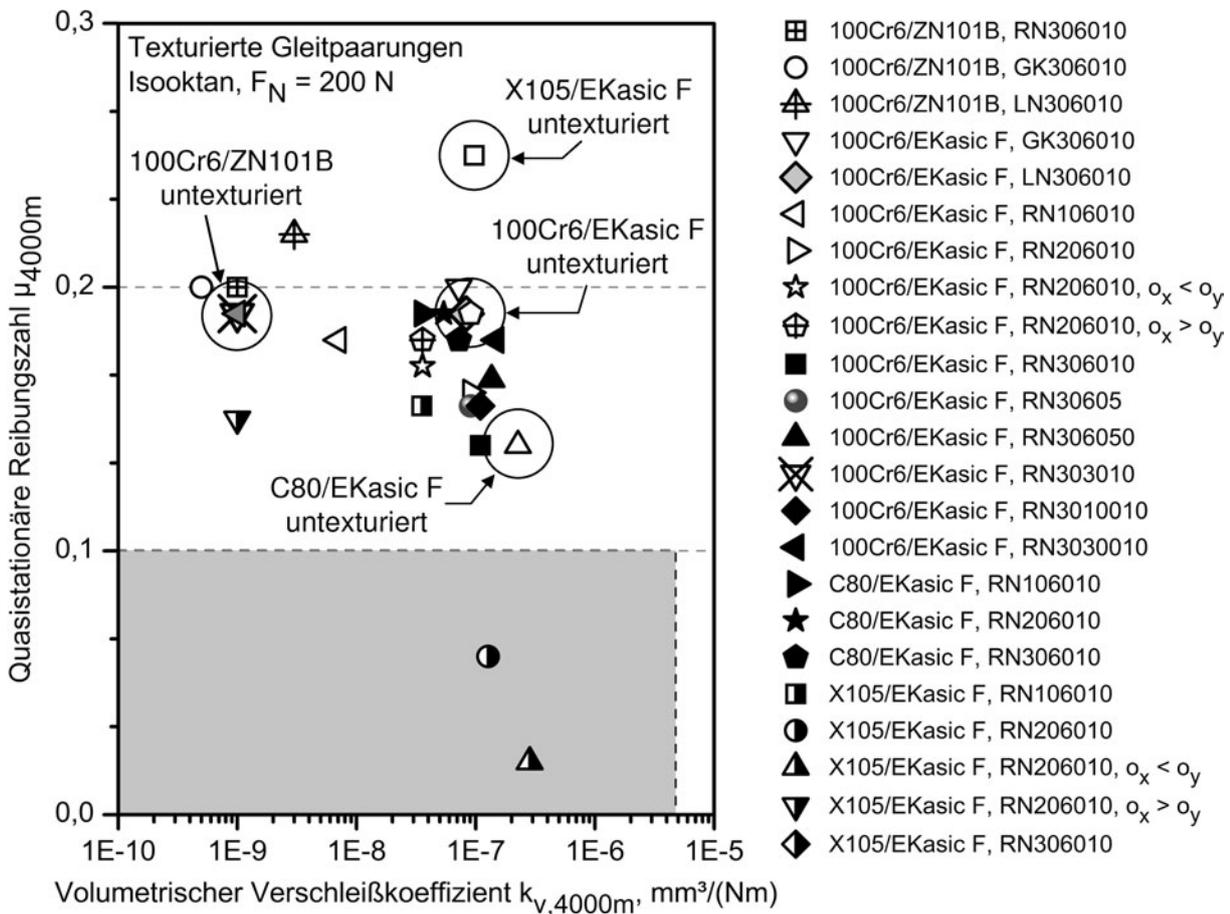


Abb. 4.15: Quasistationäre Reibungszahl μ_{4000m} über dem volumetrischen Verschleißbetrag $k_{v,4000m}$ für Stahl/Keramik-Gleitpaarungen mit texturierter Platte in Isooktan ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$).

Platten mit runden Nöpfchen im Bereich bis 4000 m Gleitweg. Für 100Cr6/EKasic F-Gleitpaarungen wurde der Durchmesser und die Tiefe der Nöpfchen variiert. Im Vergleich zur untexturierten Referenzpaarung konnte mit jeder Nöpfchengeometrie die Reibungszahl reduziert werden. Bei Nöpfchen mit dem Durchmesser von 60 μm wurden die niedrigsten stationären Werte von $\mu_{4000m} = 0,14$ gemessen. Beim kleineren Durchmesser von 30 μm wurde mit $k_{v,4000m} \leq 1 \cdot 10^{-9} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ der niedrigste volumetrische Verschleißkoeffizient und beim größten Durchmesser von 300 μm der höchste Wert von $k_{v,4000m} \leq 1,47 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ ermittelt. Die unterschiedliche Nöpfchentiefe hatte nur geringen Einfluss auf den Verschleiß. Die niedrigste Reibungszahl wurde mit der Tiefe von 10 μm gemessen. Zu flache Nöpfchen konnten nicht genügend Verschleißpartikel aus dem Kontakt nehmen und erhöhten dadurch geringfügig die Werte von $\mu_{4000m} = 0,14$ (RN306010) auf $\mu_{4000m} = 0,15$ (RN30605). Den deutlichsten Einfluss auf das Reibungs-

und Verschleißverhalten wurde durch die Variation des Flächenanteils runder Nöpfchen und der Werkstoffpaarung erreicht. Bei 100Cr6/EKasic F-Paarungen konnte in Isooktan die Reibungszahl von $\mu_{4000m} = 0,18$ ($a_{tex} = 10\%$) auf $\mu_{4000m} = 0,14$ ($a_{tex} = 30\%$), mit Nöpfchen des Durchmessers von $60 \mu\text{m}$ und der Tiefe von $10 \mu\text{m}$, reduziert werden. Messungen mit dem vergüteten Stahl C80 und vergleichbarer Härte von 790HV30 in Paarung mit EKasic F-Platten ergaben mit runden Nöpfchen ($w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$) eine geringere Reduzierung der Reibungszahl von $\mu_{4000m} = 0,19$ ($a_{tex} = 10\%$) auf $\mu_{4000m} = 0,18$ ($a_{tex} = 30\%$). Bei mit runden Nöpfchen texturierte EKasic F-Platten in Paarung mit dem rostfreien Stahl X105CrMo17 zeigten sich ein Minimum in der Reibungszahl bei $a_{tex} = 20\%$ ($w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$, $o_x = o_y = 170 \mu\text{m}$) mit $\mu_{4000m} = 0,06$. Verglichen mit der untexturierten Referenzpaarung wurde die Reibungszahl um mehr als 70% reduziert. Weiterhin wurde die Nöpfchenanordnung mit $o_x \neq o_y$ als großer Einflussfaktor auf das Reibungs- und Verschleißverhalten identifiziert. Mit Pellets aus vergütetem X105CrMo17, die gegen EKasic F-Platten (D25 + RN206010, $o_x = 137 \mu\text{m}$, $o_y = 210 \mu\text{m}$) gefahren wurden, konnte die quasistationäre Reibungszahl von $\mu_{4000m} = 0,02$ gemessen werden. Dies bedeutete eine Reduktion in der Reibungszahl um mehr als 90% im Vergleich zu den untexturierten Paarungen (Abb. 4.15).

Die Auswertung der quasistationären Reibungszahl μ_{4000m} abhängig von der freien Weglänge $l_y = (o_y/2) - w$ zwischen einzelnen Nöpfchen ergab für die untersuchten Stahl/EKasic F-Paarungen die Verläufe in Abb. 4.16. Bei **Paarungen mit C80** wurden nur sehr geringe Änderungen in der Reibungszahl mit zunehmender freier Weglänge gemessen. REM-Aufnahmen in Abb. 3.36 zeigten unabhängig vom Texturanteil eine starke Einglättung der anfänglichen Rauheiten auf den EKasic F-Platten. Die Nöpfchen nahmen große Verschleißpartikel unmittelbar aus dem Kontakt. Durch die reversierende Bewegung kam es am C80-Stahl zur Wirkflächenoxidation, was Eisenoxid entstehen ließ. Dieses konnte, wie in [61, 66, 137, 58, 138, 139] beschrieben, als Poliermittel wirken. Ganz anders stellte sich der Verlauf für **vergütete 100Cr6/EKasic F- und X105CrMo17/ EKasic F-Gleitpaarungen** in Abb. 4.16 dar. Diese zeigten ein Minimum in der Reibungszahl bei der freien Weglänge zwischen einzelnen Nöpfchen von $l_y = 22 \mu\text{m}$ (100Cr6) bzw. $l_y = 43 \mu\text{m}$ (X105CrMo17). Verantwortlich für dieses Verhalten könnten die Chromkarbide, die in unterschiedlichem Anteil von ca. 3 Vol.-% in 100Cr6 bzw. von ca. 18 Vol.-% in X105CrMo17 und Größe in den Stählen vorlagen. In Abb. 4.17 ist die Auswertung der Karbidgrößenverteilung für die beiden Stähle wiedergegeben. Der vergütete X105CrMo17 enthielt im Mittel doppelt so große Karbide wie der vergütete

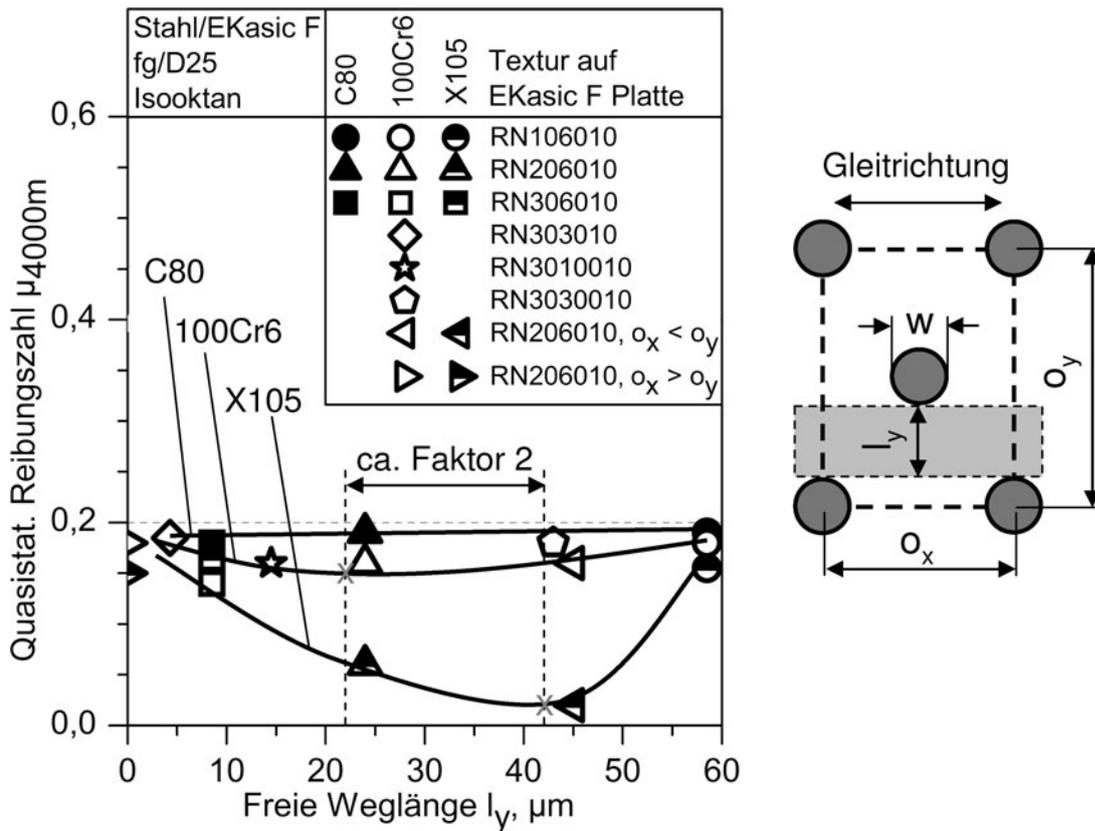


Abb. 4.16: Reibungszahl aufgetragen über die freie Weglänge l_y zwischen runden Nöpfchen mit der Tiefe von $10 \mu m$ für Stahl/EKasic F-Paarungen in Isooktan ($w = 60, 100, 300 \mu m$, $F_N = 200 N$, $f = 10 Hz$, $\Delta s = 10 mm$, $s = 4000 m$).

100Cr6. Auch das jeweilige Minimum in der Reibungszahl wurde bei etwa dem doppelten Abstand l_y gemessen. Es konnte daraus gefolgert werden, dass die Größe, Anzahl und Verteilung der Karbide im Stahl einen signifikanten Einfluss auf die Reibungszahl hatte.

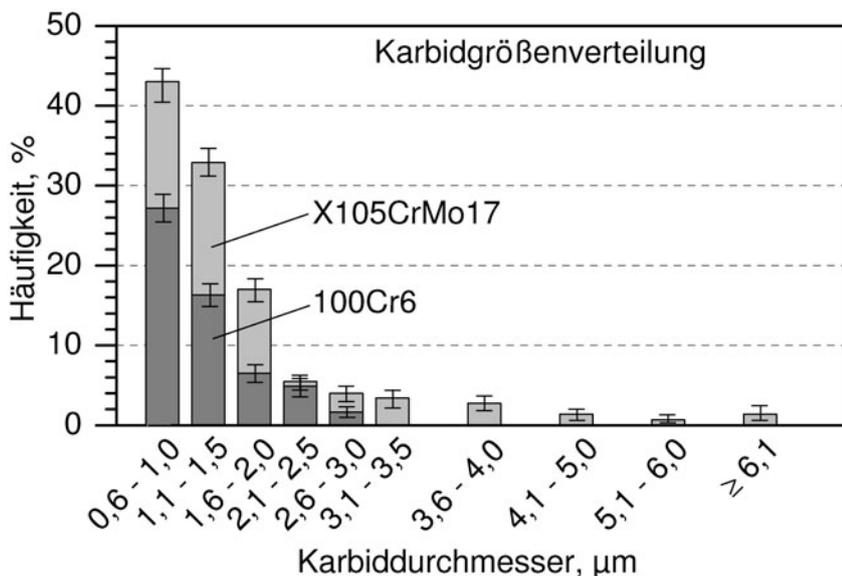


Abb. 4.17: Größenverteilung der Karbide beim vergüteten 100Cr6- und X105CrMo17-Stahl.

Zum Verständnis der Effekte wurden AES-Analysen von in Isooktan über 4000 m beanspruchten 100Cr6-, X105CrMo17-Pellets und EKasic F-Platten durchgeführt. In Abb. 4.18 sind REM-Aufnahmen und AES-Tiefenprofile sowohl von untexturierten als auch texturierten Platten, die gegen vergütete 100Cr6-Pellets in Isooktan beansprucht wur-

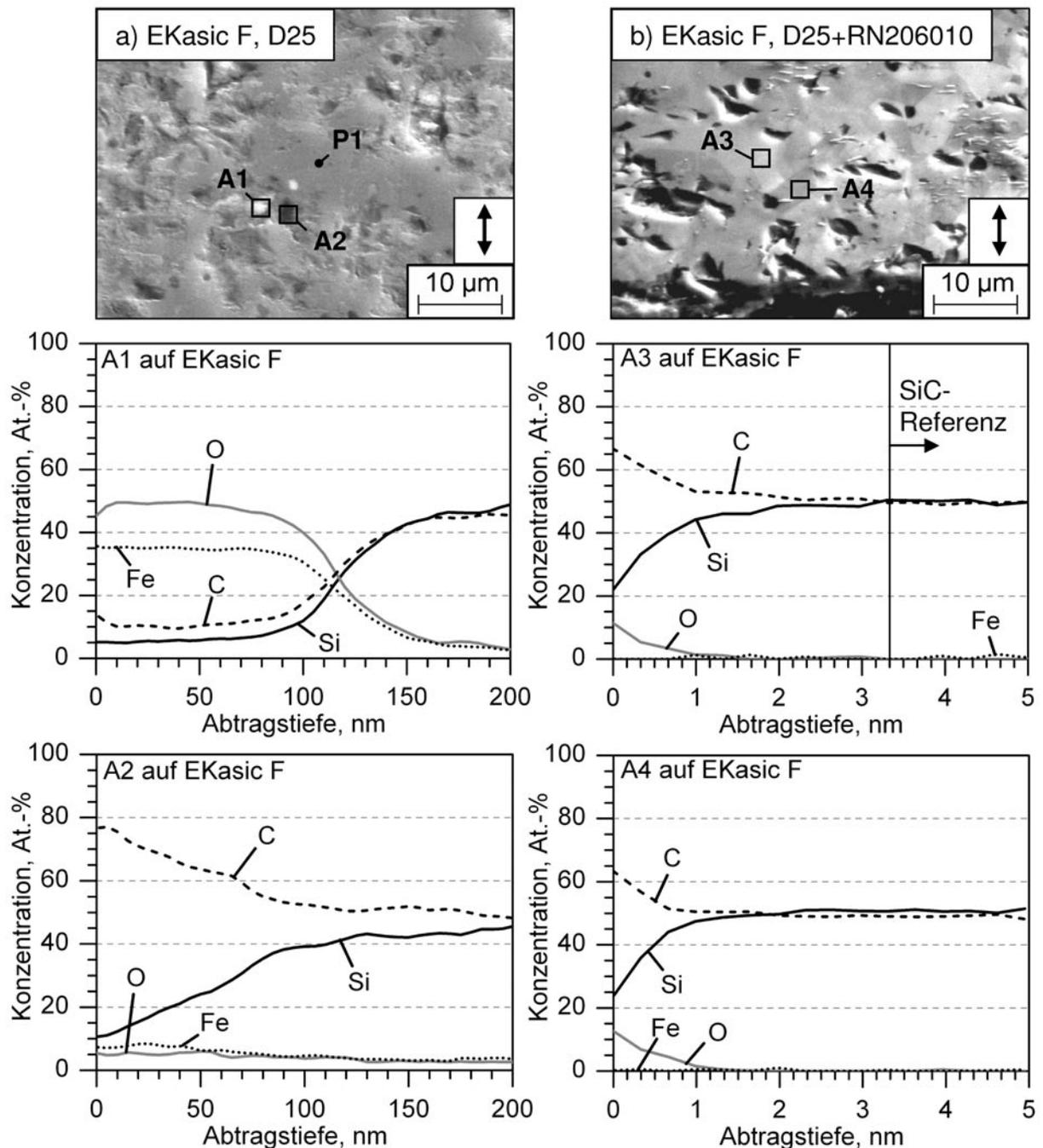


Abb. 4.18: REM-Aufnahmen und AES-Tiefenprofile von EKasic F-Platten (a) ohne und (b) mit runden Nöpfchen ($a_{tex} = 20\%$, $w = 60\ \mu\text{m}$, $d = 10\ \mu\text{m}$, $o_x = 137\ \mu\text{m}$, $o_y = 210\ \mu\text{m}$) die gegen vergüteten 100Cr6 über 4000 m Gleitweg in Isooktan beansprucht wurden. ($F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

den, dargestellt. Beim Punkt P1 in Abbildung 4.18a wurden auf der Oberfläche 48,3%-Si, 46,1%-C und 5,6%-O (alle Angaben in At.-%) gemessen, was der unbeanspruchten SiC-Referenzmessung entsprach. In den Kavitäten der beanspruchten SiC-Wirkfläche fanden sich bei der Analyse A1 Verschleißpartikel mit der Dicke von ca. 190 nm. Danach wurden Werte gemessen, die der Referenz des SiC-Grundmaterials entsprachen. Weiterhin war ein punktuell hoher C-Gehalt bei der Analyse A2 von über 60 At.-% bis in die Tiefe von 50 nm auffällig. Bei texturierten Paarungen war im Vergleich zu untexturierten nur eine geringe Veränderung der chemischen Zusammensetzung bis in die Tiefe von lediglich 1 - 2 nm gemessen worden. Dies konnte als natürliche Adsorbatschicht betrachtet werden und belegte, dass helle und dunkle Bereiche auf REM-Aufnahmen die unterschiedlich orientierten Körner der SiC-Keramik darstellten. Eine fest anhaftende metallische Schicht konnte nicht nachgewiesen werden.

In Abb. 4.19a ist die beanspruchte 100Cr6-Funktionsfläche, die gegen eine untexturierte,

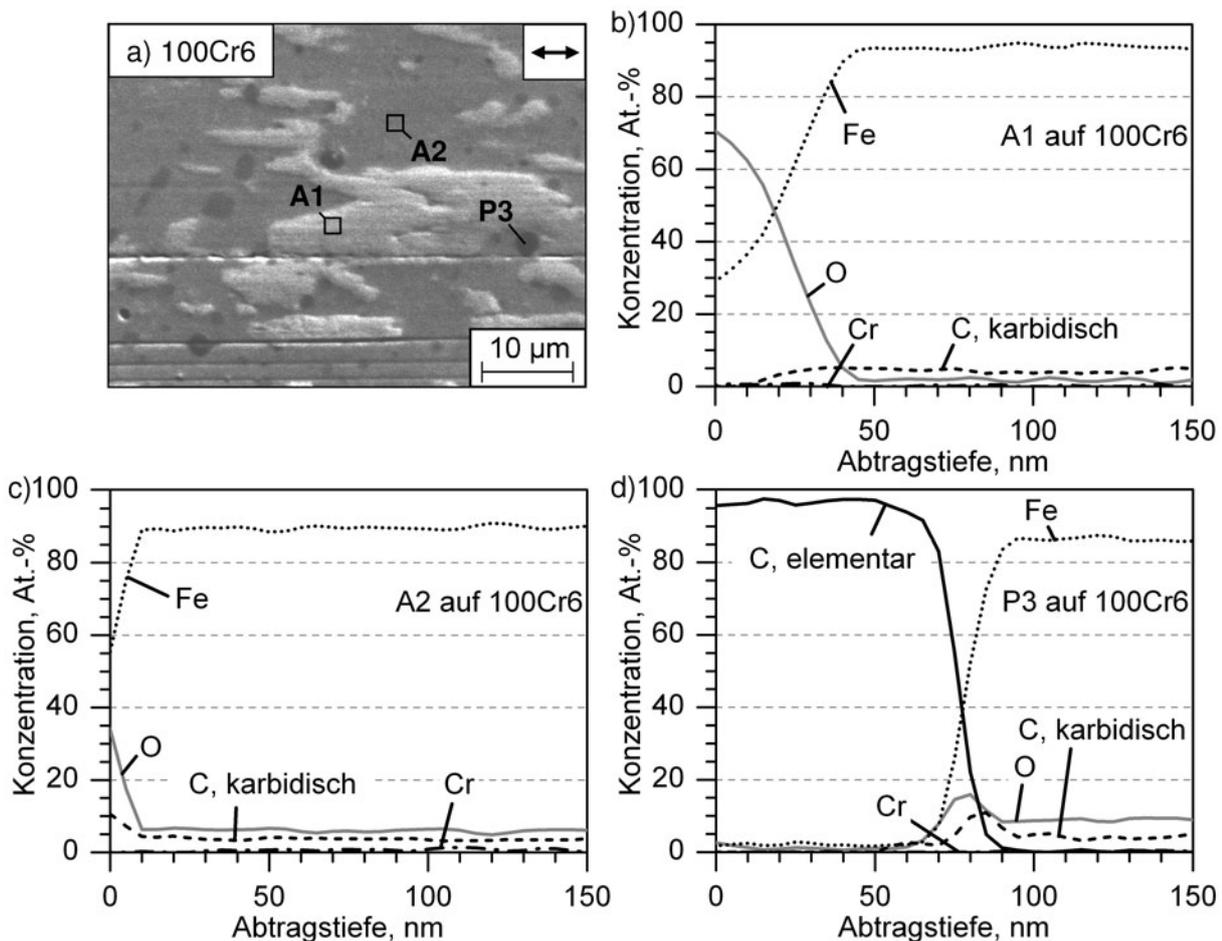


Abb. 4.19: (a) REM-Aufnahme der beanspruchten 100Cr6-Pellet-Wirkfläche die gegen D25 fg untexturierte EKasic F-Platte in Isooktan gepaart wurde und (b - d) AES-Analysen der Kontaktzone ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$, $s = 4000 \text{ m}$, Pfeil: Gleitrichtung).

D25 feingeschliffene EKasic F-Platte gepaart wurde, dargestellt. Mittels AES wurden Tiefenprofile an zwei Flächen A1 bzw. A2 (Abb. 4.19b und c) und an dem Punkt P3 erstellt. Der helle Bereich (A1) wurde als Eisenoxidschicht mit der Dicke bis 50 nm identifiziert. Auf dem dunklen Bereich (A2) wurde hauptsächlich Eisen detektiert. Die Punktanalyse (P3) zeigte, wie auch auf der EKasic F-Platte, bis in die Tiefe von 90 nm einen hohen Anteil von elementarem Kohlenstoff. Dieser entstand vermutlich durch tribochemische Reaktionen im Reibkontakt. Unterhalb 50 nm wurde ein Karbid detektiert.

Bei REM-Aufnahmen von texturierten Stahl/EKasic F-Gleitpaarungen, die im Versuch sehr niedrige Werte der quasistationären Reibungszahl zeigten, wurden Röllchen auf den beanspruchten Wirkflächen nachgewiesen. Exemplarisch ist in Abb. 4.20a die EKasic F-Wirkfläche einer Platte mit runden Näpfchen ($a_{tex} = 20\%$, $w = 60\ \mu\text{m}$, $d = 10\ \mu\text{m}$, $o_x = 137\ \mu\text{m}$, $o_y = 210\ \mu\text{m}$), die 4000 m in Isooktan gegen vergüteten X105CrMo17 gepaart wurde, dargestellt. Einzelne Röllchen mit der Länge bis $4\ \mu\text{m}$ und dem Durchmesser von ca. $70\ \text{nm}$ waren erkennbar. Durch mehrere AES-Punktanalysen wurden die Bestandteile ermittelt. Beispielhaft sind in Abb. 4.20b die Ergebnisse für den Punkt P1 in Abb. 4.20a wiedergegeben. Als wesentliche Elemente wurden 66,3%-C, 14,3%-Si, 11,3%-O und 8,1%-Fe (alle Angaben in At.-%) gemessen.

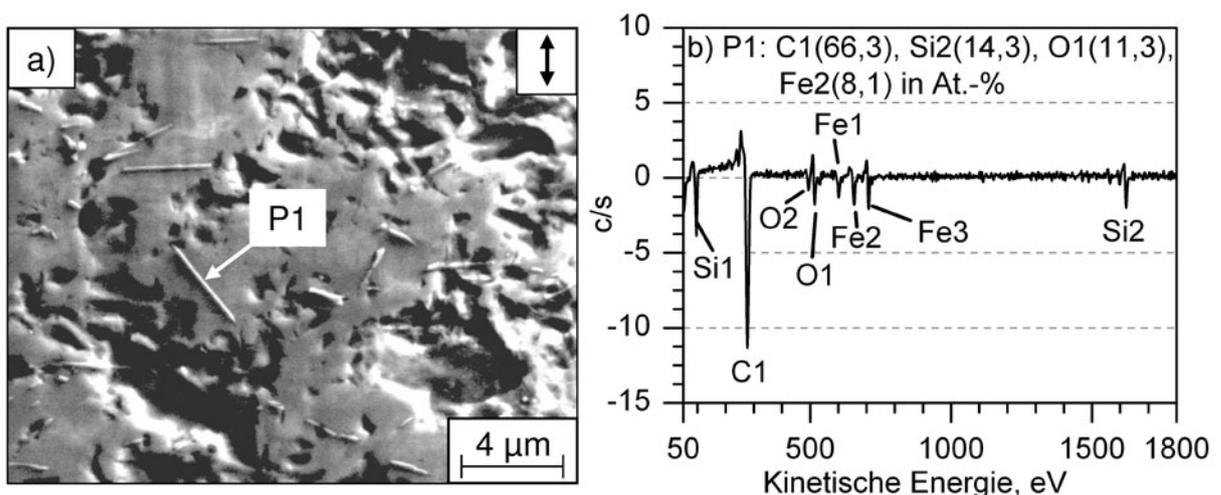


Abb. 4.20: (a) REM-Aufnahme der beanspruchten, mit runden Näpfchen texturierten EKasic F-Platten-Wirkfläche, ($a_{tex} = 20\%$, $w = 60\ \mu\text{m}$, $d = 10\ \mu\text{m}$, $o_x = 137\ \mu\text{m}$, $o_y = 210\ \mu\text{m}$) die in Isooktan gegen vergüteten X105CrMo17 gepaart wurde und (b) AES-Punktanalyse von im Versuch entstandenen Röllchen ($F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$, $s = 4000\ \text{m}$, Pfeil: Gleitrichtung).

Nachfolgende Element-Maps auf der selben EKasic F-Platte an einer anderen Stelle bestätigten diese Ergebnisse und sind in Abb. 4.21 dargestellt. Auf der tribologisch beanspruchten Wirkfläche befanden sich Röllchen, die senkrecht zur Gleitrichtung angeordnet waren. In den Kavitäten der EKasic F-Keramik fanden sich die Elemente Fe, Cr, Si, C und O wieder. Es wurde auch ein hoher Anteil von Kohlenstoff in den Röllchen und Kavitäten nachgewiesen, der sich in der chemischen Analyse deutlich vom SiC-Grundmaterial abhebt. Diese Analyseergebnisse geben einen Hinweis auf die tribologischen Abläufe

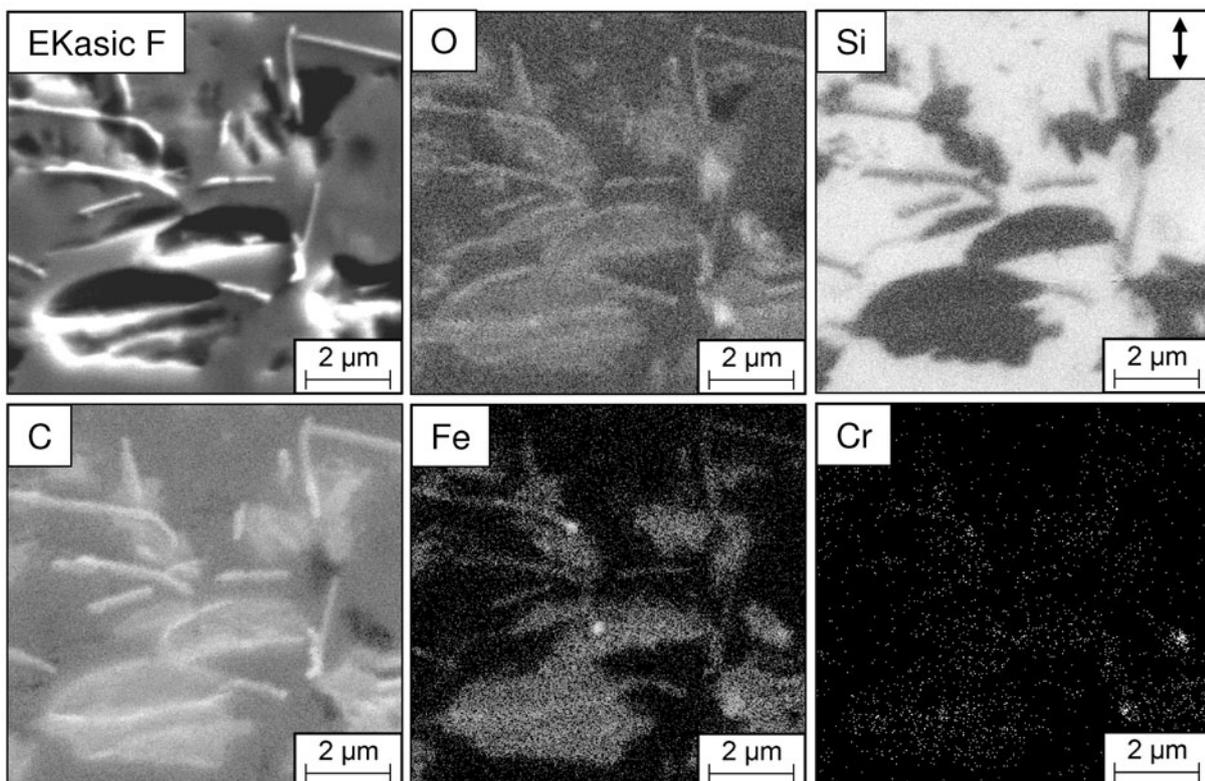


Abb. 4.21: AES-Element-Maps von Röllchen auf texturierter EKasic F-Platte ($a_{tex} = 20\%$, $w = 60\ \mu\text{m}$, $d = 10\ \mu\text{m}$, $o_x = 137\ \mu\text{m}$, $o_y = 210\ \mu\text{m}$), die über 4000 m Gleitweg gegen vergüteten X105CrMo17 in Isooktan beansprucht wurde ($F_N = 200\ \text{N}$, $f = 10\ \text{Hz}$, $\Delta s = 10\ \text{mm}$, Pfeil: Gleitrichtung).

im Kontakt. In Abb. 4.22a bis c ist ein deskriptives Modell für unterschiedliche Gegenkörper gleicher Härte im quasistationären Zustand dargestellt. Vergütete C80 Pellets, die gegen EKasic F-Platten gepaart wurden, bildeten während der Beanspruchung lose Eisenoxid-Verschleißpartikel, die durch die Nöpfchen und die Hubbewegung aus dem

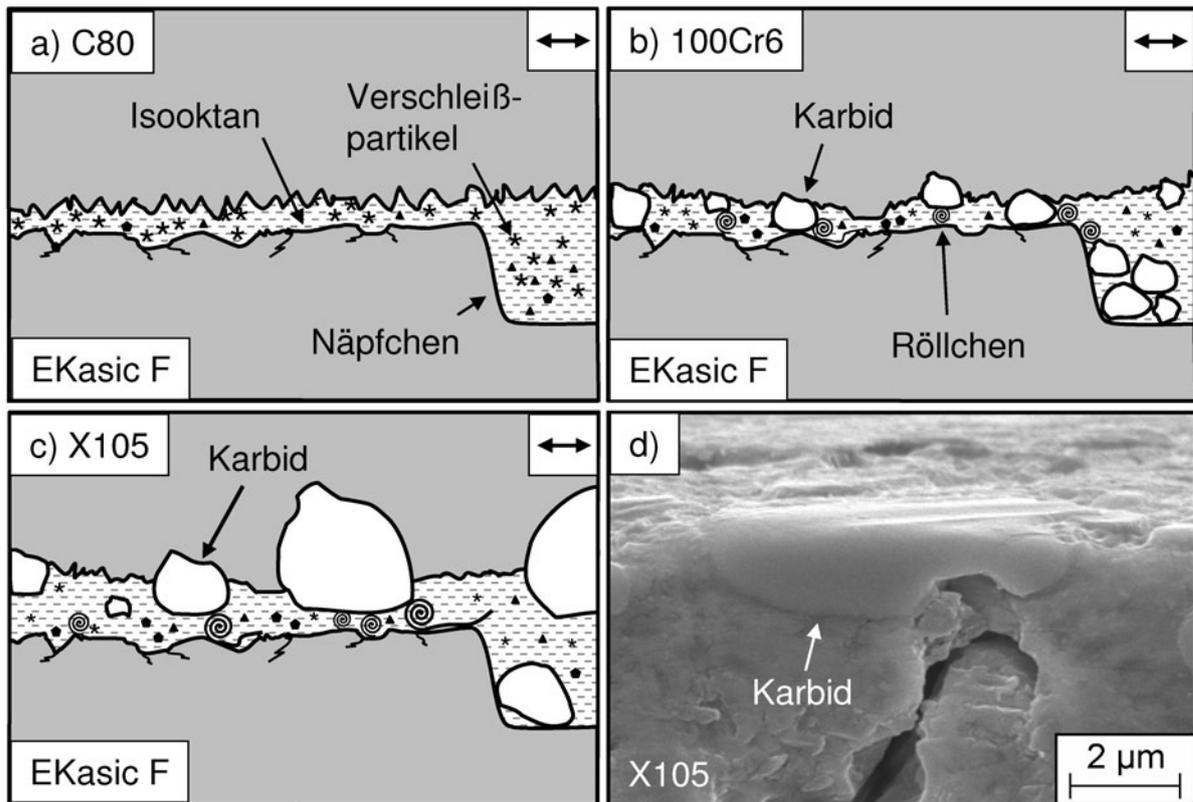


Abb. 4.22: Schematische Darstellung der Bildung von tribologisch günstigen Röllchen für Paarungen mit EKasic F-Platte (D25 + RN) und (a) C80-, (b) 100Cr6- und (c) X105CrMo17-Pellets in Isooktan sowie (d) REM-Aufnahme eines beanspruchten Karbides im X105CrMo17-Pellet-Querschliff nach 4000 m Gleitweg (Isooktan, $F_N = 200$ N, $f = 10$ Hz, $\Delta s = 10$ mm, Pfeil: Gleitrichtung).

Kontakt genommen werden konnten (Abb. 4.22). Daher bildeten sich fortlaufend neue, feinste Partikel. Verwendete man einen Stahl mit Karbiden, wie im Fall des vergüteten 100Cr6, dann bildete sich der Festkörperkontakt auf den Karbiden aus. Bis dies der Fall war, entstanden während des Einlaufs und im Folgenden Verschleißpartikel aus Eisenoxid und SiC. Einzelne Karbide lösten sich nach hoher Zyklenzahl aus der martensitischen Matrix des Stahls und wurden durch die Näpfchen aus dem Kontakt genommen. Auf der feingeschliffenen EKasic F-Wirkfläche hielten sich in den Kavitäten feinste Partikel aus den gepaarten Werkstoffen, die agglomerierten und an den Flanken der Karbide zu tribologisch günstigen Röllchen geformt wurden. Dies konnte nur dann funktionieren, wenn in Gleitrichtung durchgängige Bereiche (freie Weglänge l_y) ohne Näpfchen lagen. Durch den Stahl X105CrMo17 wurde dieses Verhalten verstärkt, da die Karbide mit der mittleren Größe von ca. $4,3 \mu\text{m}$ und die höhere Anzahl den größeren Traganteil hatten. Waren diese Röllchen in einer ausreichenden Anzahl im Kontakt gebildet, wurde

die Reibungszahl und der Verschleiß deutlich gesenkt. Solch ein tragendes Karbid ist im Querschliff in der REM-Aufnahme in Abb. 4.22d wiedergegeben. Erkennbar waren Furchungen nur auf dem Karbid und nicht in der tiefer liegenden Stahlmatrix.

4.2 Folgerungen für den technischen Einsatz

Keramische Gleitpaarungen besitzen ein hohes Potential z.B. für den Einsatz im Demonstratorsystem „Hockdruckpumpe für Ottokraftstoff“. Auftretende Defizite, wie hohe Werte der Reibungszahl ($\mu > 0,10$) und Verschleißbeträge ($k_{v,4000m} > 5 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$) sowie temporäre Peaks in der Reibungszahl, konnten durch eine geeignete Materialauswahl und Mikrotextrurierung überwunden werden (Abb. 4.15). Allerdings gelten keramische Werkstoffe als spröde und können plötzlich versagen. In Paarung mit Stahl wurde dies unter den verwendeten Belastungsparametern nicht festgestellt. Bei texturierten Gleitpaarungen steigt mit zunehmendem Texturanteil die Flächenpressung an. Allerdings kann durch eine Textur zusätzlich Medium in den Kontakt gebracht und Verschleißpartikel aus dem Kontakt genommen werden, was zur günstigen Reduktion von lokalen Temperaturen und Spannungen führt.

In tribologischen Untersuchungen zur material- und beanspruchungsspezifischen Grenzbelastung an unterschiedlichen 100Cr6/Keramik-Gleitpaarungen wurde das Verhalten in ungünstiger Kugel/Platte-Anordnung mit anfänglichem Punktkontakt unter Standardbedingungen ($F_N = 200 \text{ N}$, $f = 10 \text{ Hz}$, $\Delta s = 10 \text{ mm}$) in Isooktan ermittelt. Die Ergebnisse der Versuchsläufe sind in Abb. 4.23a und b für untexturierte und texturierte Stahl/Keramik-Paarungen wiedergegeben. Mit zunehmendem Gleitweg wurde der anfängliche Punktkontakt durch Verschleiß am Stahlpellet (Typ A, Abb. 2.1) zum flächigen Kontakt. Dadurch sank die Flächenpressung stetig ab, was sich jedoch nicht merklich auf die Reibungszahl auswirkte. In Abb. 4.23c und d sind die berechneten momentanen linearen Verschleißintensitäten dW_l/ds (Steigung der Kurven des linearen Verschleißbetrages als Funktion des Gleitweges) der verschiedenen Paarungen in Abhängigkeit von der momentanen, scheinbaren Flächenpressung dargestellt. Die momentane scheinbare Flächenpressung $p(s)$ wurde als Quotient der Normalkraft F_N und der sich weg- bzw. verschleißabhängig ändernden Kontaktfläche zwischen Kugel und Platte errechnet. Es wurde dabei angenommen, dass der lineare Verschleißbetrag maßgeblich durch den Verschleiß der Kugel bestimmt war, da auf der keramischen Platte kein messbarer flächiger Verschleiß auftrat. Bei Versuchsbeginn lag aufgrund des Punktkontaktes (Kugel/Platte) eine hohe Hertzsche Pres-

sung vor, die mit zunehmender Versuchszeit bzw. Gleitweg (in Abb. 4.23 von rechts nach links) durch den auftretenden Verschleiß zu einer abnehmenden Flächenpressung führte. Die Paarung 100Cr6/F99,7 zeigte sowohl mit D25-feingeschliffener Al_2O_3 -Platte ohne Texturierung (Abb. 4.23c) als auch mit Texturierung ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$) die mit Abstand höchsten Verschleißintensitäten bei der jeweiligen Flächenpressung (Abb. 4.23d). Dies konnte im Vergleich zu den anderen Keramikplatten auf die anfänglich raue Wirkflächentopographie ($R_a = 0,40 \mu\text{m}$, Abb. 3.4) und auf einzelne Kornausbrüche

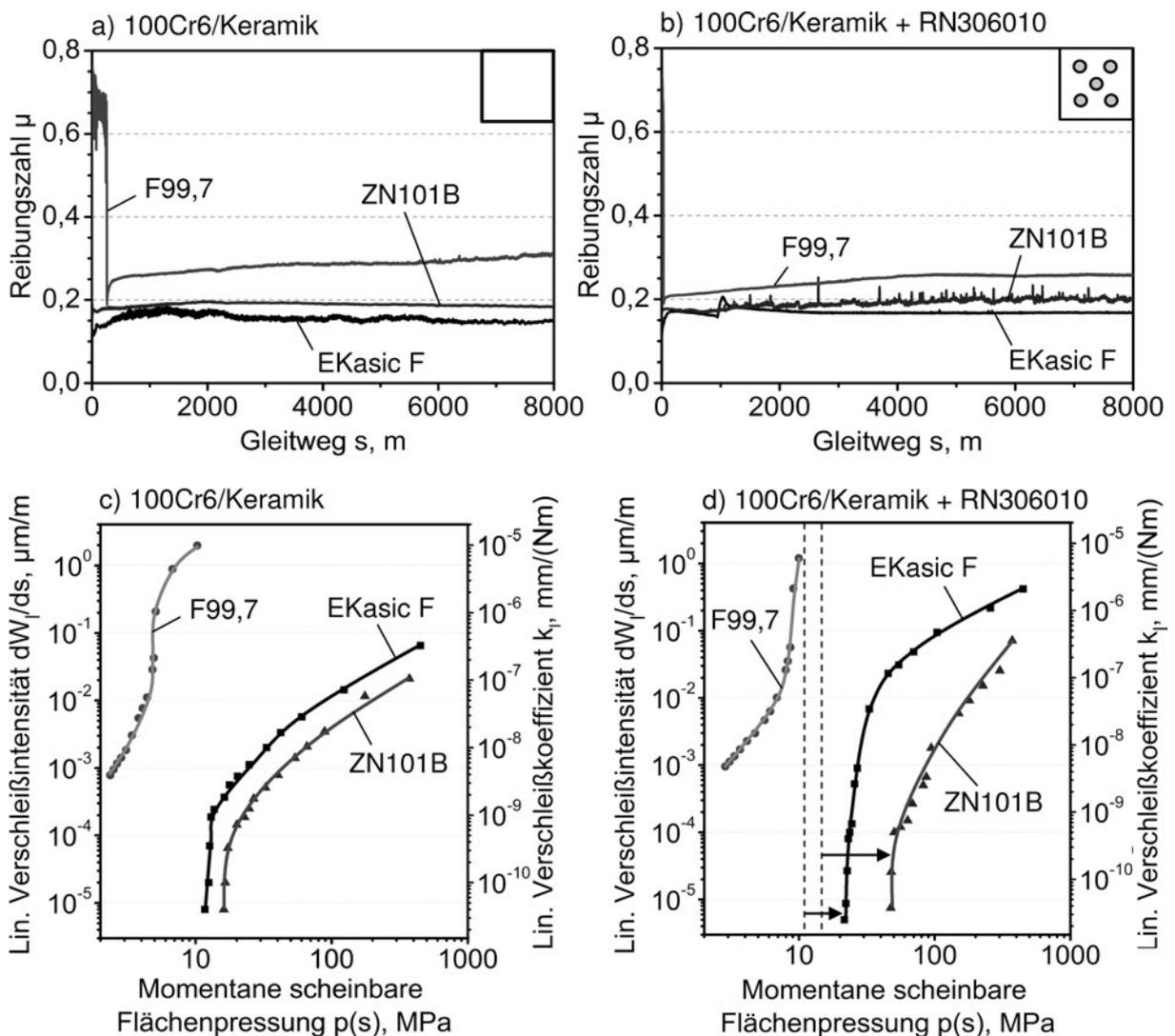


Abb. 4.23: Verläufe der Reibungszahl über den Gleitweg und deren berechnete lineare Verschleißintensitäten dW_l/ds bzw. lineare Verschleißkoeffizienten bei $F_N = 200 \text{ N}$ für (a, c) untexturierte und (b, d) texturierte Platten mit runden Nöpfchen (Textur-Standardform $a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$), die gegen nicht flächig angeschliffene 100Cr6-Stahlpellets Typ A in Isooktan gepaart wurden.

zurückgeführt werden. Hierdurch wurde die gepaarte Stahlkugel stark durch Abrasion verschliffen. Bei den Paarungen 100Cr6/Ekasic F und 100Cr6/ZN101B mit untexturierten D25 feingeschliffenen Keramikplatten kam es oberhalb der kritischen Flächenpressung von etwa 10 bzw. 15 MPa zu einem starken Anstieg der Verschleißintensität. Bei gleicher Flächenpressung lag die Verschleißintensität der Paarung mit der ZN101B-Platte niedriger als die mit der Ekasic F-Platte. Durch die Mikrotexturierung mit runden Nöpfchen ($a_{tex} = 30\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$) konnten sowohl bei der Paarung mit Ekasic F- als auch mit ZN101B-Platten die kritischen Flächenpressungen für den Übergang in die Verschleißhochlage deutlich angehoben werden (Abb. 4.23d). Die Steigerung der kritischen Flächenpressung war von ca. 15 auf knapp 50 MPa bei der Paarung mit ZN101B größer als bei der mit Ekasic F. Oberhalb der kritischen Flächenpressung, d.h. in der Verschleißhochlage, wurden etwas höhere Verschleißintensitäten an den Paarungen mit texturierten Keramikplatten, verglichen mit den nur D25 feingeschliffenen Platten ermittelt. Hierbei ergaben sich deutlich größere Werte bei der Paarung 100Cr6/Ekasic F als bei 100Cr6/ZN101B. Auch der Anstieg mit zunehmender Flächenpressung in die Verschleißhochlage erfolgte wesentlich steiler bei der Ekasic F-Paarung. Es konnte daraus gefolgert werden, dass sich die Paarung 100Cr6/ZN101B aufgrund der geringeren Härte und Abrasionsneigung schadenstoleranter verhält.

Untersuchungen im Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ führten in [140] mit D25 feingeschliffenen Wirkflächen und bis zu 300 bar Förderdruck zu ähnlichen Ergebnissen wie in dieser Arbeit. Als besonders geeignet aufgrund von geringen Werten der quasistationären Reibungszahl von $\mu = 0,05$ bis $0,13$ (300 bis 2900 1/min Pumpendrehzahl) wurden untexturierte SiC/SiC-Paarungen und als bedingt geeignet 100Cr6/SiC-Paarungen mit $\mu = 0,13$ bis $0,20$ eingestuft. Die Zielspezifikation in [140] von $\mu < 0,20$ wurde über den gesamten Drehzahlbereich erreicht. In [141] wurden ergänzend zu [140] 100Cr6/EKasic F-Paarungen mit anfänglich D25 feingeschliffenen untexturierten und in weiteren Versuchsreihen mit zusätzlich auf der keramischen Wirkfläche des nicht dauerhaft im Eingriff stehenden Nockens (Abb. 1.10) aufgebracht runden Nöpfchen ($a_{tex} = 20\%$, $w = 60 \mu\text{m}$, $d = 10 \mu\text{m}$) in Isooktan untersucht. In Abb. 4.24 sind die Verläufe der Reibungszahl für Förderdrücke mit 200, 300 und 500 bar über der Pumpendrehzahl aufgetragen. Die untexturierten Paarungen konnten aufgrund hoher und stark schwankender Reibungszahl nicht bis 500 bar beansprucht werden (Abb. 4.24a). Ab ca. 1600 1/min stieg die gemessene Reibungszahl mit dem Förderdruck stark an. Durch die Texturierung der keramischen Wirkfläche war es möglich, mit dieser Paarung den

hohen Förderdruck von 500 bar zu realisieren, was einer Flächenpressung im äquivalenten Tribokontakt von ca. 11 MPa entsprach (Abb. 4.24b). Die Erkenntnisse aus den Modellversuchen in den Abbildungen 4.23c und d ließen sich demnach sehr gut mit denen im Demonstratorsystem „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ übertragen. Der starke Anstieg der linearen Verschleißintensität erfolgte im Langhubtribometer bei untexturierten 100Cr6/EKasic F-Paarungen bei ca. 11 MPa. Höhere Flächenpressungen konnten auch im Pellet/Platte-Modellsystem nur mit texturierten Wirkflächen wie in [141] realisiert werden. Die Einglättung der beanspruchten Wirkflächen der Hochdruckpumpe waren vergleichbar mit denen der vorliegenden Forschungsarbeit.

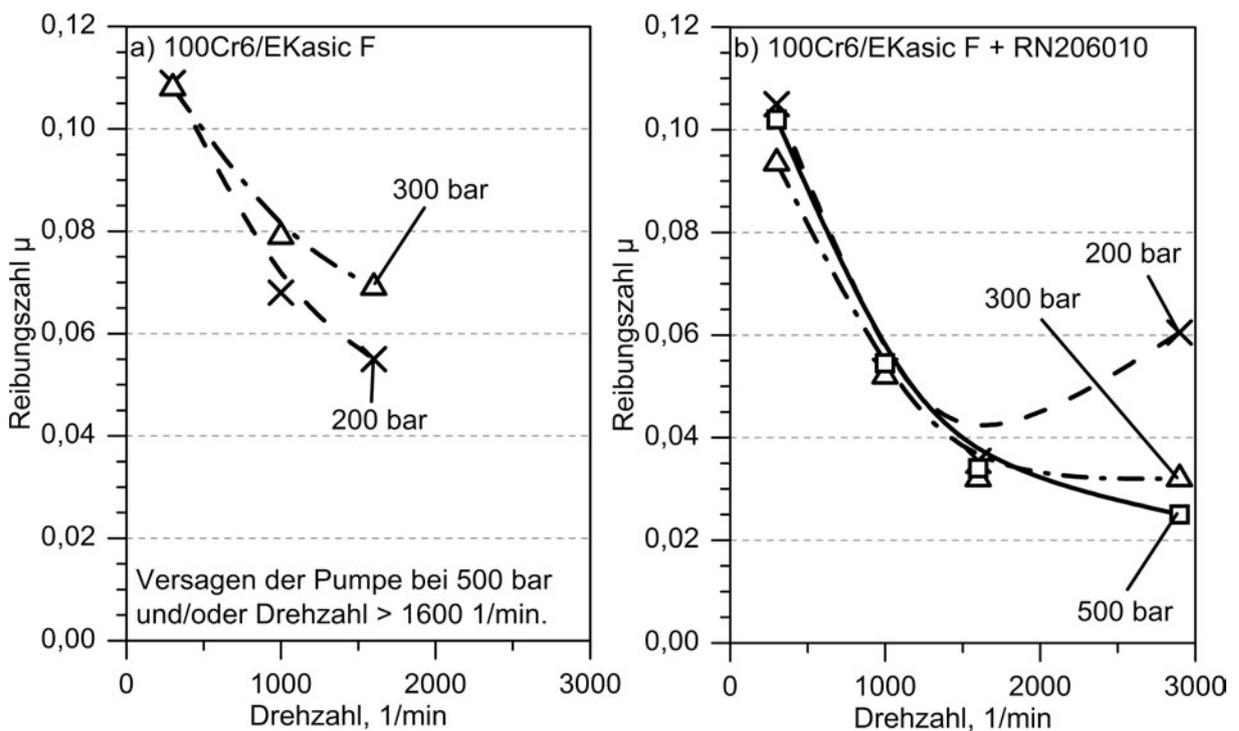


Abb. 4.24: Verläufe der Reibungszahl für ein Nocken/Gleitschuh-System was in Abb. 1.10 schematisch dargestellt ist über die Pumpendrehzahl für die Förderdrücke von 200, 300 und 500 bar mit D25 feingeschliffenen (a) untexturierten und (b) mit runden Nöpfchen texturierten EKasic F-Platten, die gegen feingeschliffenen vergüteten Stahl 100Cr6 in Isooktan gepaart wurden mit den Daten aus [141].

Die vorliegende Arbeit zeigt eine deutliche Reduktion der Reibungszahl im Langhubtribometer durch den Einsatz texturierter Bauteile. Dieser Effekt wurde im Demonstratorsystem noch deutlicher. Daher können vergütete 100Cr6-Bauteile in Paarung mit texturierten SiC-Bauteilen empfohlen werden.

5 Zusammenfassung

Ziel der Forschungsarbeit war die Entwicklung von Gleitpaaren mit optimierten Wirkflächen für den Einsatz in mediengeschmierten hochbeanspruchten Gleitsystemen, wie sie z.B. im Nocken/Gleitschuh-Kontakt des Demonstratorsystems „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ des Sonderforschungsbereiches 483 vorlagen. Dazu wurden in einem Labortribometer reversierende Gleitversuche mit Stahl/Keramik- und als Referenz Keramik/Keramik- Paarungen in Pellet/Platte-Anordnung im flächigem Kontakt mit Medien niedriger Viskosität wie Isooktan, Ethanol, handelsübliches Super Benzin und vergleichend mit destilliertem Wasser durchgeführt. Als Standardbedingungen wurde im Hinblick auf das Demonstratorsystem die Normalkraft F_N von 200 N, der flächige Gleitkontakt mit dem Durchmesser von 6 mm, die Hubfrequenz von 10 Hz sowie der Gesamtgleitweg s von 4000 m gewählt. Dies resultierte in die nominelle Flächenpressung p von 7,07 MPa und die mittlere Gleitgeschwindigkeit v_m von 0,20 m/s. Als Werkstoffe für die reversierend bewegten Pellets wurden die Stähle C80, 100Cr6 und X105CrMo17 in verschiedenen Härten und Gefügen sowie ergänzend als feststehende Platten die Keramiken F99,7 (Al_2O_3), HTC99,9 (Al_2O_3), ZN101B (ZrO_2), PSZ-HTC (ZrO_2), SN80 ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{ZrO}_2$) und EKasic F (SiC) verwendet. Eine für das Demonstratorsystem geeignete Gleitpaarung sollte Werte der Reibungszahl von $\mu \leq 0,10$ und des volumetrischen Verschleißkoeffizienten von $k_{v,4000m} \leq 5 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ erreichen.

Oxidkeramische Selbstpaarungen (Al_2O_3 , ZrO_2) mit jeweils D25 feingeschliffenen Wirkflächen versagten bereits nach 190 m Gleitweg in Isooktan aufgrund von hohen Werten der Reibungszahl (bis $\mu = 0,75$) und des linearen Verschleißbetrages ($W_l > 140 \mu\text{m}$). Bei Temperaturmessungen, zentrisch ca. 0,5 mm unterhalb der Pelletkontaktfläche, wurden Werte bei F99,7 bis 96 °C gemessen. Diese Temperaturen führten zum Verdampfen des Mediums und zum Zusammenbrechen des Schmierfilms in der Kontaktzone. Aufgrund der ca. 3-fach besseren Wärmeleitfähigkeit von EKasic F im Vergleich zu F99,7, wurde bei diesen Paarungen die Wärme besser aus dem Gleitkontakt abgeführt, was zur Mischreibung im Kontakt und zur niedrigen Reibungszahl von $\mu_{400m} = 0,11$ und dem

Verschleißbetrag von $W_{l,400m} = 8 \mu\text{m}$ nach 400 m Gleitweg führte. Allerdings gelten keramische Selbstpaarungen als weniger tolerant gegenüber Einbau- und Fluchtungsfehler und bieten nur geringe Sicherheit bei stoßartiger Belastung des Systems. Daher wurde im weiteren ausschließlich das Verhalten von Stahl/Keramik-Paarungen untersucht.

In Versuchsreihen mit unterschiedlicher Hartbearbeitung (poliert, D25-, D46-, D91-geschliffen) der keramischen EKasic F- und ZN101B-Plattenwirkflächen zeigte sich in Paarung mit vergütetem 100Cr6 in Isooktan, dass eine polierte Wirkfläche die Länge der Einlaufphase halbieren konnte. Jedoch lag die quasistationäre Reibungszahl in den Versuchen mit polierter Platte nach längeren Gleitwegen nicht unter denen mit geschliffener Wirkfläche. Der auftretende Verschleißkoeffizient war mit $k_{v,4000m} < 1,0 \cdot 10^{-10} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ sehr gering, jedoch besteht hier im Hinblick auf die praktische Anwendung der Nachteil von sehr hohen Bearbeitungskosten. Eine feingeschliffene D25-Wirkfläche wurde daher für die weiteren Versuche als Standardqualität ausgewählt.

Weitere Untersuchungen mit vergüteten 100Cr6-Pellets, die gegen D25 feingeschliffene Platten aus Aluminiumoxid (F99,7, HTC99,9) oder zusätzlich mit Zirkonoxid verstärkte Mischkeramiken (SN80) gefahren wurden, ergaben in Isooktan unzureichend hohe Werte der Reibungszahl und lineare Verschleißintensitäten. Dies wurde auf die anfänglich feingeschliffene raue Wirkfläche der Platte, die schlechte Wärmeleitfähigkeit und den metallischen Materialübertrag auf die Keramik zurück geführt. Paarungen mit Zirkonoxidkeramik (ZN101B, PSZ-HTC) zeigten diesen Übertrag nicht.

Weitere Versuchsreihen wurden an feingeschliffenen 100Cr6/EKasic F- und 100Cr6/ZN101B- Paarungen mit verschiedenen Zwischenstoffen durchgeführt. Mit handelsüblichem Super Benzin und Ethanol wurde bei 100Cr6/EKasic F- Paarungen eine wesentlich niedrigere Reibungszahl mit $\mu_{4000m} = 0,02$ im Vergleich zu $\mu_{4000m} = 0,19$ in Isooktan erreicht. Dies wurde darauf zurück geführt, dass tribochemische Reaktionen mit der Hydroxylgruppe des Ethanol zu reibungsmindernden SiO_x -Schichten führten. Als Referenz wurden Versuche mit destilliertem Wasser durchgeführt, wobei sich die Reibungszahl aufgrund von tribochemischen Reaktionen auf $\mu_{4000m} = 0,05$ einstellte. Dagegen erhöhte sich bei 100Cr6/ZN101B-Paarungen mit Wasser als Zwischenstoff die Reibungszahl auf $\mu_{4000m} = 0,37$ im Vergleich zu Isooktan mit $\mu_{4000m} = 0,20$, Super Benzin mit $\mu_{4000m} = 0,15$ und Ethanol mit $\mu_{4000m} = 0,14$.

Ein signifikanter Einfluss des Gefüges auf die Reibungszahl und den linearen Verschleißbetrag wurde bei Einsatz der vergüteten Stähle C80, 100Cr6 und X105CrMo17 mit jeweils vergleichbarer Härte von 790HV30 gegen EKasic F-Platten in Isooktan gemessen. Der

höchste quasistationäre Wert der Reibungszahl wurde mit $\mu_{4000m} = 0,25$ (X105CrMo17) und der geringste mit $\mu_{4000m} = 0,14$ (C80) ermittelt. In Paarung mit ZN101B zeigte sich kein Einfluss des Pellet-Werkstoffs auf die Reibungszahl. Daher konnte gefolgert werden, dass die Gefüge mit unterschiedlichen Karbidgrößen und -anteile der Stähle tribochemische Vorgänge in der Kontaktzone mit EKasic F begünstigen und solche Reaktionen gegen ZN101B vernachlässigbar klein sind. Der Einfluss der Härte auf das tribologische Verhalten wurde mit C80-Pellets, gepaart gegen D25 feingeschliffene EKasic F- und ZN101B-Platten in Isooktan untersucht. Bei höher angelassenen Gefügen mit einer Härte $< 570\text{HV}_{30}$ dominierte Materialübertrag vom metallischen Pellet auf die Keramik. Gefüge mit höherer Härte führten nicht zum Materialübertrag. Aufgrund der fehlenden Zwischenschicht überwogen dann auf der metallischen Pelletwirkfläche abrasive Vorgänge mit Mikrofurchung durch die Keramik. Zu hohe und zu niedrige Pellethärten führten zu höheren Werten der Reibungszahl. Eine niedrige Reibungszahl und ein geringer Verschleißbetrag sowie eine hohe Funktionssicherheit konnte mit untexturierten Stahl/Keramik-Gleitpaarungen nicht hinreichend realisiert werden. Daher wurde der Einsatz von mikrotexturierten Wirkflächen als Lösungsansatz verfolgt. Dazu wurden Ablationsprozesse zur Herstellung von unterschiedlichen Texturformen auf den verwendeten Werkstoffen entwickelt. Untersucht wurde der Einfluss von runden Nöpfchen (RN), länglichen Nöpfchen (LN) und gekreuzten Kanälen (GK) mit gleichem Texturanteil von 30%, der Tiefe von $10\ \mu\text{m}$ und der Breite von $60\ \mu\text{m}$. Ein vergütetes, texturiertes 100Cr6-Pellet in Paarung gegen EKasic F (D25) in Isooktan führte unabhängig von der Texturart zum Anstieg der Reibungszahl im Vergleich zur untexturierten Paarung. In Paarung mit D25 feingeschliffenen ZN101B-Platten traten mit texturierten 100Cr6-Pellets starke Reibungszahlschwankungen im zeitlichen Verlauf auf. Ein texturiertes Pellet konnte offenbar nur unzureichend Zwischenmedium in und Verschleißpartikel aus dem tribologischen Kontakt nehmen. Wesentlich bessere Resultate wurden durch texturierte keramische Platten in Paarung gegen untexturierte Pellets erzielt. Durch den Pellethub von 10 mm und dem Kontaktdurchmesser von 6 mm konnte bei jeder Übergleitung neues Medium in die Textur gelangen. Die Untersuchungen ergaben in der Paarung 100Cr6/EKasic F eine von ca. 600 m auf ca. 30 m Gleitweg verkürzte Einlaufphase und eine Reduzierung der Reibungszahl durch im „Fünfer-Muster“ symmetrisch angeordnete runde Nöpfchen von ca. 26%. Bei 100Cr6/ZN101B-Paarungen konnte durch die vergleichbare Textur (RN306010) kein Einfluss auf die Reibungszahl gemessen werden.

Das hohe Potential der Stahl/EKasic F-Paarung mit runden Nöpfchen auf der keramischen Platte wurde im Folgenden in Isooktan weiter untersucht. Variiert wurde der Nöpfchendurchmesser (30, 60, 100, 300 μm) bei konstantem Flächenanteil von 30% und der Tiefe von 10 μm . Kleine Nöpfchen führten zu temporären Reibungszahlpeaks, welche mit zunehmendem Nöpfchendurchmesser gänzlich verschwanden. Die Nöpfchentiefe spielte vor allem beim Rückhaltevolumen von Medium und Verschleißpartikeln eine Rolle. Je flacher die Nöpfchen, je mehr Reibungszahlpeaks wurden über den Gleitweg detektiert. Die Tiefe von 10 μm erwies sich für das untersuchte Gleitsystem als geeignet. Die quasistationäre Reibungszahl wurde jedoch nicht wesentlich durch den Durchmesser und die Tiefe beeinflusst. Vielmehr wurde bei einer Variation des Flächenanteils ($a_{tex} = 10, 20, 30\%$) bei 100Cr6/EKasic F-Paarungen in Isooktan die Reibungszahl von $\mu_{4000m} = 0,19$ (D25) auf $\mu_{4000m} = 0,14$ (D25+RN306010) reduziert.

Ergänzend wurde der Einfluss des Texturanteils runder Nöpfchen auf das tribologische Verhalten von C80- und X105CrMo17-Pellets mit vergleichbarer Härte von 790HV30 in Paarung mit texturierten EKasic F-Platten in Isooktan untersucht. Beim vergüteten Stahl C80 zeigte sich keine signifikante Reduktion der Reibungszahl, allerdings stieg mit zunehmendem texturierten Flächenanteil der Verschleiß linear an. Beim Stahl X105CrMo17 in Paarung mit EKasic F wurde bei 20% Texturanteil mit runden Nöpfchen ein Minimum in der Reibungszahl mit $\mu_{4000m} = 0,06$ gemessen. Die Ergebnisse zeigten, dass die Nöpfchenanordnung einen großen Einfluss auf die tribologischen Eigenschaften hatte. Deshalb wurden Versuche bei gleichem texturierten Flächenanteil, Nöpfchendurchmesser und -tiefe, jedoch mit unterschiedlichem Nöpfchenabstand in Gleitrichtung an 100Cr6/EKasic F- und X105CrMo17/EKasic F-Paarungen durchgeführt. Die größte Reibungszahländerung wurde bei X105CrMo17/EKasic F-Paarungen mit $\mu_{4000m} = 0,16$ (D25+RN206010, $o_x = 237\ \mu\text{m}$, $o_y = 120\ \mu\text{m}$) auf $\mu_{4000m} = 0,02$ (D25+RN206010, $o_x = 137\ \mu\text{m}$, $o_y = 210\ \mu\text{m}$) gemessen, was der Reduktion von mehr als 90% im Vergleich zur D25 geschliffenen untexturierten Paarung mit $\mu_{4000m} = 0,25$ entsprach.

Durch die hubaufgelöste Auswertung der aufgezeichneten Reibungskraft konnten geschwindigkeitsabhängige Werte der Reibungszahl ermittelt werden. Untexturierte 100Cr6/EKasic F- Paarungen zeigten hier niedrige Werte im Geschwindigkeitsbereich von 0,10 bis 0,32 m/s. Im Geschwindigkeitsbereich darunter konnten EKasic F-Platten mit runden Nöpfchen (D25+RN206010) die Reibungszahl reduzieren. Daher wurde eine partielle Wirkflächentextur mit runden Nöpfchen an den Totpunkten (RN206010) und in der Hubmitte mit einem untexturierten Bereich erzeugt und erfolgreich getestet. Die

Reibungszahl reduzierte sich im Mittel über den gesamten Gleitweg von 4000 m um bis zu 50% im Vergleich zur untexturierten und bis zu 30% im Vergleich zur volltexturierten Paarung.

Die Ziele bezüglich niedriger Reibungszahl und Verschleiß wurden mit vergüteten X105CrMo17-Pellets, die gegen texturierte EKasic F-Platten gepaart wurden, erreicht. Durch tribochemische Reaktionen bei Paarungen mit EKasic F wird vor allem mit Ethanol, welches sich in zukünftigen Kraftstoffgemischen vermehrt wieder findet, ein sehr günstiges tribologisches Verhalten erzielt. Somit wird die Realisierung des Demonstratorsystems „Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff“ durch den Einsatz von texturierten Bauteilen ermöglicht.

Literaturverzeichnis

- [1] R. Zils: Werkstoffe im Pumpenbau. *Chemie Ingenieur Technik*, 80 [4] (2008) 499–508.
- [2] A. Kühl, R. Zieschang: Bewertung von Werkstoffen für produktgeschmierte Lagerungen in Pumpen. In *VDI-Berichte 1331-Innovationen für Gleitlager, Wälzlager, Dichtungen und Führungen*, VDI-Verlag, Düsseldorf (1997), 259–267.
- [3] B. Löffelbein, M. Woydt, K.-H. Habig: Mediensmierung ingenieurkeramischer Gleitpaarungen. *Tribologie + Schmierungstechnik*, 39 (1992) 3–9.
- [4] G. Krause, S. Bernhardt: Keramischer Kurbeltrieb für mediengeschmierte Pumpen. *Δp Pumpenmagazin*, 7 (2001) 34–36.
- [5] J. P. Häntsche, et al.: High pressure fuel pump for gasoline direct injection based on ceramic components. *SAE International*, (2005) 1–10.
- [6] J. P. Häntsche, U. Spicher: Ceramic components for high pressure gasoline fuel injection pumps. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 36 [3-4] (2005) 108–116.
- [7] A. Okada: Automotive and industrial applications of structural ceramics in Japan. *Journal of the European Ceramic Society*, 28 (2008) 1097–1104.
- [8] K.-H. Zum Gahr, et al.: Micro- and macro-tribological properties of SiC ceramics in sliding contact. *Wear*, 250 (2001) 299–310.
- [9] U. Dulias, L. Fang, K.-H. Zum Gahr: Effect of surface roughness of self-mated alumina on friction and wear in isooctane-lubricated reciprocating sliding contact. *Wear*, 252 (2002) 351–358.

- [10] L. Jordi, C. Iliev, T. E. Fischer: Lubrication of silicon nitride and silicon carbide by water: Running in, wear and operation of sliding bearings. *Tribology Letters*, 17 [3] (2004) 367–376.
- [11] D.-H. Hwang, K.-H. Zum Gahr: Transition from static to kinetic friction of unlubricated or oil lubricated steel/steel, steel/ceramic and ceramic/ceramic pairs. *Wear*, 255 (2003) 365–375.
- [12] E. Peter, K.-H. Zum Gahr: Influence of surface finish and speed on reciprocating sliding wear of laser modified oxide ceramics in aqueous media. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 36 (2005) 129–135.
- [13] M. Wöppermann, K.-H. Zum Gahr: Stahl/Keramik-Gleitpaare mit laserstrukturierten Funktionsflächen unter reversierender Beanspruchung in Wasser und Isooktan. *Tribologie + Schmierungstechnik*, 55 [4] (2008) 5–9.
- [14] N. Patir, H. S. Cheng: Application of average flow model to lubrication between rough sliding surfaces. *Journal of Lubrication Technology-Transactions of the ASME*, 101 (1979) 220–230.
- [15] G. Knoll: Elasto-hydrodynamische Simulationstechnik mit integriertem Mischreibungskontakt. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 34 [10/11] (2003) 946–952.
- [16] U. Pettersson, S. Jacobson: Influence of surface texture on boundary lubricated sliding contacts. *Tribology International*, 36 (2003) 857–864.
- [17] M. Wakuda, et al.: Effect of surface texturing on friction reduction between ceramic and steel materials under lubricated sliding contact. *Wear*, 254 [3-4] (2003) 356–363.
- [18] P. Pawlus, et al.: Abrasive wear resistance of textured steel rings. *Wear*, 267 (2009) 1873–1882.
- [19] S. Schreck, K.-H. Zum Gahr: Laser-assisted structuring of ceramic and steel surfaces for improving tribological properties. *Applied Surface Science*, 247 (2005) 616–622.

-
- [20] G. Ryk, I. Etsion: Testing piston rings with partial laser surface texturing for friction reduction. *Wear*, 261 (2006) 792–796.
- [21] P. Andersson, et al.: Microlubrication effect by laser-textured steel surfaces. *Wear*, 262 [3-4] (2007) 369–379.
- [22] K.-H. Zum Gahr, M. Mathieu, B. Brylka: Friction control by surface engineering of ceramic sliding pairs in water. *Wear*, 263 (2007) 920–929.
- [23] I. Etsion, E. Sher: Improving fuel efficiency with laser surface textured piston rings. *Tribology International*, 42 (2009) 542–547.
- [24] D. Dowson: *History of tribology*. Longman, London, (1979).
- [25] L. Euler: Sur le frottement des corps solides. *Mem. Acad. Sci. Berlin*, 4 [4] (1759) 122–132.
- [26] C. A. Coulomb: *Theorie des machines simples*. *Mem. Math. Phys. Paris*, (1785) 161–342.
- [27] F. P. Bowden, D. Tabor: *Reibung und Schmierung fester Körper*. Springer Verlag, Berlin, (1959).
- [28] H. Czichos: *Forschung in der Tribologie*. *Tribologie + Schmierungstechnik*, 31 [5] (1984) 254–263.
- [29] H. Czichos, K.-H. Habig: *Tribologie-Handbuch; Reibung und Verschleiss*. Vieweg Verlag, Wiesbaden, (2003).
- [30] DIN50323, Teil1: *Tribologie, Begriffe*. Beuth Verlag, Berlin, (1988).
- [31] K.-H. Zum Gahr: *Tribologie: Reibung - Verschleiß - Schmierung*. *Naturwissenschaften*, 72 (1985) 260–267.
- [32] G. Fleischer: *Tribologie und Schlüsseltechnologien*. *Schmierungstechnik*, 20 [4] (1989).
- [33] H. Czichos, K.-H. Habig: *Tribologie-Handbuch; Reibung und Verschleiss*. Vieweg Verlag, Braunschweig, (1992).

- [34] DIN-Taschenbuch, Tribologie; Grundlagen, Prüftechnik, Tribotechnische Konstruktionselemente. Beuth Verlag, Berlin, (1989).
- [35] GFT Arbeitsblatt - Verschleiß, Reibung: Definitionen, Begriffe, Prüfung. Gesellschaft für Tribologie, 7 (2002) 1–51.
- [36] K.-H. Zum Gahr: Reibung und Verschleiß: Mechanismen - Prüftechnik - Werkstoffeigenschaften. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Siegen, (1983).
- [37] X. Shi, A. A. Polycarpou: Adhesive effects on dynamic friction for unlubricated rough planar surfaces. *Journal of Tribology-Transactions of the ASME*, 128 [4] (2006) 841–850.
- [38] F. Bucher: Considering real and synthetic micro-roughness in 2d and 3d metal contacts. *Tribology International*, 39 [5] (2006) 387–400.
- [39] A. Almqvist, et al.: On the dry elasto-plastic contact of nominally flat surfaces. *Tribology International*, 40 [4] (2007) 574–579.
- [40] J. Schmaehling, F. A. Hamprecht: Generalizing the Abbott-Firestone curve by two new surface descriptors. *Wear*, 262 [11-12] (2007) 1360–1371.
- [41] L. Rapoport: Steady friction state and contact models of asperity interaction. *Wear*, 267 (2009) 1305–1310.
- [42] G. W. Stachowiak, A. W. Batchelor: *Engineering Tribology*. Butterworth-Heinemann, Boston, (2001).
- [43] D. Kuhlmann-Wilsdorf: Demystifying flash temperatures I. Analytical expressions based on a simple model. *Materials Science and Engineering*, 93 (1987) 107–117.
- [44] D. Kuhlmann-Wilsdorf: Demystifying flash temperatures II. First-order approximation for plastic contact spots. *Materials Science and Engineering*, 93 (1987) 119–113.
- [45] O. R. Lang: Einführung in die elasto-hydrodynamische Schmierung. *Tribologie + Schmierungstechnik*, 33 [3] (1986) 156–161.
- [46] W. Bunk, J. Hansen, H. Haag: *Elastohydrodynamik, Meß- und Prüfverfahren, Eigenschaften von Motorölen, Tribologie*. Springer Verlag, Berlin, (1982).

-
- [47] R. Haller, et al.: Druck- und Temperaturmessung in elasto-hydrodynamischen Kontakten. *Tribologie + Schmierungstechnik*, 33 [3] (1986) 161–170.
- [48] P. Oster: Die Beanspruchung der Zahnflanken unter elasto-hydrodynamischen Bedingungen. *Tribologie + Schmierungstechnik*, 33 [3] (1986) 171–183.
- [49] D. Bartel: *Simulation von Tribosystemen*. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, (2010).
- [50] K. Zum Gahr, W. Bundschuh, B. Zimmerlin: Effect of grain-size on friction and sliding wear of oxide ceramics. *Wear*, 162 (1993) 269–279.
- [51] S. Hsu, M. Shen: Wear prediction of ceramics. *Wear*, 256 (2004) 867–878.
- [52] U. Dulas, L. Fang, K.-H. Zum Gahr: Effect of surface roughness of self-mated alumina on friction and wear in isooctane-lubricated reciprocating sliding contact. *Wear*, 252 (2002) 351–358.
- [53] M. Kalin, S. Novak, J. Vizintin: Wear and friction behavior of alumina ceramics in aqueous solutions with different pH. *Wear*, 254 (2003) 1141–1146.
- [54] M. G. Gee: The formation of aluminium hydroxide in the sliding wear of alumina. *Wear*, 153 (1992) 201–227.
- [55] M. Kalin, et al.: Wear mechanisms associated with the lubrication of zirconia ceramics in various aqueous solutions. *Journal of the European Ceramic Society*, 26 [3] (2006) 223–232.
- [56] P. Andersson, K. Holmberg: Limitations on the use of ceramics in unlubricated sliding applications due to transfer layer formation. *Wear*, 175 (1994) 1–8.
- [57] L. Zhou, et al.: Unlubricated sliding wear mechanism of fine ceramics Al_2O_3 and ZrO_2 against high chromium cast-iron. *Wear*, 176 [1] (1994) 39–48.
- [58] M. Sedlacek, B. Podgornik, J. Vizintin: Influence of surface preparation on roughness parameters, friction and wear. *Wear*, 266 (2009) 482–487.
- [59] D. Hwang, K.-H. Zum Gahr: Einfluss der Oberflächenqualität auf das Einlaufverhalten ungeschmierter, mikrotribologischer Stahl/SiC-Gleitpaarungen im Vakuum. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31 (2000) 688–691.

- [60] A. Ravikiran, B. N. Pramila Bai: Water-lubricated sliding of Al_2O_3 against steel. *Wear*, 171 (1993) 33–39.
- [61] Y. Lin, C. Kao: A study on surface polishing of SiC with a tribochemical reaction mechanism. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 25 [1-2] (2005) 33–40.
- [62] V. A. Muratov, T. E. Fischer: Tribochemical polishing. *Annual Review of Materials Science*, 30 (2000) 27–51.
- [63] G. Akdogan, T. Stolarski: Wear in metal/silicon nitride sliding pairs. *Ceramics International*, 29 [4] (2003) 435–446.
- [64] H. Tomizawa, T. Fischer: Friction and wear of silicon nitride and silicon carbide in water: hydrodynamic lubrication at low sliding speed obtained by tribochemical wear. *ASLE Transactions*, 30 (1987) 41–46.
- [65] V. Muratov, et al.: Tribochemical reactions of silicon: An in situ infrared spectroscopy characterization. *Journal of the Electrochemical Society*, 145 [7] (1998) 2465–2470.
- [66] Z. Zhu, V. Muratov, T. Fischer: Tribochemical polishing of silicon carbide in oxidant solution. *Wear*, 225 (1999) 848–856.
- [67] R. S. Gates, S. M. Hsu: Tribochemistry between water and Si_3N_4 and SiC: Induction time analysis. *Tribology Letters*, 17 [3] (2004) 399–407.
- [68] M. Jiang, R. Komanduri: On the finishing of Si_3N_4 balls for bearing applications. *Wear*, 215 (1998) 267–278.
- [69] M. Jiang, N. Wood, R. Komanduri: On chemo-mechanical polishing (CMP) of silicon nitride (Si_3N_4) workmaterial with various abrasives. *Wear*, 220 [1] (1998) 59–71.
- [70] S. Kitaoka, et al.: Tribological characteristics of SiC ceramics in high-temperature and high-pressure water. *Journal of American Ceramic Society*, 77 (1994) 1851–1856.

-
- [71] I. Etsion: State of the art in laser surface texturing. *Journal of Tribology*, 127 (2005) 248–253.
- [72] P. Pawlus, T. Cieslak, T. Mathia: The study of cylinder liner plateau honing process. *Journal of Materials Processing Technology*, 209 (2009) 6078–6086.
- [73] L. Sabri, M. El Mansori: Process variability in honing of cylinder liner with vitrified bonded diamond tools. *Surface & Coatings Technology*, 204 (2009) 1046–1050.
- [74] V. P. Bulatov, V. A. Krasny, Y. G. Schneider: Basics of machining methods to yield wear- and fretting-resistive surfaces, having regular roughness patterns. *Wear*, 208 (1997) 132–137.
- [75] M. Mosleh, B. A. Khemet: A surface texturing approach for cleaner disc brakes. *Tribology Transactions*, 49 [12] (2006) 279–283.
- [76] F. Cabanettes, et al.: The evolution of surface topography of injection cams. *Wear*, 266 (2009) 570–573.
- [77] L. Galda, W. Koszela, P. Pawlus: Surface geometry of slide bearings after percussive burnishing. *Tribology International*, 40 (2007) 1516–1525.
- [78] U. Pettersson, S. Jacobson: Tribological texturing of steel surfaces with a novel diamond embossing tool technique. *Tribology International*, 39 (2006) 695–700.
- [79] U. Pettersson, S. Jacobson: Textured surfaces for improved lubrication at high pressure and low sliding speed of roller/piston in hydraulic motors. *Tribology International*, 40 (2007) 355–359.
- [80] E. V. Astrova, et al.: Photo-electrochemical etching of macro-pores in silicon with grooves as etch seeds. *Physica Status Solidi A-Applications and Materials Science*, 206 [6] (2009) 1235–1239.
- [81] X. Wang, et al.: Optimization of the surface texture for silicon carbide sliding in water. *Applied Surface Science*, 253 (2006) 1282–1286.
- [82] C. Vincent, et al.: Control of the quality of laser surface texturing. *Microsystem Technologies-Micro-and Nanosystems-Information Storage and Processing Systems*, 14 [9-11] (2008) 1553–1557.

- [83] L. M. Vilhena, et al.: Surface texturing by pulsed Nd:YAG laser. *Tribology International*, 42 [10] (2009) 1496–1504.
- [84] A. A. Voevodin, J. S. Zabinski: Laser surface texturing for adaptive solid lubrication. *Wear*, 261 (2006) 1285–1292.
- [85] Z. Li, et al.: Investigation on crater morphology by high repetitive rate YAG laser-induced discharge texturing. *Surface & Coatings Technology*, 200 (2006) 4493–4499.
- [86] D. Wan, et al.: CO₂ laser beam modulating for surface texturing machining. *Optics & Laser Technology*, 40 (2008) 309–314.
- [87] H. Liu, et al.: Numerical simulation of laser surface micro-texturing. In J. NIU, et al. (Hrsg.): *Physical and Numerical Simulation of Materials Processing*, Materials Science Forum, (2008), 678–683.
- [88] D. B. Hamilton, J. A. Walowit, C. M. Allen: A theory of lubrication by micro-irregularities. *Journal of basic engineering*, 88 (1966) 177.
- [89] H. L. Costa, I. M. Hutchings: Hydrodynamic lubrication of textured steel surfaces under reciprocating sliding conditions. *Tribologie International*, 40 (2007) 1227–1238.
- [90] I.-H. Sung, H.-S. Lee, D.-E. Kim: Effect of surface topography on the frictional behavior at the micro/nano-scale. *Wear*, 254 (2003) 1019–1031.
- [91] M. Nakano, et al.: Applying micro-texture to cast iron surfaces to reduce the friction coefficient under lubricated conditions. *Tribology Letters*, 28 (2007) 131–137.
- [92] M.-S. Suh, Y.-H. Chae: Friction characteristic of sliding direction and angle of micro-grooved crosshatch patterns under lubricated contact. *Advanced Materials Research*, 47-50 (2008) 507–510.
- [93] X. Wang, et al.: The effect of laser texturing of SiC surface on the critical load for the transition of water lubrication mode from hydrodynamic mixed. *Tribology International*, 34 (2001) 703–711.

-
- [94] X. L. Wang, K. Kato, K. Adachi: The lubrication effect of micro-pits on parallel sliding faces of SiC in water. *Lubrication Engineering*, 58 [8] (2002) 27–34.
- [95] Y. Feldman, Y. Kligerman, I. Etsion: A hydrostatic laser surface textured gas seal. *Tribology Letters*, 22 (2006) 21–28.
- [96] I. Etsion, G. Halperin: A laser surface textured hydrostatic mechanical seal. *Tribology Transactions*, 45 [3] (2002) 430–434.
- [97] Y.-H. Chae: Effect of size for micro-scale dimples on surface under lubricated sliding contact. *Key Engineering Materials*, 345-346. (2007) 765–768.
- [98] W. Koszela, P. Pawlus, L. Galda: The effect of oil pockets size and distribution on wear in lubricated sliding. *Wear*, 263 (2007) 1585–1592.
- [99] B. He, W. Chen, Q. J. Wang: Surface texture effect on friction of a microtextured poly(dimethylsiloxane) (PDMS). *Tribology Letters*, 31 [3] (2008) 187–197.
- [100] I. Etsion, G. Halperin, E. Becker: The effect of various surface treatments on piston pin scuffing resistance. *Wear*, 261 (2006) 785–791.
- [101] G. Guangteng, et al.: Lubricant film thickness in rough surface, mixed elastohydrodynamic contact. *Journal of Tribology-Transactions of the ASME*, 122 (2000) 65–76.
- [102] I. Etsion: Improving tribological performance of mechanical components by laser surface texturing. *Tribology Letters*, 17 [4] (2004) 733–737.
- [103] L. Rapport, et al.: Friction and wear of MoS₂ films on laser textured steel surfaces. *Surface & Coatings Technology*, 202 (2008) 3332–3340.
- [104] A. Ronen, I. Etsion, Y. Kligerman: Friction-reducing surface-texturing in reciprocating automotive components. *Tribology Transactions*, 44 [3] (2001) 359–366.
- [105] G. Ryk, Y. Kligerman, I. Etsion: Experimental investigation of laser surface texturing for reciprocating automotive components. *Tribology Transactions*, 45 [4] (2002) 444–449.

- [106] Y. Kligerman, I. Etsion, A. Shinkarenko: Improving tribological performance of piston rings by partial surface texturing. *Transactions of the ASME*, 127 (2005) 632–638.
- [107] A. Shinkarenko, Y. Kligerman, I. Etsion: The effect of surface texturing in soft elasto-hydrodynamic lubrication. *Tribology International*, 42 [2] (2009) 284 – 292.
- [108] S. Buri, et al.: High injection pressures at the upper load limit of stratified operation in a DISI engine. *SAE International*, (2009).
- [109] J. Pfeil, et al.: Untersuchungen zur Hochdruckeinspritzung bei Ottomotoren mit strahlgeführter Direkteinspritzung. In U. Brill (Hrsg.): *Diesel- und Benzindirekteinspritzung V*, (2001), Expert Verlag, Renningen, 303–320.
- [110] N. Power, J. Murphy, E. McKeogh: What crop rotation will provide optimal first-generation ethanol production in Ireland, from technical and economic perspectives? *Renewable Energy*, 33 (2008) 1444–1454.
- [111] A. Demirbas: Combustion efficiency impacts of biofuels. *Energy Sources, Part A*, 31 (2009) 602–609.
- [112] P. Börjesson: Good or bad bioethanol from a greenhouse gas perspective - What determines this? *Applied Energy*, 86 (2009) 589–594.
- [113] A. K. Agarwal: Biofuels (alcohols and biodiesel) applications as fuels for internal combustion engines. *Progress in Energy and Combustion Science*, 33 [3] (2007) 233–271.
- [114] DIN 50133, Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraftbereich: 1,96 bis 49 N (Kleinlastbereich). Beuth Verlag, Berlin, (1972).
- [115] VDI/VDE 2616, Härteprüfung an metallischen Werkstoffen. Beuth Verlag, Berlin, (1991).
- [116] D. Munz, T. Fett: Verhalten keramischer Werkstoffe. *Werkstoff-Forschung und -Technik 8*. Springer Verlag, Berlin, (1989).
- [117] A. G. Evans, E. A. Charles: Fracture toughness determinations by indentation. *Journal of American Society*, 59 (1976) 371–372.

-
- [118] K.-H. Zum Gahr: Zusammenhang von Riausbreitungswiderstand beim Hrteeindruck durch Bruchzähigkeit von Werkzeugstahl 90 MnCrV8. Zeitschrift für Metallkunde, 69 (1978) 534–539.
- [119] U. Dulias, K.-H. Zum Gahr: Investigation of Al₂O₃ and SiC-ceramic under lubricated, reciprocating sliding contact and cavitation erosion. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 36 [3-4] (2005) 140–147.
- [120] S. Andersson, E. Salas-Russo: The influence of surface-roughness and oil viscosity on the transition in mixed lubricated sliding steel contacts. Wear, 174 [1-2] (1994) 71–79.
- [121] R. Glovnea, A. Olver, H. Spikes: Lubrication of rough surfaces by a boundary film-forming viscosity modifier additive. Journal of Tribology-Transactions of the ASME, 127 [1] (2005) 223–229.
- [122] X. Lu, M. M. Khonsari, E. R. M. Gelinck: The Stribeck curve: Experimental results and theoretical prediction. Journal of Tribology-Transactions of the ASME, 128 [4] (2006) 789–794.
- [123] J. de Vicente, H. A. Spikes, J. R. Stokes: Viscosity ratio effect in the emulsion lubrication of soft EHL contact. Journal of Tribology-Transactions of the ASME, 128 [4] (2006) 795–800.
- [124] V. L. Popov: Kontaktmechanik und Reibung. Springer Verlag, Berlin, (2009).
- [125] J. Xu, K. Kato: Formation of tribochemical layer of ceramics sliding in water and its role for low friction. Wear, 245 (2000) 61–75.
- [126] P. Andersson, et al.: Influence of topography on the running-in of water-lubricated silicon carbide journal bearings. Wear, 201 [1] (1996) 1 – 9.
- [127] C. K. Kajdas: Tribochemistry of selected ceramic materials. In N. Bizys, A. Marcinkevicius (Hrsg.): Mechatronic Systems and Materials, Trans Tech Publications Ltd, (2006), 339–347.
- [128] R. S. Gates, S. M. Hsu: Silicon-nitride boundary lubrication - lubrication mechanism of alcohols. Tribology Transactions, 38 [3] (1995) 645–653.

- [129] J. Takadoum, Z. Zsiga, C. Roquescarnes: Wear mechanism of silicon-carbide - new observations. *Wear*, 174 [1-2] (1994) 239–242.
- [130] M. Kalin, et al.: Wear mechanisms in oil-lubricated and dry fretting of silicon nitride against bearing steel contacts. *Wear*, 210 (1997) 27–38.
- [131] T. Fischer: Tribochemistry. *Annual Review of Materials Science*, 18 (1988) 303–323.
- [132] H. Tomizawa, T. E. Fischer: Friction and wear of silicon nitride at 150°C to 800°C. *ASLE Transactions*, 29 [4] (1986) 481–488.
- [133] Z. Xingzhong, et al.: Wear behavior of Si₃N₄ ceramic cutting tool material against stainless steel in dry and water-lubricated conditions. *Ceramics International*, 25 (1999) 309–315.
- [134] W. Li, et al.: Effect of temperature on rheological behavior of silicon carbide aqueous suspension. *Ceramics International*, 32 (2006) 761–765.
- [135] V. Presser, et al.: Tribological and hydrothermal behaviour of silicon carbide under water lubrication. *Wear*, 266 [7-8] (2009) 771 – 781.
- [136] V. Presser, et al.: A model for wet silicon carbide tribo-corrosion. *Wear*, 267 (2009) 168–176.
- [137] S. Hah, T. Fischer: Tribochemical polishing of silicon nitride. *Journal of the Electrochemical Society*, 145 [5] (1998) 1708–1714.
- [138] C. Lorenzo-Martin, et al.: Tribo-mechanical etching of structural ceramic materials during lubricated severe sliding contact. *Wear*, 267 [1-4] (2009) 608–613.
- [139] H. Liang, et al.: Wear phenomena in chemical mechanical polishing. *Wear*, 211 [2] (1997) 271–279.
- [140] J. P. Häntsche: Entwicklung und experimentelle Untersuchung einer Hochdruckpumpe für Ottokraftstoff basierend auf ingenieurkeramischen Gleitsystemen. Dissertation Uni Karlsruhe, Logos Verlag, Berlin, (2009).

- [141] C. Pfister, S. Bernhardt, U. Spicher: Use of ceramic components in sliding systems for high-pressure gasoline fuel injection pumps. SAE International, 01-0600 (2010).