

Prozessentwicklung und Charakterisierung einer
anodisch-keramisierten Al-Zylinderlaufbahn unter tribologischen
Aspekten zur Reduzierung der CO₂-Emissionen.

Von der Fakultät Verkehrswissenschaften "Friedrich List"
der Technischen Universität Dresden
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte

Dissertation

von

Andreas Schattauer

aus München

geb. am 24.04.1978 in Bremerhaven.

Tag der Einreichung: 12.03.2009

Tag der Verteidigung: 03.08.2009

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. habil. H. Fricke

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. H. Zellbeck

Prof. Dr. rer. nat. habil. P. Kurze

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit in der Arbeitsgruppe 'Technologieprojekte Zukunftsantriebe' der Abteilung 'Antriebs- und Fahrwerkssysteme' der BMW AG, München.

Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Zellbeck gilt mein größter Dank für die mir gebotene Möglichkeit zur Promotion, für sein Interesse an dieser Arbeit, für die konstruktiven Diskussionen und für die gewährte Selbstständigkeit bei der Durchführung dieser Arbeit sowie für die Übernahme des ersten Gutachtens.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. P. Kurze danke ich herzlich für seine Unterstützung, seine stets wohlwollende Förderung dieser Arbeit und die Übernahme des zweiten Gutachtens. Mein ganz besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. F.-J. Wetzel, der es mir erst ermöglichte diese Arbeit bei der BMW AG durchführen zu können, für sein mir entgegengebrachtes Vertrauen und seine immer währende Unterstützung.

Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h.c. S. Liebig möchte ich für seine Bereitschaft danken, kurzfristig das Amt des Zweitprüfers zu übernehmen.

Mein Dank gilt auch Prof. Dr.-Ing. habil. H. Fricke für die Übernahme des Vorsitzes der Promotionskommission.

Zu großem Dank bin ich auch Dipl.-Ing. M. Hübner verpflichtet. Sein unermüdlicher Einsatz im Rahmen der motorischen Untersuchungen hat maßgeblich zum Gelingen der Arbeit beigetragen. Ich wünsche Ihm zudem bestes Gelingen bei seinem eigenen Promotionsvorhaben.

Der Projektleiterin Dr. rer. nat. E. Pross danke ich für die stets unkomplizierte Zusammenarbeit und Ihre Diskussionsbereitschaft bei Fragen jeglicher Art.

Abschließend möchte ich allen beteiligten KollegenInnen von BMW sowie den MitarbeiterInnen der beteiligten Firmen, Institute und Forschungseinrichtungen meinen Dank aussprechen. Ohne ihre fachliche und handwerkliche Unterstützung, ihre wertvollen Ratschläge und die ständige Diskussionsbereitschaft bei der jeweiligen Problemstellung wäre diese Arbeit mit Sicherheit nicht möglich gewesen. Vielen Dank.

Kurzfassung

Die Anforderungen an die Verbrennungsmotoren im Hinblick auf Emissionen, Kraftstoffverbrauch und Leistungspotentiale sind in den letzten Jahren stark gestiegen. Die zunehmende Leistungsdichte, aufgrund eingesetzter Konzepte wie Downsizing und Aufladung, führt gerade an der Zylinderlaufbahn zu ansteigenden thermischen und mechanischen Belastungen. Aktuelle Konzepte, wie z.B. Aluminium-Silizium-Legierungen erreichen dabei ihre Belastungsgrenzen, so dass zur Absicherung der Funktion Grauguss-Legierungen in Buchsenform eingesetzt werden. Dies führt jedoch wiederum zu einem Motormehrgewicht mit direkter Auswirkung auf den Kraftstoffverbrauch und damit auch Emissionen. Die Umsetzung von alternativen Laufbahnkonzepten, die diesen Anforderungen gewachsen sind und dabei optimales Reibungs- und Verschleißverhalten zeigen, steht daher im Fokus aktueller Entwicklungsarbeiten. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die anodische Oxidation von Aluminiumoberflächen als potentiell Zylinderlaufbahnkonzept untersucht. Es wurden Laufbahnen aus der Druckgusslegierung AlSi_9Cu_3 mit zwei unterschiedlichen Keramik-Schichten erzeugt. Die *Kepla-Coat*[®]-Schicht basierend auf dem Gleichstromprozess der Firma AHC Oberflächentechnik GmbH, ein Unternehmen der AIMT Holding, und die G2-Schicht auf Basis des Wechselstromprozesses der Firma Keronite. Die Schichtcharakterisierung hat gezeigt, dass sich die Schichtzusammensetzungen und -strukturen in Abhängigkeit von Prozessparameter und Elektrolyt unterscheiden. Nach einer mechanischen Nachbearbeitung zur Glättung der Oberfläche und Freilegung der prozessbedingten Porosität, erfolgte die tribologische Bewertung sowohl in Tribometer-Modellversuchen mit oszillierender und rotierender Kinematik als auch unter realen Betriebsbedingungen an einem befeuerten Einzylindermotor. Untersucht wurden Fresslasten sowie das Reibungs- und Verschleißverhalten. Verwendet wurden unterschiedliche Kolbenring-Laufbahn-Paarungen in Kombination mit unterschiedlichen Ölen. Als Kolbenringe kamen nitrierte, CKS-, CrN-, ta-C- und GG-Kolbenringe zum Einsatz. Im Rahmen der Fresslastuntersuchungen konnte gezeigt werden, dass die maximale Belastung der G2-Schicht bei ca. 500 N und die der *Kepla-Coat*[®]-Schicht bei ca. 200 N liegt. Auf dem gleichen Niveau wie Aluminium-Silizium-Legierungen liegend, war letztere für den motorischen Einsatz ungeeignet. Die G2-Schicht erfüllte dahingegen die Anforderungen sowohl im Rotationstribometer, in dem die kritischen Verhältnisse des Zwickelbereichs

stationär nachgebildet wurden, als auch diejenigen in den motorischen Untersuchungen. In den untersuchten Systemen konnte in Abhängigkeit von unterschiedlichen Kolbenringen und Ölen jedoch kein Reibungsvorteil zum Seriensystem bestimmt werden. Während die Kolbenringbeschichtung im Modellversuch zu unterschiedlichen Reibzahlen führte, konnte im realen Ring / Laufbahn-System nur ein untergeordneter Einfluss auf die Reibung festgestellt werden. Im Rahmen der Verschleißbetrachtung der Kolbenringe konnte für den Modelltest und den Einzylindermotor ein gleiches Ranking festgestellt werden. Der Verschleiß zeigte dabei eine Abhängigkeit zur Ringoberflächenhärte. Von den untersuchten Ringen zeigt der ta-C-beschichtete Kolbenring den geringsten Verschleiß. In den Untersuchungen hinsichtlich Laufbahnverschleiß konnte gezeigt werden, dass die Keronte-Laufbahnen bis zu Kontaktpressungen von 200 bar eine maximale Verschleißgeschwindigkeit von 10 nm/h aufweisen. Eine höhere Verschleißgeschwindigkeit wurde bei 150 und 200 bar mit 5 m/s Gleitgeschwindigkeit gemessen. Sie lagen bei ca. 16 nm/h. Im Vergleich mit Serienbauteilen sind das nur wenige Prozent.

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	IV
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	3
2.1 Grundlagen der Tribologie	3
2.1.1 Reibung	3
2.1.2 Verschleiß	6
2.1.3 Schmierung	11
2.2 Reibung im Verbrennungsmotor	14
2.2.1 Bestimmung der Gesamtreibung	15
2.2.2 Bestimmung der Reibung der Kolbengruppe	16
2.3 System Zylinderlaufbahn/Kolbenring	20
2.3.1 Tribologie	21
2.3.2 Kolbenringtechnologien	23
2.3.3 Zylinderlaufbahntechnologien	24
3 Aufgabenstellung und Zielsetzung	27
4 Anodische Oxidation unter Funkenentladung	29
4.1 Grundlagen des Prozesses	30
4.1.1 Historie	30
4.1.2 Apparativer Aufbau	31
4.1.3 Verfahrensparameter	33
4.2 Theorie des Prozesses	35

4.2.1	Prinzip der Plasmareaktion und Schichtbildung	35
4.2.2	Phänomen der Funkenentladung	37
4.2.3	Phasenbildung	39
4.3	Eigenschaften der Schichten	40
4.3.1	Morphologie und Struktur	40
4.3.2	Härte	43
4.3.3	Tribologisches Verhalten	44
4.3.4	Korrosionsbeständigkeit	46
4.3.5	Temperaturbelastbarkeit	46
4.3.6	Zusammenfassung	46
5	Experimentelle Untersuchungen	48
5.1	Vorgehensweise	48
5.2	Probengeometrie und -präparation	49
5.2.1	Mechanische Vorbearbeitung	50
5.2.2	Anodische Keramisierung	51
5.2.3	Mechanische Nachbearbeitung	53
5.3	Fresslast-Untersuchungen im Cameron Plint TE77	54
5.3.1	Aufbau	54
5.3.2	Versuchsdurchführung	55
5.4	Untersuchungen im Rotationstribometer	56
5.4.1	Aufbau	56
5.4.2	Versuchsdurchführung	57
5.4.3	Bestimmung der tribologischen Kenngrößen	58
5.5	Untersuchungen im Einzylindermotor	60
5.5.1	Aufbau	60
5.5.2	Versuchsdurchführung	62
5.5.3	Bestimmung der tribologischen Kenngrößen	66
5.6	Verschleißuntersuchung mittels Radionuklidtechnik	74
5.6.1	Aufbau	74
5.6.2	Versuchsdurchführung	74
5.6.3	Bestimmung der Verschleißrate	75

5.7	Analytische Untersuchungsmethoden	76
5.7.1	Auffichtmikroskopie	76
5.7.2	Rasterelektronenmikroskopie	76
5.7.3	Energiedispersive Röntgenspektroskopie	76
5.7.4	Röntgenfluoreszenzanalyse und Massenspektrometrie	77
5.7.5	Röntgendiffraktometrie	77
5.7.6	Härtemessung	79
5.7.7	Konfokale Laser-Rastermikroskopie	81
5.7.8	Oberflächenrauheit	81
5.7.9	Geometrievermessung	81
5.7.10	Schichtdickenbestimmung	82
6	Ergebnisse und Diskussion	83
6.1	Charakterisierung der Zylinderlaufbahnen	83
6.1.1	Mikrostruktur	83
6.1.2	Elementenzusammensetzung	86
6.1.3	Phasenzusammensetzung	87
6.1.4	Härte	90
6.2	Ergebnisse der mechanischen Nachbearbeitung	91
6.2.1	Änderung der Topografie	91
6.2.2	Änderung der Oberflächerauheit	93
6.3	Ergebnisse der Fresslast-Untersuchung	94
6.4	Messergebnisse Rotationstribometer	98
6.4.1	Einfluss des Ringwerkstoffs	98
6.4.2	Einfluss des Öls	103
6.4.3	Zusammenfassung	105
6.5	Messergebnisse Einzylindermotor	105
6.5.1	Plausibilität der Ergebnisse	106
6.5.2	Einfluss der Drehzahl	108
6.5.3	Einfluss der Last	109
6.5.4	Einfluss des Ringwerkstoffs	112
6.5.5	Einfluss des Öls	122

6.5.6	Zusammenfassung	123
6.6	Ergebnisse der RNT-Untersuchungen	125
7	Zusammenfassung und Ausblick	127
	Literaturverzeichnis	131
	Anhang	143
A	Konstruktionszeichnung Zylinderbuchse	144
B	Technische Daten Basismotor	145
C	Prüfstandsschaltplan	146
D	Probengeometrie RNT	147
E	Zeitlichen Verläufe RTM	148
F	Plausibilität der Ergebnisse	150
G	Rauheiten	151

Nomenklatur

Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
a	m/s^2	Beschleunigung
a_{AB}	m/s^2	Relativbeschleunigung von Punkt B zu A
A_K	mm^2	Kolbenfläche
b	mm	Desachsierung
d	m	Dicke
d_a	mm	Durchmesser Verschleißkalotte in Umfangsrichtung
$d_{a,LB}$	mm	Breite Verschleißspur Laufbahn
d_b	mm	Durchmesser Verschleißkalotte in axialer Richtung
D_{Ring}	mm	Ringdurchmesser
D_{Zyl}	mm	Bohrungsdurchmesser
f	-, Hz	Reibzahl, Frequenz
F	N	Last
F_G	N	Gaskraft
F_N	N	Normalkraft
F_{osz}	N	oszillierende Massenkraft
F_{Pl}	N	Pleuelstangenkraft
$F_{Pl,v}$	N	vertikale Pleuelstangenkraftkraft
F_R	N	Reibkraft
F_{RG}	N	Gleitreibung
F_{RH}	N	Haftreibung

Zeichen	Einheit	Bedeutung
F_t	N	Tangentialkraft
h	m	Schmierfilmhöhe, Hub, Eindringtiefe
i	-	Arbeitsspiel pro Umdrehung (4-Takt: $i = 0,5$)
I	A	Strom
I_a	A	Anodenstrom
k	$m^3/(Nm)$	Verschleißkoeffizient
K	-	Ladung-zu-Masse-Konversionsfaktor
l	mm	Pleuellänge
l_{eff}	mm	effektive Schichtdicke
\dot{m}	g/h	Massendurchsatz
m_K	kg	Kolbenmasse
m_{osz}	kg	oszillierende Masse
$m_{Pl,osz}$	kg	oszillierende Pleuelmasse
M_r	Nm	Reibmoment
n	min^{-1}	Drehzahl
O	mm^2	Eindruckoberfläche
p	bar	Druck, Pressung
p_{ZKG}	bar	Kurbelgehäusedruck
p_{me}	bar	effektiver Mitteldruck
p_{mi}	bar	indizierter Mitteldruck
p_{mr}	bar	Reibmitteldruck
p_{Zyl}	bar	Zylinderdruck
P_i	kW	indizierte Leistung
P_e	kW	effektive Leistung
P_r	kW	Reibleistung
Q	C	Ladungsmenge
r	mm	Kurbelwellenradius
r_{AB}	mm	Abstand zwischen Punkt A und Punkt B
R_1	mm	Kolbenring-Querradius
R'_1	mm	Ersatz-Kolbenring-Querradius

Zeichen	Einheit	Bedeutung
R_2	mm	Kolbenringradius
R'_2	mm	Ersatz-Kolbenringradius
R_a	μm	Mittenrauwert
R_{pk}	μm	reduzierte Spitzenhöhe
R_k	μm	Kernrautiefe
R_{vk}	μm	reduzierte Riefentiefe
R_z	μm	gemittelte Rautiefe
s	m	Kolben-, Weg
\dot{s}	m/s	Kolbengeschwindigkeit
\ddot{s}	m/s^2	Kolbenbeschleunigung
t	s	Zeit
T	$^{\circ}\text{C}$, K	Temperatur
T_{Oel}	$^{\circ}\text{C}$	Öltemperatur
U	V	Spannung
U_a	V	Anregungsspannung
v	m/s	Gleit-, Geschwindigkeit
v_r	m/s	translatorische Relativbewegung
V_H	cm^3	Hubvolumen
W_i	J	indizierte Arbeit
W_l	mm	linearer Verschleißbetrag
W_q	mm^2	planimetrischer Verschleißbetrag
$W_{q,LB}$	mm^2	planimetrischer Verschleißbetrag Laufbahn
W_R	J	Reibarbeit
W_v	mm^3	volumetrischer Verschleißbetrag
$W_{v,R}$	mm^3	volumetrischer Verschleißbetrag Kolbenring
$W_{v,LB}$	mm^3	volumetrischer Verschleißbetrag Laufbahn
z	-	Anzahl der Körper

Griechische Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
α	$^{\circ}$	Einfallswinkel
β	$^{\circ}$	Pleuelstangenwinkel
$\dot{\beta}$	$^{\circ}/s$	Pleuelstangenwinkelgeschwindigkeit
ϵ	-	Verdichtungsverhältnis
ν	m^2/s	kinematische Viskosität
Θ	kgm^2	Massenträgheitsmoment
2Θ	$^{\circ}$	Beugungswinkel
λ	-, \AA	Pleuelstangenverhältnis, Wellenlänge
Π	-	Kreiszahl
ρ	g/cm^3	Dichte
φ	$^{\circ}$	Kurbelwinkel
ω, ω'	s^{-1}, s^{-2}	Winkelgeschwindigkeit, -beschleunigung

Abkürzungen

Zeichen	Bedeutung
AC	Wechselstrom (engl.: alternating current)
ACEA	Association des Constructeurs Européen d'Automobiles
Al_2O_3	Aluminiumoxid
AlSi	Aluminium Silizium
ANOF	Anodische Oxidation unter Funkenentladung
ASD	anodic spark deposition
BAZ	Bearbeitungszentrum
Ca	Calcium
Cl	Chlor
CPT	Cameron Plint Tribometer
CVD	chemical vapour deposition
DC	Gleichstrom (engl.: direct current)

Zeichen	Bedeutung
DS	Druckseite
DLC	diamond like carbon
EDS	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
GDS	Gegendruckseite
GG	Grauguss
GIXRD	grazing incidence x-ray-diffraction
HVOF	Hochgeschwindigkeit-Flammspritzen
IMEP	Indicated Mean Effective Pressure
LDS	Lichtbogen-Drahtspritzen
LM	Lichtmikroskopie
MAO	micro-arc oxidation
Mo	Molybdän
MS	Massenspektrometrie
NEFZ	Neuer Europäischer Fahrzyklus
OT	Oberer Totpunkt
P	Phosphor
PEO	plasma electrolytic oxidation
PVD	physical vapour deposition
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RFA	Röntgenfluoreszenzanalyse
RNT	Radionuklidtechnik
RT	Raumtemperatur
S	Schwefel
UT	Unterer Totpunkt
VANOS	Variable Nockenwellensteuerung
W	Wolfram
XRD	x-ray diffraction
ZDDP	Zink-dialkyldithiophosphate
ZKG	Zylinderkurbelgehäuse
Zn	Zink
ZOT	Zünd-OT

Kapitel 1

Einleitung

Die Veröffentlichung des Weltklimaberichts der Vereinten Nationen im Januar 2006 zeigte, dass das Erreichen der gesteckten Ziele des Kyoto-Protokolls zur Verringerung des weltweiten Ausstoßes von Treibhausgasen bis 2012 um mindestens 5 % gegenüber dem Niveau von 1990 eine wichtige Voraussetzung ist, um langfristig eine positive Entwicklung des Weltklimas herbeizuführen.

Im Mittelpunkt steht dabei das Treibhausgas Kohlenstoffdioxid (CO_2). Die CO_2 -Emissionen entstehen zum größten Teil aus der Verbrennung fossiler Energieträger, wie Benzin- und Dieselmotoren. Aus diesem Grund spielt der weltweite Verkehrssektor, der voraussichtlich noch längere Zeit auf fossile Brennstoffe angewiesen sein wird, eine wichtige, aber bei weitem nicht die größte Rolle. Dennoch ist die Verringerung dieser Umweltbelastung auch die Aufgabe einer verantwortlich handelnden Automobilindustrie.

Der Verband der europäischen Automobilhersteller ACEA (Association des Constructeurs Européens d'Automobiles) hat sich aus diesem Grund gegenüber der Europäischen Union verpflichtet, die durchschnittlichen CO_2 -Emissionen der europäischen Fahrzeugflotte bis zum Jahr 2008 im Vergleich zu 1995 um 25 % zu reduzieren. Hatte im Jahr 1995 ein PKW durchschnittlich noch 186 Gramm CO_2 pro Kilometer emittiert, so bedeutet das folglich eine Reduktion auf 140 Gramm CO_2 pro Kilometer (2008), was umgerechnet eine Senkung des durchschnittlichen Kraftstoffverbrauchs auf 6,0 Liter bei einem Benzinfahrzeug und 5,3 Liter bei einem Dieselfahrzeug pro 100 km gemäß dem Neuen Europäischen Fahrzyklus (NEFZ) ergibt. Das vorläufige Ziel ist es, zunächst bis ins Jahr 2012, den CO_2 -Ausstoß

auf 120 g/km zu reduzieren [1].

Durch die Neuentwicklungen bei Diesel- und Ottomotoren, wie neue Common-Rail-Technologien, vollvariable Ventilsteuerung, VANOS, Benzin-Direkteinspritzung, konsequenter Leichtbau und die bedarfsgerechte Steuerung von Zusatzaggregaten, konnte der Verbrauch deutlich reduziert werden. Dennoch bedingt die Selbstverpflichtung sowohl für die BMW Group, wie auch für die anderen Automobilhersteller, über diese Maßnahmen hinaus, die Erschließung weiterer Potentiale. Neben dem Konzept des Downsizing, d.h. weniger Hubraum bei gleicher Leistung [2], ist die Senkung der Motorreibung ein möglicher Weg, um die Effizienz zukünftiger Motorengenerationen zu erhöhen (siehe auch [3]).

Betrachtet man die aus der Literatur bekannte Aufteilung der mechanischen Verluste in einem Verbrennungsmotor, so lässt sich erkennen, dass unter Vernachlässigung der Anteile für Gaswechsel und Hilfsaggregate, die Kolbengruppe mit bis zu 50 % für die Verluste verantwortlich ist [4]. Vor dem Hintergrund der Entwicklung hin zu steigenden Verbrennungsdrücken, ist sogar mit einem zunehmenden Anteil zu rechnen. Unter der Annahme, dass 10-15 % der zugeführten Kraftstoffenergie als Reibleistung verloren geht und davon 65 % den Hilfsaggregaten zugeschrieben wird, würde eine Verringerung der Reibung in der Kolbengruppe um 10 % den CO₂-Ausstoß um $\sim 0,8 - 1,3$ g/km senken, wenn ein Verbrauch von 10 l/100 km angenommen wird. Bei den jüngsten Entwicklungen zu geregelten und elektrifizierten Hilfsaggregaten wird der relative Reibungsanteil der Kolbengruppe zu nehmen, was die Potentiale einer Reibungsminderung positiv beeinflussen würde.

Die Reduzierung dieser Verluste rückt somit immer mehr in den Fokus der Entwicklungsarbeiten. Dabei gilt für zukünftige Zylinderlaufbahnkonzepte, dass sie unter tribologischen Aspekten hinsichtlich Reibung und Verschleiß funktionieren müssen und dieses auch unter realen Betriebsbedingungen gewährleisten können.

Kapitel 2

Stand der Technik

In diesem Kapitel wird der Stand der Technik beschrieben. Es wird auf die Grundlagen der Tribologie eingegangen, die Methodiken zur Bestimmung der Reibung im Verbrennungsmotor dargelegt und das System Zylinderlauffläche/Kolbengruppe aufgezeigt.

2.1 Grundlagen der Tribologie

Tribologie (griechisch: tribein = reiben) ist nach [5] "...die Wissenschaft und Technik von aufeinander einwirkenden Oberflächen in Relativbewegung. Sie umfasst das Gesamtgebiet von Reibung und Verschleiß, einschließlich Schmierung, und schließt entsprechende Grenzflächenwechselwirkungen sowohl zwischen Festkörpern als auch zwischen Festkörpern und Flüssigkeiten oder Gasen ein".

2.1.1 Reibung

Die **Reibung** ist ein mechanischer Widerstand bei der Einleitung einer Relativbewegung zwischen sich berührenden Stoffbereichen von Körpern. Sie wirkt der Bewegungsrichtung entgegen und führt zum Verlust von mechanischer Energie. Bei der "äußeren Reibung" berühren sich zwei verschiedene Körper, bei der "inneren Reibung" berühren sich innere Volumenbestandteile des Körpers. Die innere Reibung - die "Viskosität" - wird in der Rheologie thematisiert.

Im Rahmen der Tribologie werden in Abhängigkeit vom Aggregatzustand der beteiligten Stoffbereiche folgende Reibungsbegriffe unterschieden ([5], früher DIN 50281):

- **Festkörperreibung**

Festkörperreibung entsteht bei unmittelbarem Kontakt fester Körper.

- **Grenzschichtreibung/Grenzreibung**

Die Grenzschichtreibung ist eine Art der Festkörperreibung bei der die Oberflächen der Reibpartner mit einer Reaktionsschicht belegt sind. Handelt es sich bei dieser Grenzschicht um einen molekularen Film des Schmierstoffs, so ist es Grenzreibung.

- **Flüssigkeitsreibung**

Werden die Reibpartner durch einen flüssigen Film vollständig getrennt, so ist Flüssigkeitsreibung vorherrschend.

- **Gasreibung**

Analog zur Flüssigkeitsreibung werden die Körper durch einen gasförmigen Film getrennt.

- **Mischreibung**

Liegen Festkörperreibung und Flüssigkeits- bzw. Gasreibung nebeneinander vor, so spricht man von Mischreibung.

Reibungsarten, Reibungsmechanismen

Um tribotechnische Systeme hinsichtlich Reibung als systembezogene Kenngröße zu charakterisieren ist es gebräuchlich, die Reibung nach der Kinematik zu unterteilen. Auf Basis der vorherrschenden Relativbewegung der Kontaktpartner wird in drei Haupt-Reibungsarten unterschieden [6]:

- **Gleitreibung** (translatorische Relativbewegung)
- **Rollreibung** (Drehachse des Körpers ist parallel zur Kontaktfläche angeordnet)
- **Bohrreibung** (Drehachse des Körpers steht senkrecht auf der Kontaktfläche)

Mikroskopisch betrachtet, ist die Reibung auf Prozesse zurückzuführen, welche aufgrund von elementaren Wechselwirkungen in den Kontaktbereichen der Reibpartner bei vorherr-

schender Relativbewegung ablaufen und zur Dissipation von Energie führt. Diese bewegungshemmenden und energiedissipierenden Elementarprozesse werden als Reibungsmechanismen bezeichnet. Es lassen sich vier grundlegende Mechanismen unterscheiden:

- Scherung adhäsiver Bindungen
- plastische Deformation
- Furchung
- elastische Hysterese

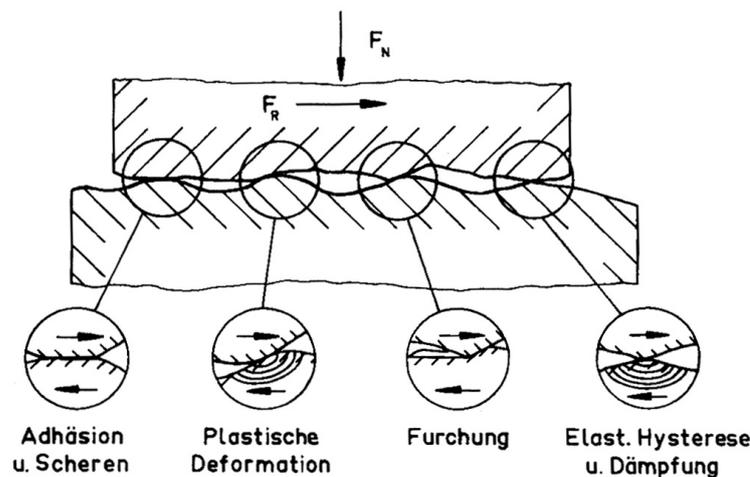


Abbildung 2.1: Darstellung der grundlegenden Reibungsmechanismen [6]

Die Adhäsionskomponente beruht im wesentlichen auf der Bildung und Zerstörung von Adhäsionsbindungen an den Kontaktflächen. Bei der plastischen Kontaktdeformation der Mikrokontaktflächen treten weitere Energieverluste durch dissipative Prozesse auf. Sind zwei Körper unterschiedlicher Oberflächenhärte im Kontakt, können die härteren Oberflächenrauheitshügel in den weicheren Körper eindringen. Bei einer auftretenden Tangentialverschiebung ergibt sich daraus eine Reibungskomponente, hervorgerufen durch den Widerstand des Körpers gegenüber der Furchung durch den härteren Körper. Grundsätzlich ist eine Furchung durch die Rauheitshügel des Gegenkörpers ("Gegenkörperfurchung") oder durch eingebettete Verschleißpartikel ("Teilchenfurchung") möglich. Bei dem Mechanismus der elastischen Kontaktdeformation werden unter Mitwirkung der Rauheitshügel in örtlich und zeitlich stochastischer Verteilung Spannungs- und damit Schwingungsfelder auf- und abgebaut. Dies resultiert in einer Energieabsorption [6].

Reibungsmessgrößen

Die Reibung wird im wesentlichen durch mechanische Größen charakterisiert. So versteht man unter **Reibkraft** F_R die Summe der Kraftwirkungen in der Berührfläche zweier Körper, die gegen eine translatorische Relativbewegung v_r auftritt. Der Widerstand gegen eine rotatorische Bewegung wird als Reibmoment M_R bezeichnet. Die entstehende Reibkraft ist der Bewegungsrichtung entgegengesetzt. Sie lässt sich zusätzlich in Haftreibung F_{RH} ($v_r = 0$) und Gleitreibung F_{RG} ($v_r \neq 0$) unterscheiden.

Durch die fehlende Aussage der Reibkraft als absolute Größe über die Eigenschaften einer Materialpaarung, wurde als einheitliche Vergleichsgröße die **Reibzahl** f (früher μ , auch: Reibungszahl, Reibkoeffizient, Reibbeiwert, Reibwert) eingeführt. Die dimensionslose Kennzahl ist dabei als Quotient aus Reibkraft F_R und Normalkraft F_N definiert.

$$f = \frac{F_R}{F_N} \quad (2.1)$$

2.1.2 Verschleiß

Der **Verschleiß** wird durch mechanische Ursachen hervorgerufen und führt zu einem Materialverlust, der einen stationären Zustand annehmen oder kontinuierlich fortschreiten kann. Mechanische Ursachen können der Kontakt oder die Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers sein. Auf Basis dieses Kontaktzustandes werden verschiedene Verschleißbegriffe unterschieden: Ist in einem tribologischen System Festkörper/Festkörper-Kontakt vorherrschend, so spricht man von "Festkörperverschleiß"; bei einem Kontakt mit Festkörper/Schmierstoff/Festkörper-Struktur spricht man von einem Verschleiß in Misch- und Grenzreibung. Analog zur Reibung kann eine weitergehende Klassifizierung nach den "Verschleißarten" und "Verschleißmechanismen" erfolgen ([5], früher DIN 50320). Im Normalfall ist ein Verschleiß in der Technik unerwünscht, jedoch kann ein Verschleiß in Ausnahmefällen, wie z.B. bei Einlaufvorgängen, auch erwünscht sein.

Verschleißarten, Verschleißmechanismen

Um den Verschleiß in tribotechnischen Systemen zu kennzeichnen, hat sich in Anlehnung an die Klassifizierung der Reibung (vgl. Kapitel 2.1.1) die Unterteilung nach "Verschleißarten" bewährt. In Abhängigkeit des Systemaufbaus und der dominierenden Kinematik können folgende Verschleißarten differenziert werden (Abb. 2.2).

Elemente der Systemstruktur	Tribologische Beanspruchung (Symbole)	Verschleißart	Wirksame Mechanismen			
			Adhäsion	Abrasion	Oberflächenzerüttung	Tribochemische Reaktionen
Festkörper (1) Zwischenstoff (3) (Hydrodynamik) Festkörper (2)	Gleiten Rollen Wälzen Prallen, Stoßen	---			X	X
Festkörper (1) Festkörper (2) (Festkörperreibung, Grenzreibung, Mischreibung)	Gleiten 	Gleitverschleiß	X	X	X	X
	Rollen Wälzen 	Rollverschleiß Wälzverschleiß	X	X	X	X
	Prallen Stoßen 	Prallverschleiß Stoßverschleiß	X	X	X	X
	Oszillieren 	Schwingungsverschleiß	X	X	X	X
Festkörper (1) Festkörperpartikel (2)	Gleiten 	Furchungsverschleiß, Erosion		X		X
Festkörper (1) Festkörper (2) Festkörperpartikel (3)	Gleiten 	Korngleitverschleiß, Dreikörperverschleiß		X	X	X
	Wälzen 	Kornwälzverschleiß		X	X	X
	Mahlen 	Mahlverschleiß		X	X	X
Festkörper (1) Flüssigkeit mit Partikeln (2)	Strömen 	Spülverschleiß (Erosionsverschleiß)		X	X	X
Festkörper (1) Gas mit Partikeln (2)	Strömen 	Gleitstrahlverschleiß (Erosionsverschleiß)		X	X	X
	Prallen 	Prallstrahl-, Schrägstrahlverschleiß		X	X	X
Festkörper (1) Flüssigkeit oder Gas (2)	Strömen Schwingen 	Werkstoffkavitation, Kavitationserosion			X	X
	Stoßen 	Tropfenschlag			X	X

Abbildung 2.2: Gliederung der Verschleißarten in Abhängigkeit von der tribologischen Beanspruchung [6]

Wie dargestellt, sind bei den aufgeführten Verschleißarten verschiedene Verschleißmechanismen einzeln oder kombiniert wirksam. Es handelt sich dabei um physikalische und chemische Wechselwirkungen, die im Kontaktbereich ablaufen. Durch das Wirken des Beanspruchungskollektivs werden die Elementarprozesse ausgelöst und führen zu Stoff- und

Formänderung der Systempartner. Ursprung sind die im Kontaktbereich örtlich und zeitlich stochastisch verteilten Mikrokontakte [7]. Man differenziert in vier Hauptverschleißmechanismen (Abb. 2.3):

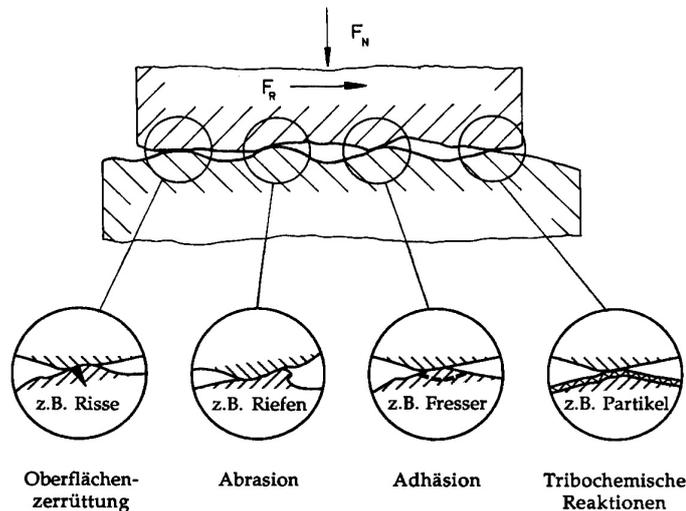


Abbildung 2.3: Darstellung der grundlegenden Verschleißmechanismen [6]

Die **Oberflächenzerrüttung** wird durch Ermüdung und Rissbildung in Oberflächenbereichen hervorgerufen. Sie entstehen durch die aufgenommenen Kräfte in der Kontaktfläche der Partner. Bei einer vorherrschenden Flüssigkeitsreibung erfolgt die Kraftübertragung über den Schmierfilm, bei der Misch-, Grenz- und Festkörperreibung wird die Kraft teilweise oder ganz über die Mikrokontakte übertragen [6]. Durch periodische Belastung kommt es dann in den beanspruchten Gebieten zu einer Werkstoffermüdung. Risse wachsen und vereinen sich und führen zu Abtrennungen von Partikeln, die Löcher oder Grübchen hinterlassen.

Der Verschleißmechanismus der **Abrasion** tritt auf, wenn in einem tribologischen Kontakt der Gegenkörper erheblich härter und rauer ist, oder wenn harte Partikel in den beanspruchten Körper gedrückt werden. Die Verschleißerscheinungsformen können nach Art der Wechselwirkung in Mikropflügen, Mikrospanen, Mikroermüden und Mikrobrechen unterteilt werden (Abb. 2.4). Das Mikropflügen ist dadurch gekennzeichnet, dass der Werkstoff durch die Wirkung des abrasiven Teilchens stark plastisch verformt wird und Materialaufwerfungen an den Furchungsrändern auftreten. Wird der Werkstoff wiederholt verformt und zu den Furchungsrändern verdrängt, kommt es schließlich zu einem Versa-

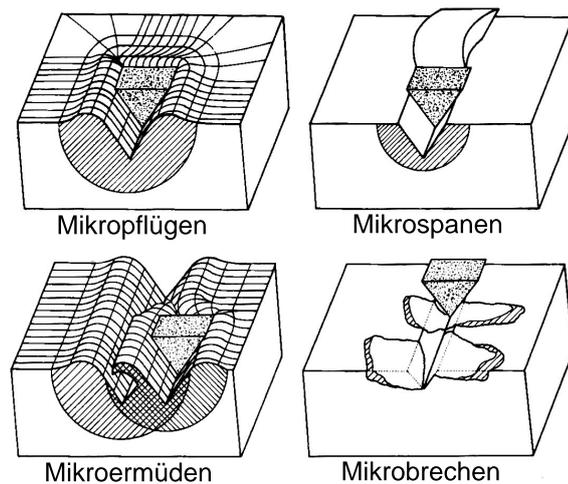


Abbildung 2.4: Detailprozesse der Abrasion [8]

gen durch Mikroermüden. Beim Mikrospanen bildet sich im Idealfall vor dem abrasiven Teilchen ein Mikrospan mit gleichem Volumen wie die Verschleißfurche. Dies führt zu Materialabtrag. Werden vor allem spröde Werkstoffe oberhalb eines kritischen Wertes belastet, kommt es durch Rissbildung und Rissausbreitung zu größeren Materialausbrüchen im Bereich der Verschleißfurche.

Die **Adhäsion** beruht weniger auf Kräften, Spannungen und Deformationen, sondern im wesentlichen auf der stofflichen Wechselwirkung der atomaren und molekularen Ebene. Ihr Mechanismus liegt in der Bildung von lokalen Grenzflächen-Haftverbindungen. Diese Haftverbindungen werden im Falle eines metallischen Kontakts auch als "Kaltverschweißungen" bezeichnet. Im Falle einer Relativbewegung werden diese Mikrokontakte entweder in der Grenzfläche oder in den angrenzenden Oberflächenbereichen abgeschert, so dass es zu Materialübertrag und zur Ausbildung von Materialabtrag kommen kann. Adhäsion tritt überwiegend bei metallischen Paarungen auf. Keramische Werkstoffe hingegen neigen aufgrund des kovalent-ionischen Bindungstyps weniger zu adhäsivem Verschleiß.

Tribochemische Reaktionen entstehen unter tribologischer Beanspruchung zwischen Grund- oder Gegenkörper mit Bestandteilen des Zwischenstoffes oder Umgebungsmediums. Die Reaktionen werden durch reibbedingte Temperaturerhöhung sowie entstandene Gitterfehler hervorgerufen und führen zu veränderten Festigkeitseigenschaften der betroffenen Oberflächenbereiche [6]. Die Reaktionsschichten können sowohl positive als auch negative Auswirkungen haben. So können tribochemische Oxidschichten auf Metallen die

Adhäsionsneigung einschränken. Jedoch kann es bei der Bildung von Oxidschichten auch zu einem erhöhten Verschleiß kommen, wenn die Sprödigkeit bei wachsender Schichtdicke zunimmt und es zu Abplatzern kommt, die abrasiv wirken können.

Verschleißmessgrößen

Verschleißmessgrößen sind keine Werkstoffkenngrößen, sondern genau wie die Reibung Systemkenngrößen. Es werden direkte und indirekte Messgrößen unterschieden. Bei den direkten Messgrößen wird der Verschleiß mit einer absoluten Maßzahl, dem Verschleißbetrag angegeben. Dieses kann in unterschiedlichen messtechnischen Dimensionen erfolgen [5]:

- **Linearer Verschleißbetrag** W_l , ist die eindimensionale Längenänderung senkrecht zur tribologisch beanspruchten Oberfläche.
- **Planimetrischer Verschleißbetrag** W_q , ist die Größe (zweidimensional) der Schnittfläche, die senkrecht zum gemeinsamen Kontaktbereich abgetragen wird.
- **Volumetrischer Verschleißbetrag** W_v , ist die Volumenänderung des verschleißenden Körpers. Das Verschleißvolumen ist über die Dichte proportional zur Verschleißmasse.

Der jeweilige Reziprokwert der aufgeführten Verschleißmessgrößen wird als "Verschleißwiderstand" bezeichnet.

Die indirekten Verschleißmessgrößen ergeben sich dahin gegen aus dem Verhältnis des Verschleißbetrages zu Bezugsgrößen, wie der Beanspruchungsdauer, dem Beanspruchungsweg und dem Durchsatz, und werden auch als "Verschleißraten" bezeichnet [5]:

- **Verschleißgeschwindigkeit** dW/dt , ist die Ableitung des Verschleißbetrages nach der Beanspruchungsdauer.
- **Verschleiß-Weg-Verhältnis** dW/ds , ist die Ableitung des Verschleißbetrages nach dem Beanspruchungsweg.
- **Verschleiß-Durchsatz-Verhältnis** dW/dz , ergibt sich aus der Ableitung nach dem Volumen, der Masse oder der Anzahl der Körper, durch welche die Beanspru-

chung hervorgerufen wird.

Neben diesen Messgrößen hat sich in den letzten Jahrzehnten eine weitere Größe durchgesetzt, der "Verschleißkoeffizient" k , kurz auch "wear rate" [9]. Es ist die auf die Belastung normierte Verschleißrate und als Quotient von Verschleißvolumen zu Gleitweg und Normalkraft definiert [5]:

$$k = \frac{W_v}{(F_N \cdot s)} \quad (2.2)$$

2.1.3 Schmierung

Der Einsatz von Schmiermittel in einem tribologischen System kann Reibung und Verschleiß stark vermindern, weil dadurch ein direkter Kontakt zwischen Grund- und Gegenkörper durch einen schützenden Film unterbunden wird.

In Abhängigkeit von der Geometrie und Anordnung der Kontaktpartner, der jeweiligen Oberflächenrauheit, der Schmierstoffviskosität, der Geschwindigkeit sowie der Belastung können sich unterschiedliche Reibungs- bzw. Schmierzustände einstellen.

Schmierzustände

Die unterschiedlichen Schmierzustände lassen sich mit der Stribeck-Kurve kennzeichnen (Abb. 2.5). Sie stellt die Reibungszahl f als eine Funktion von Schmierstoffviskosität η , Geschwindigkeit v und Pressung p dar, sofern die Anordnung der Partner die Bildung eines sich in Strömungsrichtung des Öles verengenden Spaltes zulässt. Mit steigender Schmierfilmhöhe h , die mit wachsenden Werten der aufgeführten Parameterkombination zunimmt, werden folgende Schmierzustände unterschieden:

- Grenzreibung
- Mischreibung
- Elastohydrodynamische Schmierung
- Hydrodynamische Schmierung

Bei der Grenzreibung, einem speziellen Fall der Festkörperreibung, sind die tribologisch beanspruchten Oberflächen mit einer Adsorptionsschicht aus Schmierstoffmolekülen be-

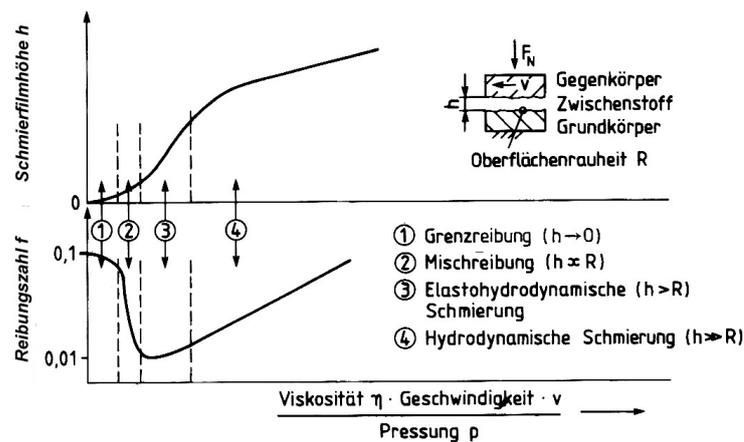


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung der Stribeck-Kurve [10]

deckt. Die auftretenden Belastungen werden hauptsächlich von den kontaktierenden Rauheitshügeln aufgenommen, während die Scherung in den adsorbierten Molekülen stattfindet.

In der Mischreibung erfolgt die Lastaufnahme zu einem Teil durch den Schmierfilm und zum anderen Teil durch die kontaktierenden Rauheitshügel. Mit steigender Drehzahl und den dadurch bedingten Aufbau eines hydrodynamischen Tragfilms nimmt die Reibung weiter ab, bevor es in den Bereich der elastohydrodynamischen Schmierung kommt.

In diesem Bereich überlagern sich noch ein sich aufbauender Schmierfilm mit elastischen Deformationen der Kontaktpartner. Mit steigender Geschwindigkeit und dadurch zunehmendem Aufbau des hydrodynamischen Tragfilms nimmt die Reibzahl weiter ab. Ist der Schmierfilm so groß, dass beide Kontaktpartner vollständig voneinander getrennt sind, so ist das Minimum der Stribeck-Kurve erreicht. Die Reibzahl steigt ab diesem Punkt aufgrund der wirkenden Schergeschwindigkeiten wieder an.

Im Bereich der hydrodynamischen Schmierung sind die Kontaktpartner vollständig durch einen dicken Schmierfilm getrennt und die Kräfte werden ohne eine Deformation der Kontaktpartner vollständig durch den tragenden Schmierfilm aufgenommen.

Schmierungsmechanismen der Öladditive

Im Idealfall eines flüssigen Schmierstofffilms werden zwei tribologische Körper vollständig voneinander getrennt. Die entstehende Reibung wird dabei hauptsächlich durch die in-

nerer Reibung der Flüssigkeit bestimmt. Als Haupteinflussfaktor ist hierbei die Viskosität des Schmiermediums zu nennen. Je nach Belastung kann sich die Dicke des Schmierfilms jedoch verringern, so dass es bei geringen Gleitgeschwindigkeiten oder starker Beanspruchung zu Festkörperkontakt in der Misch- und Grenzreibung kommen kann. Unter diesen Belastungsbedingungen ist es notwendig, durch geeignete Additive eine schützende Schicht auf der Oberfläche zu bilden, so dass gleitfähige Grenzschichten miteinander in Kontakt treten. In derzeitig verwendeten Motorölen können je nach Anwendungsfall Additivkonzentrationen von bis zu 20 % enthalten sein. Neben den Additiven die die physikalischen Eigenschaften des Öls beeinflussen, wie Viskositätsindex-Verbesserer, Anti-Schaum-Wirkstoffe und Stockpunkterniedriger, gibt es Additivarten, die mit den Oberflächen interagieren. Dazu zählen:

- Detergenten zur Vermeidung von Ablagerung an der Oberfläche.
- Dispersanten um Schlamm- und Rußbildung zu vermeiden.
- Oxidations-, Korrosionsinhibitoren.
- Verschleißschutzadditive (anti-wear/extreme pressure Additive; kurz: AW/EP-Additive).
- friction modifier (Reibkraftminderer).

Die Interaktion mit der Oberfläche und die damit verbundene Bildung einer Grenzschicht kann im wesentlichen durch drei grundlegende Prozesse erfolgen [6]:

- Physisorption
- Chemisorption
- Tribochemische Reaktion

Bei der Physisorption erfolgt die Belegung der Oberfläche mit Schmierstoffmolekülen nach den Gesetzen der Adsorption, d.h. sie sind temperatur- und konzentrationsabhängig. Die Belegungsdichte hängt ferner vom Bau der Moleküle und der Lage der polaren Gruppe ab und setzt im gleichen Maße einen polaren Charakter der Werkstoffoberfläche voraus, damit van-der-Waals-Bindungen entstehen können. Langkettige Moleküle mit polarer Endgruppe erniedrigen dabei die Reibung besonders stark, weil sich ihre Kettenachse senkrecht zur Oberfläche ausrichten kann [11, 12].

Wesentlich stabilere Bindungen entstehen bei der Chemisorption. Bei diesem Mechanismus werden chemische Bindungen mit größeren Bindungskräften zwischen den Molekülen und der Oberfläche gebildet.

Der dritte Mechanismus ist die tribochemische Reaktion. Im Gegensatz zu physi- oder chemisorptiv gebildeten Schichten, werden in ihr Reaktionsschichten aus Bestandteilen des Schmierstoffes und der Werkstoffoberfläche gebildet, die im allgemeinen thermisch und mechanisch höher belastbar sind. Eine schematische Darstellung einer Reaktionsschicht auf Basis von Zink-dialkyldithiophosphat-Additiven zeigt Abb. 2.6.

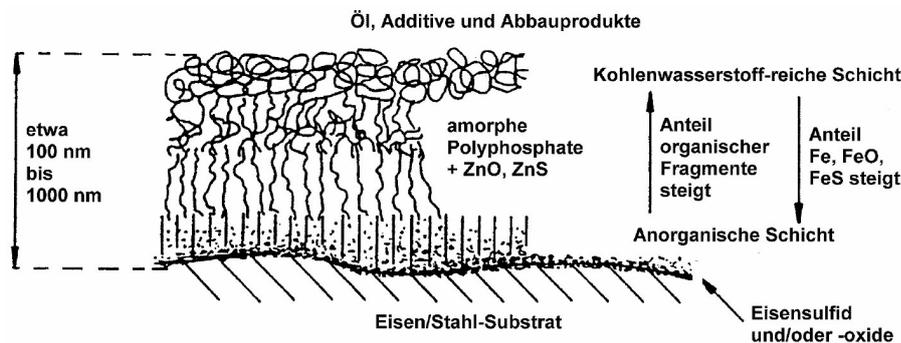


Abbildung 2.6: Darstellung einer Reaktionsschicht von Zink-dialkyldithiophosphaten (ZDDP) auf einer Stahloberfläche [13].

Die genauen Formulierungen moderner Motoröle gerade im Hinblick auf die Additivierung unterliegen strenger Geheimhaltung der herstellenden Firmen. Jedoch lässt die Bestimmung von einigen charakteristischen Elementen im Öl eine grobe Aussage über mögliche Additivierungen zu. So sind z.B. Hauptelemente für eingesetzte AW/EP-Additive Schwefel (S), Phosphor (P) und Zink (Zn). Molybdän (Mo) und Wolfram (W) in Verbindung mit Schwefel sind typisch für verwendete "friction modifier". Calcium (Ca) und Chlor (Cl) sind Bestandteile von Detergentien und Viskositätsindex-Verbesserern [14].

2.2 Reibung im Verbrennungsmotor

Für die Ermittlung der Reibung in einem Verbrennungsmotor können verschiedene Verfahren angewendet werden. Sie lassen sich dabei in die Verfahren zur Bestimmung der Gesamtreibung an einem Vollmotor und in Verfahren zur Ermittlung der Reibkraft der Kolbengruppe unterteilen.

2.2.1 Bestimmung der Gesamtreibung

Die Differenz zwischen der inneren Leistung an den Kolben (indizierte Leistung, P_i) und der Nutzleistung (effektive Leistung, P_e) an der Kupplung bezeichnet man als Reibleistung P_r :

$$P_r = P_i - P_e \quad (2.3)$$

Dabei setzt sich die Reibleistung aus den Verlusten der einzelnen Motorkomponenten wie Triebwerk, Ventiltrieb sowie den Nebenaggregaten zusammen. Durch die Innenleistung werden dabei auch die Verluste durch Ladungswechsel berücksichtigt. Um verschiedene Motoren mit unterschiedlichen Hubvolumina vergleichen zu können, wird analog zu indiziertem und effektivem Mitteldruck, der auf das Hubvolumen normierte Reibmitteldruck verwendet:

$$p_{mr} = p_{mi} - p_{me} = \frac{P_i - P_e}{i \cdot n \cdot V_H} = \frac{P_r}{i \cdot n \cdot V_H} \quad (2.4)$$

Für die Bestimmung der Gesamtreibung in einem Motor werden unterschiedliche Verfahren angewendet. Typische Methoden sind [4]:

1. Der **Auslaufversuch**: Der Motor wird nach der Stabilisierung in einem Betriebspunkt abgestellt und trudelt aus. Durch die Änderung der Drehzahl als Funktion der Zeit, kann mit Kenntnis der Massenträgheitsmomente der bewegten Massen ein Reibungsmoment berechnet werden:

$$M_r = \Theta \cdot \frac{d\omega}{dt} \quad (2.5)$$

Das ermittelte Moment beinhaltet jedoch, neben den rein mechanischen Verlusten, auch die Ladungswechselverluste und die Verluste der Nebenaggregate.

2. Der **Abschaltversuch**: Bei diesem Versuch wird bei einem Mehrzylindermotor im Betrieb ein Zylinder durch Unterbrechung der Kraftstoffzufuhr und Zündung abgeschaltet. Aus der Differenz der Motorleistung im Vollbetrieb und im abgeschalteten Zustand kann die Reibleistung ermittelt werden.
3. Die **Willans-Linien**: Trägt man den Kraftstoffverbrauch eines Motors für verschiedene Drehzahlen über den effektiven Mitteldruck als Ordinate auf und ermittelt

durch lineare Extrapolation der Werte bis zu einem Kraftstoffverbrauch Null die Schnittpunkte mit der negativen p_{me} -Achse, so können diese näherungsweise als Reibmitteldrücke bei den jeweiligen Drehzahlen angesehen werden.

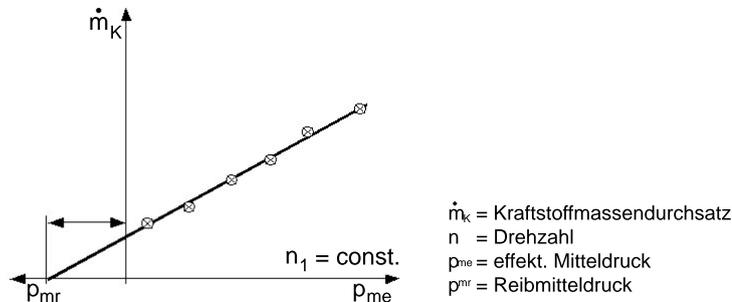


Abbildung 2.7: Ermittlung des Reibmitteldrucks durch Anwendung der Willans-Linien [4].

4. Das **Schleppen**: Bei der Schleppmessung wird der Motor auf dem Prüfstand fremd-angetrieben. Die dabei aufzubringende Schleppleistung ist als Reibleistung anzusehen, die jedoch auch noch die Ladungswechselperluste und den Wärmeübergang in der Hochdruckphase beinhaltet.
5. Die **Indiziermethode**: Durch dieses Verfahren kann die Reibung eines Motors im Betrieb ermittelt werden. Durch die Bestimmung des Zylinderdruckes über ein Arbeitsspiel kann die indizierte Arbeit W_i bestimmt werden. Bezogen auf das Hubvolumen ergibt sie den indizierten Mitteldruck p_{mi} . Berechnet man zusätzlich noch den effektiven Mitteldruck p_{me} aus dem Drehmoment an der Kupplung, so lässt sich aus der Differenz der Reibmitteldruck bestimmen:

$$p_{mr} = p_{mi} - p_{me} \quad (2.6)$$

2.2.2 Bestimmung der Reibung der Kolbengruppe

Um die Reibkraft in der Kolbengruppe zu bestimmen, können drei aus der Literatur bekannte Verfahren angewendet werden. Es sind:

- Strip-down Verfahren
- Floating Liner Methode

- Instantaneous IMEP-Verfahren (Indicated Mean Effective Pressure)

Strip-down Verfahren Bei diesem Verfahren wird der Motor drucklos geschleppt und ermöglicht die Messung der Reibanteile einzelner Motorkomponenten. Die Bezeichnung leitet sich von der Art der Durchführung ab. Ein Motor wird auf einem Schleppprüfstand Schritt für Schritt demontiert (gestrippt). Über eine Drehmomentmesswelle werden die Reibanteile als integrale Momente direkt bestimmt. Die Reibanteile der einzelnen Komponenten ergeben sich aus der Differenz der Messwerte mit und ohne die jeweiligen Komponenten. Einige Reibkräfte, wie die Reibkraft im Pleuellager und im Kolbenringpaket, lassen sich jedoch nicht isoliert voneinander messen, da sie im Kurbeltrieb integriert sind [15].

Zudem kann bei diesem Verfahren die Reibung nur im geschleppten Betrieb bestimmt werden. Die Messung unter Last ist nicht möglich. Dies ist jedoch eine gravierende Einschränkung für die Messung der Reibung in der Kolbengruppe, da durch den fehlenden Zylinderdruck der Haupteinflussfaktor auf die Reibung nicht berücksichtigt wird. Aus diesem Grund wird dieses Verfahren bevorzugt für Grundlagenuntersuchungen bei unterschiedlichen Drehzahlen und Fluidtemperaturen verwendet. Eine - aus einer Strip-Messung ermittelte - Gesamtaufteilung der Reibung im Motor zeigt Abb. 2.8.

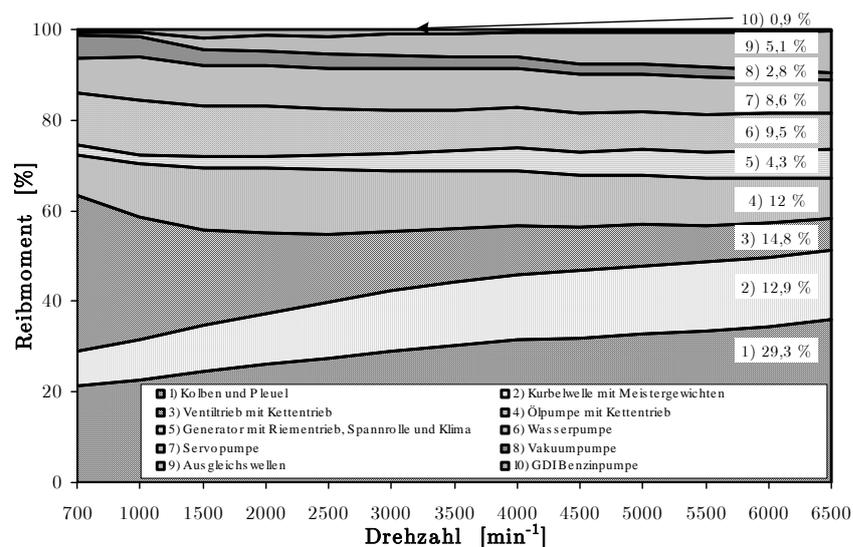


Abbildung 2.8: Reibanteile der Einzelkomponenten in einem Motor nach dem Strip-Down Verfahren [16]

Floating Liner Methode Das Prinzip der Floating Liner Methode wurde erstmals von *Forbes* und *Taylor* [17] angewendet und später durch Arbeiten von *Furuhama* et al. [18, 19] und *Sherrington* [20] weiterentwickelt. Bei dem Floating Liner Verfahren wird die Kolbenreibung an einer ortsfesten Zylinderbuchse bestimmt (Abb. 2.9). Die aus der

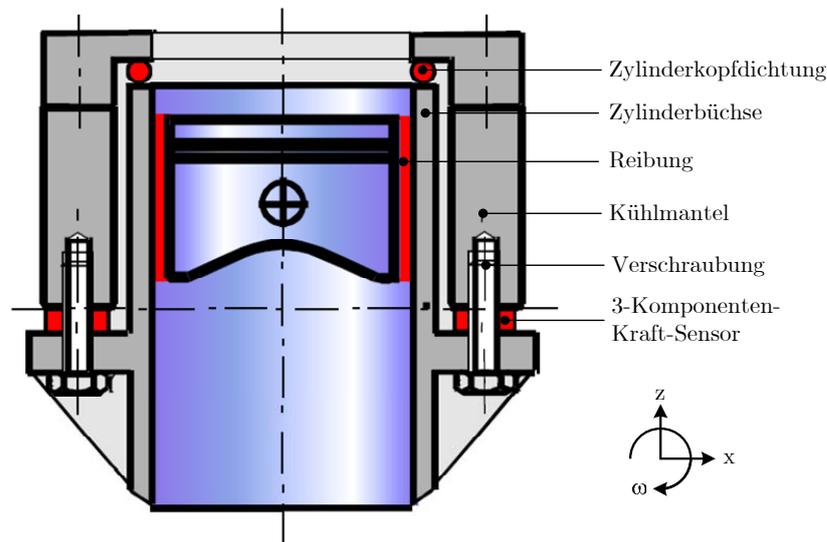


Abbildung 2.9: Aufbau der Floating Liner Methode (schematisch)

Reibung resultierenden Reaktionskräfte werden direkt an der Zylinderlaufbuchse gemessen. Zur Bestimmung der Kräfte können piezoelektrische Druckaufnehmer [21] oder 3-Komponentenkraftaufnehmer [22] verwendet werden.

Zwar liefert diese Methodik ein hochaufgelöstes Messsignal, jedoch kann das System nur in einem eingeschränkten Betriebsbereich eingesetzt werden. Der Grund dafür liegt in der Abdichtung des Brennraums. Nach [23] muss auf eine kraftneutrale Abdichtung zwischen der Zylinderlaufbuchse und dem Zylinderkopf geachtet werden, da es sonst zu einem Kraftnebenschluss kommt, was wiederum das Messergebnis signifikant verfälschen würde. In der Literatur sind keine Untersuchungen belegt, in denen der Zylinderdruck über 50 bar liegt [15, 22, 24]. Des weiteren ist dieses Verfahren bei Montage der Buchsen mit einem hohen Kalibrier Aufwand verbunden. Informationen zu dieser Methode finden sich in [20].

Instantaneous IMEP-Verfahren Das Instantaneous IMEP Verfahren (Indicated Mean Effective Pressure) wurde 1984 an der University of Michigan von *Uras* und *Patterson* entwickelt [25]. Die Grundlage dieses Verfahrens bildet das vorherrschende Kräftegleich-

bestimmten Verfahrens ist dabei abhängig von der zu beantwortenden Fragestellung.

2.3 System Zylinderlaufbahn/Kolbenring

Nach den Grundlagen der Tribologie und den Verfahren zur Reibungsmessung, soll im Folgenden das System Zylinderlaufbahn/Kolbenring näher betrachtet werden.

Die Hauptfunktion der Kolbenringe ist, eine gute Gasdichtung zwischen Zylinderwand und Kolben zu gewährleisten und dabei den Zutritt von Öl in den Verbrennungsraum zu vermeiden. Die Kolbenringe können aus dem Grund als eine bewegte Dichtung zwischen Kolben und Zylinderwand betrachtet werden.

Wie bereits erörtert, macht die Reibung zwischen den Kolbenringen und der Zylinderlaufbahn einen Großteil der mechanischen Reibungsverluste in modernen Verbrennungsmotoren aus. Um das Ziel einer Reduzierung von Reibung und Verschleiß über einen langen Laufzeitraum zu erreichen, muss eine ausreichende Flüssigkeitsschmierung zwischen Kolbenring und Zylinderlaufbahn gewährleistet sein.

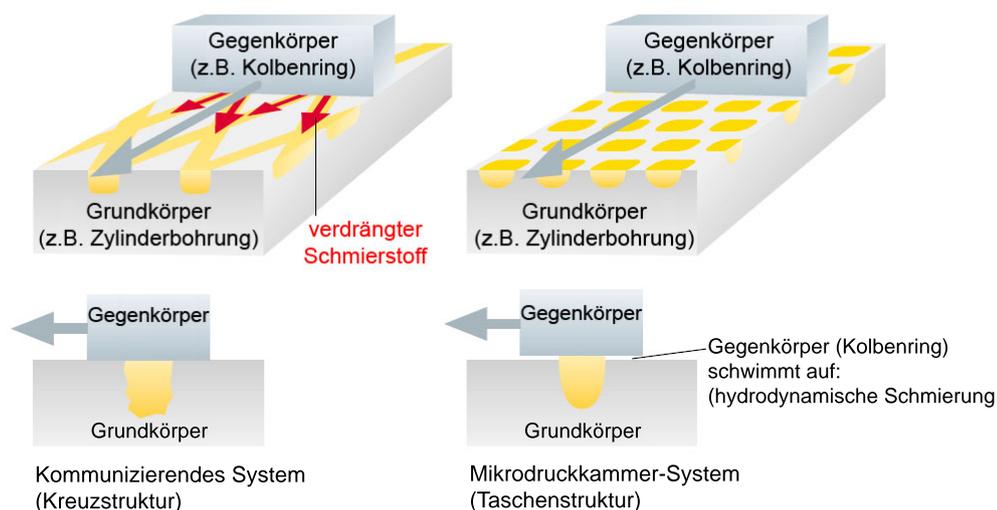


Abbildung 2.11: Oberflächenstrukturen von Zylinderlaufbahnen [27]

Die Grundvoraussetzung zur Ausbildung eines hydrodynamischen Schmierfilms ist die Präsenz von Schmiermittel im unmittelbaren Kontaktbereich. Dies kann durch zwei Konzepte erfolgen, die in Abb. 2.11 dargestellt sind. Durch einen Honprozess werden in die

Zylinderoberfläche Riefen eingebracht, in denen der Schmierstoff Rückhalt finden kann. Die Wahl des Honwinkels hat dabei einen entscheidenden Einfluss auf die Menge des gespeicherten Öls. Die alternative Art der Speicherung ist eine Strukturierung der Oberfläche. Durch gezieltes Einbringen von Vertiefungen, z.B. durch Laserstrukturieren, kann eine Einlagerung von Schmierstoff in die Oberfläche erfolgen.

2.3.1 Tribologie

Auf den Kolbenring wirkt eine hydrodynamische Tragkraft. Diese lässt sich durch den Druckaufbau durch die auf den Anwendungsfall Kolbenring angepasste Reynolds - Gleichung bestimmen. Unter folgenden Randbedingungen,

- Der Kolbenring ist nicht verformbar.
- Die Bildung eines hydrodynamischen Schmierfilms ist sichergestellt.
- Es herrscht über den ganzen Hub Hydrodynamik.
- Es herrscht Symmetrie in Umfangsrichtung.

folgt die vereinfachte Reynolds - Gleichung zu [23, 28]:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(h^3 \frac{dp}{dx} \right) = 6 \cdot \nu \cdot \rho \cdot v \frac{dh}{dx} + 12 \cdot \nu \cdot \rho \frac{dh}{dt} \quad (2.8)$$

$$6 \cdot \nu \cdot \rho \cdot v \frac{dh}{dx} = \text{"Keil - Term"}$$

$$12 \cdot \nu \cdot \rho \frac{dh}{dt} = \text{"Verdrängungs - Term"}$$

Der Druckaufbau durch den Schmierfilm erfolgt, wie in Abb. 2.12 dargestellt, demnach auf zwei Arten:

- Druckaufbau aufgrund Scherströmung in einem verengenden Spalt (Keil - Term).
- Druckaufbau durch Verdrängung, wenn Schmierstoff aus einem parallelen Spalt gedrückt wird, wenn die Flächen sich mit einer Geschwindigkeit nähern (Verdrängungs - Term).

Die Reibkraft hängt somit in erster Linie von der Flächenpressung und der Gleitgeschwindigkeit ab. Jedoch spielen auch die Reibungszustände eine entscheidende Rolle. Abb. 2.13

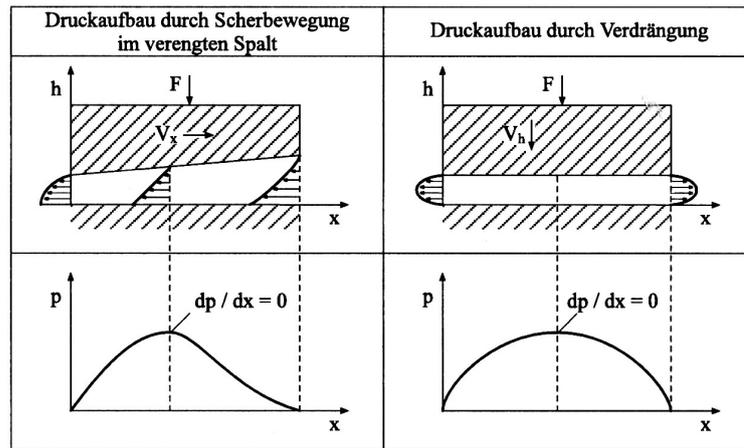


Abbildung 2.12: Druckaufbau im Schmierpalt [23].

zeigt schematisch welche Reibungszustände sich während der Kolbenbewegung einstellen. In den Umkehrpunkten ist die Relativgeschwindigkeit zwischen Kolbenring und Laufbahn gleich Null. Der Ölfilm wird aufgrund des Anpressdrucks vor allem im oberen Totpunkt (OT) und wegen der geringen Ölviskosität verdrängt, was einen hohen Grenzreibungsanteil hervorruft. Nach den Umkehrpunkten nimmt die Relativgeschwindigkeit jeweils zu und es baut sich ein hydrodynamisch bedingter Schmierfilm auf. Der sich aufgrund der Relativbewegung aufbauende Schmierfilmdruck ist jedoch direkt nach den Totpunkten noch zu gering, um die Oberflächen vollständig zu trennen. Es kommt zu Mischreibung, die dann erst in Flüssigkeitsreibung übergeht.

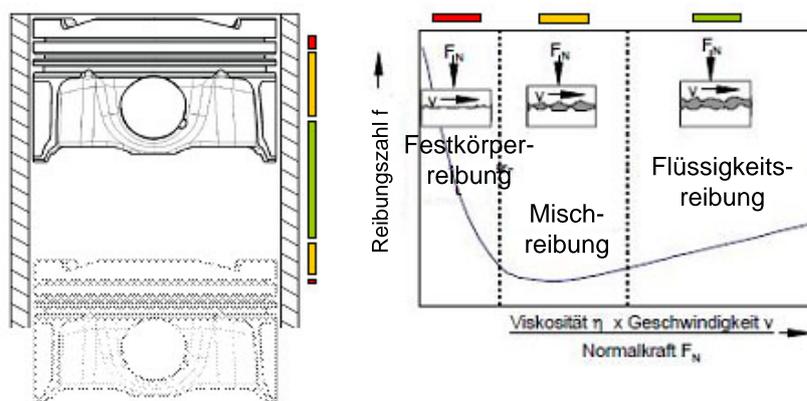


Abbildung 2.13: Reibungszustände im System Zylinderlaufbahn/Kolbenring (schematisch).

Wie bereits oben beschrieben, ist für eine Reduzierung von Reibung und Verschleiß die vollständige Trennung der Reibpartner in jedem Bewegungszustand erstrebenswert. Wie

aus Abb. 2.14 ersichtlich, gibt es für jeden Bewegungszustand eine optimale Ringkontur für einen Druckaufbau im Schmierpalt. Bei der Entwicklung von Kolbenringen muss deshalb ein Kompromiss eingegangen werden, der eine ausreichende Schmierfilmdicke während der Bewegung und in den Totpunkten ermöglicht. Auf dieser Basis und der anfangs erwähnten Forderung nach Gas- und Öldichtigkeit wurden die heute gebräuchlichen Kolbenringtypen (z.B. Rechteckringe, Nasen-Minutenringe, ballige Ringe u.a. [29]) entwickelt und eingesetzt.

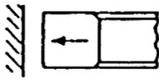
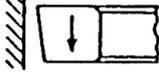
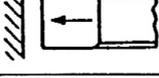
Kolbenposition im Zyklus	Erwünschtes Ringprofil	Bemerkungen
OT		kein Gleiten, Tragkraft durch Quetschfilm, parallele Flächen am besten
Abwärtshub		kein Quetschfilm, Tragkraft durch Gleiten konvergenter Spalt am besten
UT		siehe OT
Aufwärtshub		wie Abwärtshub, Bewegungsrichtung jedoch umgekehrt
OT		

Abbildung 2.14: Ringkonturen für optimalen Schmierfilmaufbau [30].

2.3.2 Kolbenringtechnologien

Für ein gutes Verschleißverhalten der Kolbenringe und Laufbahn, müssen neben der Ringkontur auch die Werkstoffe aufeinander abgestimmt werden. Kolbenringe werden meistens aus Gusseisen oder Stahl gefertigt und in der Regel randschichtgehärtet oder beschichtet, wobei die Beschichtung immer mehr an Bedeutung gewinnt. Die größte Bedeutung haben dabei galvanisch abgeschiedene Chromschichten, die jedoch eine Anfälligkeit zur Brandspurbildung zeigen. Um dieses zu vermeiden, werden flamm- oder plasmagespritzte Molybdänschichten eingesetzt. Weitere Entwicklungen gehen zudem zu mehrphasigen Schichten, wie eingelagerten Hartstoffen in einer Chromschicht oder mittels PVD (physical

vapour deposition) aufgetragene keramische Schichten auf Chromnitrid-Basis. Eine relativ junge Entwicklung ist die Beschichtung mit DLC-Schichten (DLC = diamond-like-carbon) [6, 29].

2.3.3 Zylinderlaufbahntechnologien

Der Zwang zu konsequentem Leichtbau führte dazu, dass sowohl bei Otto- als auch bei Dieselmotoren der Werkstoff Gusseisen durch eine Aluminium-Silicium-Legierung, in Einzelfällen auch durch eine Magnesium-Legierung, ersetzt wurde. Durch die geringere Dichte der Al-Si-Druckgusslegierung ($\rho_{Al-Si} = 2,75 \text{ g/cm}^3$) reduzierte sich das Gewicht eines Kurbelgehäuses um 30 - 40 % im Vergleich zu Grauguss ($\rho_{GG} = 7,2 - 7,7 \text{ g/cm}^3$). Jedoch ist bei der Substitution klassischer Gusseisenwerkstoffe als Werkstoff für Zylinderkurbelgehäuse durch moderne Aluminium- oder Magnesiumlegierungen die Laufbahntechnologie das entscheidende Kriterium. Aluminium- und Magnesiumlegierungen sind bei tribologischer Beanspruchung benachteiligt [6] und bzgl. einer thermomechanischen Belastung nur begrenzt anwendbar, so dass die Neugestaltung der Zylinderlaufbahn, insbesondere bei Kurbelgehäusen aus Aluminium, immer mehr in den Fokus der Entwicklung rückt. Die Komplexität zwischen kostengünstigem Herstellungsprozess einerseits und optimiertem Betriebsverhalten andererseits hat zu unterschiedlichen Lösungsansätzen bei der Gestaltung der Zylinderblöcke bzw. -laufbahnen geführt. Man unterscheidet dabei prinzipiell monolithische, quasi-monolithische und heterogene Werkstoffkonzepte. Eine Auflistung der entsprechenden angewandten Konzepte ist in Abb. 2.15 gegeben.

Beim monolithischen Konzept bestehen sowohl die Zylinderlaufbahn als auch das restliche Zylinderkurbelgehäuse aus dem selben Material. Verwendet werden übereutektische Aluminiumlegierungen, die gute tribologische Eigenschaften aufweisen. Im heterogenen Konzept werden Zylinderbuchsen aus Grauguss oder aus übereutektischer Aluminiumlegierung in ein Aluminium-Zylinderkurbelgehäuse integriert. Dies geschieht entweder durch direktes Eingießen oder durch nachträgliches thermisches Fügen. Die Verwendung der Zylinderbuchsen erlaubt dabei den Einsatz von tribologisch nicht geeigneten untereutektischen Aluminiumlegierungen, was zudem Kosten- und Bearbeitungsvorteile hat. Als zukunftsweisendes Konzept soll schließlich auch das quasi-monolithische Konzept genannt werden. Die funktionale Laufbahnoberfläche wird hierbei entweder durch Infiltration von

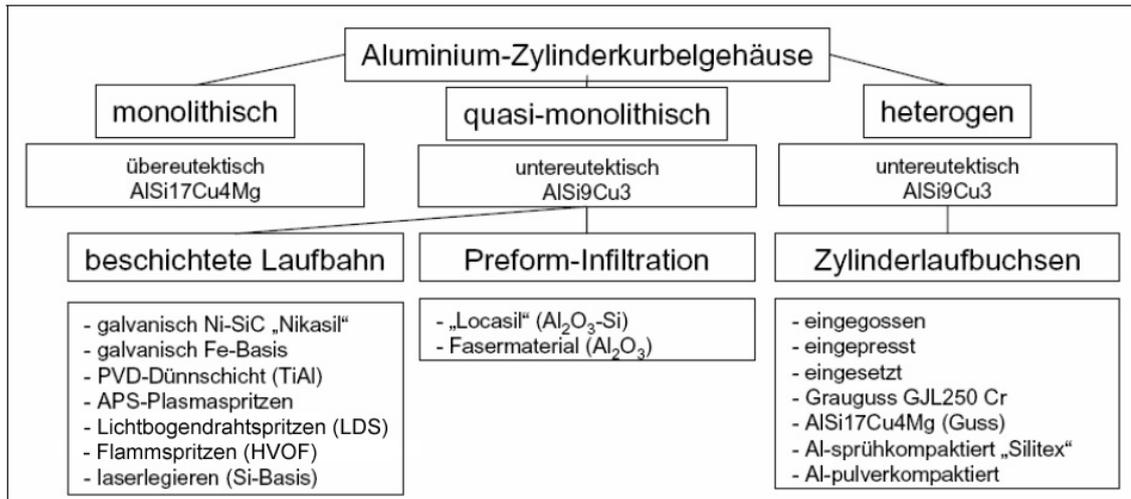


Abbildung 2.15: Laufbahnkonzepte in Aluminiumkurbelgehäusen [31].

Preformen oder durch direktes Beschichten des Grundmaterials erreicht. Die Beschichtung kann galvanisch erfolgen oder durch thermische Beschichtungsverfahren erzielt werden. Als thermische Verfahren seien an dieser Stelle das Plasmaspritzen, das Flammsspritzen und das Lichtbogendrahtspritzen erwähnt. Gerade das Lichtbogendrahtspritzen (LDS) rückte in den letzten Jahren in den Fokus der Entwicklungen. Das Prinzip des Lichtbogendrahtspritzens ist in Abb. 2.16 dargestellt.

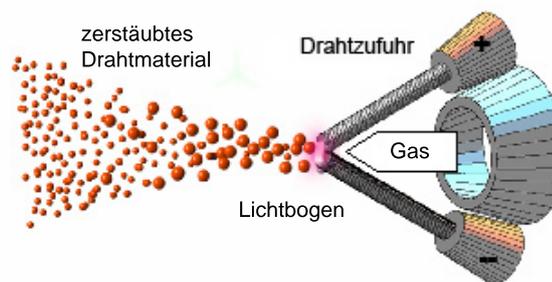


Abbildung 2.16: Prinzip des Lichtbogendrahtspritzens (LDS).

Bei diesem Verfahren werden ein oder zwei Drähte, die als Elektroden ausgeführt sind, zueinander geführt, so dass es zur Bildung eines Lichtbogens und infolge dessen zu einer Aufschmelzung des oder der Drähte kommt. Durch Zuleitung eines Prozessgases kann das aufgeschmolzene Drahtmaterial zerstäubt und auf das zu beschichtende Werkstück transportiert werden. Die Haftung der Schicht auf dem Untergrund beruht dabei hauptsächlich

auf einer mechanischen Verklammerung der aufgetragenen Schicht mit der Substratoberfläche. Die Verklammerung wird durch eine vorübergehende Aktivierung der Oberfläche erreicht [32].

Kapitel 3

Aufgabenstellung und Zielsetzung

Die Substitution von Gusseisen durch Al-Si-Legierungen als Werkstoff für Zylinderkurbelgehäuse führte zu unterschiedlichen Lösungsansätzen. Die bekannten Ansätze schaffen es jedoch nicht, den Gegensatz aus kostengünstigem Herstellungsprozess und gutem Betriebsverhalten zu optimieren.

Monolithische Kurbelgehäuse werden aus kostenintensiven übereutektischen Al-Si-Legierungen hergestellt. Die Fertigung im Niederdruckguss erfordert nicht nur einen erhöhten Aufwand, sondern ist auch aus Kostengründen für eine Großserienumsetzung nicht geeignet. Zudem gelangt diese Art der Zylinderlaufbahn durch die steigenden Zylinderdrücke an ihre Festigkeitsgrenze, so dass auch die Al-Si-Zylinderbuchsen im heterogenen Konzept nicht zielführend sind. In den aktuellen Entwicklungen von Diesel- und aufgeladenen Ottomotoren werden Graugussbuchsen in einem Al-Gehäuse verwendet. Graugussbuchsen zeigen ein sehr gutes Betriebsverhalten, erhöhen jedoch das Motorgesamtgewicht beispielsweise für einen Sechszylindermotor um ca. 2,5 kg, mit direkter Auswirkung auf die CO₂-Emissionen und erfordern zudem einen zusätzlichen Prozessaufwand. Ein weiterer Nachteil wird durch die gestiegenen Zylinderdrücke verursacht. Bei Brennraumdrücken > 170 bar sind die thermischen Materialbelastungen im Stegbereich zwischen den Zylindern grenzwertig. Ein Ansatz zur Lösung des Problems wäre eine Stegkühlung, die jedoch aufgrund des vorgegebenen Stichmaßes und der Buchsenmindestdicke konstruktiv nicht integriert werden kann, was die Forderung nach einem buchsenlosen Kurbelgehäuse erhebt. Alternativen sind quasimonolithische Konzepte, die jedoch auch nicht ganz unproblema-

tisch sind. Zu nennen sind hierbei die Schwefelkorrosion bei "Nikasil", die Pulverkosten bei thermischen Spritzverfahren, der Zeitaufwand bei PVD-Schichten und die problematische Umsetzung des Lichtbogendrahtspritzens in der Großserie. Diese Problemstellungen machen deutlich, dass die Notwendigkeit besteht, nach weiteren alternativen Laufbahntechnologien zu suchen. Ein möglicher Lösungsansatz kann die anodische Keramisierung von Aluminium sein.

Die Idee, derartige Konversionsschichten als Zylinderlaufbahn einzusetzen, ist nicht neu, was ein Patent von 1996 belegt [33]. Jedoch sind dem Verfasser bis heute keine Publikationen bekannt, die das tribologische Verhalten solcher Oberflächen unter realen Motorbedingungen untersuchen und ein denkbares System beschreiben. Veröffentlichungen von *Datta et al.* [34], *Rao et al.* [35] und *Krishtal et al.* [36] hatten diese potentielle Thematik aufgegriffen, ihre Untersuchungen beschränkten sich jedoch nur auf Modelltests auf Basis eines osillierenden Ring-Laufbahn-Kontaktes, wobei in allen Untersuchungen ein Stahlring verwendet wurde. Einzig in der Publikation von *Krishtal et al.* wird am Ende zudem auf eine innermotorische Anwendung hingewiesen, die jedoch jegliche Information bzgl. tribologischen Verhaltens und Betriebspunkten vermissen lässt. Somit bleibt die Frage offen, ob derartige Konversionsschichten die Anforderungen in modernen Verbrennungsmotoren erfüllen und als Technologie für Zylinderlaufbahnen in Frage kommen.

Ziel dieser Arbeit ist es, das tribologische Verhalten von anodisch keramisierten Schichten unter realen Betriebsbedingungen, vor allem der Kombination von mechanischer und thermischer Belastung zu untersuchen. Dabei sollen Aspekte einer möglichen Serienumsetzung berücksichtigt werden. Es lassen sich folgende Einzelziele formulieren:

- Untersuchung des tribologischen Verhaltens von zwei unterschiedlichen Schichtsystemen,
- Untersuchung des tribologischen Verhaltens in unterschiedlichen Betriebszuständen,
- Messung der Reibung des Systems Kolbengruppe-Zylinderlaufbahn,
- Bestimmung von Verschleiß am 1.Kolbenring und der Zylinderlaufbahn,
- Untersuchung des Einflusses verschiedener Ringmaterialien (1.Kolbenring),
- Untersuchung einer möglichen Reibungsreduzierung durch modifizierte Motoröle.

Kapitel 4

Anodische Oxidation unter Funkenentladung (ANOF)

Die 'Anodische Oxidation unter Funkenentladung' (ANOF) [37], manchmal auch als 'plasmachemische Oxidation unter Funkenentladung' bezeichnet [38], stellt ein Verfahren zur Oberflächenveredlung und Funktionalisierung von sperrschichtbildenden Metallen dar. Zu diesen sperrschichtbildenden Metallen, auch als Ventilmetalle bekannt, zählen Aluminium, Magnesium, Titan, Beryllium, Tantal, Zirkonium, u.a.. Die anodische Oxidation unter Funkenentladung ist ein spezielles elektrochemisches Verfahren zur Erzeugung oxidkeramischer Schichten. Durch das zugrunde liegende Prinzip ist der Prozess im Grenzbereich zwischen Plasmatechnik und Elektrochemie einzuordnen. Er erfolgt hauptsächlich in wässrigen Elektrolyten bei Spannungen $> 100\text{ V}$. Durch Erhöhung des Potentials zwischen dem als Anode geschalteten Bauteil und der Gegenelektrode kommt es bei einem charakteristischen Wert, der sogenannten Durchschlagsspannung ($U > 100\text{ V}$), zu einem dielektrischen Durchbruch der Oxidschicht. Dieser Prozess ist mit Funkenerscheinungen an der Anodenoberfläche verbunden und führt zu Festkörperreaktionen im Plasmazustand, die zur Bildung einer Metall-Keramik-Verbundschicht genutzt werden. Durch die Reaktion wird die gesamte Anodenfläche überzogen, bis eine Schichtdicke erreicht ist, die keinen dielektrischen Durchschlag mehr gestattet. Der Prozess ist somit selbstregulierend. Die so entstandene Verbundschicht ist aus Elementen des Elektrolyten und des Anodenmaterials aufgebaut und kombiniert die Vorteile einer keramischen Oxidschicht mit den positiven

mechanischen Eigenschaften des Basismaterials.

Da sich bis dato noch keine einheitliche Nomenklatur für die 'Anodische Oxidation unter Funkenentladung' in der Literatur etablieren konnte, wird das Verfahren auch unter den Bezeichnungen *Anodic Spark Deposition* [ASD, [39]] *KeplaCoat*[®][40], *Keronite*[©][41], *Micro-Arc Oxidation* [MAO, [42]] oder *Plasma Electrolytic Oxidation* [PEO, [43, 44]] publiziert [45]. Im weiteren Verlauf dieser Abhandlung sollen die Bezeichnungen synonym verwendet werden.

4.1 Grundlagen des Prozesses

4.1.1 Historie

Das Phänomen der Funkenentladung wurde erstmals 1880 von Sluginov [46] während des Anodisierens von sperrschichtbildenden Metallen beobachtet. In den 30er Jahren des letzten Jahrhunderts wurde die plasmachemische Entladung während der systematischen Untersuchungen von *Güntherschulze* und *Betz* [47] zum elektrischen Durchschlag der anodischen Filme bei der Herstellung von Elektrolytkondensatoren detailliert erforscht.

Mit dem ersten Patent von der *Finsterwalder Isolations GmbH* [48] gefolgt von den Patenten von *Evangelides* zur korrosionfesten Beschichtung von Magnesium [49] und von *McNeill* und *Nordblom* zur Synthese von Cadmium-Niobaten [50] erreichte das Verfahren kurze Zeit später praktischen Nutzen. In den darauf folgenden Jahren wurde das Verfahren in den USA von den Arbeitskreisen um *Hradcovsky* und *Kozak*, *Gruss* und *McNeill* (Pitman-Dann-Laboratories) und *Brown/Kriven/Wirtz* (University of Illinois, Urbana-Champaign) weiter untersucht. Die Ergebnisse dieser Arbeiten spiegeln sich in zahlreichen Patenten wieder, die sich jedoch sehr stark auf die anodische Oxidation von Magnesium konzentrierten [51–57]. In Deutschland wurden die Forschungsaktivitäten in den 1970er und 1980er Jahren wieder aufgenommen. Es waren *Kurze* und *Krysmann*, die an der Technischen Universität Karl-Marx-Stadt, heute wieder Chemnitz, die plasmachemische Oxidation durch ihre Untersuchungen zu speziellen Elektrolyten und die Anwendung auf verschiedenste Ventilmetalle anwendbar machten [58–66]. Es entstanden

mehrere Patente, z.B. [67, 68] und in Zusammenarbeit mit dem VEB Carl-Zeiss-Jena, heute Jenoptik AG, und andere Firmen erste Anwendungen im optischen Gerätebau [69] und in der kommerziellen Beschichtung von optischen Bauteilen und Wärmeschutzkomponenten für die Raumfahrttechnologie [70]. Doch nicht nur in Deutschland wurden die Bemühungen, die ANOF für industrielle Applikation anwendbar zu machen, vorangetrieben. Ungefähr zeitgleich wurde in Russland an der Erforschung der plasmachemischen Oxidation gearbeitet. So wurde die Oxidabscheidung auf Aluminiumanoden unter Plasmapbedingungen detailliert von Markov et al. entwickelt [71] und Untersuchungen und Verbesserungen der Technologie durch Wissenschaftler wie *Snezhko* [72], *Fyedorov* [73] und *Gordienko* [74] durchgeführt.

Die aktuellsten kommerziellen Anwendungen dieser Verfahren findet man derzeit überwiegend im Korrosions- und Verschleißschutz, hauptsächlich von Aluminium und Magnesium [75–79]. Die weltweit führenden Unternehmen auf diesem Gebiet sind die Firma AHC-Oberflächentechnik, ein Unternehmen der AIMT Group, als auch die Firma Keronite Ltd. . Der Vollständigkeit halber soll an dieser Stelle auch die Firma Henkel genannt werden, da sie jüngst mit eigenen Patenten im Korrosions- und Verschleißschutz für Leichtmetalle auf den Markt getreten ist [80–82]. Während die erstgenannte Firma ihren Technologieursprung in Deutschland hat, basiert das Know-how der anderen auf der Weiterentwicklung der russischen Forschungen. Die aktuellen Aktivitäten und die Erschließung von neuen Anwendungsfeldern machen die 'anodische Oxidation unter Funkenentladung' zu einem aufstrebenden Verfahren in der elektrochemischen Oberflächenbehandlung [83].

4.1.2 Apparativer Aufbau

Die plasmachemische Anodisation wird in konventionellen Anodisieranlagen [84–86] durchgeführt. Durch die Verwendung von hohen Spannungen und modulierten Stromformen ist die benötigte Leistungs- und Steuerelektronik um ein Wesentliches komplexer. Zudem bedingen die verwendeten Spannungen von mehreren hundert Volt einen zusätzlichen Aufwand bzgl. der Arbeitssicherheit. In Abb. 4.1 ist der apparative Aufbau einer Anlage zur plasmachemischen Anodisation dargestellt. Das zu beschichtende Bauteil (1) wird über eine Stromschiene (2) mit einer isolierten Aluminium- oder Titan-Vorrichtung kontaktiert

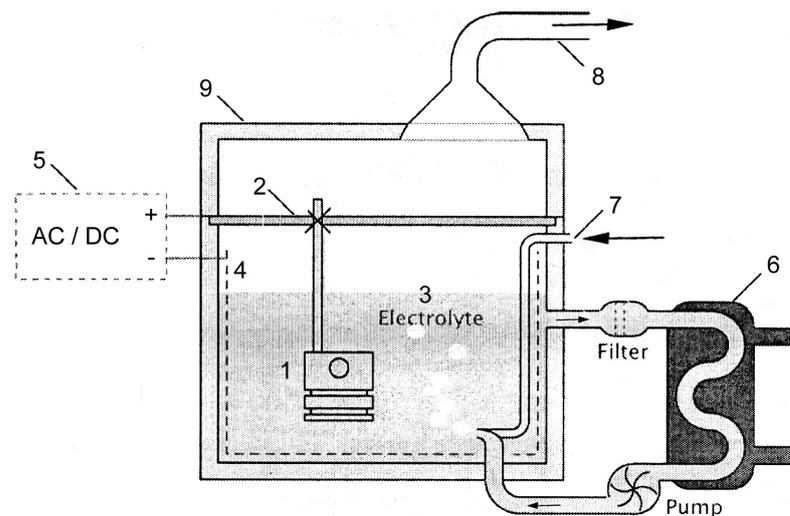


Abbildung 4.1: Schematischer Aufbau einer Anlage zur plasmachemische Oxidation. (1) Bauteil, (2) Stromschiene, (3) Elektrolyt, (4) Kathode, (5) Leistung-/Steuerelektronik, (6) Wärmetauscher, (7) Luftpumpe, (8) Gasabsaugung, (9) Eingriffs- und Berührschutz

und wird somit zu einer Prozesselektrode. Anschließend wird das Bauteil in das Elektrolytbad (3) eingetaucht. Die Gegenelektrode, die Kathode, befindet sich dabei innerhalb des Bades. Durch den guten Umgriff¹ des Elektrolyten ist es in vielen Fällen ausreichend, die Kathode innen am Rand des Bades zu positionieren. Bei komplexen Bauteilen kann es jedoch nötig sein, zur Erreichung einer homogenen Schichtdicke spezielle Kathoden vorzusehen. Die beiden Elektroden werden an die Leistungs- und Steuerelektronik angeschlossen.

Durch den Energieeintrag während der Beschichtung kommt es zu einer Erwärmung des Elektrolyten. Um die Temperatur konstant zu halten, wird der Elektrolyt durch einen Wärmetauscher (6) gepumpt. Die durch das Pumpen induzierte Bewegung des Elektrolyten verstärkt dabei zusätzlich den konvektiven Wärmeübergang an der Grenzfläche Oberfläche/Elektrolyt. Die konvektive Bewegung des Elektrolyten ist eine entscheidende Voraussetzung für die Erzeugung einer homogenen Schichtdicke. Während des Prozesses entsteht an der Anode Sauerstoff (beim Wechselstromverfahren zudem auch Wasserstoff). Durch das Ansammeln des Anodengases an der Oberfläche kommt es zu einer Potenzi-

¹Umgriff: Begriff aus der Anodisation. Es bezeichnet das Streuvermögen (elektrische Leitfähigkeit) des Elektrolyten, auch auf Kathoden abgewandten Flächen einen homogenen Schichtaufbau zu ermöglichen.

alverschiebung an der Anode, was zu einer unregelmäßigen Schichtdickenverteilung führt [37]. Durch die Turbulenz an der Anodenoberfläche wird das Kumulieren von Anodengas unterbunden. Um die erforderliche Bewegung des Elektrolyten noch zu verstärken und zusätzlich den für die Reaktion notwendigen Sauerstoff einzubringen, wird Luft in das System eingeblasen (7). Überschüssige Prozessgase werden über eine Absauganlage (8) abgeführt. Wie anfangs erläutert, werden Prozessspannungen $\gg 100 V$ verwendet. Um die Sicherheit der Anlage zu gewährleisten, wird ein Berühr- und Eingriffsschutz (Abb. 4.1) installiert. Das angeführte Beispiel hat die plasmachemische Oxidation im klassischen Tauchverfahren beschrieben. Neueste Entwicklungen applizieren die ANOF in gekapselten Verfahren [77, 78, 87], auf die jedoch an dieser Stelle nicht weiter eingegangen werden soll.

4.1.3 Verfahrensparameter

Elektrolytzusammensetzung: Je nach Anforderungen und verwendeter Metallegierung werden verschiedene Elektrolyte verwendet. Sie sind hinsichtlich geforderter Schichtstärke, Schichtwachstum und Elektrolytlebensdauer optimiert. Gerade bei der kommerziellen Beschichtung ist der letzte Punkt ein wichtiger Faktor. Grundsätzlich lassen sich zwei Gruppen von Elektrolyten unterscheiden. Zum einen sind es die silikatfreien Elektrolyte und zum anderen die silikathaltigen mit einer Konzentration von 2,5- 100 g/l [83]. Die im allgemeinen wässrigen Elektrolyten sind vom pH-Wert von neutral bis basisch eingestellt. Es sind Lösungen von Natrium- und Kaliumhydroxiden mit zusätzlichen Konzentrationen von Ionen, wie z.B. Natriumphosphaten, Bor, Fluor und Stickstoff [37, 76, 88, 89]. Die Hydroxide von Kalium und Natrium werden genutzt, um die Leitfähigkeit und den pH-Wert zu regeln. Durch gelöste Silikate kann die Abscheiderate erhöht werden, was jedoch zu einer Verringerung der Porosität [90] und Schichtstärke [91] führt. Phosphate und andere Zusätze führen zu höherer Härte und Abnahme der Oberflächenrauheit [92].

Die vergleichsweise umweltfreundliche und ökonomische Elektrolytzusammensetzung ist ein entscheidender Vorteil gegenüber der klassischen Hart-Anodisation, in der unter anderem die bedenkliche Chromsäure verwendet wird.

Elektrolyttemperatur: Die Temperatur wird, wie bei der klassischen Oxidation, während des Beschichtungsprozesses konstant gehalten. Sie kann in einem Temperaturbereich

von -30°C bis $+30^{\circ}\text{C}$ liegen, wird jedoch im Normalfall bei Raumtemperatur oder etwas darüber gehalten [37, 76, 89, 93]. Elektrolytttemperaturen $> 30^{\circ}\text{C}$ führen zu einem erhöhten Verbrauch des Elektrolyten und erniedrigen die im Prozess erreichbare Schichtdicke [94].

Strom-/Spannungscharakteristik: Bei der anodischen Oxidation unter Funkenentladung kann mit Gleichstrom (DC) und Wechselstrom (AC) gearbeitet werden [88]. Das deutsche Verfahren (Anwender: Firma AHC-Oberflächentechnik) arbeitet mit Gleichstrom [45], während russische Verfahren (Anwender: Firma Keronite) Wechselstrom bevorzugen. Im Gleichstromverfahren wird mit gepulstem Strom mit einer Pulsfrequenz bis zu 500 Hz gearbeitet. Die auf die Bauteiloberfläche bezogene Stromdichte variiert zwischen $1\text{-}5\text{ A/dm}^2$. Die tatsächlich vorherrschende Stromdichte ist jedoch aufgrund der diskreten Ausdehnung der Funken an der Partialanode um ein vielfaches höher. Die Endspannungen liegen in der Größenordnung von 500 - 750 V [76, 95]. Die russischen Verfahren, welche mit Endspannungen bis zu 1000 V arbeiten [52, 96], sind durch amplituden- und frequenzmodulierte Wechselströme charakterisiert [97]. Die Wechselspannung ist so moduliert, dass die anodische Halbwelle im Bereich von 0 - 1000 V geregelt wird und die kathodische keine Werte unter -500 V annimmt [89, 98, 99]. Die geregelten Impulsfrequenzen reichen von niederfrequenten 50 Hz [100] bis hin zu hochfrequenten Impulsen im kHz-Bereich (10kHz). Die so erzeugten Schichten stellen in diesem Wechselstromverfahren den Stand der Technik dar [98, 101]. Die üblicherweise mit diesen Prozessparametern gefahrenen Stromdichten liegen im Bereich von $10\text{-}60\text{ A/dm}^2$. Der Einfluss der unterschiedlichen Prozessparameter auf die Energiebilanz ist nicht unerheblich und muss hinsichtlich Energieaufwand und Auswirkung auf einen möglichen Produktionsaufwand berücksichtigt werden.

Die üblichen Abscheideraten liegen bei beiden Verfahren im Normalfall bei $1\text{ }\mu\text{m/min}$, können jedoch durch individuelle Anpassung der Prozessführung erhöht werden. Die Wahl des Stromregimes hat einen entscheidenden Einfluss auf die Schichtstruktur und Phasenzusammensetzung und wird in Kapitel 4.3 detailliert diskutiert.

4.2 Theorie des Prozesses

4.2.1 Prinzip der Plasmareaktion und Schichtbildung

Wird, wie zuvor erwähnt, ein sperrschichtbildendes Metall in speziellen Elektrolyten einer Potenzialerhöhung von mehr als 100 V ausgesetzt, so kann eine Funkenentladung beobachtet werden. Legt man für diesen Prozess die charakteristische Strom-/Spannungskurve in Abb. 4.2 zugrunde, so lassen sich nach Kurze [37] die komplexen Vorgänge von Schichtbildung und Funkenentladung in drei markante Phasen unterteilen:

1. **Faraday'sche Gebiet** ($0 - U_3$),
2. **Funkenentladungsgebiet** ($U_3 - U_6$),
3. **Bogenentladungsgebiet** ($> U_6$).

Anfänglich ($0 - U_3$) ist die Ausbildung der sogenannten Formierschicht an der Grenzschicht Metall/Elektrolyt zu beobachten. Diese Formierschicht, deren chemische Zusammensetzung im Wesentlichen durch das Metallsubstrat determiniert ist, gilt nach [37] als Voraussetzung für den Funkendurchschlag. Bei der sich einstellenden Schichtdicke d lässt sich eine Proportionalität zu der geflossenen Ladungsmenge Q bestimmen. Es gilt nach Faraday [102]:

$$d = K \cdot Q = K \cdot I \cdot t \quad (4.1)$$

mit K als Ladung-zu-Masse-Konversionsfaktor.

Der plötzliche Stromanstieg in U_1 charakterisiert den Beginn des transpassiven Formierbereichs. Das Korrosionspotenzial des Metalls ist erreicht und es kommt zu der Anlösung des zuvor gebildeten Passiv-Films. Der weitere Spannungsanstieg führt jedoch zu einer Repassivierung und sobald alle Poren wieder geschlossen sind (Formierschicht), fließt nur noch ein geringer kapazitiver Ladestrom (U_2). Wird nach dem transpassiven Bereich die Spannung über einen für die gewählte Elektrolyt-/Metallkombination entsprechenden Wert U_3 , der sogenannten Zündspannung² erhöht, kommt es zu einem punktuellen Einset-

²Die Zündspannung wird hauptsächlich durch das Ventilmittel, dessen Oberflächenzustand, die Oxidschicht und den verwendeten Elektrolyten bestimmt. Sie ist relativ unabhängig von Stromdichte, Temperatur und weiteren Anodisierungsbedingungen, [38].

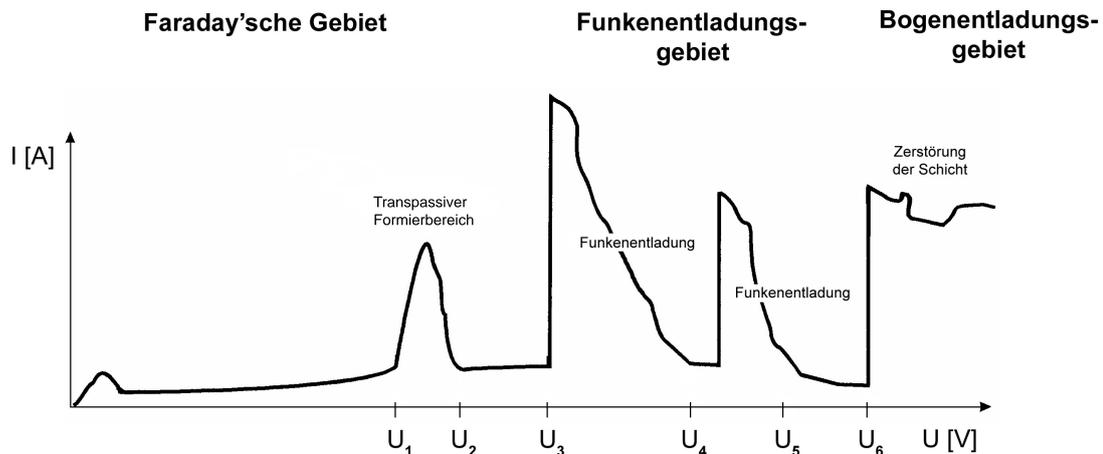
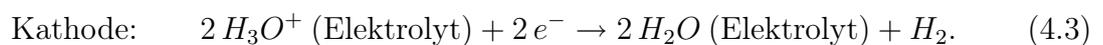
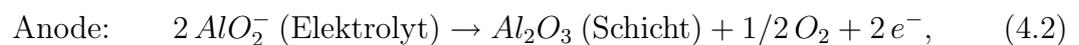


Abbildung 4.2: Strom-/Spannungscharakteristik des ANOF-Prozess [45]

zen von Funkenentladungen an der Metalloberfläche. Die Funkenentladung ist eine Folge der elektrisch isolierenden Eigenschaft der nur einige Nanometer dicken Oxidschicht. Sie führt gerade bei steigender Spannung zu einem starken Potenzialabfall zwischen Anode und Kathode im Bereich der Sperrschicht. Elektrolumineszenzerscheinungen aufgrund der vorherrschenden hohen Feldstärke von 10^6 bis 10^8 V/m innerhalb der Schicht, sind die Folge. Elektronen wandern aus dem n-halbleitenden Gebiet durch den pn-Übergang in den p-leitenden Bereich. Im Übergangsbereich rekombinieren dann Elektronen mit 'Löchern' unter Emission von Licht. Das sich ausbildende Funkenbild zeigt in Abhängigkeit vom Elektrolyten und dem Metall, entweder eine stochastische Verteilung der Funken oder es bildet sich eine Funkenfront aus. Eine Funkenfront entsteht gerade in Verbindung mit einem hochleitfähigen Elektrolyten. Dieser plasmaartige Zustand, begründet durch hohe Temperaturen und lokale Ionisation des Sauerstoffs, oxidiert und schmilzt die Metall(oxid)oberfläche. In diesem kurzzeitig schmelzflüssigen Zustand wird an jedem Entladungspunkt Anodenmaterial mit Elektrolytspezies umgesetzt. Nach Van et al. [39] sind in einem wässrigen Aluminatelektrolyten typische Elektrodenreaktionen:



Nach *Wirtz* et al. ist die Schichtbildung eine Kombination der anodischen Reaktion und der Metallumsetzung. Die bei der Reaktion entstehenden Gasblasen bestehen demnach

aus verdampften Elektrolytspezies [103]. Angrenzende Bereiche werden dabei thermisch aktiviert und die Reaktion läuft die ganze Oberfläche 'lawinenartig' ab. Die Schichtbildung erfolgt genauer gesagt an Partialanoden. Die ANOF ist im Gegensatz zur klassischen Anodisation eine Festkörper-Gas-Reaktion unter Plasmabedingungen. Die so entstandenen Schichten unterscheiden sich signifikant in Struktur und Zusammensetzung von den klassisch anodisierten (Kapitel 4.3).

Der Prozess kommt zum Erliegen, wenn das Metall vollständig oxidiert ist und die gebildete Schicht elektrische Sperrwirkung zeigt und keinen dielektrischen Durchschlag mehr erlaubt. Der Strom sinkt dabei gegen Null. Bei Erhöhung der Spannung (U_4) wiederholt sich der Vorgang der Funkenentladung. Bei dieser erneuten 'Funkenlawine' lässt sich beobachten, dass die Funkendichte ab- und die Intensität der Funken zunimmt. Ab einer gewissen Maximalspannung U_6 erfolgt der Übergang ins Bogenentladungsgebiet. Es kommt zu stationären Funkenentladungen, welche in eine Bogenentladung übergehen. Die Bogenentladung führt zur Zerstörung der Schicht und zu einem 'Verbrennen' bis hin zum Schmelzen des Anodenmaterials. Es ist daher für die funktionalisierende Schichtbildung notwendig im Funkenentladungsbereich zu arbeiten.

4.2.2 Phänomen der Funkenentladung

Die Funkenentladung entsteht durch den lokalen Verlust der dielektrischen Stabilität der Oxidschicht. Die wissenschaftliche Beschreibung des Durchschlagsphänomens gestaltet sich jedoch schwierig, da das Hauptproblem darin besteht, dass viele Funken (engl.: Sparks) in sehr kurzer Zeit an verschiedenen Stellen entstehen und so eine isolierte Betrachtung hinsichtlich Entstehung und elektrophysikalischen Eigenschaften unmöglich machen. Aus diesem Grund können die Charakteristika nur makroskopisch ermittelt werden. Genutzt werden dazu schnell registrierende physikalische Technologien, um das Strom-/Spannungsverhalten und Spektralanalysen um die emittierte Strahlung zu bestimmen. So konnte *Kurze* als Erster die auftretenden Funken charakterisieren, Tabelle 4.1 [45].

Zur Beschreibung der Durchschlagsphänomene während des anodischen Schichtwachstums wurden verschiedene Modelle entwickelt, die sich im Wesentlichen in zwei Kategorien einteilen lassen.

Summe der Sparks pro Zeit	10^5 Sparks/s
Anzahl der Sparks pro Fläche	10^4 Sparks/ cm^2
Lebensdauer eines Sparks	10^{-6} s
Temperatur eines Sparks	ca. 8000 K
Durchmesser eines Sparks	ca. $1 \mu m$
Stromdichte eines Sparks	$> 10^3$ A/ dm^2

Tabelle 4.1: Charakterisierung der Sparks im ANOF-Prozess

Gemäß dem ersten Modell [47, 104] werden Mikroentladungen infolge eines dielektrischen Durchschlags der Oxidschicht aufgrund eines starken elektrischen Feldes verursacht. Die Ursache für diesen Durchbruch der Sperrschicht liegt in der 'Bandausbreitung' durch Elektronen-Lawinen, die durch Dotierelemente und/oder Strukturdefekte in der Schicht induziert werden (siehe Abb. 4.3a). Das starke elektrische Feld führt zu Brüchen kovalenter Bindungen und somit zum Freisetzen von Elektronen. Diese werden dann im elektrischen Feld so stark beschleunigt, dass es zu Stoßionisation und damit zur Ladungsträgervervielfachung kommt. Die Ausbreitung solcher Ladungsträgerlawinen führt zum dielektrischen Durchschlag.

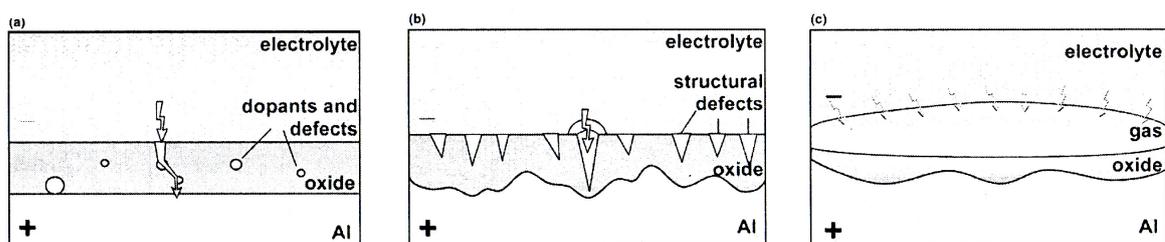


Abbildung 4.3: Schematische Illustration der vorhandenen Modellvorstellungen zum Phänomen der Funkenentladung [105].

Das Modell der zweiten Kategorie [65, 106, 107] beschreibt jede Funkenentladung als eine Gasentladung, die in einer Mikropore der Oxidschicht stattfindet. Die Modellvorstellung ist in Abb. 4.3b dargestellt. Die Bildung der Gasphase in der Pore und damit die Zündquelle der Mikroentladung, so die Vorstellung, wird durch einen vorherigen dielektrischen

Durchschlag der Sperrschicht induziert. Ausgangspunkt ist der Grund der Pore. Zusätzlich zu diesen zwei Modellvorstellungen wird in einer neueren Veröffentlichung von *Yerokhin* [105] ein alternatives Modell thematisiert, wie es bereits *Hickling* und *Ingram* [108] mit der Kontakt-/Glühentladung aufgestellt haben. In diesen Arbeiten wurde eine Glühentladung an dem Interface zum Elektrolyten beobachtet, wo sich zuvor eine dünne Dampfhülle um einen Platindraht-Anode ($U \geq 420 \text{ V}$) ausgebildet hat. Übertragen auf die Beschichtung eines Zylinderkurbelgehäuses würden die, am anodisch geschalteten Bauteil, entstehenden Gasblasen die Rolle der Dampfhülle übernehmen, Abb. 4.3c.

Wie die genannten Modellvorstellungen bestätigen, bestehen auf diesem Fachgebiet mitunter kontroverse Meinungen. Alle Parameter der Prozesse in ihrer Komplexität in einer einheitlichen Modellvorstellung zu beschreiben, gestaltet sich als äußerst diffizil und ist nach wie vor Gegenstand der Forschungen auf dem Gebiet der 'Anodischen Oxidation unter Funkenentladung' [37, 109, 110].

4.2.3 Phasenbildung

Die plasmachemische Reaktion, die bei jeder Entladung stattfindet, führt zur Bildung von Metalloxid, Silikaten und anderen Verbindungen. Es sind die Verbindungen der anionischen Komponenten des verwendeten Elektrolyten mit dem Substratmetall und dessen Legierungselementen.

Bei der Beschichtung von Aluminium mittels ANOF besteht die erzielbare Schicht im Gleich- und Wechselstromverfahren hauptsächlich aus Aluminiumoxid, wobei jedoch auch Oxide von den Legierungselementen in die Schicht eingebaut sind. Es können zudem geringe Mengen von Aluminiumsilikaten in der Schicht vorhanden sein.

Nach *Kurze* lassen sich 7 Formen von reinem Al_2O_3 unterscheiden [37]. Es sind die Formen Eta (η), Theta (ϑ), Gamma (γ), Delta (δ), Chi (χ), Kappa (κ) und Alpha (α). Die Mehrzahl der Modifikationen sind metastabil und wandeln nach einer Wärmebehandlung in $\alpha-Al_2O_3$ um [111]. Das $\alpha-Al_2O_3$ ist die Hochtemperaturmodifikation des Aluminiumoxides. Auf Basis zahlreicher Veröffentlichungen, z.B. [37, 103, 112–114], bildet es zusammen mit der metastabilen Form des $\gamma-Al_2O_3$ die Hauptphasen der ANOF-Schicht. Die α -Phase entsteht bei sehr hohem Energieeintrag, während sich die metastabile γ -Phase

nur unter extremen Ungleichgewichtszuständen, wie z.B. einer spontanen Abkühlung, bildet [115]. Damit sich die γ -Phase demnach bilden kann, müssen im Prozess derartige Ungleichgewichtszustände hervorgerufen werden. Nach *Yerokhin et al.* [109] kommt es zu Abkühlraten von bis zu 10^8 K/s, wenn der Elektrolyt mit dem schmelzflüssigen Material im Funkenkanal in Kontakt kommt. Dieses Phänomen erklärt auch die größere Präsenz von γ - Al_2O_3 gerade im Schichtbereich nahe der Oberfläche. Die Phasenverteilung von α - und γ - Al_2O_3 ist dabei von der Schichtdicke abhängig. Der Anteil von α - Al_2O_3 nimmt mit steigender Schichtdicke und der korrelierenden Spannungen zu, bei geringeren Schichtdicken reduziert sich der α -Anteil bis unter die Nachweisgrenze und die γ -Phase ist vorherrschend [105, 112]. Bei den weiteren in der Schicht enthaltenen Phasen, handelt es sich z.B. um Mullit, Boehmit und andere Mischoxide [37, 66, 90, 116]

4.3 Eigenschaften der Schichten

Der Einsatz in Komponenten des Antriebstranges, in diesem Fall speziell als Zylinderlaufbahn, setzt an die entsprechende Technologie respektive Oberfläche, entsprechende Eigenschaften voraus, um die speziellen funktionellen Anforderungen zu erfüllen. So sollte, wie in diesem Fall, die Schicht gute mechanische und thermische Eigenschaften aufweisen. Zudem sind eine geringe Reibung, gute Verschleißbeständigkeit und die Kompatibilität zum reibenden Gegenkörper notwendige Voraussetzungen für den Einsatz im System Kolbengruppe-Zylinderlaufbahn und stehen im Fokus der vorliegenden Ausarbeitung.

In den folgenden Kapiteln sollen die Eigenschaften der ANOF-Schichten dargelegt werden. Sie sind eine Zusammenfassung der Forschungen und Optimierungen auf dem Gebiet der 'anodischen Oxidation unter Funkenentladung'. Es soll das Potential aufgezeigt werden, das diese Technologie für die Anwendung als Zylinderlaufbahn interessant macht.

4.3.1 Morphologie und Struktur

Die Morphologie und Struktur von den unter Plasmabedingungen erzeugten Schichten unterscheiden sich signifikant von den anodischen Schichten. Sie sind von den Prozesspa-

rametern abhängig. Neben der Elektrolytzusammensetzung spielen das angelegte Stromregime und die Beschichtungsdauer eine wichtige Rolle.

Wie die elektronenmikroskopischen Aufnahmen in Abb. 4.4 zeigen, weisen die Schichtoberflächen Poren und Aufschmelzungen auf. Sie entstehen durch die Gasentwicklung und den Energieeintrag in die Schicht während der Plasmareaktion. Es ist zu beobachten, dass die Aufschmelzungen in ihrer Dimension mit der Beschichtungsdauer zunehmen, Abb. 4.4a'-c'. Der Grund dafür liegt in der Energie, die bei der Entladung überführt wird. Während die Schichtdicke im Laufe des Prozess zunimmt, erhöht sich der elektrische Widerstand und damit die anliegende Potenzialdifferenz. Kommt es nun zu einem dielektrischen Durchschlag, so resultiert die überführte Energie in einem Aufschmelzen der Schicht im Entladungskanal. Durch die Temperaturen von $\sim 10^4$ K kommt es im Entladungskanal zu einen schlagartigen Druckanstieg und Teile der schmelzflüssigen Phase werden an die Kanalwand und aus dem Kanal heraus geschleudert [96, 117]. Durch den Kontakt mit dem Elektrolyten erstarren diese an den Oberflächen. Sie hinterlassen, in Analogie zu erstarrter Lava, diese charakteristischen Aufschmelzungen. Die runden Poren im Zentrum dieser Aufschmelzungen sind die noch offenen Entladungskanäle, die abhängig von der Funkendauer und der überführten Energie in ihrer Größe variieren. Während die Poren im DC-Verfahren einen Porendurchmesser von $\sim 10 \mu\text{m}$ aufweisen (Abb. 4.4a) und diese auch noch nach einer Beschichtungsdauer von 120 min (Abb. 4.4c) in der Oberfläche vorhanden sind, haben die Poren im AC-Verfahren einen geringeren Durchmesser und verringern sich mit zunehmender Beschichtungsdauer (Abb. 4.4a' - c'). Der Grund ist in der Lebensdauer der Funkenentladung zu suchen [105]. Im DC-Modus ist durch die unipolare Spannung die Funkendauer länger im Vergleich zum AC-Verfahren, bei dem der Spark durch die kathodische Halbwelle abgebrochen wird [109]. Durch die zeitliche Ausdehnung wird mehr Material geschmolzen und aus dem Kanal transportiert. Die Dimension des Kanals nimmt zu und die Schmelze kann nach Erlöschen des Sparks den Kanal nicht mehr vollständig schließen [96].

Die Porosität spielt eine wichtige Rolle bei zukünftigen Anwendungen der ANOF-Schichten. Während sie bei Anwendungen z.B. im Korrosionsschutz unerwünscht ist, kann sie jedoch in der Anwendung als Zylinderlaufbahn, vor dem Hintergrund des in Kapitel 2.3 erläuterten Mikrodruckkammersystems (Abb. 2.11 auf Seite 20), eine entscheidende Rolle zur

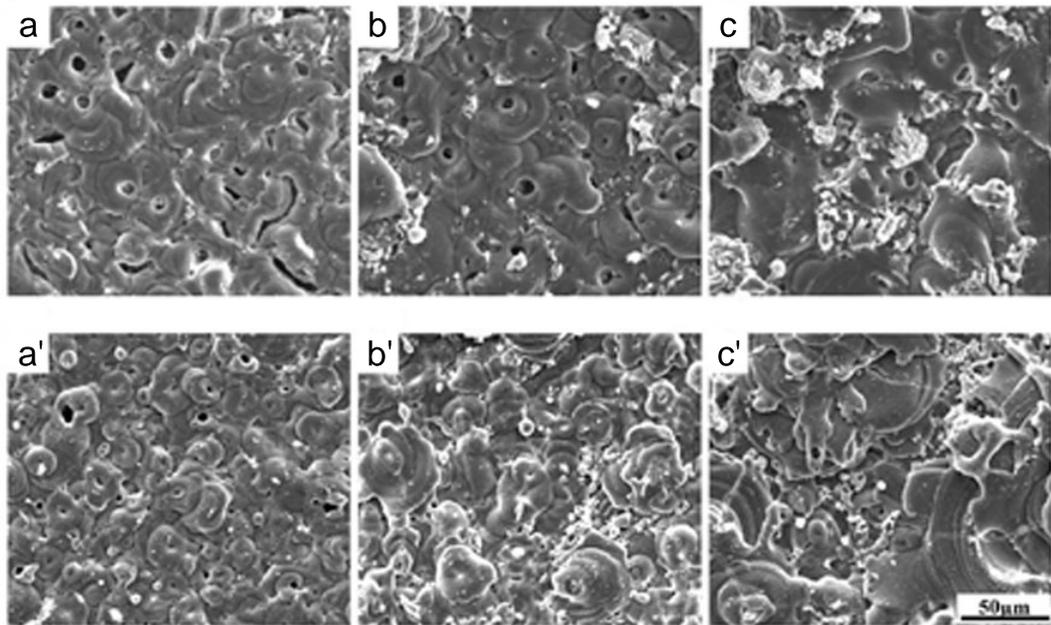


Abbildung 4.4: Die Oberflächenmorphologie von ANOF-Schichten auf einer Aluminiumlegierung (Legierungszusammensetzung: 3,8-4,9 % Cu, 1,2-1,8 % Mg, 0,3-0,9 % Mn, 0,5 % Fe, 0,5 % Si, 0,3 % Zn, 0,1 % Ni, 0,15 % Ti, Rest Al) Herstellung der Schicht im Gleichstromverfahren (DC) (a, b, c) und Wechselstromverfahren (AC) (a', b', c'). Beschichtungsdauer: (a, a') $t = 30$ min, (b, b') $t = 60$ min, (c, c') $t = 120$ min, [96].

Versorgung des Systems mit Schmiermedium einnehmen. Um auch einen Einfluss auf die Porosität im DC-Verfahren zu haben, wird gepulster Gleichstrom verwendet, um den gleichen Effekt wie im AC-Modus zu erzielen [76].

Neben der Oberflächenmorphologie besitzen die ANOF-Schichten auch eine charakteristische Schichtstruktur. ANOF-Schichten bestehen in der Regel aus zwei unterschiedlichen Schichten [40, 109, 113, 118]. Abb. 4.5 zeigt diese zwei Schichten in einem schematischen Aufbau.

Die obere Schicht ist porös. Sie macht im Allgemeinen 5-40 % der Gesamtschichtdicke aus. Sie besteht dabei hauptsächlich aus der metastabilen $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ Phase. Unterhalb dieser porösen Schicht befindet sich eine porenarme Schicht. Sie besteht überwiegend aus der harten und verschleißbeständigen $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ Phase und nimmt 60-95 % der Gesamtschichtdicke ein [40, 112, 119]. Die exakte Ausdehnung der jeweiligen Schichten ist von den Prozessparametern abhängig.

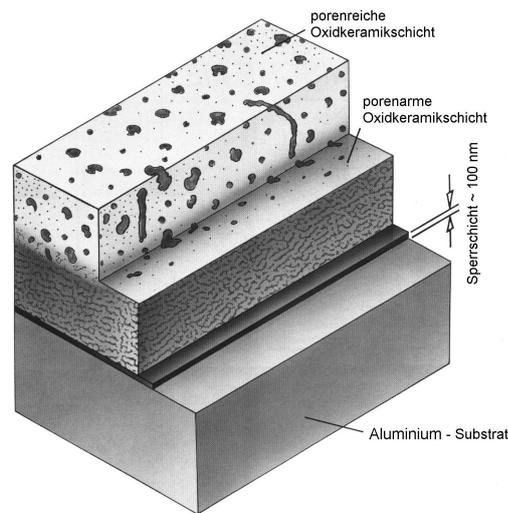


Abbildung 4.5: Schematische Darstellung einer ANOF-Schicht am Beispiel der *Kepla-Coat*[®]-Schicht der Firma AHC-Oberflächentechnik [45].

Nach *Shatrov* soll es z.B. durch die Modulation der Spannungsfrequenz in den kHz-Bereich möglich sein, den Anteil der porösen Schicht an der Gesamtschichtdicke auf unter 14 % einzustellen [98].

4.3.2 Härte

Für eine gute Verschleißbeständigkeit kann eine hohe Härte von Vorteil sein. ANOF-Schichten bestehen prinzipiell aus Aluminiumoxid (α - und γ - Al_2O_3) oder Spinellen³. Sie besitzen daher eine hohe Härte. Die in der Literatur publizierten Härten variieren in einer großen Spannbreite. Es wird von Oberflächenhärten von bis zu 1800 HV und von maximalen Härten in einem Schichtquerschnitt von 2300 HV berichtet [113]. Mit diesem letzten Wert erreicht man annähernd das Niveau eines gesinterten Aluminiumoxids, welches eine Härte von 2800 HV besitzt. Andere Quellen bestimmten die Härten dagegen nur in einem Bereich von 500-1500 HV [40]. Diese Streuung ist durch die nicht einheitliche Versuchsdurchführung und durch die verschiedenen Substrate erklärbar. Dazu kommen noch die

³Spinelle sind eine Gruppe isomorpher kubischer Metalle, die eine feste Lösung zweier Metalloxide darstellen. Die normale Spinellstruktur hat folgende Zusammensetzung AB_2O_4 . Auf Basis des dreiwertigen Metalls (Al, Fe, Cr) werden diese in Aluminatspinelle, Ferritspinelle und Chromitspinelle unterteilt [120].

abweichenden Prozessparameter.

Grundsätzlich handelt es sich bei ANOF-Schichten um Konversionsschichten. Sie bestehen aus verschiedenen Phasen mit unterschiedlicher Struktur. Es können sowohl kristalline, als auch amorphe Bereiche vorhanden sein. Durch die spezifische Ausbildung der Schicht wird bei allen Verfahren nur eine Scheinhärte gemessen. Was jedoch deutlich wird ist, dass sich der Aufbau der Schicht (siehe Kapitel 4.4) in einem Härteverlauf widerspiegelt (Abb. 4.6). Je nachdem, welche Phase man trifft, variiert die Härte von 500-2300 HV (amorpher

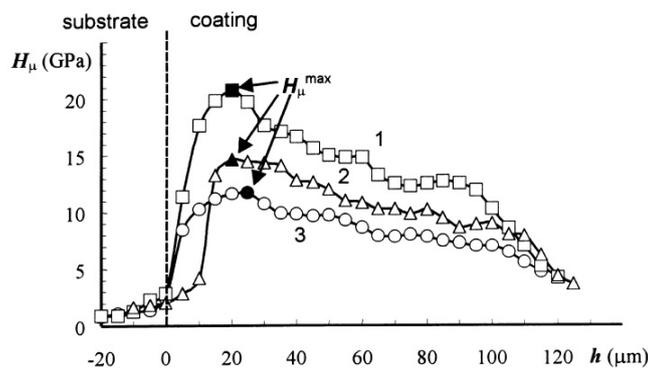


Abbildung 4.6: Härteverlauf durch eine ANOF-Schicht bezogen auf (1) α - Al_2O_3 , (2) γ - Al_2O_3 , (3) Mullit [109].

Bereich-kristallines α - Al_2O_3). Der Abfall in der Härte in Richtung Schichtoberfläche ist weniger in der Phasenverteilung, als vielmehr in der Porosität zu suchen. Übertragen auf das System Kolbengruppe/Zylinderlaufbahn bedeutet dieser Härtegradient einen verstärkten Verschleiß zu Beginn, der mit der Zeit abnimmt, wenn die harte verschleißfeste 'Unterschicht' erreicht ist. Man kann das System optimieren, wenn die 'weiche' Schicht, beispielsweise durch Honen, schon vorher mechanisch abgetragen wird.

4.3.3 Tribologisches Verhalten

Damit das System 'Zylinderlaufbahn-Kolbengruppe' dauerhaft funktionieren kann, muss das System gute tribologische Eigenschaften aufweisen. Dazu zählen vor allem die Verschleißbeständigkeit und das Reibungsverhalten. Die Untersuchungen über das tribologische Verhalten von ANOF-Schichten ist erst in den letzten Jahren in den Fokus der Entwicklung plasmachemischer Oxidationsschichten gerückt.

Die Haupteinsatzgebiete von plasmaoxidierten Komponenten waren bis dato Anwendungen, in denen eine hohe Verschleißbeständigkeit der Schicht gefordert ist, ein Gegenkörperverschleiß jedoch nicht berücksichtigt werden musste. Ein entsprechendes Beispiel ist der ANOF-beschichtete Rotor einer Turbomolekularpumpe [40]. Erst seit den neunziger Jahren rückte das allgemeine tribologische Verhalten in den Vordergrund. Aufgrund des vorhandenen Potenzials, aber fehlender Anwendungen, beschränkten sich die Untersuchungen des Reibungs- und Verschleißverhaltens auf Standard-Modelltests. So wurden verschiedenste ANOF-Schichten auf rotierenden und oszillierenden Stift-Scheibe-Tests [42, 43, 113, 119, 121], Ring-Scheibe-Tests [114, 122] und Impact-Tests [43, 113] auf ihr tribologisches Verhalten untersucht. Als Vergleichsbasis wurde in diesen Untersuchungen das Verhalten von unbeschichteten Substratmaterialien, Edelstahlproben und gesinterter sowie plasmagespritzter Keramiken unter gleichen Bedingungen herangezogen. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen zeigten übereinstimmend gute tribologische Eigenschaften hinsichtlich Reibung und Verschleiß von plasmaoxidierten Schichten.

Gezielt auf die Anwendung als Zylinderlaufbahn wurden ANOF-Schichten von *Rao et al.* [35], *Datta et al.* [34] und *Krishtal et al.* [36] untersucht. *Krishtal et al.* und *Datta et al.* bildeten in ihren Untersuchungen auf einem modifizierten oszillierenden Kugel-Scheibe-Test die geometrischen Kontaktbedingungen durch Verwendung von Kolbenring- und Zylinderbuchsensegmenten nach und wählten ihre Versuchsparameter so, dass sie bestimmten Betriebsbedingungen im Motor entsprachen. Sie untersuchten das Reibungs- und Verschleißverhalten von ANOF-beschichteten Aluminiumlegierungen im Vergleich zu GG-, AluSil- und NikaSil-Laufbahnen. Sie verwendeten dazu verchromte Kolbenringe. *Rao et al.* gingen einen Schritt weiter, in dem sie die Reibung im Vergleich zu einer GG-Laufbahn in einem geschleppten Einzylindermotor untersuchten. Die Kolbenringbelastung simulierten sie durch pneumatische Kräfte. Als Kolbenring wählten sie einen Stahlring, dessen Beschichtung sie nicht näher spezifizierten. Während *Datta et al.* einen erhöhten Reibkoeffizienten der ANOF-Schicht feststellten und das mit der hohen Oberflächenrauigkeit der Schicht erklärten, konnten *Krishtal et al.* und *Rao et al.* eine Reibungsreduzierung von bis zu 30 % und einen geringeren Verschleiß messen.

4.3.4 Korrosionsbeständigkeit

Die Zylinderlaufbahn ist durch die entstehenden Reaktionsprodukte der innermotorischen Verbrennung korrosiven Medien ausgesetzt. Damit sie unter diesen Bedingungen ihre Funktion behält, sollte eine Interaktion minimal sein. Unter Plasmabedingungen anodisch-oxidierte Aluminiumlegierungen zeigen hervorragende Korrosionsbeständigkeit. Als Beispiel sei eine mit $30\ \mu\text{m}$ *Kepla-Coat*[®] beschichtete AlMgSi1-Legierung aufgeführt. An dieser Probe wurde gezeigt, dass sie in dem Salznebeltest DIN EN ISO 9227 eine Korrosionsbeständigkeit von mehr als 3000 h aufweist [40].

4.3.5 Temperaturbelastbarkeit

Während des Verbrennungstaktes herrschen im Brennraum Gastemperaturen $> 2000^\circ\text{C}$. Die ANOF-Schicht muss zum einen die dadurch entstandene Wandtemperatur von bis zu ca. 200°C aushalten, zum anderen jedoch auch eine gute Wärmeleitfähigkeit zur Übertragung der Wärme ins Kühlwasser gewährleisten. Bzgl. der Temperaturbelastbarkeit von ANOF-Schichten untersuchten Gnedekov et al. mit Hilfe von thermo-gravimetrischen Analysen das thermische Verhalten von plasmaoxidierten Schichten. Sie stellten bei ihren Untersuchungen fest, dass ANOF-Schichten bis zu einer Temperatur $T = 870^\circ\text{C}$ stabil sind. Oberhalb dieser Temperatur kommt es zu Strukturumwandlungen, die zu Mikrorissen führen, [123]. Dieser Wert liegt 170°C höher, als der von *Kurze* angegebenen Wert von $T = 700^\circ\text{C}$ für eine *Kepla-Coat*[®] Schicht auf Titanwerkstoffen [40]. Die Wärmeleitfähigkeit wurde von *Kurze* mit $2\ \text{W}/(\text{mK})$ bestimmt [40]. Dieser Wert scheint sehr gering zu sein, doch bei angestrebten Schichtdicken von $\sim 20\ \mu\text{m}$ ist der Einfluss vernachlässigbar.

4.3.6 Zusammenfassung

Der spezifische Schichtaufbau und die Zusammensetzung aus kristallinen und amorphen Phasen verleihen den plasmachemisch oxidierten Schichten eine attraktive Kombination von Härte und Verschleißfestigkeit, die sie für Anwendungen in tribologischen Systemen interessant macht. Die Korrosionsbeständigkeit und die Schichtmorphologie mit den vorhandenen Poren eröffnen den Einsatz von ANOF-Schichten als Zylinderlaufbahn. Bereits

durchgeführte spezielle Untersuchungen bzgl. Reibung und Verschleiß untermauern den potentiellen Anwendungszweck. Jedoch sind noch einige Fragestellungen offen, die im Rahmen der in der Literatur durchgeführten Versuche noch nicht geklärt wurden. Dazu zählen vor allem das Verhalten unter befeuerten Bedingungen sowie die Untersuchung zur Optimierung des tribologischen Systems mit der Wahl von geeigneten Reibpartnern.

Kapitel 5

Experimentelle Untersuchungen

5.1 Vorgehensweise

Um die experimentellen Untersuchungen entsprechend den in Kapitel 3 formulierten Einzelzielen durchführen zu können, wurde folgende Vorgehensweise gewählt:

Nach der Herstellung der für die Untersuchungen geeigneten Probekörper wurden die anodisch keramisierten Laufbahnen charakterisiert und im Rahmen einer Voruntersuchung die Belastbarkeit ermittelt, um einen ersten Eindruck dieser Schicht im Vergleich zu konventionellen Laufbahnen zu erhalten.

Die eigentlichen tribologischen Untersuchungen erfolgten dann in zwei Stufen. Die erste Stufe bildeten außermotorische Modelltests. Sie stellen im Allgemeinen ein vereinfachtes System dar, sind jedoch im Vergleich zu innermotorischen Untersuchungen nicht so zeit- und kostenintensiv. Mit ihnen wurden die untersuchten Systeme vorqualifiziert. Nachfolgend wurden die Untersuchungen mit Hilfe eines eigens entwickelten Prüfstands unter realen Betriebsbedingungen durchgeführt.

Ergänzt sind diese Versuche durch Verschleißuntersuchungen, die unter realitätsnahen Belastungskollektiven durchgeführt wurden. Das beschriebene Vorgehen ist in Abb. 5.1 dargestellt und wird detailliert in den nachfolgenden Kapiteln erläutert.

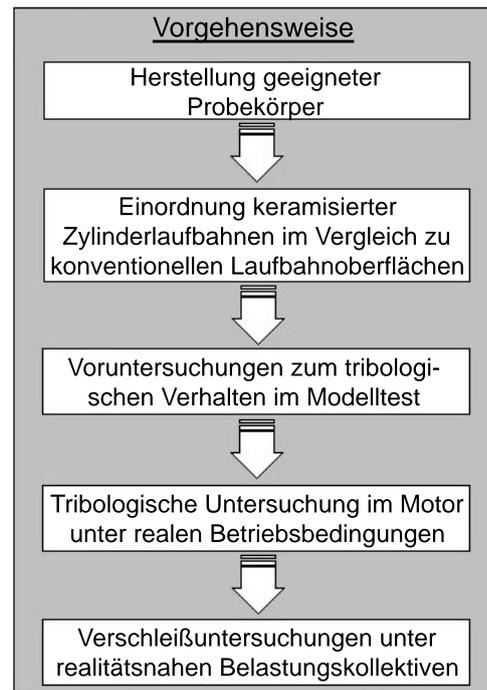


Abbildung 5.1: Vorgehensweise

5.2 Probengeometrie und -präparation

Um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse hinsichtlich Material, Schichtsystem und Oberflächenbearbeitung zu gewährleisten, wurde ein einheitlicher Grundprobekörper verwendet. Dieser Grundprobekörper (Zylinderbuchse), Abb. 5.2a, wurde in den Untersuchungen am Einzylindermotor eingesetzt (Kapitel 5.5). Er war zudem die Basis aus der die Probekörper für die Untersuchungen am Cameron-Plint TE77 (Kapitel 5.3) und am Rotationstribo-meter (Kapitel 5.4) gefertigt wurden. Auf diese Weise konnten die unterschiedlichen Versuche mit 'gleichen' Probekörpern durchgeführt werden. Eine Übersicht der unterschiedlichen Probengeometrien ist in Abb. 5.2 gegeben. Wie in Kapitel 4 beschrieben, wird die Schicht im Hinblick auf Aufbau und Zusammensetzung von dem Werkstoff und dem Gefüge des Substrats beeinflusst. Um diesen Einfluss zu berücksichtigen und eine Übertragbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten, wurden die Grundprobekörper aus den Zylinderkurbelgehäusen (ZKG) gefertigt, die auch für eine spätere Anwendung in Betracht gezogen werden können. Diese sind aus der Aluminiumdruckgusslegierung $AlSi_9Cu_3$. Durch dieses Vorgehen sollte eine Abweichung in Material und Erstarrungsgefüge bei einer Hochskalierung von Zylinderbuchse auf Zylinderkurbelgehäuse unterbunden werden. Die Zylinderbuchsen

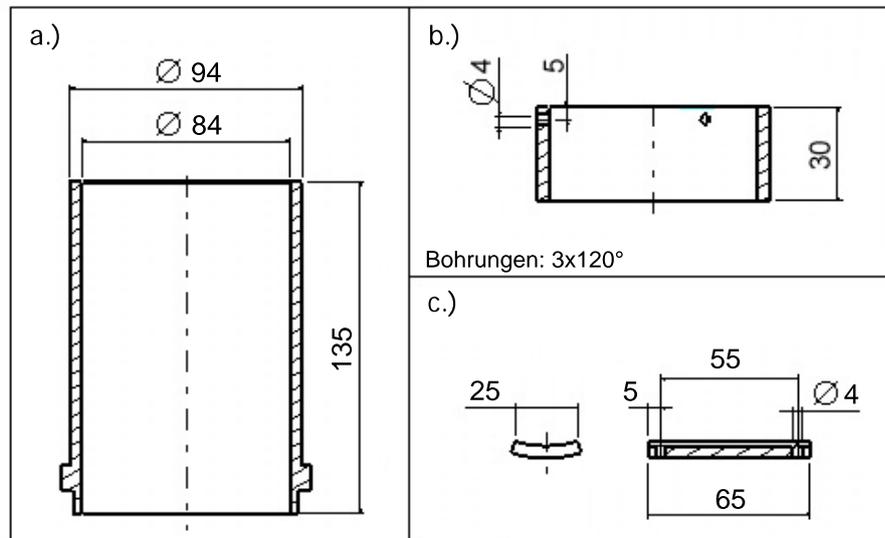


Abbildung 5.2: Probengeometrien a.) Probe für Einzylinder Motor (Grundkörper), b.) Probe für Rotationstribometer, c.) Probe für Cameron Plint (TE77)

wurden dabei in einem ersten Schritt aus den Gussrohteilen ausgefräst und anschließend auf verschiedenen Bearbeitungszentren (BAZ) fertigbearbeitet.

5.2.1 Mechanische Vorbearbeitung

Neben einer optimalen Oberflächenqualität, als Voraussetzung für eine minimale Oberflächenrauheit nach der Keramisierung, war die Darstellung der notwendigen Zylinderformtoleranz von $8 \mu m$ ein wichtiges Ziel bei der Vorbearbeitung. Anders als bei den alternativen Direktbeschichtungen, wie beispielsweise HVOF oder LDS, bei denen Schichtdicken von $\geq 300 \mu m$ genug Aufmaß für eine Formbearbeitung liefern, konnte die Zylinderform der anodisch keramisierten Buchse aufgrund der geringen Schichtdicke nur minimal bearbeitet werden und musste deshalb schon vor dem Oxidieren erreicht werden. Verwendet wurde dazu ein mehrscharfes Werkzeugkonzept der Firma URMA, welches als Alternative zum aufwendigen Honverfahren erprobt wurde.

$$\overline{R_z} \leq 5 \mu m$$

$$\overline{R_a} \leq 0,5 \mu m$$

Tabelle 5.1: Definition Oberflächenspezifikation Vorbearbeitung

Die aufgeführten Oberflächenspezifikationen wurde im Rahmen von Vorversuchen ermit-

telt. Sie sind ein Kompromiss aus erforderlicher optimaler Oberfläche für eine minimale Rauheitszunahme während der Keramisierung und erreichbarer Oberflächenqualität im Hinblick auf eine akzeptable Taktzeit für eine spätere Serienumsetzung.

Zur Sicherstellung der konstanten Bearbeitungsqualität wurden die Versuchsbuchsen hinsichtlich der geforderten Maß- und Formtoleranzen (siehe Anhang A) mit einer 3-D Koordinatenmessmaschine vermessen sowie die definierten Oberflächen bestimmt. Ermittelt wurden der Mittenrauhwert R_a und die gemittelte Rauhtiefe R_z an insgesamt 12 Stellen in verschiedenen Höhen am Umfang um 90° versetzt. Nach der mechanischen Fertigung erfolgte die anodische Keramisierung.

5.2.2 Anodische Keramisierung

Die Untersuchungen sollten mit zwei unterschiedlichen Konversionsschichttypen durchgeführt werden. Von der Firma AHC-Oberflächentechnik GmbH, einem Unternehmen der AIMT Holding, wurde mittels gepulstem Gleichstrom auf die Grundprobekörper eine Konversionsschicht mit der Bezeichnung *Kepla-Coat*[®] aufgebracht. Der zweite Schichttyp wurde bei der Firma Galvano Duscher GesmbH & Co.KG appliziert. Die Zylinderbuchsen wurden dort nach dem Keronite-Verfahren oxidiert. Diese Schichten wurden mit einem Wechselstromverfahren aufgebracht und gemäß der Ausführung als Typ *G2* bezeichnet. In beiden Fällen wurden die Versuchsteile in einem offenen Elektrolytbad keramisiert. Dazu wurden die Teile über ein Gestell anodisch kontaktiert und in das Bad getaucht. Es wurde in beiden Varianten jeweils der firmeneigene Standardelektrolyt für Aluminiumlegierungen verwendet. Um eine Beschichtung der Mantelfläche der Zylinder zu vermeiden, wurde mittels einer speziellen Vorrichtung und mit geeigneten Abdecklacken eine Isolation der betreffenden Flächen vom Elektrolyten vorgenommen. Wie in Abb. 5.3 dargestellt, wurde die Kathode bei den zwei Verfahren auf verschiedene Art ins System integriert. Die Beschichtung wurde bei AHC-Oberflächentechnik GmbH mit Kathoden durchgeführt, welche innen am Rand des Bades positioniert wurden (Abb. 5.3a). Bei Galvano Duscher GesmbH & Co.KG wurde eine Stabkathode eingesetzt, die im Zentrum der zu beschichteten Buchse plaziert wurde. Eine schematische Darstellung des Aufbaus zeigt Abb. 5.3b. In beiden Fällen konnte eine homogene Beschichtung der Buchsenbohrung erzielt werden.

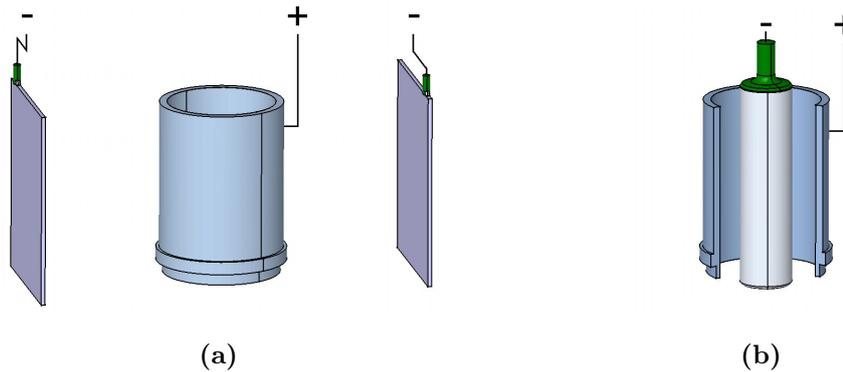


Abbildung 5.3: Schematische Darstellung der anodischen Keramisierung des Grundprobekörpers: a) AHC-Oberflächentechnik GmbH, b) Galvano Duscher GesmbH & Co.KG

Die Übersicht der Prozessparameter ist in Tabelle 5.2 gegeben.

	AIMT	DGT
Typ	<i>Kepla-Coat</i> [®]	G2
Position Kathode	aussen	zentriert
Stromart	gepulster Gleichstrom	Wechselstrom
Stromdichte	$3,6 \text{ A/dm}^2$	35 A/dm^2
Endspannung	= 360 V	~400 V
Elektrolytttemperatur	RT	40°C

Tabelle 5.2: Überblick der Prozessparameter

Unter diesen Bedingungen wurde auf die Zylinderbuchsen eine $40 \mu\text{m}$ dicke Konversions-schicht aufgebracht. Die Festlegung dieser Schichtdicke erfolgt unter zwei Aspekten. Zum einen sollte die Schicht genug Aufmaß besitzen, um eine etwaige mechanische Nachbe-arbeitung zu gewährleisten und zum anderen sollte sie in einer für die Serie tauglichen Taktzeit hergestellt werden können. Zwar können im offenen Bad bisher nur Wachstums-raten von $1 \mu\text{m}/\text{min}$ erreicht werden [45], doch bietet die Selektive Galvanik mit 'High Speed Elektrolyten' für die Zukunft das Potenzial, die Abscheiderate um mehr als das 10-fache zu erhöhen [40].

5.2.3 Mechanische Nachbearbeitung

Durch die prozessbedingte Rauheitszunahme während der Oxidation, entsteht eine Schichtoberfläche die sich negativ auf das tribologische Verhalten auswirken kann. Eine zu raue Oberfläche kann gerade in Verbindung mit einer hohen Härte wie eine Art "Mikrofeile" fungieren und vor allem im Mischreibungszustand zu einem erhöhten Verschleiß des Gegenkörpers führen. Zudem verschlechtert eine zu raue Oberfläche die Bildung eines vollhydrodynamischen Schmierfilms. Um diesen negativen Effekten zu begegnen, sollte eine Oberflächentopografie geschaffen werden, die eine ausreichende Ölbevorratung sicherstellt und den Übergang zum Vollschmierzustand erleichtert. Die Oberfläche sollte dabei zwar glatt sein, aber immer noch die typische porenartige Struktur aufweisen.

Anders als in [33] wurde für die Nachbearbeitung kein Bürstverfahren angewendet, sondern zur Glättung der Oberfläche und im Hinblick auf eine zusätzliche Formoptimierung auf ein formstabiles Honwerkzeug zurückgegriffen. Die Bearbeitungsspezifikationen sind in Tabelle 5.3 aufgeführt.

R_a	$\leq 1 \mu m$
R_{pk}	$\leq 0,20 \mu m$
R_k	$\leq 2 \mu m$
R_{vk}	$\leq 3 \mu m$

Tabelle 5.3: Definition Oberflächenspezifikation Nachbearbeitung

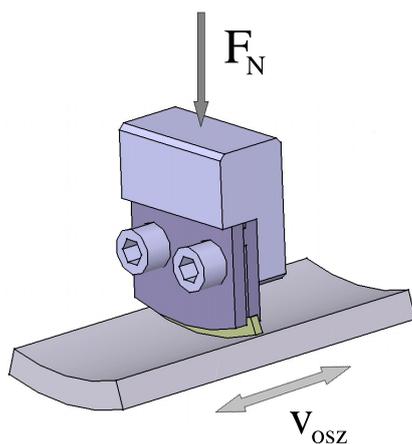
Nach diesem Prozessschritt wurden die Versuchsbuchsen zur Qualitätssicherung ebenfalls hinsichtlich der geforderten Maß- und Formtoleranzen dreidimensional vermessen sowie die definierten Oberflächen bestimmt. Ermittelt wurden neben dem Mittenrauhwert R_a und der gemittelten Rauhtiefe R_z auch die reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} , die Kernrauhtiefe R_k und die reduzierte Riefentiefe R_{vk} an insgesamt 12 Stellen in verschiedenen Höhen am Umfang um 90° versetzt.

5.3 Fresslast-Untersuchungen im Cameron Plint TE77

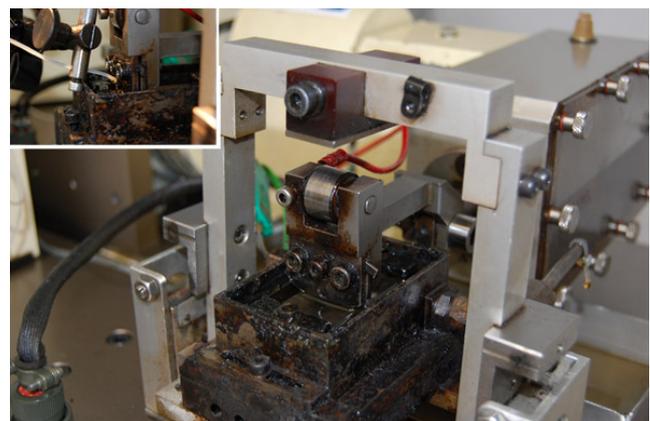
Das bekannte Problem, dass harte Schichten auf einem relativ dazu 'weichen' Substrat durch die fehlende Stützwirkung versagen [124], kann auch auf die anodisch keramisierte Zylinderlaufbahn zutreffen. Um die Belastbarkeit von anodisch oxidierten Schichten zu ermitteln, wurden Fresslast-Untersuchungen an einem Cameron Plint Tribometer durchgeführt. Dieser Test wurde im Rahmen einer Zusammenarbeit mit Federal Mogul entwickelt. Das Ziel dieser Methodik war die Bestimmung einer maximalen Belastbarkeit, bei der das System durch 'Fressen' versagt. Durch dieses Verfahren war es möglich, einen Vergleich zwischen verschiedenen Laufbahnoberflächen zu ziehen und so die Einordnung der anodisch keramisierten Oberfläche relativ zu anderen Technologien zu ermöglichen.

5.3.1 Aufbau

Den Aufbau des Cameron Plint Tribometers (CPT) zeigt Abb. 5.4. Mit dem CPT war es möglich, die oszillierende Bewegung von Kolbenring auf Zylinderlaufbahn nachzubilden (Abb. 5.4a) und die Reibungszustände mit verschiedenen Lasten und Gleitgeschwindigkeiten unter geschmierten Zuständen zu simulieren. Das oszillierende Kolbenringsegment



(a) Reibkontakt Ring-Lauffläche



(b) Versuchsaufbau (Bildquelle: Federal Mogul)

Abbildung 5.4: Tribometer Cameron Plint TE77

konnte über einen Bügel pneumatisch mit einer Normalkraft von 1 - 1000 N stufenlos belastet werden. Die Oszillationsfrequenzen lagen dabei zwischen 1 - 10 Hz. Die aufgetretene

Reibkraft wurde über die Lagerung des Zylindersegments mit Hilfe von Kraftaufnehmern bestimmt. Um den Reibkontakt zu schmieren, wurde über eine Tropfenschmierung im oberen Hubumkehrpunkt (HubOT) Öl zugeführt (Abb. 5.4b). Während des Versuchs wurden die Last, die Reibkraft, die Temperatur und die Laufzeit aufgenommen.

5.3.2 Versuchsdurchführung

Das Ziel der Untersuchungen war die Bestimmung der maximalen Last, bei der die anodisch-keramisierte Konversionsschicht durch 'Fressen' versagt. Die für die Versuche gewählten Prüfbedingungen, sind in Tabelle 5.4 aufgeführt.

Bewegung:	oszillierend
Hub:	30 mm
Frequenz f :	10 Hz
Normalkraft F_N :	30 - 530 N
Lastzunahme:	10 N/(5 min)
Öltemperatur T_{Oil} :	190°C
Schmierung:	Tropfenschmierung 1/(5 min)
Umgebung:	Luft
Öl:	Castrol (VP1-0091-39-01)
Werkstoffpaarung:	Ring = Stahl, nitriert (78.3 x 1,75) Liner = variiert ($\varnothing = 84$ mm)

Tabelle 5.4: Übersicht Prüfparameter der Fresslastuntersuchung im Cameron-Plint TE77

Für eine einheitliche Versuchsdurchführung wurden zwei Abbruchkriterien definiert:

- Reibwert $> 0,26$
- $F_N = 530$ N

Kommt es in dem System zu einem 'Fresser', so spiegelt sich dieser Zustand in einem erhöhten Reibwert wieder. Um eine Beschädigung der Versuchseinrichtung zu vermeiden, wurde die Normalkraft zusätzlich auf einen Wert von $F_N = 530$ N begrenzt. Erreicht eine

Laufbahnoberfläche diesen Wert und könnte diesen auch überschreiten, wird der Versuch dennoch abgebrochen.

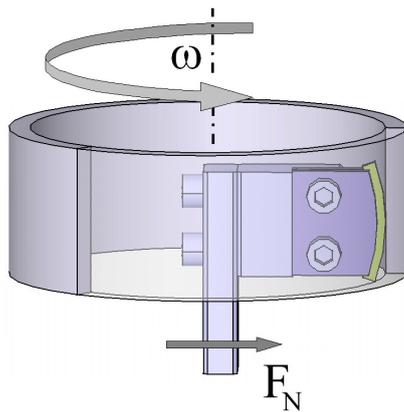
5.4 Reibungs- und Verschleißuntersuchungen im Rotationstribometer

Das Ziel dieser außermotorischen Untersuchung war es schon vor den motorischen Versuchen zu klären, ob potentielle Kolbenring/Laufbahn-Systeme unter Mischreibung ein ähnliches oder günstigeres tribologisches Verhalten gegenüber den Seriensystemen zeigen. Mit diesem Vorgehen sollte die Zahl der Versuche für die zeit- und kostenintensiven motorischen Tests reduziert und Systeme, die im Motorversuch zu Schädigung - z.B. durch "Fresser" - führen könnten, identifiziert werden.

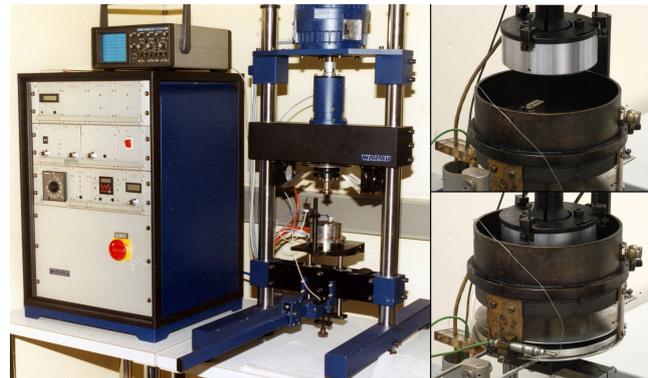
Verwendet wurde eine modifizierte Prüfanordnung nach [5], früher DIN 50324, die das tribologische Verhalten unter kontinuierlichem Gleitverschleiß untersucht.

5.4.1 Aufbau

Den Aufbau des Rotationstribometers zeigt Abb. 5.5. Das rotierende Zylindersegment wurde an der Innenmantelfläche tribologisch durch ein Kolbenringsegment belastet. Dabei war der Kolbenring um 90° relativ zu seiner realen Einbaulage verdreht, um im Berührungspunkt einen Punktkontakt zu erzeugen (Abb. 5.5a). Die Prüfkörper waren so angeordnet, dass etwaige Verschleißpartikel aus dem Kontakt herausfallen konnten. Die Belastung erfolgte statisch über einen Hebelarm. Es konnten Normalkräfte von 10-200 N aufgebracht werden. Über einen Elektromotor wurde das Zylindersegment gedreht. Über die Motorsteuerung konnte die Gleitgeschwindigkeit zwischen Ring und Laufbahn im Bereich von 0,1-7 m/s geregelt werden. Das entstehende Reibmoment wurde über eine Drehmomentmessnabe aufgenommen. Anders als beim Cameron-Plint Test war das System bei diesen Untersuchungen komplett tauchgeschmiert. Die Öltemperatur wurde über eine Heizplatte konditioniert (Abb. 5.5b).



(a) Reibkontakt Ring-Lauffläche



(b) Versuchsaufbau (Bildquelle: BAM)

Abbildung 5.5: Rotationstribometer

5.4.2 Versuchsdurchführung

Der kritische Reibungszustand im System Zylinderlaufbahn/Kolbenring entsteht im oberen Totpunkt, wenn der trennende Schmierfilm zusammenbricht und es im sogenannten Zwickelbereich zu Misch-/Grenzreibung kommt. Das Ziel bei der Festlegung der Prüfparameter war die Nachbildung dieser Verhältnisse.

- Normalkraft

Die Normalkraft lässt sich über die statische Bedingung im oberen Totpunkt anpassen. Der Verbrennungsdruck ergibt über die Höhe des 1. Ringes eine Normalkraft, die in dem Bereich 30 - 100 N liegt. Als gute Näherung haben sich 50 N bei Dieselmotoren und 30 N bei Ottomotoren bewährt [6].

- Gleitgeschwindigkeit

Nach [6] macht der Zwickelbereich nur etwa 5 - 10 % der Hublänge aus, in der die Gleitgeschwindigkeit um die 0,3 m/s beträgt.

- Öltemperatur

Mit der Normalkraft von 50 N und einer Gleitgeschwindigkeit von 0,3 m/s stellt sich mit einer Öltemperatur von 170°C in einem derartigen Versuchsaufbau Misch-/Grenzreibung ein, was anhand der Reibungszahl abgelesen werden kann [6].

Eine Übersicht der festgelegten Parameter ist in Tabelle 5.5 gegeben.

Bewegung:	kontinuierlich
Normalkraft F_N :	50 N
Gleitgeschwindigkeit v :	0,3 m/s
Öltemperatur T_{Oel} :	170°C
Schmierung:	Tauchschmierung
Versuchsdauer:	22 h 12 min (24 km)
Öl:	variiert
Werkstoffpaarung:	Ring = variiert, Liner = variiert

Tabelle 5.5: Übersicht Prüfparameter der Untersuchungen im Rotationstribometer

Alle in dieser Untersuchung verwendeten Ringe basierten auf dem nitrierten Serienrechteckring GOE66 [29]. Sämtliche Beschichtungen wurden nachträglich auf die Ringlauffläche aufgebracht. Neben Beschichtungen, die schon serienmäßig eingesetzt werden, wurden auch Schichten aus Versuchsanlagen aufgebracht. Eine Ausnahme bildete ein verwendeter Graugussring. Er wurde extra gefertigt, basiert jedoch hinsichtlich allen Spezifikationen auf den Daten des Serienringes. Die in diesem Versuch verwendeten Öle wurden von der Firma Castrol bezogen.

5.4.3 Bestimmung der tribologischen Kenngrößen

Reibungszahl: Die Bestimmung der Reibungszahl erfolgte aus dem Verhältnis von Reibungskraft zu Normalkraft (siehe Kapitel 2.1.1):

$$f = \frac{F_R}{F_N} \quad (5.1)$$

Volumetrischer Verschleiß: Nach dem Versuch wurde das Verschleißvolumen von Ring und Laufbahn bestimmt. Der Verschleiß des Ringes wurde über das lichtmikroskopische Vermessen der Kalotte bestimmt. Unter der Voraussetzung, dass der Kolbenring als Toroid modelliert wird, lässt sich der volumetrische Verschleißbetrag nach folgender Formel berechnen:

$$W_{v,R} \approx \Pi \cdot \frac{d_a^2 \cdot d_b^2}{64 \cdot \sqrt{R_1 \cdot R_2}} - \Pi \cdot \frac{d_a^2 \cdot d_b^2}{64 \cdot \sqrt{R_1' \cdot R_2'}} \quad (5.2)$$

mit:

$$R'_1 \approx \frac{d_b^2}{8 \cdot h}; R'_2 \approx \frac{d_{a,LB}^3}{12 \cdot W_{q,LB}}$$

worin h :

$$h \approx \frac{d_a^2}{8 \cdot R'_2}$$

Darin ist R_1 der Radius der Ringballigkeit ($R_1 = 30\text{mm}$), R_2 der Ringradius ($R_2 = \frac{D_{Ring}}{2}$), d_a und d_b die Dimensionen der zweidimensionalen Verschleißkalotte. Der Substrahend in der Berechnung ist dabei der Betrag, um den das Verschleißvolumen reduziert werden muss, da im Reibungskontakt keine planare Kalotte entsteht.

Die Bestimmung des Verschleißes auf der Laufbahn erfolgte nach einem weiteren Verfahren. Zur Bestimmung des Verschleißvolumens wurde mit einem Tastschnittmessgeräts an vier Stellen auf dem Umfang quer zur Laufspur ein Oberflächenprofil aufgenommen (Abb. 5.6). Durch das manuelle Einfügen einer 'Oberflächen-Referenzlinie', ließ sich ein

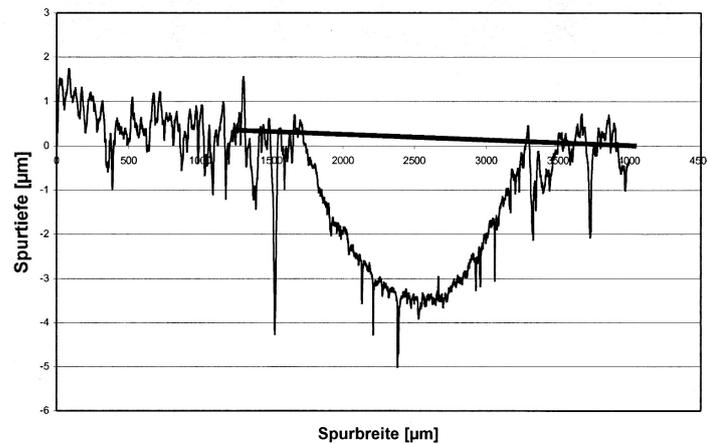


Abbildung 5.6: Bestimmung des planimetrischen Verschleißbetrages W_q

planimetrischer Verschleißbetrag W_q bestimmen. Die Multiplikation mit dem Spurumfang führte zum volumetrischen Verschleißbetrag:

$$W_{v,LB} = W_q \cdot (\Pi \cdot d) \quad (5.3)$$

Volumetrischer Verschleißkoeffizient: Auf Basis der volumetrischen Verschleißbeträge von Ring und Laufbahn wurden die Verschleißkoeffizienten bestimmt:

$$k = \frac{W_{v,R,LB}}{(F_N \cdot s)} \quad (5.4)$$

5.5 Reibungs- und Verschleißuntersuchungen im Einzylindermotor

Die Untersuchung des tribologischen Verhaltens von anodisch keramisierten Laufbahnen unter realen Betriebsbedingungen war der wesentliche Aspekt dieser Arbeit. Es wurde dazu in Zusammenarbeit mit dem Lehrstuhl für Verbrennungsmotoren der TU Dresden ein Einzylinderaggregat aufgebaut. Als Basis diente der aktuelle BMW Otto-DI Reihen-sechszylindermotor, der im Fahrzeugtyp 335i eingebaut ist (Anhang B). Auf diese Weise wurden die messtechnischen Vorteile eines Einzylindermotors mit dem zukünftigen otto-motorischen Konzept von Direkteinspritzung und Turboaufladung kombiniert. Das Aggregat sollte dabei zwei wesentliche Eigenschaften erfüllen: zum einen die Bedingungen des Vollmotors über das komplette Kennfeld so gut wie möglich nachbilden und zum anderen die Erfassung der Reibung der Kolbengruppe ermöglichen.

5.5.1 Aufbau

Wie bereits erwähnt, wurde der Einzylindermotor auf Basis eines BMW Serienmotors entwickelt. Die wesentlichen Elemente, die vom Vollmotor übernommen wurden, sind der Zylinderkopf mit dem Ventiltrieb inklusive der vollvariablen Nockensteuerung, die Ansaugbrücke, die Drosselklappe und das Einspritzsystem (Railpumpe, Rail, Injektor) sowie der Steuertrieb. Zudem wurden noch der Serienpleuel, Serienkolben und die Serien-Ölspritzdüse verwendet. Auf diese Weise sollte ein annähernd identischer Verbrennungsprozess gewährleistet werden. Den Grundaufbau des Einzylindermotors zeigt Abb. 5.7a. Neben dem Zylinderkopf besteht das Aggregat aus drei weiteren Komponenten - dem Zylinderblock, dem Kurbelgehäuse und dem Ausgleichswellengehäuse. Neben der Adaption des Zylinderkopfes wurde der Zylinderblock so konstruiert, dass in ihn die Versuchsbuchsen (Abb. 5.2a) integriert werden konnten (Abb. 5.8). Um thermisch bedingte Verspannung von Versuchsbuchse und Zylinderblock zu vermeiden, wurde eine hochfeste Aluminiumlegierung (EN AW-7075) verwendet, die einen ähnlichen Ausdehnungskoeffizienten wie das Buchsenmaterial aufweist. Zur Nachbildung der thermischen und mechanischen Bedingungen, wurden der Wassermantel und die open-deck Bauweise dem Vollmotor nach-

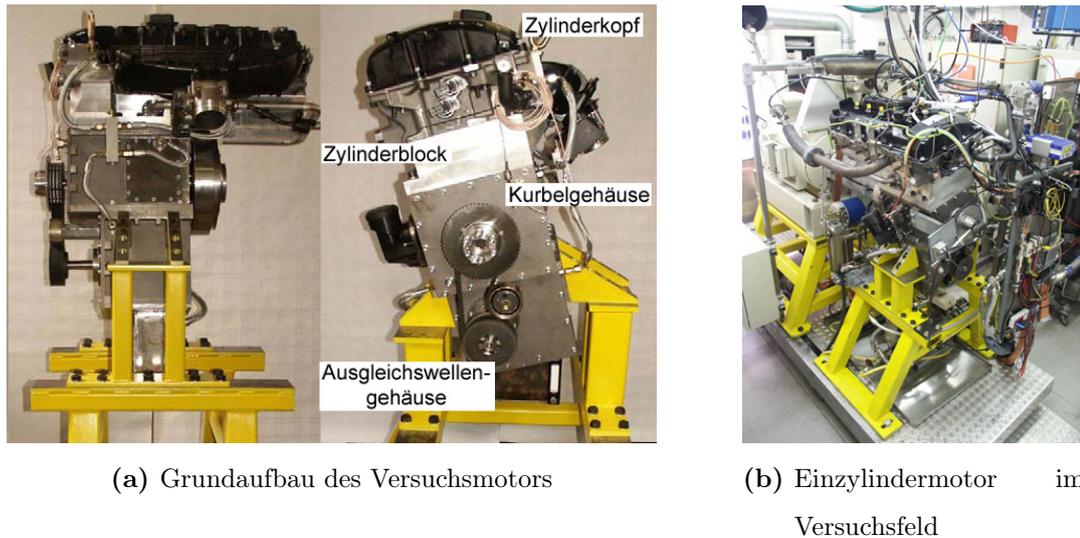


Abbildung 5.7: Einzylindermotorprüfstand: a) Grundaufbau in zwei Ansichten, b) Integration des Einzylindermotors ins Versuchsfeld

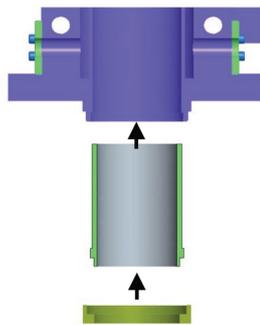


Abbildung 5.8: Konstruktive Lösung zur Integration der Versuchsbuchse in den Zylinderblock. Axiale Sicherung über eine Überwurfmutter. Sicherungsstift gewährleistet eine Verdrehungssicherung.

empfundener. Kurbelgehäuse und Massenausgleich wurden so ausgelegt, dass alle Betriebspunkte des Vollmotors appliziert werden konnten. In der Tabelle 5.6 auf Seite 62 sind die wichtigsten Motorabmessungen des Einzylindermotors aufgeführt. Der Einzylindermotor wurde in ein konventionelles Prüffeld integriert (Abb. 5.7b). Die Steuerung erfolgte über ein frei programmierbares Steuergerät der Firma GEMS¹. Mit einem von der TU Dresden entwickelten Messwerterfassungsprogramm konnten die relevanten Motordaten - Drehzahl, Drücke und Temperaturen - erfasst und aufgezeichnet werden. Des Weiteren wurden die Ladeluft-, Kühlwasser-, Motoröl- und Kraftstoffkonditionierung überwacht. Die Fremdaufladung des Motors erfolgte mit einem Rootsbläser der Firma EATON mit

¹Hardware-Modul EM36 und Software; <http://www.gems.co.uk>

Technische Daten Einzylindermotor (=BMW-Reihensechszylinder (335i))			
<u>Größe</u>		<u>Einheit</u>	<u>Wert</u>
max. Drehzahl	n	[min ⁻¹]	7000
Hub	h	[mm]	89,6
Bohrung	D_{Zyl}	[mm]	84,0
Pleuellänge	l	[mm]	145,05
Desachsierung	b	[mm]	0,5 (zur DS)
Hubvolumen	V_H	[cm ³]	496,542
Hub/Bohrungsverhältnis	h/l	[-]	1,067
Pleuelstangenverhältnis	r/l	[-]	0,3089
Verdichtungsverhältnis	ε	[-]	10,5:1
Kolbenfläche	A_K	[mm ²]	5541,8

Tabelle 5.6: Übersicht Technische Daten

einem maximalen Ladedruck von 2,1 bar. Die Ladelufttemperatur konnte mit einem Wärmetauscher und einer Zusatzheizung in einem Temperaturbereich von 20-130°C geregelt werden. Die Konditionierung von Kühlwasser und Motoröl erfolgte über einen gekoppelten Wärmetauscher in Kombination mit Zusatzheizungen. Der Temperaturbereich des Kühlwassers lag zwischen 20-110°C, der des Motoröls bei 20-100°C. Über eine Zahnradpumpe konnte ein Öldruck von maximal 8 bar erreicht werden. Der Raildruck von 180 bar wurde durch die Serienkraftstoffpumpe erzeugt. Diese wurde mit Hilfe eines Elektromotors angetrieben. Die Kraftstoffkonditionierung erfolgte mit einem Wärmetauscher. Der erreichbare Temperaturbereich lag zwischen 20-80°C. Eine Gesamtübersicht der am Prüfstand dokumentierten Größen ist im Anhang C gegeben.

5.5.2 Versuchsdurchführung

Anders als in Modelluntersuchungen, in denen die Randbedingungen sehr gut eingestellt werden können, ist das reale System Zylinderlaufbahn-Kolbengruppe weitaus komplexer. Aus diesem Grund wurde das System, auch im Hinblick auf die Reibungsmessungen, für die Untersuchungen im Einzylindermotor vereinfacht. Nach *Reipert* [125] ist die Wirkung

erhöhter Gasdrücke, die die Anpressung und Dichtwirkung der Ringe unterstützen, hauptsächlich für den obersten Kompressionsring relevant, so dass in diesen Untersuchungen nur der erste Kompressionsring variiert wurde. Für die Vergleichbarkeit der Ergebnisse wurden hierbei die gleichen Ringtypen eingesetzt, die auch in den Untersuchungen am Rotationstribometer verwendet wurden. Der Nasenminuten- und der Ölabstreifring wurden als konstante Parameter festgelegt. Die Tangentialkraft, die einen wesentlichen Einfluss auf die Reibung hat, wurde bei allen Ringen konstant gehalten. Ebenso die Ringlaufflächengeometrie. Zudem wurde ein einheitlicher Kolben verwendet, um die Einflüsse von Kolbenmasse, Kolbendesachsierung, Kolbenschaftflächen und Kolbenschaftbeschichtung zu vereinheitlichen. Bei den Versuchen wurde stets darauf geachtet, dass die Kolben ein einheitliches Kolbeneinbauspiel aufwiesen.

In der nachfolgenden Tabelle 5.7 ist eine Übersicht der festgelegten Parameter gegeben. Für eine bessere Vergleichbarkeit wurden während der Versuchsreihen jeweils nur ein Pa-

Zylinderlaufbahn:	variiert
Rechteckring:	variiert
Nasen-Minuten-Ring:	Kugelgraphitguss, vergütet
Ölabstreifring:	Stahl, nitriert (3-teilig)
Ringvorspannkkräfte F_T :	konstant
Kolben:	Al
Kolbenhemdbeschichtung:	Graphit
Kolbenspiel (kalter Zustand):	20 - 40 μm
Öl:	variiert
Öltemperatur:	75°C
Wassertemperatur:	75°C

Tabelle 5.7: Übersicht Systemparameter der Untersuchungen im Einzylindermotor

parameter verändert und die Konditionierungsbedingungen konstant gehalten. Damit die verschiedenen Systeme gerade im Bezug auf das Einlaufverhalten bewertet werden konnten, wurde nach jedem Versuch sowohl die Buchse als auch der Kolben inklusive Ringen getauscht. Um einen Einfluss von kontaminiertem Öl auszuschließen, wurde der Motor gespült und mit neuem Öl befüllt. Die verwendeten Öle waren identisch zu denen der

Versuche im Rotationstribometer.

Versuchsprogramm

Das Versuchsprogramm untergliedert sich in zwei Teile:

Einlaufprogramm

Der typische Zeitverlauf des Verschleißvorganges in einem tribologischen Systems beginnt mit einem Einlaufverschleiß. Im allgemeinen nimmt dabei die Verschleißgeschwindigkeit ab und kann in einem konstanten Wert verharren [6]. Diesen Zustand zu erreichen war das Ziel des Einlaufprogramms. Nach *Scherge* et al. [126, 127] ist der Energieeintrag durch Belastung und Gleitgeschwindigkeit dabei die entscheidende Größe.

Das Einlaufprogramm ist in Abb. 5.9 dargestellt. In Phase I des Programms wurde mit

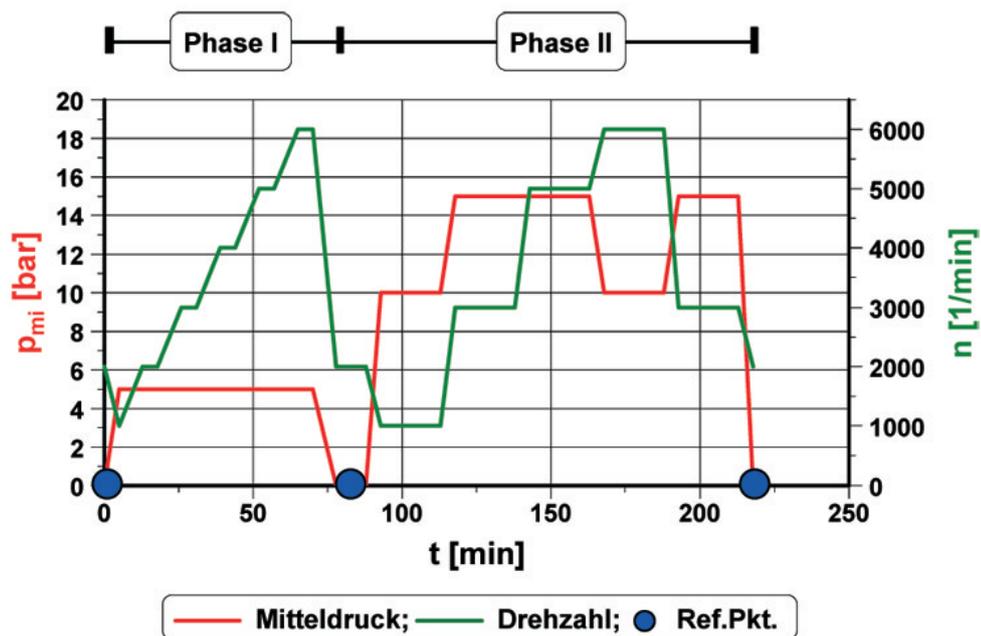


Abbildung 5.9: Einlaufprogramm der Reibungs- und Verschleißuntersuchungen am Einzylindermotor

konstantem Mitteldruck ($p_{mi} = 5 \text{ bar}$) die Drehzahl stufenweise bis zur Maximaldrehzahl erhöht. Dadurch sollten lose Partikel in der Oberfläche entfernt und eine erste Glättung der Rauheitshügel erreicht werden. Durch die Wahl der geringen Belastung sollte ein abrasiver Verschleiß am Anfang minimiert werden. In der folgenden Phase II wurde zusätzlich zu der Drehzahl auch die Belastung erhöht. Es wurde zu jeder Drehzahl die spezifische

Volllast eingestellt. Der Energieeintrag zur Glättung der Oberflächen entsprach auf diese Weise den im Betrieb auftretenden Belastungen und sollte somit möglichst schnell zu einem stationären Zustand führen. Die Überprüfung erfolgte anhand von Referenzpunkten ($p_{mi} = 2 \text{ bar}$, $n = 2000 \text{ U/min}$), die vor und nach den einzelnen Phasen gefahren wurden. Die Referenzpunkte wurden im Schleppbetrieb gemessen. Die Messung berücksichtigte auf diese Weise ausschließlich die Mechanik ohne die Verbrennung. Die Versuche zeigten, dass das Einlaufverhalten von unterschiedlichen Laufbahnen variiert, so dass zur Vereinheitlichung der Laufleistung die Phase II viermal wiederholt wurde, bevor das Einlaufprogramm abgeschlossen wurde.

Messprogramm

Nach der Einlaufphase folgte das eigentliche Messprogramm, welches in Abb. 5.10 dargestellt ist. Das Programm gliedert sich in drei Lastbereiche: der unteren Teillast (uTL), der oberen Teillast (oTL) und der Volllast (VL). Die Volllastlinie des Einzylindermotors wurde zum Bauteilschutz (kein Betrieb an der Klopfgrenze) unter die Volllastlinie des Vollmotors gelegt.

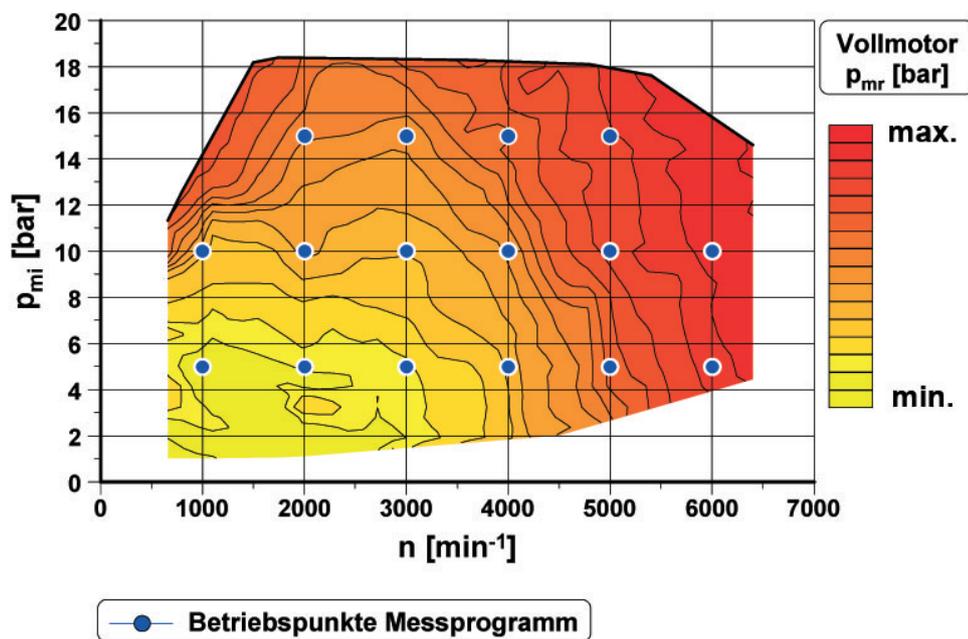


Abbildung 5.10: Betriebspunkte des Einzylinder-Messprogramms bezogen auf das Reibmitteldruckkennfeld des Vollmotors

Die 16 Messpunkte wurden so definiert, dass es möglich war, mit angemessenem Aufwand ein möglichst vollständiges Kennfeld der Drehzahl- und Lastabhängigkeit des Reibmitteldrucks zu ermitteln.

Spülprogramm

Im Rahmen dieser Arbeit wurde auch der Einfluss von verschiedenen Ölmodifikationen untersucht. Um Quereinflüsse der verschiedenen Öle auszuschließen wurde ein entsprechendes Spülprogramm entwickelt. Da die Wirkung der Öladditive auf Öl-Oberflächen-Wechselwirkungen beruhen, war es notwendig, die Motorkomponenten, vor allem die Zylinderlaufbahn, nach den Versuchen von dem "alten" Öl zu "reinigen". Analysen bei der Firma Castrol ergaben, dass durch Spülen die Benetzung der Oberfläche mit Öl entfernt werden kann. Damit speziell die Oberfläche der Zylinderlaufbahn mit dem zu untersuchenden Öl in Wechselwirkung treten kann, wurde die Zylinderbuchse zusätzlich fettfrei gereinigt.

Die einzelnen Schritte sind im folgenden aufgeführt:

- zweimaliges Spülen² mit speziellen Spülöl (Castrol-Bezeichnung: Q556)
- fettfreies Reinigen der Zylinderlaufbahn
- einmaliges Spülen mit dem zu untersuchenden Öl
- Auffüllen mit dem zu untersuchenden Öl

5.5.3 Bestimmung der tribologischen Kenngrößen

Reibkraft

Um alle Betriebspunkte des Versuchsprogramms (Abb. 5.10) erfassen zu können, wurde die Reibkraft mit dem Instantaneous IMEP-Verfahren nach *Uras* und *Patterson* [25] bestimmt.

²Spülen:

- Konditionierung Motoröl auf $T_{Oil}=70^{\circ}\text{C}$
- Betriebspunkt: $n = 2000 \text{ U/min}$, $p_{mi} = 2 - 5 \text{ bar}$
- Laufzeit: $t=10-15 \text{ min}$

Die Bestimmung der Reibkraft erfolgte damit gemäß Abb. 2.10 zu:

$$F_R = F_{Pl,v} + F_{osz} - F_G \quad (5.5)$$

In den nächsten Abschnitten werden die einzelnen Glieder bestimmt, wobei jedoch auf eine detaillierte Beschreibung der dafür applizierten Messtechnik und deren konstruktive Integration verzichtet wird.

Vertikale Pleuelkraft $F_{Pl,v}$

Auf Basis der geometrischen Beziehungen in Abb. 5.12 gilt für die vertikale Pleuelkraft :

$$F_{Pl,v} = F_{Pl} \cdot \cos \left(\arcsin \frac{r \cdot \sin \varphi + b}{l} \right) \quad (5.6)$$

Oszillierende Massenkraft F_{osz} Die Bestimmung der oszillierenden Massenkraft erfolgte auf Basis der Erkenntnisse von *Uras* und *Patterson* [25]. Der Pleuel wird nicht als zwei Punktmassen betrachtet, sondern es wird der auf die Dehnmessstreifen wirkende Pleuelmassenanteil berücksichtigt, indem der Pleuel zusätzlich in die Sektionen A und B (Abb. 5.11) zerlegt wird. Die oszillierende Massenkraft ergibt sich zu:

$$\begin{aligned} F_{osz} &= F_{osz-Kolben} + F_{osz-Pleuel} \cdot \cos \beta \\ &= (m_K + m_{SektionA}) \cdot \ddot{s} + m_{SektionB} \cdot a_B \cdot \cos \beta \end{aligned} \quad (5.7)$$

Die Sektion A wurde so gewählt, dass der Schwerpunkt möglichst im oberen Pleuelauge liegt und als reine oszillierende Masse $m_{SektionA}$ zur Kolbenmasse m_K addiert und mit der Kolbenbeschleunigung \ddot{s} multipliziert werden kann. Sektion B endet nach den (von der Massenkraft beeinflussten) Dehnmessstreifen. Die oszillierende Massenkraft dieses Abschnitts errechnet sich aus dessen Masse $m_{SektionB}$ und der Beschleunigung a_B . Entsprechend der Dynamik des Pleuels gilt für die Beschleunigung der beiden Punkte A und B folgende Beziehung:

$$a_B = a_A + a_{AB} \quad (5.8)$$

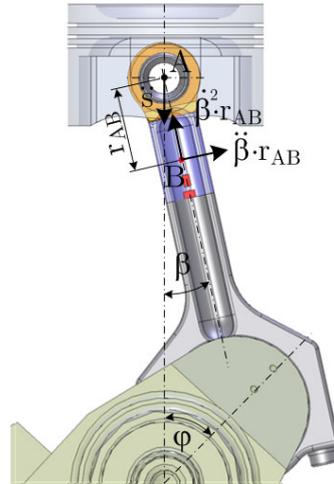


Abbildung 5.11: Massenauftteilung des Pleuels in Sektion A und B nach [25].

a_B ist die Absolutbeschleunigung eines Punktes auf der Pleuellängsachse, a_A ist die absolute Punktbeschleunigung im oberen Pleuelauge in Richtung der Pleuellängsachse. Sie kann bezogen auf die Zylinderachse durch die Kolbenbeschleunigung \ddot{s} und den Pleuelwinkel β ausgedrückt werden.

$$a_A = \ddot{s} \cdot \cos \beta \quad (5.9)$$

Für die zweidimensionale Bewegung ist die Relativbeschleunigung a_{AB} gegeben durch:

$$a_{AB} = \ddot{\beta} \cdot r_{AB} - \dot{\beta}^2 \cdot r_{AB} \quad (5.10)$$

r_{AB} ist der Abstand zwischen dem Mittelpunkt des oberen Pleuelauges und dem Massenschwerpunkt der Sektion B. Er wurde analog zu den Massen $m_{SektionA}$ und $m_{SektionB}$ anhand der Pleuelkonstruktionsdaten ermittelt. Durch die Querkraftkompensierung des Messpleuels kann die Normalkraftkomponente vernachlässigt werden und es ergibt sich für die Beschleunigung a_B in Pleuellängsrichtung:

$$a_B = \ddot{s} \cdot \cos \beta - \dot{\beta}^2 \cdot r_{AB} \quad (5.11)$$

Die Kolbenbeschleunigung \ddot{s} lässt sich aus der zweifachen Ableitung der Kolbenweg-Gleichung nach der Zeit berechnen. Die Kolbenweg-Gleichung wird durch die Abgängigkeit des Kolbenwegs vom Kurbelwinkel, $s = f(\varphi)$, beschrieben.

Kolbenweg s Entsprechend den geometrischen Beziehungen nach Abb. 5.12 (Seite 70) ergibt sich für den Kolbenweg folgende Grundgleichung:

$$\begin{aligned} s &= x_o - x \\ s &= \sqrt{(l+r)^2 - b^2} - (r \cdot \cos \varphi + l \cdot \cos \beta) \end{aligned} \quad (5.12)$$

Durch Substitution des von φ abhängige Winkels β durch $\beta = f(\varphi)$, folgt mit:

$$\cos \beta = \sqrt{1 - \left(\frac{r \cdot \sin \varphi + b}{l} \right)^2} \quad (5.13)$$

$$s(\varphi) = \sqrt{(l+r)^2 - b^2} - \left[r \cdot \cos \varphi + l \cdot \sqrt{1 - \left(\frac{r \cdot \sin \varphi + b}{l} \right)^2} \right] \quad (5.14)$$

mit $\lambda = \frac{r}{l}$:

$$s(\varphi) = r \cdot \left(\sqrt{\left(\frac{1}{\lambda} + 1 \right)^2 - \frac{b^2}{r^2}} - \cos \varphi - \frac{1}{\lambda} \cdot \sqrt{1 - \left(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l} \right)^2} \right) \quad (5.15)$$

Für einen Kurbeltrieb ohne Desachsierung ($b = 0$) ergibt sich die aus [4] bekannte Gleichung für den normalen Kurbeltrieb.

$$s(\varphi) = r \cdot \left[1 - \cos \varphi + \frac{1}{\lambda} \cdot \left(1 - \sqrt{1 - (\lambda \cdot \sin \varphi)^2} \right) \right] \quad (5.16)$$

Kolbengeschwindigkeit \dot{s} Die Kolbengeschwindigkeit \dot{s} folgt durch die zeitliche Differenzierung des Kolbenwegs $s(\varphi)$:

$$\dot{s}(\varphi) = \omega \cdot r \cdot \underbrace{\left[\sin \varphi + \frac{(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l}) \cdot \cos \varphi}{\sqrt{1 - (\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l})^2}} \right]}_{s'} \quad (5.17)$$

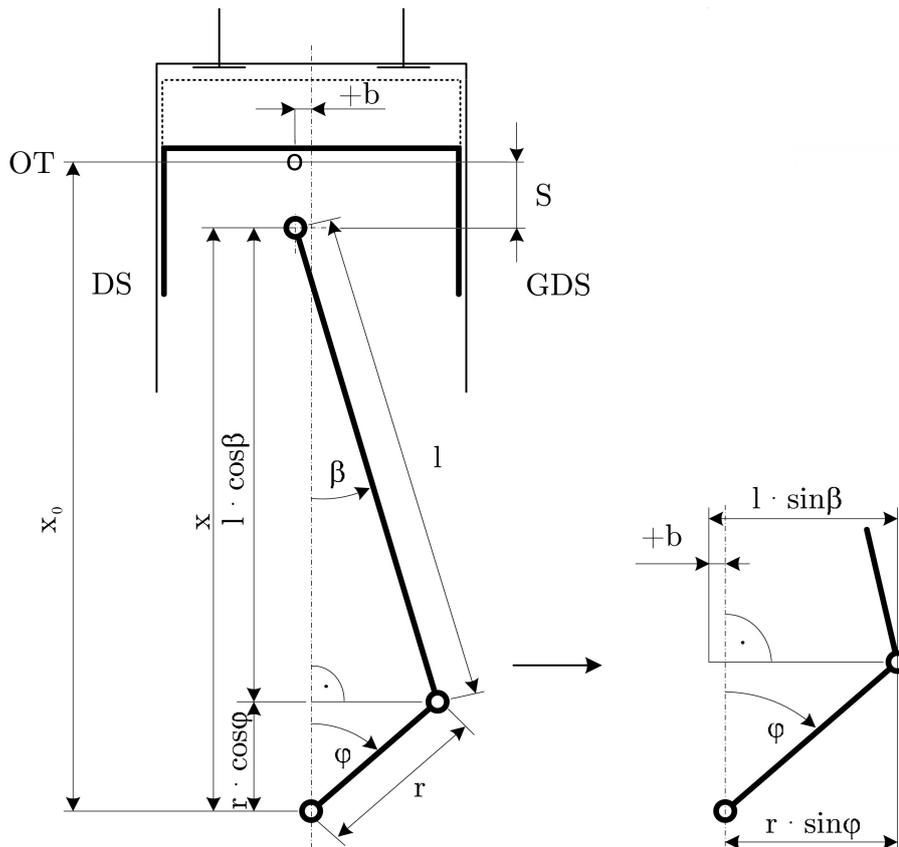


Abbildung 5.12: desachsierter Kurbeltrieb

Kolbenbeschleunigung \ddot{s} Das zweifache Differenzieren der Kolbenweggleichung nach der Zeit ergibt die Kolbenbeschleunigung. Unter der Annahme, dass die Drehzahl in den stationären Betriebspunkten des Messprogramms (Kapitel 5.5.2) konstant ist, folgt mit $\omega = \text{konstant}$:

$$\ddot{s}(\varphi) = \omega^2 \cdot r \cdot \underbrace{\left[\cos \varphi + \frac{\lambda \cdot \cos^2 \varphi - \sin \varphi \cdot \left(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l} \right) \cdot \left[1 - \left(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l} \right)^2 \right]}{\left[1 - \left(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l} \right)^2 \right]^{3/2}} \right]}_{s''} \quad (5.18)$$

Bei den Voruntersuchungen am Versuchsmotor zeigte sich, dass die getroffene Annahme einer konstanten Drehzahl über das Arbeitsspiel im gefahrenen Betriebspunkt nicht getroffen werden darf. In Abhängigkeit vom Betriebspunkt kann der reale Drehzahlverlauf während eines Arbeitsspiels um $\Delta n = \pm 60 \text{ min}^{-1}$ von der konstant angenommenen Drehzahl abweichen. Durch den direkten Einfluß der oszillierenden Masse auf die Reibkraftberechnung gemäß Glg. 5.5 muss diese Drehungleichförmigkeit in Form $\omega = f(\varphi)$ bei der Berechnung berücksichtigt werden.

Unter Anwendung der Regeln der Differentialrechnung gilt:

$$\ddot{s}(\varphi) = \omega^2 \cdot s'' + \omega' \cdot \omega \cdot s'$$

Die Kolbenbeschleunigung ergibt sich somit, unter Verwendung der bereits hergeleiteten Ausdrücken in Glg. 5.17 und Glg. 5.18 zu:

$$\begin{aligned} \ddot{s}(\varphi) = \omega^2 \cdot r \cdot & \left[\cos \varphi + \frac{\lambda \cdot \cos^2 \varphi - \sin \varphi \cdot (\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l}) \cdot [1 - (\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l})^2]}{[1 - (\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l})^2]^{3/2}} \right] + \dots \\ & \dots + \omega' \cdot \omega \cdot r \cdot \left[\sin \varphi + \frac{(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l}) \cdot \cos \varphi}{\sqrt{1 - (\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l})^2}} \right] \end{aligned} \quad (5.19)$$

Zur vollständigen Bestimmung der oszillierenden Massenkraft sind der Pleuelwinkel β und die Winkelgeschwindigkeit $\dot{\beta}^2$ zu bestimmen. β ist in Glg 5.13 definiert. $\dot{\beta}^2$ ergibt sich aus der zeitlichen Differenzierung der Winkelbeziehung in Abb. 5.12 auf Seite 70 zu:

$$\dot{\beta}^2 = \left(\omega \cdot \frac{r}{l} \cdot \frac{\cos \varphi}{\cos \beta} \right)^2 \quad (5.20)$$

Der oszillierende Massenkraftanteil des Pleuels $F_{osz-Pleuel}$ ergibt sich nach Glg. 5.7 mit Glg. 5.11 zu:

$$F_{osz-Pleuel} = m_{SektionB} \cdot \left[\ddot{s} \cdot \sqrt{1 - \left(\frac{r \cdot \sin \varphi + b}{l} \right)^2} - \left(\omega \cdot \frac{r}{l} \cdot \frac{\cos \varphi}{\sqrt{1 - \left(\frac{r \cdot \sin \varphi + b}{l} \right)^2}} \right)^2 \cdot r_{AB} \right] \quad (5.21)$$

Die Gesamtgleichung zur Berechnung der oszillierenden Massenkraft ergibt sich zu:

$$F_{osz} = (m_K + m_{SektionA}) \cdot \text{Glg. 5.19} + \text{Glg. 5.21} \cdot \text{Glg.5.13} \quad (5.22)$$

Dass die Berücksichtigung der Drehungleichförmigkeit für die Berechnung der Reibkraft zwingend notwendig ist, wurde in Voruntersuchungen nachgewiesen. Der in den Untersuchungen identifizierte Einfluß der Ungleichförmigkeit der Drehzahl während eines Arbeitsspiels, kann abhängig vom Betriebspunkt zu Abweichungen von bis zu 10 % in der berechneten Größe der oszillierende Masse führen.

Gaskraft F_G Die auf den Kolben wirkende Gaskraft ist das Produkt aus dem vorherrschenden Zylinderdruck p_{Zyl} abzüglich dem im Kurbelgehäuse (ZKG) vorhandenen Druck p_{ZKG} und der wirksamen Kolbenfläche A_K . Sie ergibt sich zu:

$$F_G = (p_{Zyl} - p_{ZKG}) \cdot A_K, \quad (5.23)$$

Reibarbeit und Reibleistung

Die Reibkraft eignet sich gut, um verschiedene Systeme zyklusaufgelöst zu betrachten. Für eine energetische Aussage ist die Verwendung der Reibarbeit zielführend. Sie ist das geschlossene Kreisintegral der Reibkraft (der Kolben-Zylinder-Baugruppe) entlang des Kolbenwegs und berechnet sich zu:

$$W_R = \oint F_R ds \quad (5.24)$$

Um die Reibarbeit in Abhängigkeit vom Kurbelwinkel zu bestimmen, muss das Wegelement ds des Integrals durch einen vom Kurbelwinkel φ abhängigen Term substituiert werden. Die Substitution erfolgt in der Form:

$$ds = \frac{ds}{d\varphi} \cdot d\varphi$$

Mit der Differentiation der bereits bekannten Kolbenweg-Gleichung (Glg. 5.15) nach φ ergibt sich die Reibarbeit nach Glg. 5.24 zu:

$$W_R = \int F_R \cdot r \cdot \left[\sin \varphi + \frac{(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l}) \cdot \cos \varphi}{\sqrt{1 - (\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l})^2}} \right] d\varphi \quad (5.25)$$

Die Reibleistung P_r ergibt sich aus der zeitlichen Ableitung zu:

$$P_r = \int F_R \cdot r \cdot \left[\sin \varphi + \frac{(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l}) \cdot \cos \varphi}{\sqrt{1 - (\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l})^2}} \right] \frac{d\varphi}{dt} \quad (5.26)$$

Reibmitteldruck

Analog zum indizierten Mitteldruck p_{mi} , lässt sich auch die Reibarbeit auf eine dimensionslose Größe umrechnen. Der sogenannte Reibmitteldruck p_{mr} ist die auf das Hubvolumen V_H normierte Reibarbeit und berechnet sich zu:

$$p_{mr} = \frac{W_R}{V_H} = \frac{1}{V_H} \cdot \oint F_R ds \quad (5.27)$$

$$p_{mr} = \frac{1}{V_H} \cdot \int F_R \cdot r \cdot \left[\sin \varphi + \frac{(\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l}) \cdot \cos \varphi}{\sqrt{1 - (\lambda \cdot \sin \varphi + \frac{b}{l})^2}} \right] d\varphi \quad (5.28)$$

Verschleiß

Neben den Kenngrößen der Reibung, ist die Beurteilung des Verschleißes im System eine wichtige Größe, um das System Zylinderlaufbahn/Kolbenring hinsichtlich Funktions- und Langzeitstabilität zu bewerten.

Ringverschleiß Zur Bestimmung des Ringverschleißes wurde an den zu untersuchenden Messstellen ein Profilschrieb nach dem Motorlauf über die Kolbenringlauffläche erstellt und mit dem Profil des Ausgangszustandes verglichen (Abb. 5.13). Als Maß ergibt sich ein Wert für den radialen Ringverschleiß - die Verschleißhöhe.

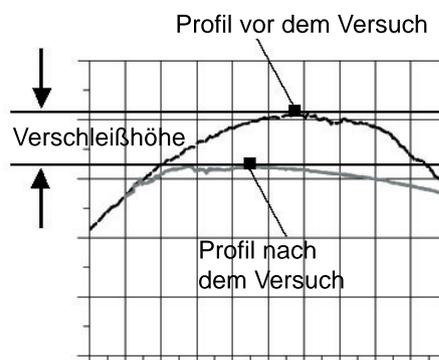


Abbildung 5.13: Bestimmung des Kolbenringlaufflächenverschleißes

Laufbahnverschleiß Der Verschleiß der Zylinderlaufbahn konnte mit den konventionellen Verfahren, wie Ausmessen des Zwickelverschleißes mittels Profilschreibern und/oder Differenzenbetrachtung der Durchmesser nicht eindeutig bestimmt werden. Um dennoch eine Aussage hinsichtlich Verschleiß treffen zu können, wurde ein anderes Verfahren herangezogen - die Radionuklid-Methode.

5.6 Verschleißuntersuchung mittels Radionuklidtechnik (RNT)

Der Verschleiß bzw. Verschleißgeschwindigkeit der Zylinderlaufbahn unter normalen motorischen Bedingungen ist mit Ausnahme des Zwickelbereichs schwer bestimmbar, da sie sehr gering sind. Die Kenntnis dieser Größen spielt jedoch bei Laufbahnen, die aus Dünnschichten bestehen, eine wichtige Rolle, da ein vollständiger Verschleiß derselben über die Betriebsdauer vermieden werden muss. Der Einsatz der Radionuklidtechnik ist hinsichtlich dieser Fragestellung eine adäquate Lösung, um unter motornahen energetischen Randbedingungen das Verschleißverhalten mit Auflösungsgrenzen im Bereich nm/h zu bestimmen [126]. Durchgeführt wurden die Versuche in der IAVF Antriebstechnik GmbH.

5.6.1 Aufbau

Die Verschleißuntersuchungen wurden an einem speziellen Stift-Scheibe Tribometer durchgeführt. Den Aufbau zeigt Abb. 5.14. Eine Scheibe rotiert gegen einen Stift mit variierbarer Normalkraft und Gleitgeschwindigkeit. Die Bauteilgeometrien sind im Anhang D aufgeführt. Geschmiert wurde das System über einen kontinuierlichen Schmierstofffluss.

5.6.2 Versuchsdurchführung

Für die Durchführung der Versuche wurde ein nitrierter Stahlstift gemäß den Spezifikationen des entsprechenden Kolbenrings hergestellt. Die $AlSi_9Cu_3$ -Scheibe wurde aus einem Kurbelgehäuse in der benötigten Geometrie herausgearbeitet und anschließend auf der Lauffläche keramisiert.

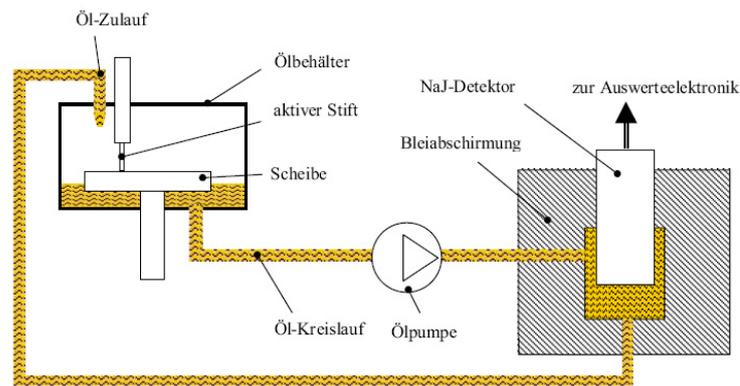


Abbildung 5.14: Schematischer Versuchsaufbau zur kontinuierlichen Verschleißmessung mittels Radionuklidtechnik (RNT) [128]

Während der Prüfläufe wurde der Verschleiß dieser Reibpaarung kontinuierlich bestimmt. Das Schmieröl wurde dabei temperaturgeregt mit einer Temperatur von $100 \pm 5^\circ\text{C}$ in den Kontakt eingeleitet. Verwendet wurde Castrolöl vom Typ VP-1.

Ein Versuchslauf bestand aus einem Kennfeld aus 20 Betriebspunkten: Dem Einlaufbetriebspunkt bei einer Pressung von 9 N/mm^2 (90 bar) und einer Gleitgeschwindigkeit von $0,75 \text{ m/s}$ und nachfolgenden 19 weiteren Betriebspunkten mit Geschwindigkeiten von $0,75$ bis 5 m/s und Pressungen von 3 bis 12 N/mm^2 (30-120 bar) und 12 bis 20 N/mm^2 (120-200 bar). Die Gesamtprüflaufdauer betrug 56 h.

5.6.3 Bestimmung der Verschleißrate

Die Grundlage, um den Verschleiß mittels der RNT-Methode zu bestimmen, bildet die Analyse der Konzentration von aktiven Elementen im Motoröl. Dazu wurde die beschichtete Scheibe aktiviert. Durch diesen Prozess entstanden in der Schicht aus jedem 10^{16} -ten Al-Kern ein aktiver ^{22}Na -Kern mit einer Halbwertszeit von ca. 8 Stunden. Während des Prüflaufs wurden die Kerne im tribologischen Kontakt mit dem Gegenkörper verschleißbedingt ins Motoröl eingebracht. Durch die Messung dieser aktiven ^{22}Na -Kerne im Öl konnte der mittlere Verschleiß in der aktiven Oberflächenzone der belasteten Stiftspur zeitlich aufgelöst bestimmt und grafisch dargestellt werden. Die Berechnung der Verschleißrate in der Größenordnung nm/h erfolgte aus der Konzentrationszunahme über die Laufdauer.

5.7 Analytische Untersuchungsmethoden

5.7.1 Auflichtmikroskopie

Die Untersuchungen der Oberflächenstrukturen der Zylinderoberflächen sowie die Beurteilung des Verschleißes von Ring und Laufbahn wurden mittels Auflichtmikroskopie durchgeführt. Verwendet wurde dazu ein Auflichtmikroskop des Typs *AxioImager.M1m* der Firma Zeiss, welches ebenfalls für die Untersuchungen von materialografischen Querschliffen verwendet wurde. Die Ermittlung des Ringverschleißes in den Modellversuchen, durchgeführt an der Bundesanstalt für Materialforschung in Berlin, wurde durch das Vermessen der Verschleißkalotte mit einer Genauigkeit von 0,01 mm mit Hilfe eines Meßmikroskops 0-50 der Firma Zeiss durchgeführt.

5.7.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Die Rasterelektronenmikroskopie wurde genutzt, um die Mikrostrukturen der anodisch oxidierten Schichten zu untersuchen. Mit Hilfe dieser Abbildungstechnik wurden Aufnahmen mit Vergrößerungen $> 1 : 500$ mit hoher Tiefenschärfe aufgenommen. Charakterisiert wurden mit dieser Untersuchungsmethode die Oberflächenstrukturen der verwendeten Schichten. Von besonderem Interesse war dabei die Modifikation der Oberflächenstruktur durch die mechanische Bearbeitung. Das REM wurde zudem für die Charakterisierung der Struktur und Porosität der verwendeten Schichten anhand von präparierten Querschnitten eingesetzt. Für die Charakterisierung der verwendeten Schichten im Hinblick auf Oberflächenstruktur und Mikrostruktur im Querschliff wurde ein *Supra 40 VP* der Firma Zeiss verwendet. Die Feldemissionskathode wurde mit einer Anregungsspannung von $U_a = 20$ kV betrieben. Der Arbeitsabstand lag bei 10-15 mm.

5.7.3 Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDS)

Eine qualitative Aussage über die Elementverteilung in der oxidierten Schicht lässt sich mit Hilfe der Energiedispersiven Röntgenspektroskopie treffen. Bei diesem Verfahren werden die Atome der Probe mit Hilfe eines Elektronenstrahls angeregt. Dabei wird ein

Elektron aus einer der inneren Schalen herausgeschlagen. Da dieser Zustand instabil ist, wird die entstandene "Lücke" sofort mit einem energiereicheren Elektron aus einem höheren Orbital aufgefüllt. Die Energiedifferenz wird in Form eines Röntgenquants frei, welcher charakteristisch für das Element ist. Die Untersuchungen wurden bei der TAZ GmbH durchgeführt. Für die Analysen wurde ein Si(Li)-Detektor der Firma Röntec mit Polymerfenster verwendet. Die Standardenergieauflösung lag bei 128 eV (Mn-Ka).

5.7.4 Röntgenfluoreszenzanalyse (RFA) und Massenspektrometrie (MS)

Beide Verfahren wurden angewendet, um die Additivelemente der untersuchten Motoröle zu bestimmen.

Die Röntgenfluoreszenzanalyse ist dem Verfahren der EDS-Analyse sehr ähnlich. Der Unterschied liegt darin, dass nicht nur emittierte Röntgenstrahlung detektiert, sondern ebenfalls durch Röntgenstrahlung angeregt wird. Dadurch verbessert sich die Nachweisempfindlichkeit im Vergleich zum EDS um den Faktor 100. Mit dem Gerät der Firma Phillips vom Typ *PW 2404 x-ray* wurden so die "leichteren" Elemente wie Mg, Si, P, S, Cl bestimmt.

Die Massenspektrometrie mittels induktiv gekoppelten Plasma wurde hauptsächlich für den Nachweis der Elemente Ca und Zn verwendet. Die Proben wurden mit Hilfe des induzierten Plasmas verdampft und die ionisierten Elemente analysiert. Zum Einsatz kam ein Gerät der Firma Spectro - *Ciros Vision*.

5.7.5 Röntgendiffraktometrie (XRD)

Für die Bestimmung der Phasenzusammensetzung der ANOF-Schicht, die einen signifikanten Einfluß auf die mechanischen und tribologischen Eigenschaften haben kann, wurde die Röntgendiffraktometrie (XRD) eingesetzt. Bei der Röntgendiffraktometrie werden Röntgenstrahlen an den Gitteratomen einer Probe gebeugt (Abb. 5.15). Je nach Abstand der Atome ergeben sich für die gebeugte Strahlung unterschiedliche Gangunterschiede. Ist die sogenannte Bragg-Bedingung erfüllt (Glg. 5.29), kommt es zu einer konstruktiven

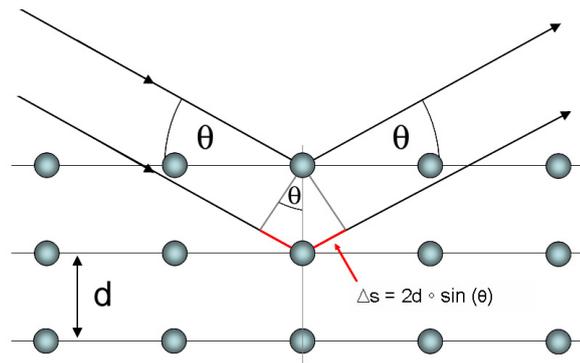


Abbildung 5.15: Bragg-Reflexion an Gitteratomen

Interferenz.

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin(\theta) \quad (5.29)$$

Sind die Wellenlänge λ der verwendeten Strahlung und der Winkel θ bekannt, so lässt sich der Abstand d zu einem Reflex im 2θ -Beugungsdiagramm berechnen. Kristalline Strukturen weisen in der Regel viele verschiedene Netzebenen auf, so dass sich das ergebende Spektrum einer spezifischen Kristallstruktur über einen Vergleich mit einer Datenbank zuordnen lässt. Die Röntgenstrahlen dringen in der Regel einige μ -Meter, abhängig vom untersuchten Material, in den Körper ein. Im Falle einer Stapelung von verschiedenen kristallinen Phasen im Submikrometerbereich ist demnach eine Überlagerung von Beugungsspektren zu erwarten. Zu dieser Überlagerung kam es bei den Untersuchungen der Proben. Durch die geringen Schichtdicken von $d = 20 - 40 \mu\text{m}$ war das Beugungsspektrum des Substrats dominierend und erschwerte eine detaillierte Phasenanalyse. Um diesen Störreflex zu minimieren, wurden die Proben mittels Röntgenbeugung unter streifendem Einfall (GIXRD; engl.: Grazing Incidence X-Ray-Diffraction) untersucht. Wie in Abb. 5.16a skizziert ist, kann durch die Wahl eines kleinen Einfallswinkels α der Einfluß der unteren Schicht beliebig abgeschwächt und dabei die Reflexe der zu untersuchenden kristallinen Struktur durch Längung der effektiven Schichtdicke l_{eff} maximiert werden. Die Anordnung des eingesetzten GIXRD-Verfahrens ist in Abb. 5.16b aufgeführt. Ein paralleler Röntgenstrahl fällt auf die Probe und wird an den Gitteratomen gebeugt. Die Divergenz der reflektierten Strahlen wird durch eine Kollimatorblende vor dem Detektor gefiltert. Zur Aufnahme des 2θ -Beugungsspektrums wird der Einfallswinkel konstant gehalten, und der Detektor bewegt sich auf dem Messkreis.

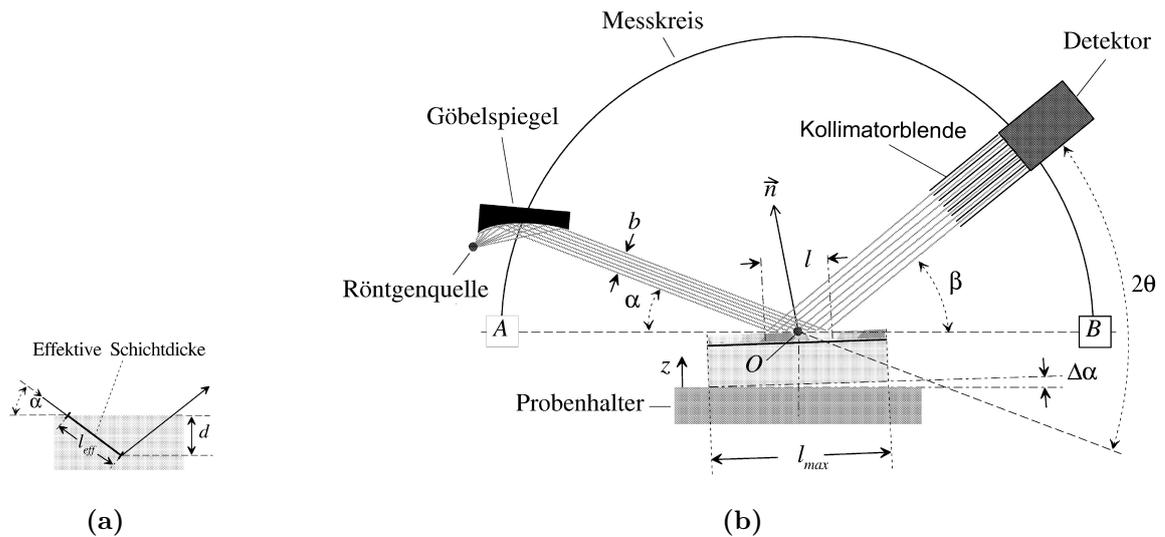


Abbildung 5.16: Röntgenbeugung unter streifendem Einfall: a) Einfluss des Einfallswinkels α auf die effektive Schichtdicke. b) Messanordnung

Die Röntgendiffraktometrie unter streifendem Einfall wurde an der Bundesanstalt für Materialforschung in Berlin (BAM) durchgeführt. Es wurde dort ein Röntgendiffraktometer des Typs *XRD 7* der Firma Seiffert FPM eingesetzt. Für die Untersuchungen wurde $\text{Cu-}K_{\alpha}$ -Strahlung ($\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$) mit einer Anregungsspannung $U_a = 40 \text{ kV}$ verwendet. Der Anodenstrom betrug $I_a = 30 \text{ mA}$. Unter einem konstanten Einfallswinkel von $\alpha = 2^\circ$ wurde das Spektrum $2\theta = 10 - 70^\circ$ aufgenommen. Zur Filterung der reflektierten Röntgenstrahlung wurde eine Kollimatorblende mit einer Divergenz von $0,7^\circ$ verwendet.

5.7.6 Härtemessung

Die Härtemessung ist wegen der schnellen und einfachen Durchführung das meist angewandte Werkstoffprüfverfahren. Härtewerte geben Hinweise auf wichtige Materialeigenschaften. Mit ihrer Hilfe lässt sich z.B. der abrasive Verschleißwiderstand bewerten. Jedoch kann man die Härte nicht als eine mechanische Materialeigenschaft bezeichnen, da sie je nach Prüfmethode variiert.

Härtemessung nach Vickers

Im wissenschaftlichen Bereich wird überwiegend nach dem Vickers-Verfahren gearbeitet. Diese klassische Methode basiert auf der mikroskopischen Ausmessung des durch einen Eindringkörper (Vickers-Diamanten) verursachten Härteindrucks. Dabei wird die Härte als Quotient aus wirkender Last F und der Eindruckoberfläche O definiert. Mit dem Vickers-Diamanten, einer Diamantpyramide mit quadratischer Grundfläche und einem Winkel von 136° zwischen den Seitenflächen, berechnet sich die sogenannte Vickers-Härte HV aus der Länge der Diagonalen des Härteindrucks d [mm] und der verwendeten Last F [N] wie folgt [129, 130]:

$$HV = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} = 0,189 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (5.30)$$

Dabei ist der Faktor 0,102 eine Konstante, mit der die Kraft, die ursprünglich in kgf angegeben wurde, in Newton umgerechnet wird.

Für die Messungen der Vickers-Härte standen zwei Messgeräte zur Verfügung, die sich lediglich in der maximal aufbringbaren Prüfkraft unterscheiden. Die Nitrierhärte und der Härteverlauf der Kolbenringe wurde gemäß DIN 50190-3 mit einer Prüfkraft von $F = 5 \text{ N}$ an einer *LM 300AT* der Firma Leco Instruments GmbH durchgeführt. Die Messungen der Oberflächenhärte erfolgten mit einer *Metkon VH6* (Firma Brück). Die Prüfkraft betrug dabei 10 N.

Härtemessung mittels Nanoindentation

Nach [130] darf bei der Prüfung von harten Schichten auf weichen Substraten die Eindringtiefe des Prüfkörpers $1/10$ der Schichtdicke nicht überschreiten, da es sonst zu einer Beeinflussung durch den Untergrund kommt. Zwar kann im Vickers-Verfahren die Prüfkraft entsprechend gesenkt werden, jedoch erhält man dann sehr kleine Eindrücke, deren optische Vermessung fehlerbehaftet ist. Eine neuere Methode ist die Nanoindentation, die in dieser Arbeit zur Bestimmung der Schichthärten Anwendung findet. Bei diesem Verfahren wurden die Eindringtiefe h und die Last F während der Be- und Entlastung gemessen [131]. Die auf diese Weise ermittelte Universalhärte HU (Angabe in N/mm^2), ist in Analogie zu der konventionellen Härte ebenfalls als Quotient aus Last F und Flä-

che O des Eindrucks definiert. Mit dem in diesen Untersuchungen verwendeten *Berkovich*-Diamanten (Pyramide mit einer gleichseitigen dreieckigen Grundfläche und einem Öffnungswinkel von 65°) als Eindringkörper gilt [132]:

$$HU = \frac{F}{26,43 \cdot h^2} \quad (5.31)$$

Die Universalhärte wurde mit einem *Nano-Test System* von Micro Materials aufgenommen. Die Prüfkraft betrug bei diesen Untersuchungen 10 mN.

5.7.7 Konfokale Laser-Rastermikroskopie (CLSM)

Ergänzend zu den Untersuchungen mit dem Auflicht- und Rasterelektronenmikroskop wurde dieses Verfahren eingesetzt, um die dreidimensionale Oberflächentopografie der Zylinderlaufbahnen zu charakterisieren. Die Aufnahmen erfolgten mit dem Gerät *Lext OLS 3000* der Firma Olympus.

5.7.8 Oberflächenrauheit

Reibung und Verschleiß von Zylinderlaufbahn und Kolbenring werden stark von den Oberflächenrauheiten beeinflusst. Infolge der Rauheiten stellt sich gegenüber der nominellen Kontaktfläche eine erheblich kleinere reale Kontaktfläche ein. In dieser wirken dann die Reibungs- und Verschleißmechanismen. Die Bestimmung der Oberflächenrauheit erfolgte mit einem 2-D Tastschnittmessgerät (*Hommeltester T8000*, Firma Hommelwerke GmbH).

5.7.9 Geometrievermessung

Die Geometrie der Zylinderlaufbahn ist hinsichtlich Durchmesser, Rundheit und Zylinderform engen Toleranzen unterworfen. Damit auch die eingesetzten Zylinderbuchsen diese Anforderungen erfüllen, wurde jede Geometrie auf einer 3-D Portalmessmaschine *Prismo* der Firma Zeiss ermittelt.

5.7.10 Schichtdickenbestimmung

Zur Bestimmung der Schichtdicke wurde ein Wirbelstrommessgerät *Fischerscope*[®] *MMS*[®] *PC* der Firma Fischer verwendet. Die Kalibrierung des Geräts erfolgte stets an einer unbeschichteten Probe mit gleicher Geometrie. Die angegebene Schichtdicke, welche mit einer Genauigkeit von $\pm 5 \mu m$ bestimmt werden konnte, ist der Mittelwert aus 10 Einzelmessungen.

Kapitel 6

Ergebnisse und Diskussion

6.1 Charakterisierung der Zylinderlaufbahnen

6.1.1 Mikrostruktur

Zur Untersuchung der Mikrostruktur wurden sowohl die unbearbeiteten Oberflächen als auch präparierte Querschliffe der verwendeten Schichten mit dem Rasterelektronenmikroskop analysiert.

Das Ergebnis der Analyse der Oberflächenmorphologien ist in Abb. 6.1 abgebildet. Es lässt sich erkennen, dass sowohl die G2-Schicht als auch die *Kepla-Coat*[®]-Schicht die typischen Merkmale plasma-chemisch oxidierten Oberflächen aufweisen (Vgl. Kapitel 4.3.1). Auf den Oberflächen finden sich Aufschmelzungen und Poren. Erstere entstehen bei den prozessbedingten Entladungen, bei denen durch den Energieeintrag das Material um den Durchschlagpunkt aufschmilzt. Die Poren kennzeichnen dabei den Entladungskanal, der durch die hohen Abkühlraten durch den umgebenden Elektrolyten von der schmelzflüssigen Phase nicht vollständig geschlossen wird, sondern vorzeitig erstarrt. Vergleicht man beide Schichten, so fällt auf, dass die Oberfläche der G2-Schicht (Abb. 6.1a) im Vergleich zur *Kepla-Coat*[®]-Schicht in Abb. 6.1b inhomogener ist. Neben den Aufschmelzungen ist die Oberfläche mit partikelähnlichen Erstarrungen bedeckt, die mit ihr entweder fest verschmolzen sind oder nur an der Oberfläche anhaften. Zudem ist die Porendichte an der Oberfläche geringer. Die Ursache ist dafür im Prozessverfahren zu suchen. Für die

G2-Schicht wird Wechselstrom mit einer hohen Stromdichte verwendet. Dies hat zwei Auswirkungen. Durch den Wechselstrom ist die anodische Halbwelle sehr kurz und die Ausdehnung eines Entladungskanals damit gering, so dass der Kanal oberflächlich durch die Schmelzphase wieder verschlossen wird. Die Stromdichte von 35 A/dm^2 führt dazu, dass die abgeleitete Funkenenergie sehr groß ist, was zu Temperaturen im Bereich $\sim 10^4 \text{ K}$ führt. Durch den damit verbundenen schlagartigen Druckanstieg wird schmelzflüssiges Material aus dem Kanal geschleudert und erstarrt auf der Oberfläche.

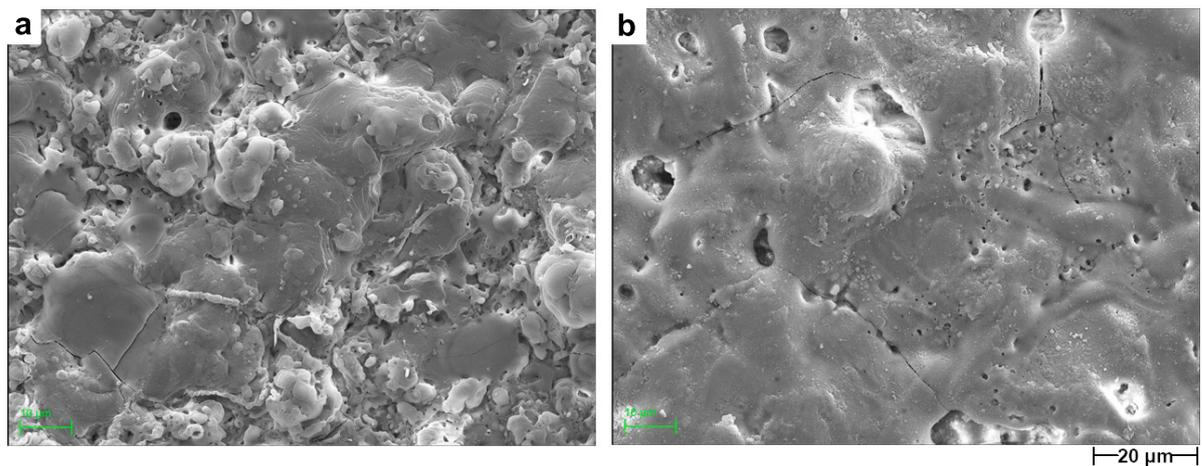


Abbildung 6.1: Oberflächenmorphologie der untersuchten Zylinderlaufbahnen. Konversionsschichtdicke entspricht ca. $30 \mu\text{m}$. a) Keronite G2-Schicht von DGT; b) *Kepla-Coat*[®]-Schicht von AIMT

Die Untersuchungen an den Schichtquerschliffen untermauern diese Annahmen. In Abb. 6.2 sind die jeweiligen Gefügebilder inklusive einem vergrößerten Ausschnitt dargestellt. Bei beiden Schichttypen liegen keine kompakt dichten Schichten vor. Die Grenzflächen zum Substrat sind jedoch klar zu erkennen und frei von Defekten, so dass von einer guten Haftfestigkeit der Schicht auf dem Substrat ausgegangen werden kann. Dass keine kompakte dichte Schicht vorliegt, liegt an vorhandenen Kapillaren, die kompakte Bereiche trennen oder durchziehen. Sehr gut lässt sich dieser Zustand im vergrößerten Ausschnitt aus Abb. 6.2a erkennen. Die Kapillaren entstehen während des Prozesses, wenn das Material in der schmelzflüssigen Phase erstarrt, so dass sie in direkter Verbindung mit den Entladungskanälen stehen. Ein weiteres Strukturmerkmal sind die in der Schicht vorhandenen Kavernen, die eine Grundporosität in der Schicht verursachen. Eine mögliche Theorie für die Bildung dieser Poren kann durch die prozessbedingte Gasentwicklung formuliert werden. Während der Entladung und dem vorherrschenden Plasmazustand steigt der Druck

an, so dass die entstehenden Gase in der schmelzflüssigen Phase in Lösung gehen. Durch die Abkühlung und Erstarrung der Schicht, verbunden mit der Druckabnahme, sinkt die Gaslöslichkeit und es kommt zu einer Übersättigung. Das Gas wird wieder freigesetzt und bildet die Poren. Auffällig ist, dass in der *Kepla-Coat*[®]-Schicht innerhalb der kompakten Bereiche eine zusätzliche Feinporosität vorhanden ist (Ausschnitt Abb. 6.2b), so dass diese im Vergleich zur G2-Schicht eine höhere Porosität besitzt. Es ist fraglich, ob sich diese gesteigerte Porosität nicht negativ auf die mechanische Festigkeit auswirken kann.

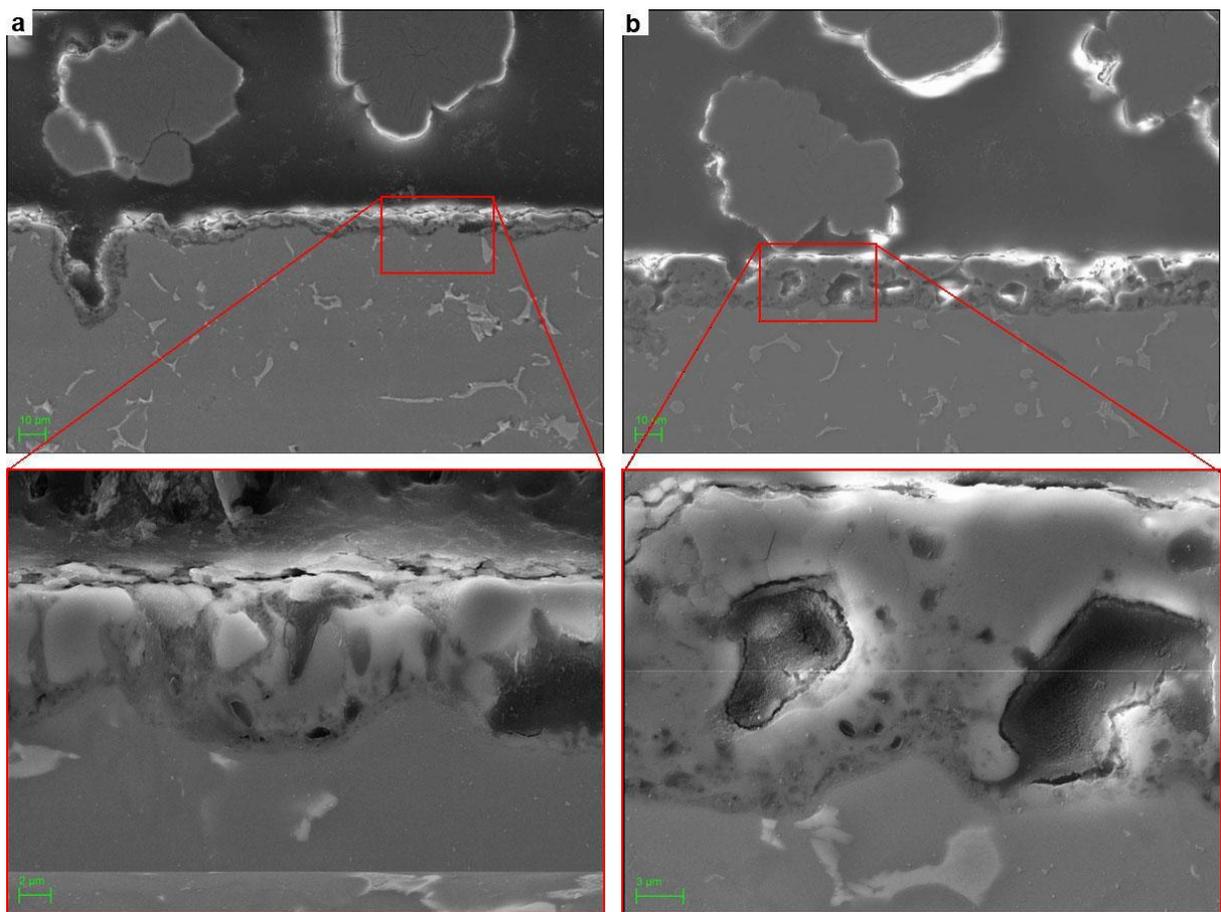


Abbildung 6.2: REM-Aufnahmen von Querschliffen gehonter Zylinderlaufbahnen. a) Keronite G2-Schicht von DGT; b) *Kepla-Coat*[®]-Schicht von AIMT. Oberhalb der Schicht (dunklerer Bereich) ist die Einbettmasse zu erkennen. Sie enthält Aluminiumoxidpulver, um eine Härteanpassung für eine bessere Präparation zu erzielen. Die anodisch oxidierte Schicht (Bildmitte) ist auf das AlSi_9Cu_3 -Substrat (unterer Bildausschnitt) aufgebracht.

6.1.2 Elementenzusammensetzung

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung wurden energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDS) an verschiedenen Stellen in beiden Schichten durchgeführt. Als Referenz wurde zusätzlich der Grundwerkstoff mittels EDS analysiert. Die Spektren sind in Abb. 6.3 dargestellt. Das Spektrum des Grundwerkstoffs (Abb. 6.3c), gut zu erkennen an der geringen Sauerstoffintensität, weist neben den Intensitäten für die Legierungsbestandteile wie Silizium, Kupfer, Zink, Eisen und Magnesium, keine weiteren Elemente aus. Die sichtbaren Intensitäten für Gallium und Gold finden sich in allen drei Spektren und sollen für die weitere Betrachtung nicht weiter berücksichtigt werden, da sie Artefakte aus Präparation und Probenfassung sind.

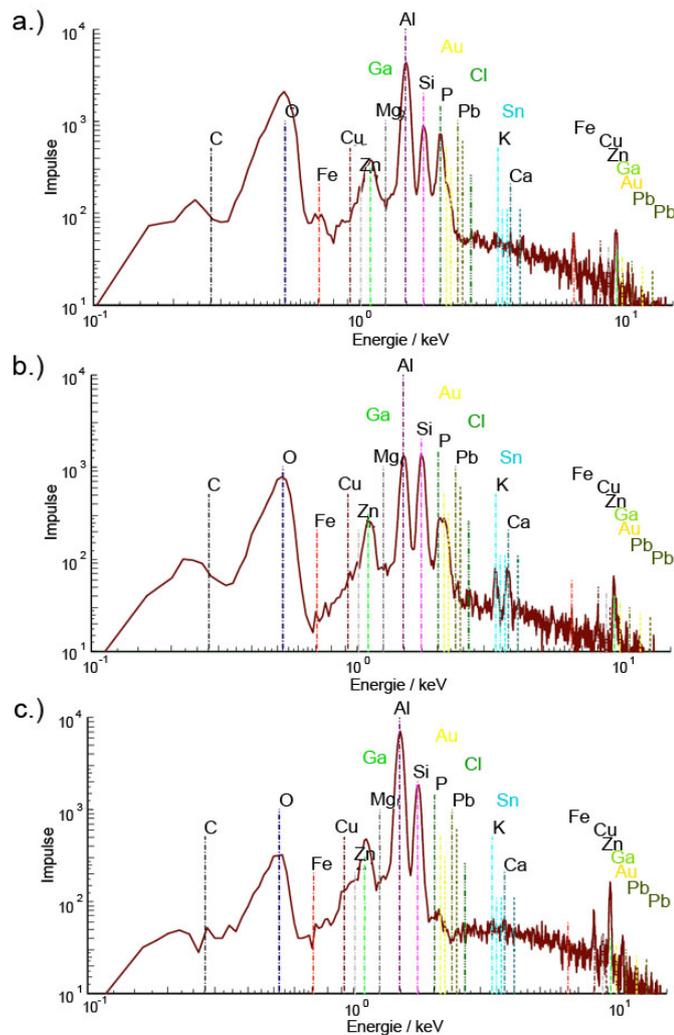


Abbildung 6.3: Vergleich der EDS-Spektren von a) *Kepla-Coat*[®]-Schicht; b) G2-Schicht; c) Grundsubstrat

Vergleicht man das Spektrum des Grundsubstrats mit denen der untersuchten Schichten, so lässt sich erkennen, dass die Schichten andere chemische Zusammensetzungen aufweisen.

Der gestiegene Sauerstoffanteil, der in beiden Schichten zu finden ist, beruht auf der chemischen Bindung des Sauerstoffs im Aluminiumoxid, dem Hauptbestandteil der Schichten. Neben dem erhöhten Sauerstoffgehalt, kann in der *Kepla-Coat*[®]-Schicht (Abb. 6.3a) additiv zu den Substrat-Legierungselementen, das Element Phosphor nachgewiesen werden. Phosphate sind Bestandteile des verwendeten Elektrolyten (Vgl. Kapitel 4.1.3) und können während des Beschichtungsprozesses in der Schicht chemisch gebunden werden. Doch werden nicht nur Elemente gebunden, sondern es können auch Elemente in Lösung gehen. So könnte dies die Reduzierung der Siliziumintensität erklären. Eine Lösung von Silizium ist im Spektrum der G2-Schicht nicht zu beobachten. Das Spektrum weist eine Siliziumintensität in ähnlicher Höhe des Ausgangsmaterials auf und identifiziert Kalium und Calcium als weitere Elemente (Abb. 6.3b). Da diese Elemente vorher nicht im Substrat enthalten waren, müssen diese im Elektrolyten gelöst gewesen sein. Nach *Kurze* [mdl. Mitt.] besteht der im Keronite-Verfahren verwendete Elektrolyt aus Wasserglas, einem Alkalisilikat, d.h. einer Verbindung von Kaliumhydroxid und Silikat, welches auch Calcium beinhalten kann. In beiden Elektrolyten können darüber hinaus weitere Elemente, wie Bor, Fluor gelöst sein, doch konnten sie mittels EDS nicht identifiziert werden.

6.1.3 Phasenzusammensetzung

Für eine möglichst vollständige Charakterisierung wurden beide Schichten röntgenografisch auf den zugrunde liegenden Phasenbestand hin untersucht. Die Röntgenbeugungsdiagramme sind in Abb. 6.4 dargestellt.

Eine eingehende Analyse beider Spektren lässt sowohl einige Gemeinsamkeiten, als auch einen signifikanten Unterschied in der Zusammensetzung erkennen. In beiden untersuchten Schichten sind die η - und γ -Modifikation des Al_2O_3 vorherrschend und können als Hauptphasen identifiziert werden. Die Beugungsdiagramme weisen zudem ein höheres Intensitätsniveau der Reflexe im Bereich $2\vartheta = 21 - 36^\circ$ auf. Der signifikante Unterschied, der die beiden Schichten im Phasenbestand voneinander trennt, liegt in einer nachweisbaren

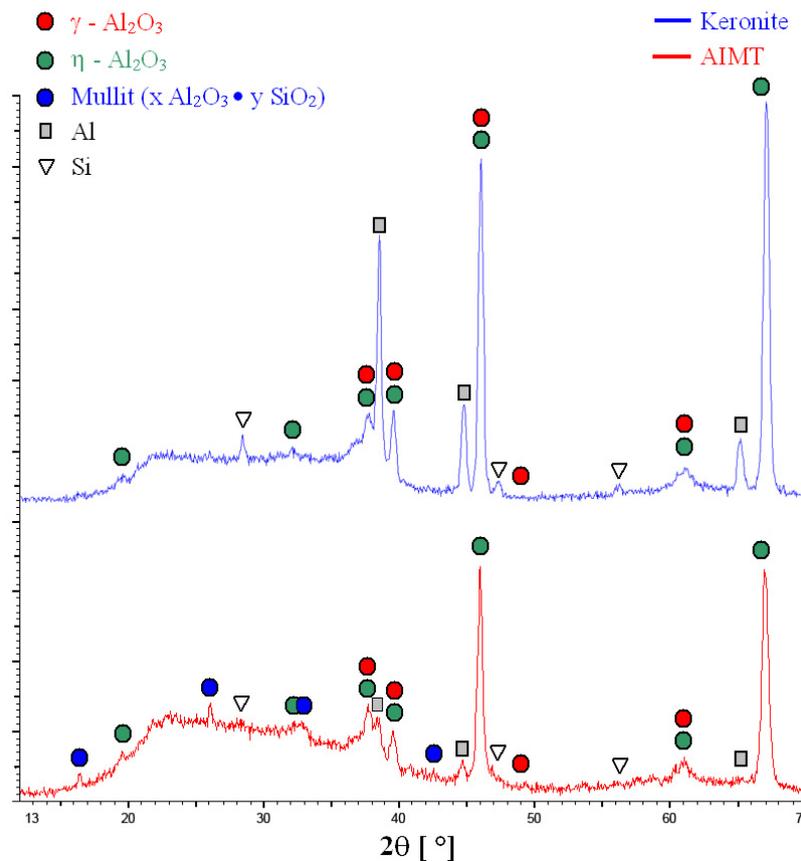


Abbildung 6.4: XRD-Röntgenspektrum. Untersucht mittels Röntgenbeugung unter streifendem Einfall (GIXRD) im Winkelbereich 2θ von $12-70^\circ$.

Mullit-Phase. Reflexe dieser Phase sind in der *Kepla-Coat*[®]-Schicht, jedoch nicht in der G2-Schicht vorhanden.

Dass nur η - und γ - Al_2O_3 als Hauptphasen in der Schicht nachgewiesen werden können, ist überraschend. Auf Basis der Literaturergebnisse wurde eine Schichtzusammensetzung aus der α - und γ -Modifikation erwartet (vgl. Kapitel 4.2.3). Berücksichtigt man jedoch die gemachten Ergebnisse von *Yerokhin et al.* [105], so stehen diese Ergebnisse dazu nicht im Widerspruch. Nach ihnen hat die Beschichtungsdauer einen entscheidenden Einfluss auf die Phasenbildung. Durch die geringe Schichtdicke am Anfang des Prozesses wird die Schicht durch den Elektrolyten gekühlt und die induzierte Energie reicht nicht aus, um α - Al_2O_3 zu bilden. Die Schicht besteht zu diesem Zeitpunkt hauptsächlich aus γ - Al_2O_3 (Abb. 6.5, 20min). Mit Zunahme der Schichtdicke vergrößert sich die thermisch isolierende Wirkung der Oxidschicht und die bei der Entladung freiwerdende Energie kann fast vollständig zur Bildung von α - Al_2O_3 genutzt werden. Bei fortschreitender Beschich-

tungsdauer nimmt die in der Schicht gespeicherte Energie zu. Bei Temperaturen von 1000 - 1200°C wandelt sich das γ - Al_2O_3 in die α -Phase um.

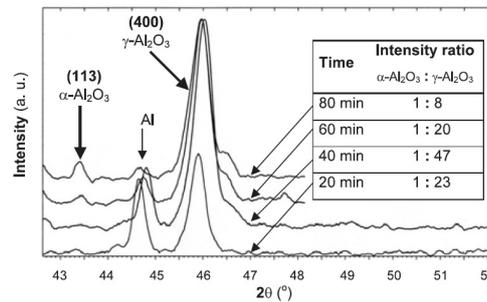


Abbildung 6.5: Intensitätsspeaks von α - und γ - Al_2O_3 von ANOF-Schichten unterschiedlicher Beschichtungsdauer. Substrat: H30T-Al-Legierung [105].

Aus diesen Erkenntnissen folgt für die untersuchten Systeme, dass die Ausgangsschichtdicke von 40 μm zu gering ist, um α - Al_2O_3 zu bilden, und die Energie in der Schicht nicht ausreicht, um die metastabile η -Modifikation in γ - Al_2O_3 umzuwandeln und somit ebenfalls nachweisbar ist.

Das höhere Intensitätsniveau im Spektrum $2\theta = 21 - 36^\circ$ deutet auf amorphe Strukturen innerhalb der Schicht hin. Es kommt zustande, da amorphe Substanzen zwar keine Fernordnung, jedoch eine Nahordnung im Kristallgitter aufweisen können. Diese Nahordnungsstruktur, die auch formal als stark gestörtes Gitter angesehen werden kann, erzeugt ebenfalls Interferenzen, liefert jedoch nur einen diffusen Streuanteil, der sich in solchen Intensitätsanhebungen bemerkbar macht.

Dass Mullit in der *Kepla-Coat*[®]-Schicht, jedoch nicht in der G2-Schicht nachgewiesen werden kann, konnte nicht eindeutig erklärt werden.

Von seiner chemischen Zusammensetzung her ist Mullit ein Mischoxid aus Aluminiumoxid (Al_2O_3) und Sillimanit (Al_2SiO_5). Aufgrund der starken Ungleichgewichtszustände während der Schichtbildungsreaktionen, sind entsprechende Phasendiagramme nur begrenzt anwendbar. Zudem sind Informationen über Stoffmengenanteile und Temperaturen in der Reaktionszone nur unzureichend bekannt.

Grundsätzlich unterscheidet man zwei Typen von Mulliten:

- Sintermullit, mit einem $Al_2O_3 : SiO_2$ -Verhältnis von 3:2
- Schmelzmullit, mit einem $Al_2O_3 : SiO_2$ -Verhältnis von 2:1

Nach *Schneider* et al. [133] gibt es drei Vorstufen des Sintermullits. Typ I und Typ III kristallisieren ab 980°C, Typ II ab 1250°C zu Mullit. Dass die Funkenentladungen diese Temperaturen erreichen, wurde bereits erläutert. Doch ist neben der Temperatur, d.h. Aktivierungsenergie, auch die Reaktionskinetik eine entscheidende Größe.

Es soll folgende Arbeitshypothese formuliert werden:

Aufgrund der unipolaren Prozessführung ist die Funkendauer länger im Vergleich zum bipolaren Keronite-Verfahren. Die größere Verweildauer in einem schmelzflüssigen Zustand verbessert den Homogenitätsgrad und begünstigt so die Bildung von Mullit. Der Umstand, dass für diese Hypothese eine Temperatur von $\geq 1000^\circ\text{C}$ vorausgesetzt wird, würde die Frage aufwerfen, warum sich parallel kein $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ bildet, doch gilt auch für dieses System, dass die Phasenumwandlung eine Funktion von Aktivierungsenergie und Reaktionszeit ist.

6.1.4 Härte

Die mittels Nanoindentation ermittelten Härtewerte für die untersuchten Schichten sind in Tabelle 6.1 aufgeführt. Aufgelistet sind die Oberflächenhärten der Schichten im Ausgangszustand (besch.) und nach der mechanischen Bearbeitung (besch.+gehont), sowie die Härten der Schichten in einem präparierten Querschliff. Als Ergänzung zu den Härtewerten sind die gemittelten Eindringtiefen des Berkovich-Indenters aufgeführt. Sie sollen zeigen, dass die Eindrücke 10% der Schichtdicke nicht überschreiten und somit die Forderung nach [130] erfüllt ist.

Wie die Ergebnisse darlegen, ist kein signifikanter Unterschied in den ermittelten Härten der beiden untersuchten Schichten festzustellen. Die mittlere Härte liegt bei ~ 10 GPa (930-965 HV). Sie sind somit härter als die konventionell hart-anodisierten Aluminiumoxidschichten, die eine Härte von 4-6 GPa besitzen, und liegen im Streuband der aus der Literatur bekannten Härtewerte für plasma-chemisch oxidierte Schichten (Härte: 500-2300 HV). Unter Berücksichtigung der in Kapitel 6.1.3 identifizierten Phasen - η - und $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ (Härte: ~ 15 GPa [109]), Mullit (Härte: ~ 12 GPa [109]) und amorphen Al_2O_3 (Härte: ~ 7 GPa [134]) korrelieren die gemessenen Härten folgerichtig zu deren Mischhärte. Es ist jedoch zu beachten, dass sich auch unter Kenntnis einer genauen Phasenverteilung

lung die Härte nicht vorhersagen lässt. Neben den vorhandenen Phasen gibt es weitere Einflussgrößen auf die Härte. So kann z.B. eine feine Korngröße zu einer höheren Härte führen, während Porosität diese erniedrigt. Zudem kann die Oberflächentopografie die Messung der Härte beeinflussen. So können die Aufschmelzungen auf der G2-Schicht im Ausgangszustand der Grund für die geringer gemessenen Härtewerte sein, indem sie den Indenter während des Eindrucks beeinflussen und die Messungen verfälschen.

Messung	Schicht- typ	Last [mN]	Eindruck Anzahl	Eindrucktiefe [nm]	Härte HN [GPa]
Oberfläche, besch.	Keronite	10,0	3	351,7	$6,3 \pm 0,9$
	AIMT	10,0	11	255,1	$10,6 \pm 5,6$
Oberfläche, besch.+gehont	Keronite	10,0	8	259,3	$10,0 \pm 3,8$
	AIMT	10,0	9	277,5	$10,8 \pm 5,6$
Querschliff	Keronite	10,0	39	294,7	$7,9 \pm 3,6$
	AIMT	10,0	25	284,2	$8,5 \pm 4,0$

Tabelle 6.1: Härtemessung mittels Nanoindentation an den untersuchten Schichten

6.2 Ergebnisse der mechanischen Nachbearbeitung

6.2.1 Änderung der Topografie

Direkt nach dem Beschichten weisen die Schichtoberflächen die für den Prozess charakteristischen Strukturen auf (vgl. Kapitel 6.1.1). Auf der G2-Schicht sind flächig die bereits diskutierten globularen Aufschmelzungen (Abb. 6.6 a) vorhanden, und es finden sich nur vereinzelt Porenöffnungen in der Oberfläche. Die *Kepla-Coat*[®]-Schicht hingegen weist eine schmelzenartige Struktur mit vielen kleinen Porenöffnungen auf. Bei beiden Schichttypen führen sowohl die Aufwerfungen als auch die Aufschmelzungen zu einer relativ rauen Oberfläche. Diese sind in den dreidimensionalen Darstellungen (Abb. 6.6 a', b') gut zu erkennen. Neben den Partikeln in der G2-Schicht, die aus der Oberfläche herausragen, sind in beiden Strukturen Rauheitstäler und Rauheitsspitzen vorhanden. Es lassen sich Abstände zwischen Spitze und Tal von 13- 20 μm nachweisen. Durch die hohe Rauheit kann

diese Oberfläche für eine tribologische Anwendung als Zylinderlaufbahn nicht zielführend sein, da sie gerade im Misch- und Grenzreibungsbereich zu einem erhöhten Verschleiß des Gegenkörpers führen würde.

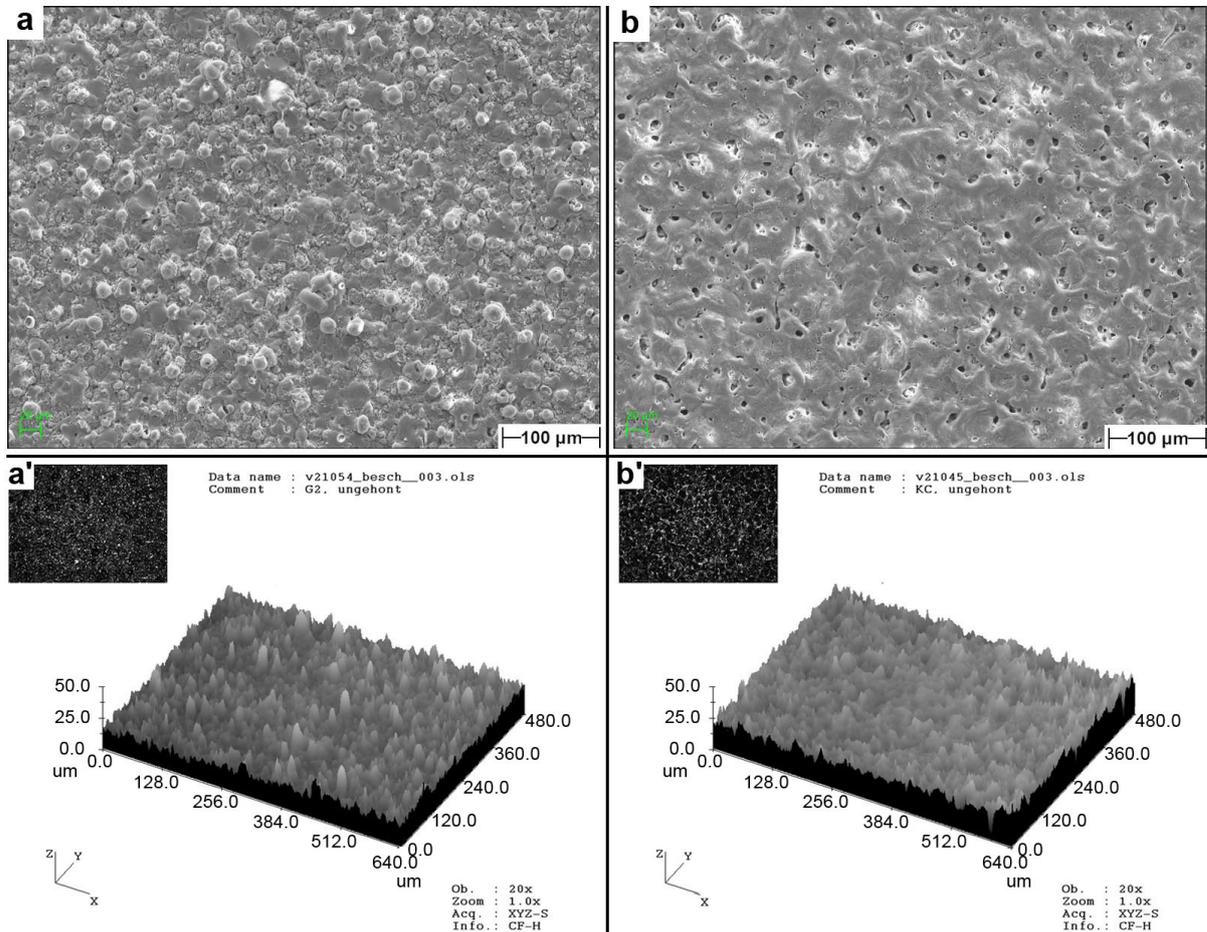


Abbildung 6.6: Aufnahmen der Oberflächentopografien unbearbeiteter Konversionsschichten (Schichtdicke 30-40 μm). a) REM-Aufnahme der G2-Schicht, a') 3-D Darstellung der G2-Oberfläche mittels CLSM, b) REM-Aufnahme der *Kepla-Coat*[®]-Schicht, b') 3-D Darstellung der *Kepla-Coat*[®]-Oberfläche mittels CLSM

Die Schichtoberflächen nach dem Honen sind in Abb. 6.7 dargestellt. Durch den Materialabtrag in der Bearbeitung stellt sich eine komplett andere Oberflächenstruktur ein. Die Rauheitsspitzen, die vor der Honung noch signifikant in den Oberflächenstrukturen vorhanden waren, sind nun vollständig entfernt. Es entsteht eine glatte Struktur, die mit Vertiefungen durchsetzt ist (Abb. 6.7 a', b'). Bei den Vertiefungen handelt es sich um Poren. Sie waren nach dem Beschichtungsprozess oberflächlich verschlossen und nur durch die kleinen Porenöffnungen gekennzeichnet. Durch Abtrag der obersten "Deckelschicht" werden diese geöffnet. Die REM-Aufnahmen in Abb. 6.7 a,b zeigen, dass beide Schichten

diese Poren aufweisen. Der direkte Vergleich liefert den Eindruck, dass die Porosität der G2-Schicht etwas geringer ausfällt, als bei der *Kepla-Coat*[®]-Schicht. Die Poren sind fein verteilt und haben geringere Dimensionen. Tribologisch gesehen, bilden sie die Basis für das Ölspeichervolumen der Oberflächen.

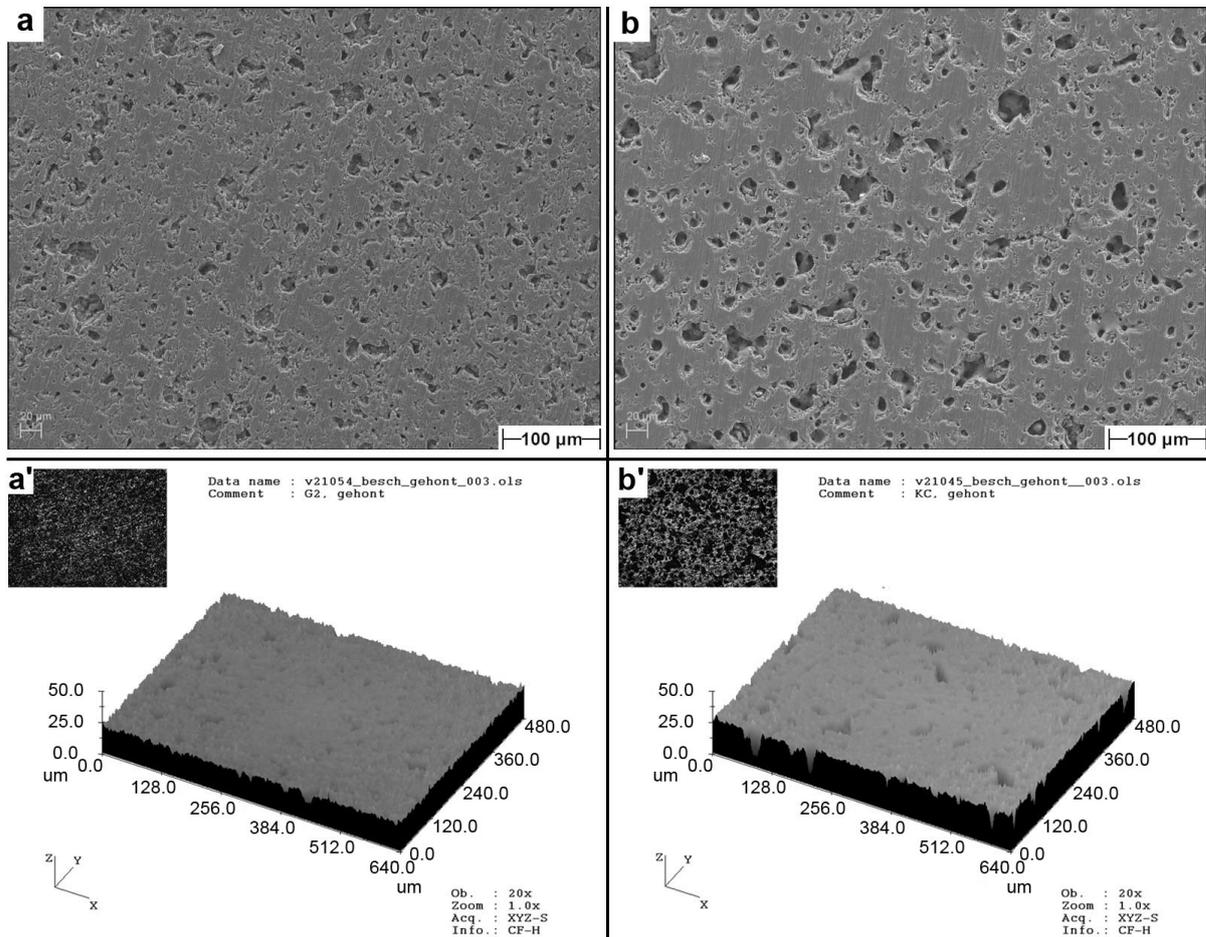


Abbildung 6.7: Aufnahmen der Oberflächentopografien gehonter Konversionsschichten (Schichtdicke 12-20 μm). a) REM-Aufnahme der G2-Schicht, a') 3-D Darstellung der G2-Oberfläche mittels CLSM, b) REM-Aufnahme der *Kepla-Coat*[®]-Schicht, b') 3-D Darstellung der *Kepla-Coat*[®]-Oberfläche mittels CLSM

6.2.2 Änderung der Oberflächerauheit

Die Ergebnisse der Rauheitsmessungen sind in Tabelle 6.2 aufgelistet. Wie zu erkennen ist, führte die mechanische Bearbeitung zur Absenkung der Rauheitswerte. So konnte der R_{pk} -Wert bei der *KeplaCoat*[®] Schicht um 75 % und bei der G2-Schicht sogar um 96 % reduziert werden. Die reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} spiegelt die Höhe der aus dem Kernbe-

reich herausragenden Spitzen wieder und gibt u.a. Auskunft über das Einlaufverhalten. Kleine Werte für R_{pk} versprechen einen schnellen Einlauf mit wenig Verschleiß. Ein ähnliches Resultat ist bei den Werten für die Kernrautiefe R_k zu beobachten, wobei der Wert der *KeplaCoat*[®] Schicht mit $R_k = 1,94 \mu\text{m}$ im Vergleich zur G2-Schicht ($R_k = 0,76 \mu\text{m}$) deutlich höher ist. Die Kernrautiefe R_k gibt Aufschluss über den Profilbereich, der nach dem Einlaufprozess wirksam ist. Mit abnehmendem R_k -Wert steigt die Belastbarkeit einer Oberfläche. Durch den geringen Materialabtrag von wenigen μm wurden die reduzierten Riefentiefen R_{vk} nicht verändert. Dies ist jedoch von Vorteil, da die Riefentiefe das Schmierstoffspeichervolumen einer Oberfläche beschreibt. Für geschmierte Oberflächen, die unter Misch- oder Grenzreibungsbedingungen betrieben werden, sind größere Werte für R_{vk} vorteilhaft.

Messgrößen	<i>Kepla-Coat</i> [®]		G2	
	besch.	besch.+gehont	besch.	besch.+gehont
$R_a [\mu\text{m}]$	1,64	1,16	2,20	0,50
$R_z [\mu\text{m}]$	13,80	9,42	18,00	6,00
$R_{pk} [\mu\text{m}]$	1,77	0,43	4,88	0,17
$R_k [\mu\text{m}]$	4,96	1,94	6,25	0,76
$R_{vk} [\mu\text{m}]$	2,91	3,19	1,57	1,76

Tabelle 6.2: Überblick der Rauheitswerte im Ausgangszustand und nach der mechanischen Bearbeitung. Die Werte sind dabei Mittelwerte aus mindestens 3x12 Einzelmessungen.

6.3 Ergebnisse der Fresslast-Untersuchung

Es wurden sowohl die *KeplaCoat*[®]-Schicht als auch die G2-Schicht hinsichtlich einer maximal möglichen Belastung untersucht. Die Untersuchungen wurden an einem CPT durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abb. 6.8 dargestellt. Um diese relativ zu bestehenden Laufbahntechnologien bewerten zu können, sind sie den Ergebnissen konventioneller Systeme, die bereits in Serienmotoren Anwendung finden, gegenübergestellt.

Es sind:

- Silitec (z.B. Daimler)
- AluSil (BMW)
- LokaSil (z.B. Porsche)
- GG (z.B. AUDI, BMW)
- LDS (Mercedes AMG)

Die blauen Balken beschreiben darin die ermittelte Last, bei der eines der definierten Abbruchkriterien erfüllt wird. Ergänzt werden diese Ergebnisse durch die Werte, dargestellt durch die roten Balken, die sich unter Berücksichtigung des Reibkoeffizientenverlaufs ergeben. Diese "gefilterten" Werte kennzeichnen die Belastung, bei dem eine signifikante Abweichung im dokumentierten Reibkoeffizientenverlauf auftritt, so dass von einer Änderung im tribologischen System ausgegangen werden muss.

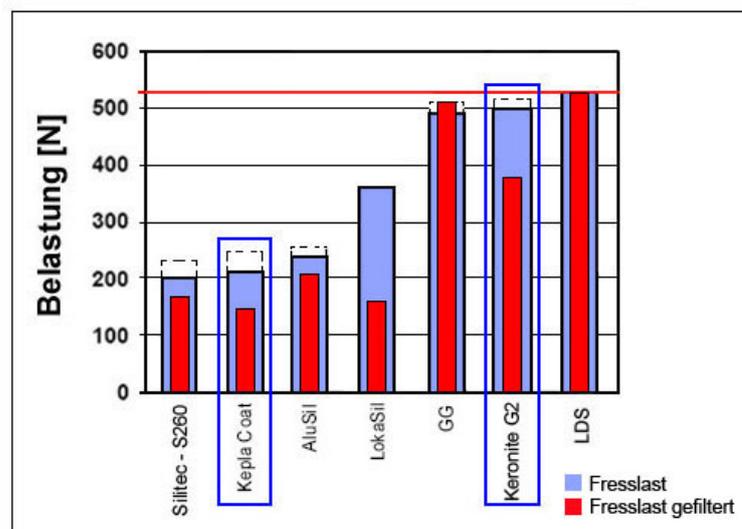


Abbildung 6.8: Ergebnisse der Fresslast-Untersuchungen am CPT.

Bei den Seriensystemen weisen Silitec und AluSil mit Werten um die 200 N die geringste Fresslast im Feld auf. Die LokaSil-Laufbahn kann mit ca. 380 N belastet werden, bevor es zum Abbruch des Versuchs kommt. Am höchsten belastet werden können die GG- und die LDS-Laufbahnen. Das untersuchte GG-System kann bis zu 500 N Last kompensieren, wohingegen LDS als einzige Technologie die maximale Prüflast von 530 N ohne erhöhten

Reibkoeffizienten erreicht. Betrachtet man parallel die gefilterten Werte, so lassen sich die Ergebnisse der Seriensysteme in zwei Gruppen einteilen. Die erste Gruppe bilden die Aluminium-Silizium-Oberflächen, mit einer gefilterten Fresslast im Bereich 150-200 N. Die Fresslasten der Eisen-Laufbahnen liegen im Bereich 500 N und bilden die zweite Gruppe.

Sowohl GG- als auch LDS-Laufbahnen weisen gute mechanische Eigenschaften auf. Die Härten von 300-350 HV bei GG und 800-850 HV bei LDS, sowie E-Module von 100-120 GPa bzw. 150-180 GPa können die Verschleißbeständigkeit positiv beeinflussen. Zudem können vorhandene selbstschmierende Elemente, z.B. Kohlenstoff, und homogene Oberflächenstrukturen mit Poren und Riefen für eine gute Schmierstoffversorgung die Fressneigung herabsetzen. Für Aluminium-Silizium-Laufbahnen (AlSi) gilt dies jedoch nicht. Die Basis für alle AlSi-Laufbahnen bilden Primärsiliziumstrukturen, die in eine Aluminiummatrix eingebettet sind. Im Fertigungsprozess werden sie chemisch oder mechanisch freigelegt, so dass sie im Neuzustand einer Laufbahn einige Nanometer aus der Aluminiummatrix herausragen und das tribologische Verhalten signifikant beeinflussen. Nach *Kompa* [135] können diese während des tribologischen Kontakts zertrümmert oder wieder in die Al-Matrix eingebettet werden. In Untersuchungen von *Dienwiebel* und *Scherge* [136] wird zudem nachgewiesen, dass Verschleißpartikel durch plastisches Umformen der Al-Matrix eingelagert werden und zu einem Dispersionsverfestigen der Oberflächen führen. Legt man diese Mechanismen allen AlSi-Laufbahnen zugrunde, so sind makroskopische Größen wie Härte und E-Modul nur bedingt aussagefähig, führen aber zu einem einheitlichen Bild, warum die "gefilterten" Fresslasten annähernd auf einem Niveau liegen. Bei fortschreitender Belastung werden zunehmend Verschleißpartikel in die Oberfläche eingebettet, bis diese vollständig belegt ist. Steigt die Belastung weiter, werden neue Partikel generiert, die jedoch nicht mehr in die Oberfläche eindringen, sondern in Verbindung mit dem Schmierstoff eine abrasiv wirkende Emulsion bilden, die den Reibwert verändert. Erreicht die Belastung einen kritischen Wert, so bricht die Oberflächenstruktur zusammen und führt zu starkem abrasiven Verschleiß. Die Höhe des Werts wird dabei von der "Tragfähigkeit" der Si-Phase bestimmt. Die LokaSil-Laufbahn besteht aus einem infiltrierten Si-Preform. Diese, von Aluminium umschlossene Struktur, wirkt ähnlich einer Armierung im Beton, mit dem Unterschied, dass sie nicht Zugspannungen sondern Druckspannungen aufnehmen kann und damit die "Fresslast" gegenüber Silitec und AluSil, in denen die

Si-Partikel frei dispergiert sind, erhöht.

Die ermittelten Fresslasten der ANOF-Schichten weichen stark voneinander ab. Während die *Kepla-Coat*[®]-Schicht mit einer Fresslast von ca. 200 N (gefiltert: ca. 150 N) sich auf dem gleichen Niveau wie die AlSi-Laufbahnen befindet, liegt die G2-Schicht bzgl. der absoluten Fresslast im Bereich der Eisen-Laufbahnen, gliedert sich jedoch unter Berücksichtigung der gefilterten Fresslast von ca. 380 N zwischen den beiden Gruppen ein.

Durch die Härten der ANOF-Schichten (Kapitel 6.1.4) wird sich kein ähnliches Verhalten wie bei den AlSi-Laufbahnen einstellen. Mit zunehmender Last werden Partikel aus der Oberfläche herausbrechen und zu einem beginnenden abrasiven Verschleiß führen. Bei zunehmender Last kann es soweit führen, dass die Schicht an Orten schlechter Schmierung und/oder Bewegungsumkehrpunkten abhängig von der Schichtdicke vollständig verschleißt (Abb. 6.9). Das Grundmaterial tritt in tribologischen Kontakt mit dem Reibpartner und führt zu ansteigenden Reibwerten.



Abbildung 6.9: G2-Laufbahn nach dem Fresslastversuch. Beginnender abrasiver Verschleiß am UT.
(Anm.: Tropfenschmierung über OT.)

Es wird vermutet, dass der Beginn durch die gefilterte Fresslast gekennzeichnet ist. Eine eindeutige Klärung, warum die *Kepla-Coat*[®]-Schicht im Vergleich zur G2-Schicht eine geringere Fresslast aufweist, lassen die Erkenntnisse auf Basis der durchgeführten Analysen nicht zu. Mögliche Gründe sollen jedoch in Form von Arbeitshypothesen formuliert werden.

- Die höhere Porosität der Mikrostruktur führt zu einer verminderten mechanischen Stabilität der Mikrostruktur. Durch die Belastung werden mehr Partikel generiert, die im tribologischen Kontakt abrasiv wirken.
- Nach *Schneider* et al. [133] kann Mullit bei Temperaturen $T \geq 300^\circ\text{C}$ eine höhere Mikrohärtigkeit aufweisen als $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Demnach können Partikel dieser Phase in der *Kepla-Coat*[®]-Schicht den anfänglichen abrasiven Verschleiß verstärken und die

Fresslastbeständigkeit herabsetzen.

- Der höhere Si-Gehalt in der G2-Schicht könnte zu einer eher silikatischen Struktur führen, was die Sprödigkeit im Vergleich zur *Kepla-Coat*[®]-Schicht, die nach Kurze [mdl. Mitteilung] vermehrt oxidische Strukturen aufweisen könnte, herabsetzt.

Auf Basis dieser Ergebnisse und mit der Zielsetzung, ein System zu definieren, welches zukünftigen motorischen Belastungen gewachsen sein könnte, ist es nicht zielführend beide Varianten weiter parallel zu untersuchen. Die weiteren Versuche wurden aus diesem Grund nur mit der Keronite-Schicht "G2" durchgeführt.

Anmerkung: Da die Bedingungen im CPT nie die realen Verhältnisse wiedergeben, wurden zur Absicherung der Entscheidung zwei Versuche am Einzylindermotor mit einer *Kepla-Coat*[®]-Laufbahn gefahren. Die geringe Lastbeständigkeit wurde auch in diesem Aufbau bestätigt. In den durchgeführten Versuchsläufen kam es schon im Einlaufprogramm zu abrasiven Verschleiß der Schicht.

6.4 Messergebnisse Rotationstriebometer

In den nachfolgenden zwei Kapiteln werden die Ergebnisse der Vorversuche dargelegt, die am Rotationstriebometer durchgeführt wurden. Die Versuche erfolgten unter den in Kapitel 5.4.2 definierten Prüfbedingungen.

6.4.1 Einfluss des Ringwerkstoffs

Auf Basis der Notwendigkeit, ein tribologisches System aufeinander abzustimmen, wurden mehrere Systeme einer möglichen Kolbenring-Laufbahn-Kombination gewählt. In Tabelle 6.3 sind die untersuchten Versuchspaarungen, neben den bereits in der Serie eingesetzten Systemen, aufgelistet. Verwendet wurden Kolbenringe mit unterschiedlichen Verschleißschutzschichten.

Untersucht wurden nitrierte Kolbenringe (n-St), Kolbenringe mit einer Chrom-Keramik-Schicht (CKS), einer Chromnitrid-Schicht (CrN) und einer DLC-Schicht [137], wobei es sich um wasserstofffreie Schichten mit der Bezeichnung "ta-C" handelt. Zudem wurde ei-

ne phosphatierter GG-Ring (GG) untersucht. Die Oberflächenhärten variieren dabei von 330 HV bei dem GG-Ring bis 3500 HV bei dem ta-C Ring. Als Schmiermedium wurde das Motoröl VP-01 der Firma Castrol verwendet.

		Versuchspaarungen						
Ring	Beschichtung	nitriert	CKS	nitriert	CKS	CrN	ta-C	GG
(GOE 66)	Härte [HV]	1100	1000	1100	1000	1900	3500	330
Laufbahn		AluSil	GG	G2				
Öl		Castrol VP-1 (VP01-0091-39-01)						

Tabelle 6.3: Versuchspaarungen der untersuchten Kolbenring-Laufbahn-Systeme im Rotationstribometer.

Reibungszahlen

Nach dem Einlaufvorgang, der bei fast allen untersuchten Reibpaarungen nach ca. 7500-10000 m Gleitweg abgeschlossen war, erreichten die Reibungszahlen ihren stationären Wert. Die Ausnahmen bilden hier die Paarungen G2-Laufbahn mit GG-Ring bzw. mit CrN-Ring. Der stationäre Reibwert wird erst bei 12500 bzw. 15000 km Gleitweg erreicht. Auf eine Darstellung der entsprechenden Diagramme wird an dieser Stelle verzichtet. Sie sind im Anhang E aufgeführt. Die gemessenen Reibungszahlen sind in Abb. 6.10 dargestellt. Sie liegen für alle untersuchten Versuchspaarungen im Bereich von 0,1-0,15. Die ermittelten Reibwerte für die Seriensysteme AluSil und GG liegen bei 0,14 bzw. 0,11. Vor dem Hintergrund mit einer anodisch oxidierten Laufbahn einen Reibleistungsvorteil zu erzielen, müssen sie als Referenz betrachtet werden. Die Bewertung der anderen Systeme wird aus diesem Grund im folgenden vergleichend nur an diesen Systemen erfolgen.

Wie die gemessenen Werte im Diagramm zeigen, stellen sich unterschiedliche Reibwerte mit den anodisch oxidierten Laufbahnen ein. Der CKS-Ring weist mit 0,15 den höchsten Reibwert auf. Die Reibwerte der Ringe n-St, CrN und GG sind geringer als der AluSil-Reibwert, liegen jedoch noch über dem GG-System. Den geringsten Reibwert weist die ANOF-Schicht mit dem ta-C-Ring auf. Mit 0,1 liegt dieser sogar 10 % unter dem Wert von GG.

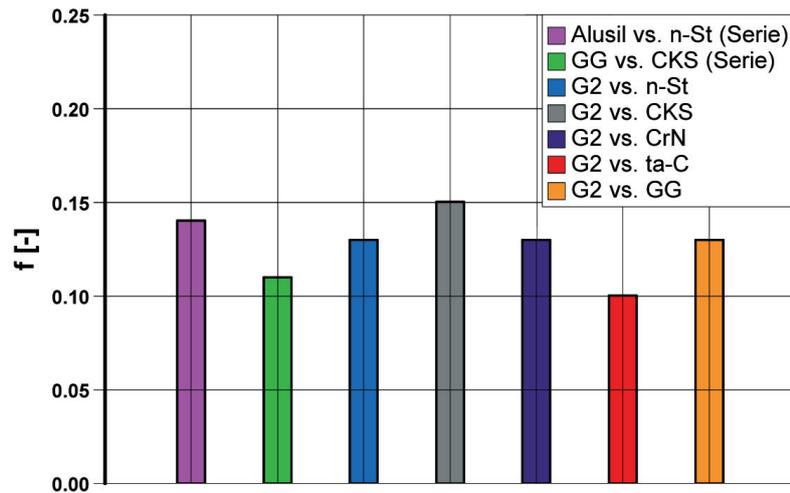


Abbildung 6.10: Reibungszahlen der untersuchten Versuchspaarungen nach $s = 24$ km, mit $v = 0,3$ m/s, $F_N = 50$ N und $T_{Oel} = 170^\circ\text{C}$.

Im Vergleich zu den anderen untersuchten Systemen, erreicht der lineare Verschleißbetrag W_l für das AluSil-System und das System G2-Laufbahn mit CKS-Ring über die gesamte Versuchsdauer keinen konstanten Wert (Anhang E). Die Ursache für den linearen Anstieg liegt in starken abrasiven Verschleißvorgängen, die neben erhöhten Verschleißkoeffizienten von Ring und/oder Laufbahn, zu höheren Reibungszahlen führen. Die anderen Systeme sind dagegen diesbezüglich stabil. Die mittlere Reibungszahl von $f = 0,12$ für die untersuchten Systeme, deckt sich mit den Werten, die *Dearnley* in seinen Untersuchungen [121] an einem Cameron-Plint TE77 unter ähnlichen Bedingungen zwischen anodisch keramisierten Oberflächen und nitrierten sowie aufgekohlten Stahl-Kolbenringen durchführte. Als Schmiermittel nutzte er allerdings ein nicht-additiviertes Mineralöl.

In der Mischreibung werden die Reibwerte, neben der Oberflächenstruktur und Werkstoffpaarung, wesentlich durch die im Motoröl vorhandenen "friction modifier" bestimmt. Diese Additivmoleküle können zu einem unter hohem Druck (Flächenpressung) und Temperatur durch chemische Reaktionen mit Fe-Atomen an exponierten Rauheiten Festschmierstoffe freisetzen [138], die die Oberflächen voneinander trennen und zum anderen, wie in Kapitel 2.1.3 beschrieben, sich durch Physisorption an die Oberfläche anlagern und reibungsmindernde Eigenschaften hervorrufen. Diese Moleküle sind daher stark polar und weisen eine hohe Affinität zur Oberfläche auf. Damit diese Mechanismen eintreten können, muss die Oberfläche neben Metallatomen auch polaren Charakter besitzen. Innerhalb der atomaren Bindungen des GG werden die Metallkationen durch frei bewegliche Elektro-

nen zusammengehalten. Es liegt eine Metallbindung vor. Die Oberfläche besitzt dadurch ebenfalls eine induzierte Polarität, die die Wirkung der "friction modifier" begünstigt und den Reibwert dadurch herabsetzt. Im Gegensatz dazu bestehen die anodisch oxidierten Schichten auf Basis von kovalenten Bindungen. Durch diese Ionenbindung weisen diese Oberflächen nur schwachen bis keinen polaren Charakter auf, was die Reaktionsfähigkeit und damit die Wirkung von "friction modifier" im Öl herabsetzt.

Verschleißkoeffizienten

Neben der Reibungszahl stellt der Verschleißkoeffizient (Kapitel 2.1.2) die kennzeichnende tribologische Größe dar. Die ermittelten Verschleißkoeffizienten sind in Abb. 6.11 dargestellt.

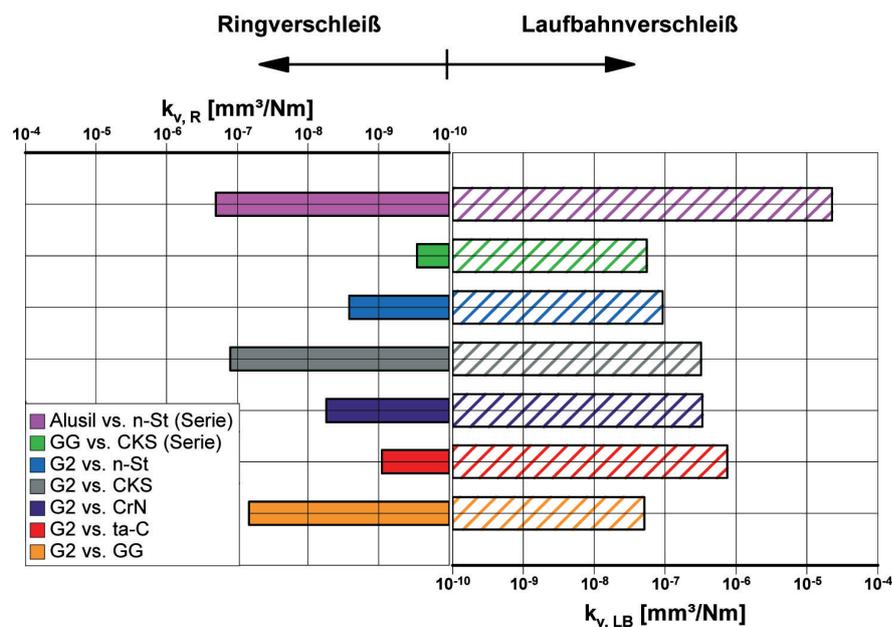


Abbildung 6.11: Verschleißkoeffizienten der Zylinderlauffläche und Kolbenringe aller untersuchten Versuchspaarungen nach $s = 24 \text{ km}$, mit $v = 0,3 \text{ m/s}$, $F_N = 50 \text{ N}$ und $T_{Oil} = 170^\circ\text{C}$.

Die Spannweite der gemessenen Verschleißkoeffizienten in den G2-Systemen beträgt bei den Kolbenringen ca. 3, bei den Zylinderlaufbahnen ca. 2 Zehnerpotenzen. Im Vergleich dazu weist der Verschleißkoeffizient des Ringes vom GG-System mit $2,86 \cdot 10^{-10} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ den geringsten, der vom AluSil-System mit $k_{v,R} = 2,03 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ den größten Wert auf. Die Verschleißkoeffizienten der Ringe des G2-Systems liegen im Bereich $9,8 \cdot 10^{-10}$ bis $1,26 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$. Betrachtet man die Verschleißkoeffizienten der Laufbahnen, so fällt

auf, dass sich die GG-Laufbahn mit einem Koeffizienten $k_{v,LB} = 5,50 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ im Bereich der G2-Laufbahnen ($1,06 \cdot 10^{-8} - 7,54 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$) befindet. Die Ausnahme bildet die AluSil-Laufbahn. Sie hat mit $k_{v,LB} = 2,26 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ einen deutlich höheren Verschleiß als die übrigen Laufbahnen.

Der vorherrschende Reibungszustand führt dazu, dass sich die Rauheitsspitzen der Reibpartner Laufbahn und Kolbenring berühren. Diese Vorgänge führen dazu, dass sich die Oberflächen einebnen. Dies wird als Verschleiß detektiert. Im Falle einer nicht-duktilen Keramik wird die Energie nicht über eine elastische bzw. plastische Verformung aufgenommen, sondern die Rauheitsspitzen werden brechen und zu einer Glättung der Oberfläche führen. Diese Glättung ist durch die Veränderung der ermittelten Rauheitswerte in Tabelle 6.4 ersichtlich.

Laufbahn	Ring	R_z [μm]	R_a [μm]	R_{pk} [μm]	R_{vk} [μm]
vor Versuch	nitriert	4,98	0,44	0,24	2,24
nach Versuch		1,08	0,197	0,17	0,84

Tabelle 6.4: Betriebsrauheiten der G2-Schicht unter Misch-/Grenzreibung bei $s = 24 \text{ km}$, $F_N = 50 \text{ N}$ und $T_{Oel} = 170^\circ\text{C}$ in Castrol VP-1.

Abrasiver Verschleiß der Reibpartner wird sowohl durch Furchung der Rauheitsspitzen im Gegenkörper als auch durch aus der Oberfläche herausgebrochene Partikel verursacht. Den linearen Zusammenhang zwischen Oberflächenrauheit anodisch oxidierte Schichten und Ringverschleiß stellten *Kristhal* et al. in ihren Untersuchungen [36] her. Die Größenordnung dieses Verschleißes hängt jedoch vom Verschleißwiderstand der Oberflächen ab. Als Maß für diesen Widerstand kann die Oberflächenhärte herangezogen werden. In Abb. 6.12 ist der gemessene volumetrische Verschleiß von Laufbahn und Kolbenring in Abhängigkeit von der Ringoberflächenhärte aufgetragen. Der Ringverschleiß scheint sich ab einer Härte von 1000 HV asymptotisch einem konstanten Wert anzunähern, während der Laufbahnverschleiß scheinbar linear mit steigenden Ringoberflächenhärten zunimmt. Neben der Rauheit wird der Verschleiß auch durch die Schmierung entscheidend beeinflusst. So können die selbstschmierenden Eigenschaften des Kohlenstoffs in der GG-Laufbahn in Verbindung mit "extrem pressure"/"anti-wear"-Additiven, kurz EP/AW-Additive, im verwendeten Motoröl die Verschleißkoeffizienten auf $k_{v,R} = 2,86 \cdot 10^{-10} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ und

$k_{v,LB} = 5,58 \cdot 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ herabsetzen. Als mögliches EP/AW-Additiv ist an dieser Stelle Zink-Dialkyldithiophosphate (ZDDP) zu nennen. Die Hauptbestandteile dieses Moleküls Zink (Zn), Schwefel (S) und Phosphor (P), wurden im Motoröl nachgewiesen. Daneben ist es eines der meist eingesetzten EP / AW - Additive. Es reagiert unter hohem Druck und Temperatur mit metallischen Oberflächen und bildet verschleißfeste Schichten [14].

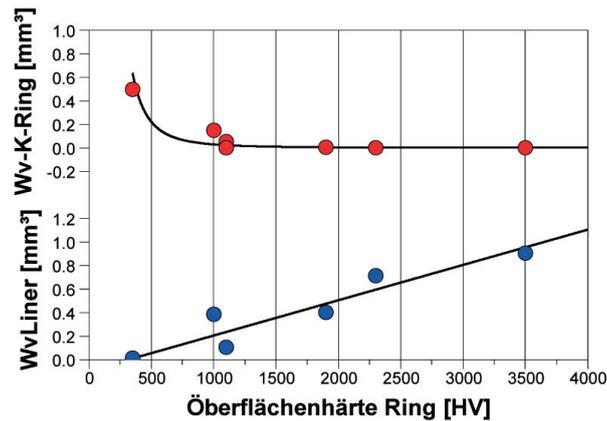


Abbildung 6.12: Korrelation zwischen Oberflächenhärte des Kolbenrings und auftretendem volumetrischen Verschleiß.

6.4.2 Einfluss des Öls

Die Additivierung des Motoröls kann entscheidenden Einfluss auf das tribologische Verhalten des Ring - Laufbahn - Systems haben. Aus diesem Grund wurden drei Modifikationen des Motoröls VP-1 untersucht, die durch die Firma Castrol zur Verfügung gestellt wurden. Die Auswahl geeigneter Ölformulierungen wurde dabei Castrol überlassen. Die Zielsetzung war, durch geeignete Additivierung, die Reibung und den Verschleiß von Ring und anodisch oxidierter Laufbahn zu reduzieren, jedoch unter der Prämisse, dass die Modifikationen die Spezifikationen für den Einsatz im Motor erfüllen. Für diese Untersuchungen wurde das System G2 - Laufbahn und ta-C - Kolbenring ausgewählt.

Die Bezeichnungen der formulierten Öle, sowie die Ergebnisse der RFA - und MS - Analysen sind in Tabelle 6.5 aufgeführt.

Detaillierte Informationen bzgl. der genauen Additivierung konnten von Castrol nicht bezogen werden. Auf eine eigene Aufklärung der eingesetzten Additive und deren Formulierung wurde verzichtet, da die dafür notwendigen kosten- und aufwandintensiven

Bezeichnung	Viskosität [m ² /s]		Chemische Elemente [%]			
	$\nu_{40^{\circ}C}$	$\nu_{100^{\circ}C}$	P	S	Ca	Zn
VP-1	55,074	9,796	0,095	0,435	0,33	0,097
RAM I	56,376	10,06	0,096	0,421	0,379	0,106
RAM II	56,007	9,947	0,095	0,415	0,376	0,106
RAM III	59,324	11,188	0,09	0,339	0,205	0,092

Tabelle 6.5: Vergleich der untersuchten Öle hinsichtlich Viskosität und chemischen Elementen.

Analyseverfahren mit den gemachten Ergebnissen nicht im Verhältnis standen.

Die Ergebnisse hinsichtlich Reibung und Verschleiß sind in Abb. 6.13 a und b dargestellt.

Wie Abb. 6.13 a zeigt, sind die gemessenen Reibungszahlen aller Ölmodifikationen identisch.

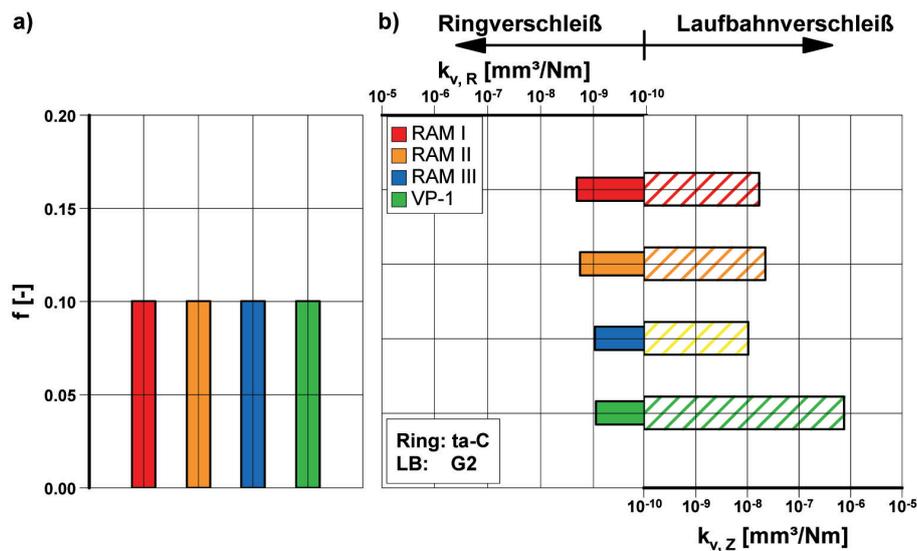


Abbildung 6.13: Reibungszahlen (a) und Verschleißkoeffizienten (b) der untersuchten Versuchspaarungen mit unterschiedlichen Ölmodifikationen nach $s = 24$ km, mit $v = 0,3$ m/s, $F_N = 50$ N und $T_{Oel} = 170^{\circ}C$.

Ein Einfluss der unterschiedlichen Additivierungen auf den Reibkoeffizienten konnte nicht festgestellt werden. Anders verhalten sich die Verschleißkoeffizienten in Abb. 6.13 b. Wie in der Darstellung ersichtlich, führen die Additivpakete der Öle RAM I, RAM II und RAM III zu einer Senkung des Laufbahnverschleißes. Das Öl RAM III führt zudem zu einer Senkung des Ringverschleiß auf das Niveau den Ringes mit Öl VP-1.

6.4.3 Zusammenfassung

Untersucht wurde das tribologische Verhalten von anodisch keramisierten Laufbahnen mit unterschiedlichen Kolbenringen unter Misch- / Grenzreibung, analog den Belastungen im Zwickelbereich aufgeladener Motoren. Die Untersuchungen wurden mit den Seriensystemen GG und AluSil verglichen.

Die ermittelten Reibungszahlen der Versuchspaarungen liegen im Bereich von AluSil und GG. Es sind keine Auffälligkeiten festzustellen, die auf ein "Fressen" hindeuten könnten. Die ermittelten Verschleißkoeffizienten der Laufbahn sind maximal eine Zehnerpotenz höher als die von der GG-Laufbahn. Die Verschleißkoeffizienten der Kolbenringe variieren in Abhängigkeit der aufgetragenen Verschleißschutzschicht, zeigen jedoch kein Anzeichen von katastrophalem Versagen. Der Verschleiß des ta-C-Rings liegt zudem in der gleichen Größenordnung wie der CKS-Ring im Seriensystem GG. Auf Basis der gemachten Ergebnisse scheint die untersuchte anodisch oxidierte Schicht den Belastungen von zukünftigen aufgeladenen Ottomotoren stand zuhalten. Im Vergleich dazu ist jedoch die Belastungsgrenze von AluSil erreicht. Die Laufbahn zeigt erheblichen Verschleiß, so dass sie für einen Einsatz in aufgeladenen Motoren, wie auch von *Kompa* [135] beschrieben, nicht geeignet ist. Aus diesem Grund wird die AluSil-Laufbahn für die weiteren Betrachtungen nicht weiter berücksichtigt.

6.5 Messergebnisse Einzylindermotor

In den nachfolgenden Kapiteln werden die Messergebnisse der Untersuchungen am Einzylindermotor dargestellt und diskutiert. Es wird dazu zunächst auf die Plausibilität der ermittelten Reibkraftergebnisse eingegangen. Danach folgt die Betrachtung des allgemeinen Reibkraftverlaufs mit dem Einfluss von Drehzahl und Last. Als letzte Punkte werden die Ergebnisse der Untersuchungen der unterschiedlichen Kolbenringe und Öle verglichen.

Für das spätere Verständnis der Verläufe sei an dieser Stelle prinzipiell die allgemeine Darstellung der Reibkraftverläufe erläutert. Es wird ein komplettes Arbeitsspiel über 720°KW dargestellt. Es besteht aus den vier Takten Ansaugtakt (0°KW - 180°KW), Kompressionstakt (180°KW - 360°KW], Expansionstakt (360°KW - 540°KW) und dem Ausschietakt

(540°KW - 720°KW). Durch die entsprechende Wahl des Bezugskordinatensystems bei der Reibkraftberechnung werden die Kräfte bei der Kolbenabwärtsbewegung negativ und die Kräfte bei der Aufwärtsbewegung positiv berechnet und dargestellt.

6.5.1 Plausibilität der Ergebnisse

Die Plausibilität der gemessenen Reibkraftverläufe ist unmittelbar abhängig von der Zuverlässigkeit des Reibkraftmesssystems. Der Einfluss von Schwankungen in der Verbrennung wurde minimiert, indem die Reibkraft der Kolbengruppe über 50 Arbeitsspiele gemessen und daraus die Reibkraft bzw. der Reibmitteldruck bestimmt wurde. Der Verbrennungsschwerpunkt lag dabei konstant bei 12° nach Zünd-OT (ZOT).

Zusätzlich wurde im Rahmen von Voruntersuchungen dazu die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse sowie die Auswirkungen von möglichen Einflussgrößen untersucht. Es waren:

- Wiederholungsmessungen
- Einfluss des Buchsenwechsel
- Einfluss der produktionsbedingten Streuung der Ringtangentialkraft

Auf Basis der gemachten Ergebnisse liegt eine Messgenauigkeit des Reibmitteldrucks von ca. $\pm 5\%$ vor. Diese Vergleichbarkeit setzt jedoch ein stationäres System am Anfang der Messungen voraus. Um dies zu erreichen, wurde das ca. 15-stündige Einlaufprogramm, beschrieben in Kapitel 5.5.2, durchgeführt. Die Ergebnisse sind exemplarisch in Abb. 6.14 dargestellt.

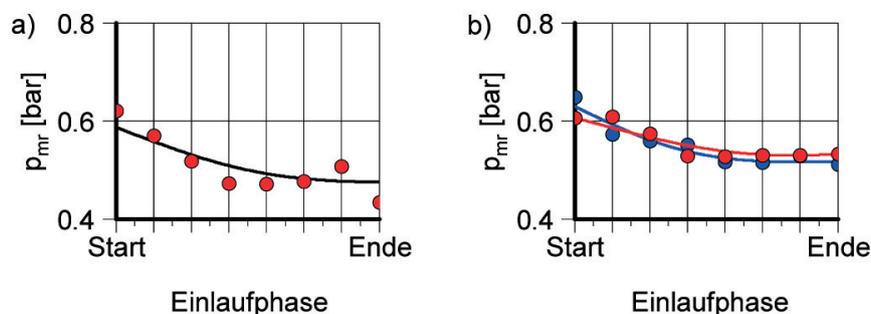


Abbildung 6.14: Veränderung des Reibmitteldrucks (Referenzpunkt: $n = 2000 \text{ min}^{-1}$ (geschleppt), $p_{mi} = 2 \text{ bar}$) während des Einlaufprogramms. a) Laufbahn: GG, Ring: Stahl, nitriert; b) Laufbahn: G2, Ring: CKS (zwei Einzelmessungen).

Sie beschreiben den Verlauf der in den Referenzpunkten gemessenen Reibmitteldrücke nach den einzelnen Phasen des Einlaufprogramms. Wie zu erkennen ist, nehmen beide dargestellten Systeme am Ende des Einlaufprogramms einen annähernd stationären Wert im Reibmitteldruck an. Die Abweichung beträgt weniger als 5 %.

Als letzter Punkt der Plausibilitätsbetrachtung soll an dieser Stelle auf den Einfluss von Systemschwingungen auf das Reibkraftmesssignal eingegangen werden. Durch die mechanische Kopplung des Pleuels mit den anderen Motorkomponenten sind die auf dem Pleuel angebrachten Dehnmessstreifen Anregungen unterworfen. Sie nehmen mit der Drehzahl zu und beeinflussen das Messsignal. In Abb. 6.15 ist die Zunahme der Schwingungen im Reibkraftverlauf dargestellt.

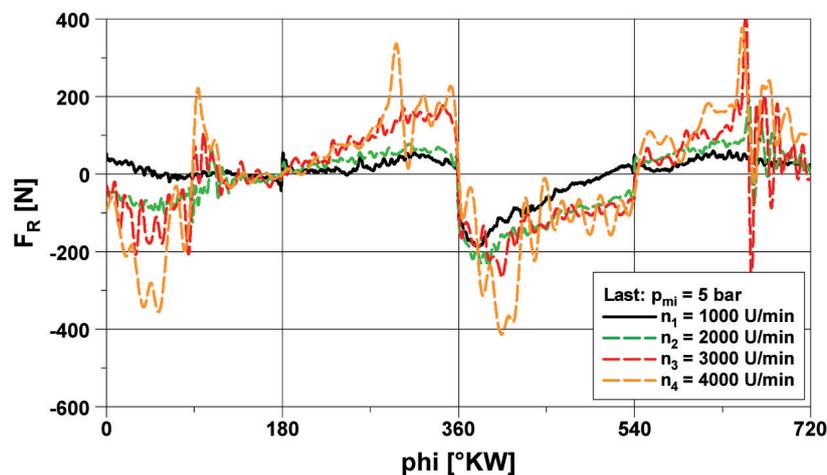


Abbildung 6.15: Einfluss der Drehzahl auf das gemessene Reibkraftmesssignal bei $p_{mi} = 5$ bar. Laufbahn: GG, Ring: CKS.

Eine signifikante Anregung, die in allen Verläufen auftritt, ist im Ansaugtakt (ca. 85°KW) und Ausschietakt (ca. 650°KW) zu erkennen. Sie resultiert aus dem toleranzbedingtem Anlagewechsel in den Pleuelaugen, wenn die Pleuelkraft aufgrund der oszillierenden Maschenkraft und fehlendem Gasgedrueck über dem Kolben das Vorzeichen wechselt.

Die systeminduzierten Schwingungen des Reibkraftmesssignals nehmen bei $n = 4000 \text{ min}^{-1}$ so stark zu, dass eine plausible Aussagefähigkeit nicht mehr gegeben ist. Aus diesem Grund werden in der weiteren Ergebnisdarstellung nur Reibkraftverläufe bis $n = 3000 \text{ min}^{-1}$ gezeigt. Die Auswertung der übrigen Betriebspunkte aus dem Messprogramm (Kapitel 5.5.2) ist nicht sinnvoll, da der Fehler aufgrund des Signal / Rauschverhältnisses die Berechnung von Reibmitteldruck bzw. Reibleistung signifikant verfälschen würde.

6.5.2 Einfluss der Drehzahl

In Abb. 6.16 ist der Einfluss der Drehzahl auf die gemessenen Reibkräfte dargestellt. Sie zeigt neben den Zylinderdruckverläufen die Kolbengeschwindigkeiten für die Drehzahlen $n = 1000 \text{ min}^{-1}$, 2000 min^{-1} und 3000 min^{-1} . Zur Darstellung wurde ein konstanter indizierter Mitteldruck von $p_{mi} = 5 \text{ bar}$ gewählt, um einen Lasteinfluss zu minimieren.

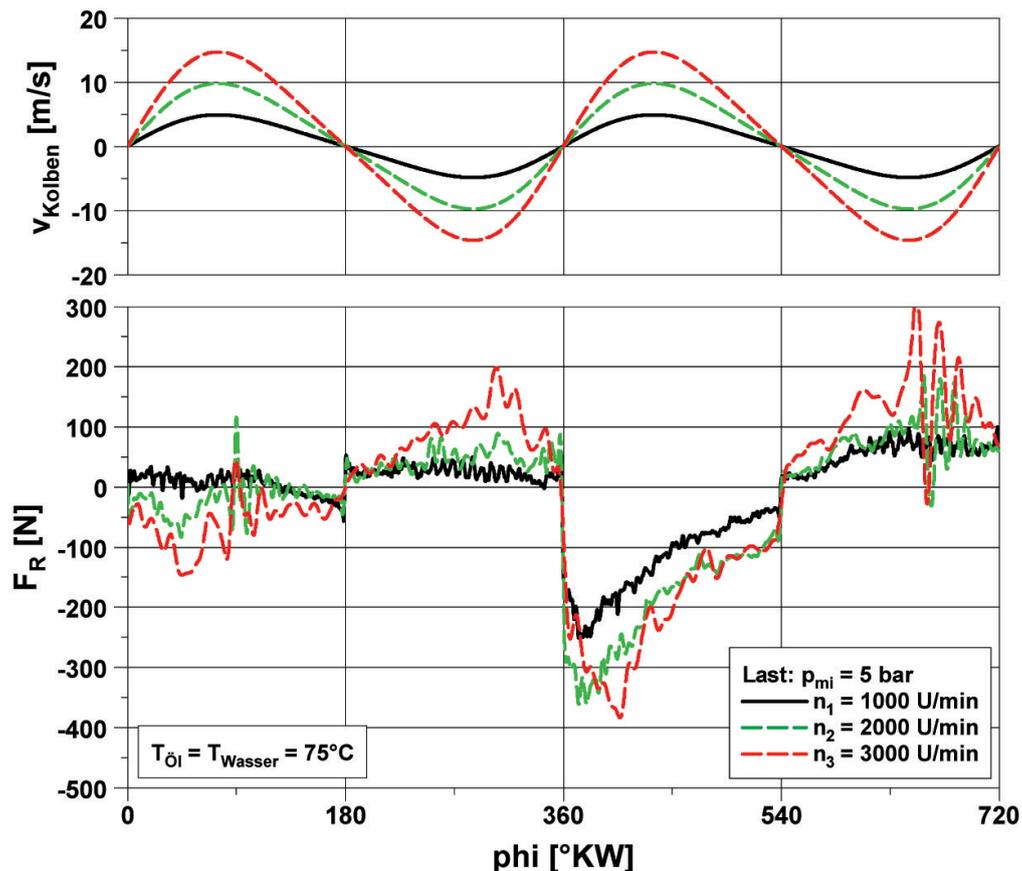


Abbildung 6.16: Einfluss der Drehzahl auf den Reibkraftverlauf bei $p_{mi} = 5 \text{ bar}$. Laufbahn: GG, Ring: CKS.

Der Vergleich der Reibkraftverläufe zeigt, dass zum einen das Niveau der Reibkraft mit steigender Drehzahl zunimmt und zum anderen bei einer konstanten Drehzahl sie einen direkten Zusammenhang mit der Kolbengeschwindigkeit aufweist. Der Verlauf der gemessenen Reibkraft korreliert dabei direkt mit dem Verlauf der Kolbengeschwindigkeit. In den Umkehrpunkten ist die Kolbengeschwindigkeit Null und die Reibkraft minimal. Mit zunehmender Kolbengeschwindigkeit nimmt auch die gemessene Reibkraft zu. Sie erreicht ihren Maximalwert, wenn die Kolbengeschwindigkeit am größten ist. Dieses Verhalten lässt sich durch ansteigende hydrodynamische Reibkraftausbildung erklären. Im Fall ei-

nes hydrodynamischen Reibungszustands wird die Reibung hauptsächlich durch die innere Reibung des Schmierfilms bestimmt. Sie ist dabei abhängig von der Schmierfilmviskosität und der drehzahlabhängigen Schergeschwindigkeit.

Durch den niedrigen Zylinderdruck im Ansaugtakt und Ausschietakt ist als Anpressdruck der Kolbenringe an den Zylinder nur die Tangentialspannung wirksam, welche dem Schmieröldruck im Schmierpalt (Kapitel 2.3.1) entgegenwirkt und es resultiert der hydrodynamische Reibkraftverlauf mit dem Maximum bei der höchsten Kolbengeschwindigkeit. Im Kompressionstakt nimmt durch die Verdichtung in der Aufwärtsbewegung der Zylinderdruck und damit auch der hinter dem Kolbenring effektiv wirkende Gasdruck zu, wodurch die Reibkraft ansteigen sollte. Bei dem Mitteldrucks von $p_{mi} = 5$ bar ist dieses Verhalten jedoch nicht zu beobachten. Es ist davon auszugehen, dass der vorhandene Schmierfilmdruck zwischen Kolbenring und Zylinderlaufbahn ausreicht, um die Reibpartner trotz des ansteigenden Kompressionsdrucks bis zu einer minimalen Relativgeschwindigkeit vollständig zu trennen, bevor kurz vor dem Umkehrpunkt das System wieder in die Misch / Grenzreibung übergeht. Anders verhält sich der Verlauf im Expansionstakt. Bei der einsetzenden Verbrennung kommt es zu einem starken Druckanstieg im Zylinder. Da die Gleitgeschwindigkeit zu diesem Zeitpunkt gering ist, ist der Druckaufbau im Schmierpalt minimal, wodurch der Anpressdruck der Ringe dominieren wird. Das System befindet sich in einem ausgeprägten Mischreibungszustand und verursacht einen starken Anstieg in der Reibkraft. Sie erreicht ihr Maximum zeitgleich mit dem Spitzendruck im Zylinder. Im weiteren Verlauf entspannt sich der Druck und die Reibkraft nimmt ab.

6.5.3 Einfluss der Last

Der Einfluss gesteigerter Motorlasten auf die Reibung ist in Abb. 6.17 aufgezeigt. Es werden bei der konstanten Drehzahl $n = 2000 \text{ min}^{-1}$, die Verläufe bei den indizierten Mitteldrücken $p_{mi} = 5$ bar, $p_{mi} = 10$ bar und $p_{mi} = 15$ bar betrachtet. Die zugehörigen Gasdruckverläufe sind im oberen Bildteil dargestellt.

In den Arbeitstakten Ansaugen, Verdichten und Ausschieben sind annähernd identische Reibkraftverläufe zu beobachten. Ein direkter Einfluss der Lasterhöhung ist für die betrachteten Verläufe nur im Expansionstakt festzustellen.

Mit dem Beginn der Expansionsphase ist eine mit der Last zunehmende Reibkraft zu

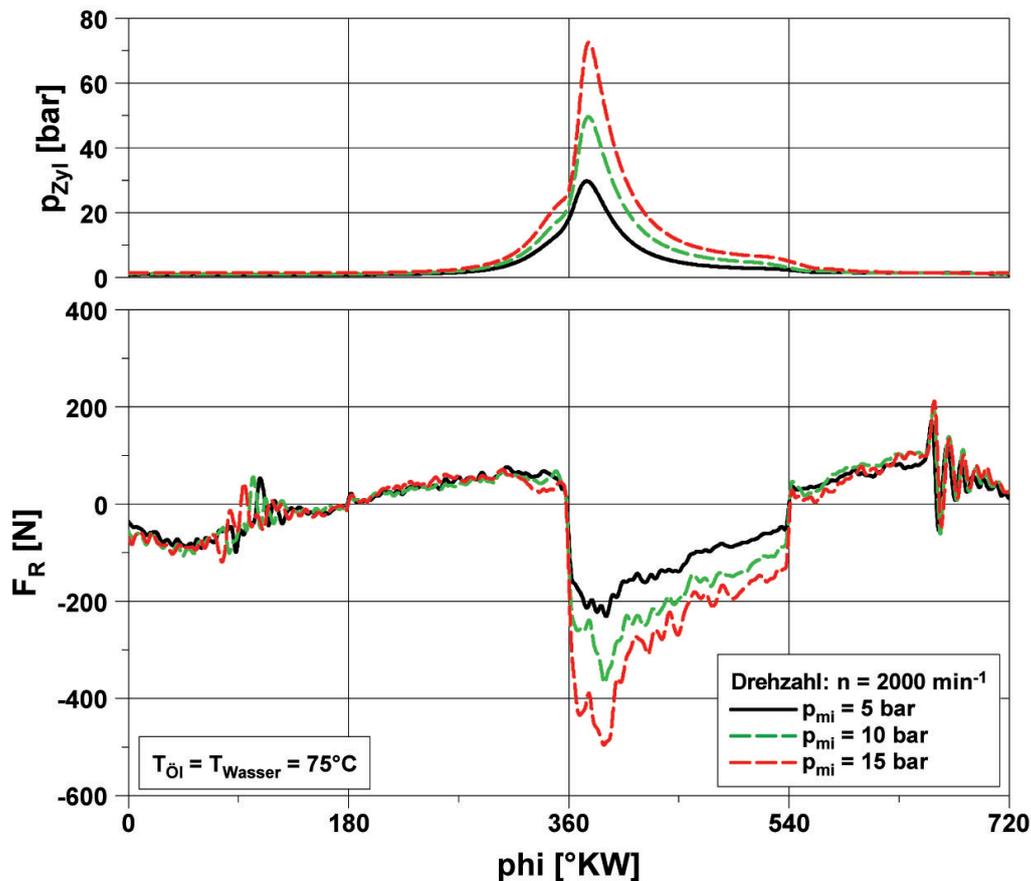


Abbildung 6.17: Einfluss des indizierten Mitteldrucks auf den Reibkraftverlauf bei $n = 2000 \text{ min}^{-1}$.
 Laufbahn: GG, Ring: CKS.

beobachten. Die Reibung steigt dabei bis zu den Zylinderdruckmaxima bei 12°KW nach Zünd-OT (ZOT) an, bevor sich die einzelnen Reibkraftverläufe ab ca. 45°KW nach ZOT entsprechend der Zylinderdruckverläufe wieder annähern, wobei am Ende der Expansionsphase für die höheren Mitteldrücke auch höhere Reibkräfte zu beobachten sind.

Infolge der steigenden Zylinderspitzen drücke erhöhen sich die Ringanpress- und Normalkräfte. Wie auch schon in Kapitel 6.5.2 diskutiert, wird der Schmierfilmdruck direkt nach ZOT aufgrund der geringen Relativgeschwindigkeit der Reibpartner nicht ausreichen, um die Ringanpresskräfte zu kompensieren, so dass das System in einem Mischreibungszustand verharrt und nicht gleich in die Hydrodynamik übergeht. Dieses Reibverhalten ist dabei auch grundsätzlich die Ursache für den auftretenden Zwickelverschleiß. Verstärkt wird dieser Zustand durch das höhere Temperaturniveau, dass sich mit steigendem Mitteldruck im Zylinder einstellt. Durch die höheren Temperaturen an den Ringen und an

der Zylinderwand, nimmt die Viskosität und damit die Tragfähigkeit des Schmierfilms ab. Der verzögerte Übergang in die Hydrodynamik und die damit verbundene höhere Reibkraftausbildung bis zur Hubmitte haben jedoch einen signifikanten Einfluss auf die Reibleistung P_r . In Abb. 6.18 ist der Einfluss des Reibkraftverlaufs auf die Reibleistung dargestellt. Zur Verdeutlichung sind zusätzlich die Kolbengeschwindigkeit unter Berücksichtigung der realen Kurbeltriebsgeometrie und die Zylinderdruckverläufe dargestellt.

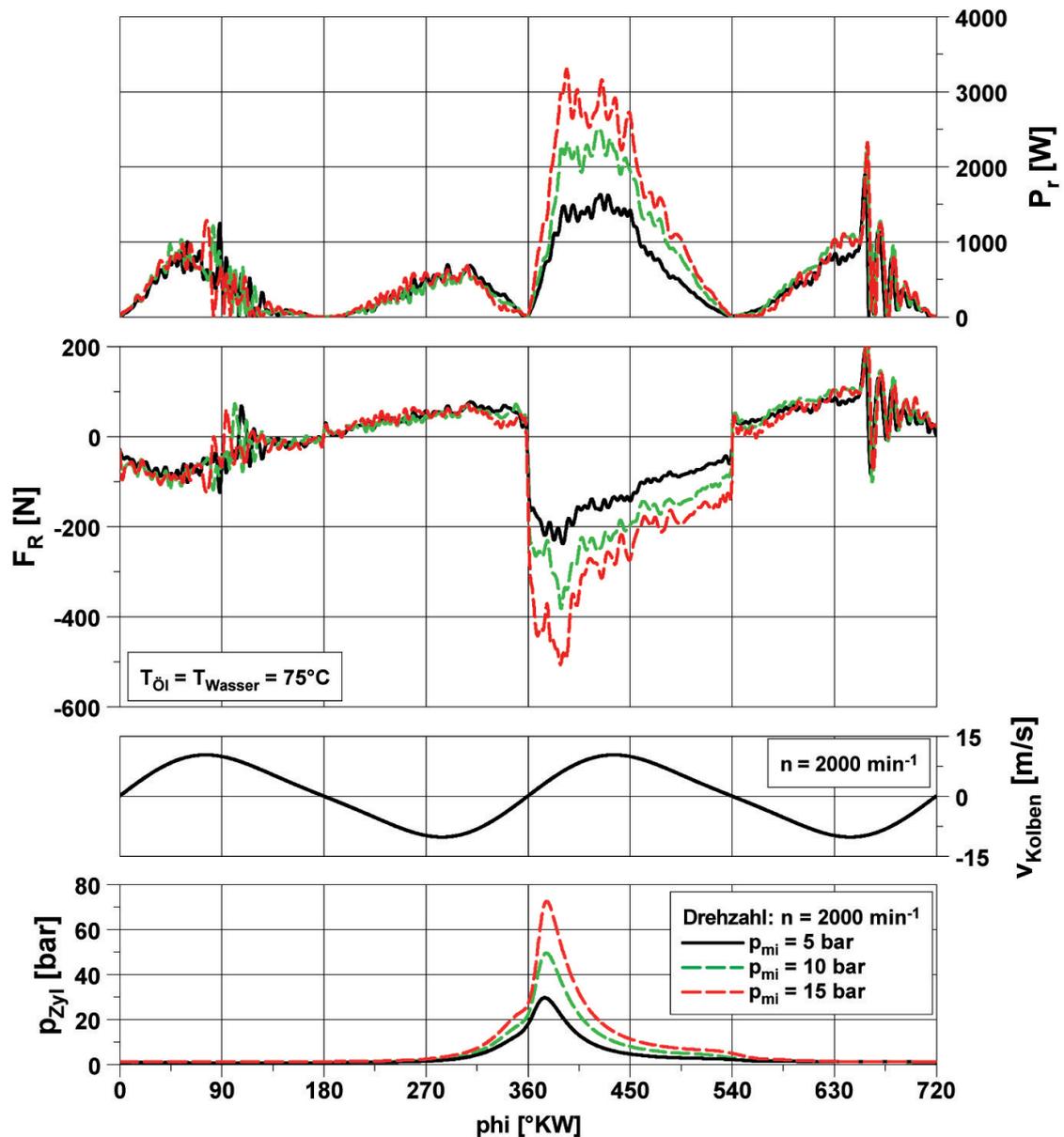


Abbildung 6.18: Zusammenhang von Reibleistung, Reibkraft und Kolbengeschwindigkeit in Abhängigkeit vom indizierten Mitteldruck. Laufbahn: GG, Ring: CKS.

Durch die direkte Proportionalität zur Gleitgeschwindigkeit, führen größere Reibkräfte

gerade im Bereich erhöhter Gleitgeschwindigkeiten zu einer starken Zunahme der Reibleistung. Im Gegenzug dazu wird sie minimal, wenn die Geschwindigkeit gegen Null geht. Dies ist an den Umkehrpunkten der Fall. In Abb. 6.18 ist zudem deutlich zu erkennen, dass die steigenden Zylinderdrücke ihren Haupteinfluss auf die Reibleistung im Expansionsstakt haben. Für ein optimales System ist es folglich von untergeordneter Bedeutung, dass sich das System zu Beginn jedes Taktes im Festkörper- bzw. Mischreibungszuständen befindet, da der Anteil an der Reibleistung durch die geringe Relativgeschwindigkeit gering ist, vielmehr sollten die Mischreibungsphase so kurz wie möglich und die Scherkräfte in der anschließenden hydrodynamischen Phase so gering wie möglich sein.

6.5.4 Einfluss des Ringwerkstoffs

Für die Versuche unter realen Betriebsbedingungen wurden am ersten Kolbenring die gleichen Versuchspaarungen verwendet, wie sie auch im Rahmen der Voruntersuchungen am Rotationstribometer zum Einsatz kamen.

Eine Übersicht der untersuchten Systeme ist in Tabelle 6.6 zusammengefasst.

		Versuchspaarungen					
Laufbahn:		GG	G2				
	Beschichtung	CKS	n-St	CKS	CrN	ta-C	GG
1.Ring	Typ	Rechteckring(GOE66)					
	F_t [N]	14					
2.Ring	Typ	Nasenminutenring (GOE32)					
	F_t [N]	7					
3.Ring	Typ	3-teiliger Ölring (GOE65C)					
	F_t [N]	22-35					
Motoröl:		Castrol VP-01 (VP01.0091-39-01)					

Tabelle 6.6: Versuchspaarungen der untersuchten Kolbenring-Laufbahn-Systeme im Einzylindermotor.

Als Rechteckringe wurden in der ersten Nut nitrierte Ringe (n-St), verchromte CKS-Ringe, CrN-Ringe, ta-C-Ringe und phosphatierte GG-Ringe untersucht. Die zweite und dritte Nut des Serienkolbens wurden mit den im Basismotor eingesetzten Serienringen

bestückt. Es wurde ein Nasenminutenring aus vergütetem Grauguss und ein 3-teiliger nitrierter Ölring eingesetzt. Auf Basis der Ergebnisse der Untersuchungen am Rotationstribometer wurde als Referenz nur das GG-System berücksichtigt. Es wurde die aktuelle Serienkonfiguration verwendet. Alle Ringe entsprachen hinsichtlich Geometrie, Balligkeit und Ringvorspannkraft ebenfalls der Serie. Die durchschnittlichen Ringvorspannkraft F_t aller verwendeten Kolbenringe sind ebenfalls in Tabelle 6.6 aufgelistet. Alle Versuche wurden mit dem Motoröl Castrol VP-01 durchgeführt.

Reibmitteldrücke

Die Angabe des Reibmitteldrucks ist eine typische Kenngröße zur Beurteilung eines Verbrennungsmotors und erlaubt zudem einen allgemeinen Vergleich. Durch die Normierung der Reibarbeit auf das Hubvolumen (Glg. 5.27), kann der am Einzylindermotor gemessene Reibmitteldruck direkt mit dem Reibmitteldruck eines Vollmotors verglichen werden.

In Abb. 6.19 sind die für die untersuchten Systeme ermittelten Reibmitteldrücke über der Drehzahl für die unterschiedlichen Lastpunkte dargestellt. Um eine energetische Bewertung der Reibmitteldrücke der untersuchten Kolbengruppen vornehmen zu können, sind neben diesen Verläufen auch die zugehörigen Reib- bzw. Verlustleistungen aufgezeigt. Die Ergebnisse sind dabei ein Mittelwert aus mindestens zwei Einzelmessungen unterschiedlicher Buchsen. Die Ausnahme bilden die Werte der anodisch oxidierten Schicht in Verbindung mit dem CKS-Ring. Bei diesem System handelt es sich um eine singuläre Messung.

Wie zu erwarten (Vgl. Kapitel 6.5.2 und 6.5.3) steigt der gemessene Reibmitteldruck, unabhängig vom Kolbenringtyp und Laufbahnvariante, mit ansteigender Drehzahl und höheren Mitteldrücken. Die Drehzahlabhängigkeit beruht im Wesentlichen auf den mit der Gleitgeschwindigkeit ansteigenden Scherspannungen im Schmierfilm. Die höheren Reibmitteldrücke bei steigenden Mitteldrücken sind dagegen in erster Linie durch die steigenden Anpresskräfte in Verbindung mit der verminderten Tragfähigkeit des Schmierfilms im oberen Laufbuchsenbereich bestimmt. Sie führen gerade im Bereich nach ZOT zu hohen Reibkräften bei hohen Gleitgeschwindigkeiten, wie es in Abb. 6.17 gezeigt wurde.

Zwischen den Versuchsläufen (Seriensystem und G2-Systeme) ist jedoch ein eindeutiger

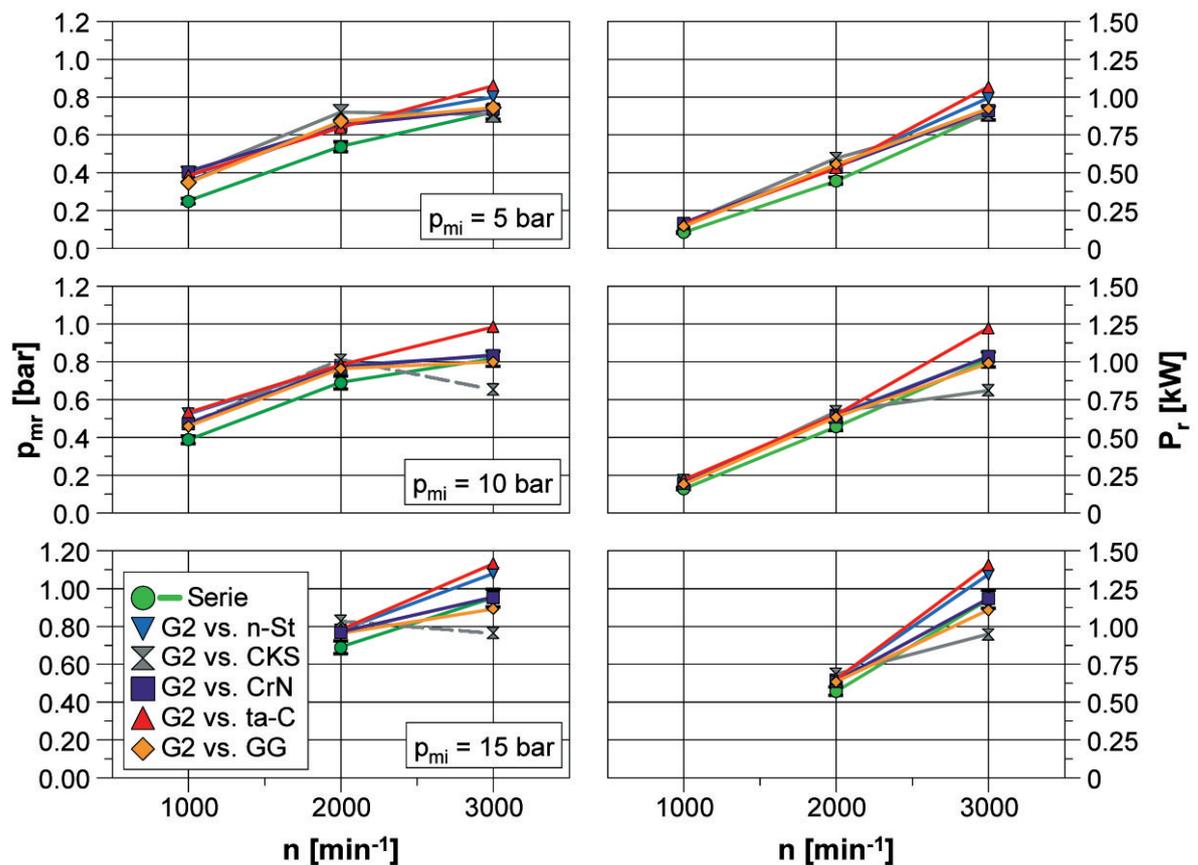


Abbildung 6.19: Reibmitteldrücke und die entsprechenden Reibleistungen der untersuchten Systeme im Vergleich zur Serie (Laufbahn: GG; Ring: CKS).

Unterschied zu identifizieren. Vergleicht man die gemessenen Reibmitteldrücke des Seriensystems GG mit denen der G2-Systeme, so ist zu erkennen, dass alle Ringvarianten auf der anodisch oxidierten Laufbahn in jedem Lastpunkt vor allem bei den Drehzahlen 1000 und 2000 min^{-1} einen um im Mittel ca. 0,1 bar höheren Reibmitteldruck aufweisen. Dabei ist zu beobachten, dass unter Berücksichtigung der Messgenauigkeit des Reibmitteldrucks (Kapitel 6.5.1) kein signifikanter Unterschied innerhalb der untersuchten Kolbenringbeschichtungen besteht. Bei der Drehzahl 3000 min^{-1} ist, mit Ausnahme der G2-ta-C-Kombination, eine Abnahme des Reibmitteldrucks festzustellen. Dabei ist jedoch zu berücksichtigen, dass sich ein Einfluß des Berechnungsfehlers aufgrund der Systemschwingungen bei höheren Drehzahlen bemerkbar machen kann. So konnte z.B. für das Seriensystem bei einem Mitteldruck von 5 bar und einer Drehzahl von 1000 min^{-1} ein Reibmitteldruck von ca. 0,25 bar gemessen werden. Dieser steigt bei 2000 min^{-1} auf 0,55 bar und dann auf 0,7 bar bei einer Drehzahl von 3000 min^{-1} . Das Mittel der ge-

messenen Werte der G2-Systeme liegt dagegen bei 0,37 bar, 0,66 bar und 0,8 bar. Dieses Verhalten kann auch in den Reibmitteldruckkennlinien von $p_{mi} = 10$ bar und $p_{mi} = 15$ bar festgestellt werden, wobei die Streuung der Werte gerade bei 3000 min^{-1} und $p_{mi} = 15$ bar zunimmt. Für die energetische Betrachtung bedeuten die um ca. 0,1 bar höheren Reibmitteldrücke, dass die Verlustleistung in den G2-Systemen bei 1000 min^{-1} um 50 W, bei 2000 min^{-1} um 90 W und bei 3000 min^{-1} , unter Berücksichtigung der Schwankungen, bis zu 200 W über dem Seriensystem liegt.

Vergleicht man die erzielten Ergebnisse mit denen der Literatur, so zeigt sich, dass sich zum einen die gemessenen Reibmitteldrücke für die Kolbengruppe prinzipiell bestätigen und zum anderen die Beobachtung einer Unabhängigkeit der Reibung von der Ringbewehrung gestützt wird. *Kessen* [23] und *Priest* [139] bestimmen in ihren Untersuchungen den Reibmitteldruck bzw. die Verlustleistung der Kolbengruppe bis zu Drehzahlen von 1700 min^{-1} (2000 min^{-1}) in vergleichbaren Betriebspunkten in der gleichen Größenordnung. Jedoch ist zu erwähnen, dass die Reibung eine systemabhängige Größe ist und deswegen einen direkten Vergleich immer nur eingeschränkt zulässt. So führt z.B. *Kessen* seine Untersuchungen an einem aufgeladenen Dieselmotor durch. Neben dem Umstand unterschiedlicher Ladedrücke, die sich gerade im unteren Drehzahlbereich im Reibmitteldruckverlauf bemerkbar machen [23], kann auch die im Allgemeinen höhere eingesetzte Tangentialkraft des Ölrings die Reibkraft beeinflussen. Dies wurde auch in Untersuchungen von *Thiele* [140] nachgewiesen. Die Beobachtung, dass unter Berücksichtigung der Messgenauigkeit kein signifikanter Unterschied im Reibmitteldruck zwischen den untersuchten Ringvarianten auf der G2-Schicht besteht, lässt die Schlussfolgerung zu, dass die Kolbenringbeschichtung keinen entscheidenden Beitrag zur Optimierung des Reibmitteldrucks leistet. Diese These wird sowohl von den Untersuchungen von *Thiele* [140], als auch von *Huck* [141] gestützt. In beiden Arbeiten wird nur auf einen unbedeutenden Einfluss der Kolbenringbeschichtung auf den Reibmitteldruck hingewiesen.

Das signifikante Ergebnis ist jedoch der höhere Reibmitteldruck der G2-Schicht im Vergleich zur GG-Laufbahn. Um eine mögliche Erklärung für dieses Verhalten zu finden, soll näher auf die Reibkraftverläufe der untersuchten Systeme eingegangen werden. Abb. 6.20 zeigt exemplarisch die absolute Differenz der Reibkraftverläufe der untersuchten Versuchspaarungen im Vergleich zur Serie (Nulllinie) für die Lasten $p_{mi} = 5$ bar und $p_{mi} = 10$ bar

bei 1000 min^{-1} .

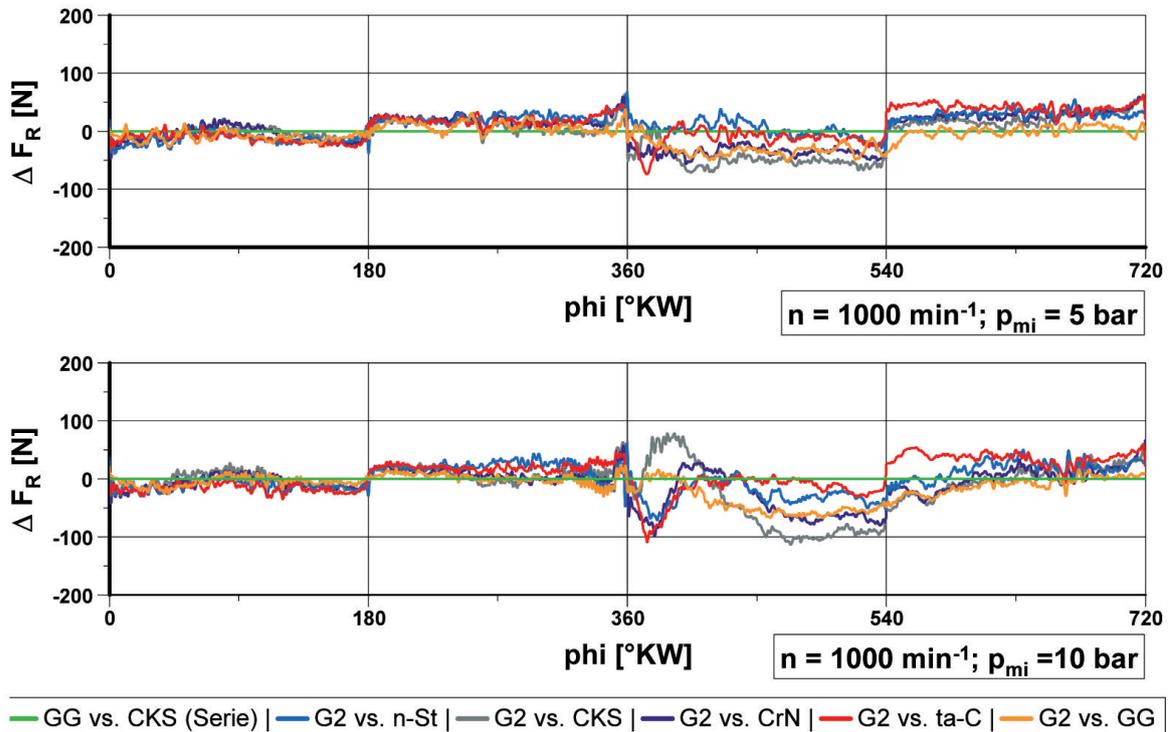


Abbildung 6.20: Differenzbetrachtung der Reibkraftverläufe der untersuchten Versuchspaarungen im Vergleich zum Seriensystem (Nulllinie).

Während im Ansaugtakt und im Kompressionstakt die Differenz der gemessenen Reibkräfte der G2-Systeme bezüglich des GG-Systems minimal sind, sind im Expansionstakt und im Ausschiettakt größere Differenzen der einzelnen Reibkräfte zu beobachten. Die Verläufe der G2-Paarungen variieren dabei innerhalb der Takte, wobei jedoch das Integral im Endeffekt zu einem höheren Reibmitteldruck führt (Abb. 6.19). Wie in den vorangegangenen Kapiteln erläutert, wird in diesen Takten die Reibkraft der Kolbengruppe durch spezielle Randbedingungen bestimmt. Im Expansionstakt wird die Reibung primär durch den vorherrschenden Zylinderdruck und damit Anpresskräfte der Kolbenringe in Kombination mit der temperaturbedingten Viskosität des Schmierfilms verursacht. Sie ist dabei abhängig vom Mischreibungsanteil und vom zeitlichen Übergang der Mischreibung in die hydrodynamische Reibung. Im Ausschiettakt ist durch die vorangegangene Kolbenabwärtsbewegung und Verbrennung wenig Öl auf der Oberfläche vorhanden. Dieses weist zudem durch den direkten Kontakt mit den Verbrennungsgasen eine geringere Viskosität auf. Direkt nach ZOT steigen die gemessenen Reibkräfte an, wobei unter Vernachlässi-

gung der singulären Messung "CKS" die Reibkraft über dem Seriensystem liegt. In dieser Grenz- / Mischreibungphase wird die höhere Reibung durch die werkstoffspezifischen Reibungszahlen (vgl. Kapitel 6.4.1) bestimmt. Die Ausnahme bildet hier der ta-C-Ring. Wie später erläutert wird, weist er trotz der minimalen Reibungszahl in den Voruntersuchungen mit die höchste Reibkraft auf. Im weiteren Verlauf wird sich aufgrund des abnehmenden Zylinderdrucks und ansteigender Gleitgeschwindigkeit ein hydrodynamischer Schmierfilm bilden. Das gerade in dieser Phase die Reibkraftverläufe der G2-Systeme abweichen, kann dadurch nur auf stark geänderte hydrodynamische Bedingungen zurückgeführt werden. Diese machen sich auch im Ausschiebtakt bemerkbar. Unter der Voraussetzung einer gleichen Abstreifwirkung des Ringpakets, kann die höhere Reibkraft der G2-Systeme nur dadurch erklärt werden, dass sich ein geringerer Schmierfilm aufbaut, der die Oberflächen nicht vollständig voneinander trennt.

Im Allgemeinen sollte eine Zylinderlaufbahn eine geringe Spitzenhöhe R_{pk} aufweisen, um den Einlaufverschleiß so gering wie möglich zu halten. Parallel sollte die Kernrauhtiefe R_k nicht zu groß sein, damit die Oberfläche nach dem Einlauf einen ausreichenden Traganteil besitzt. Für ein gutes Ölrückhaltevolumen der Lauffläche sind hohe R_{vk} -Werte vorteilhaft. Sie kennzeichnen die reduzierte Riefentiefe des Profils. Diese Eigenschaften wurden durch die mechanische Nachbearbeitung dargestellt (Kapitel 6.2).

In Tabelle 6.7 sind die Oberflächenkennwerte von der Serienlaufbahn und der anodisch oxidierten Laufbahn für den direkten Vergleich gegenübergestellt.

Laufbahn	GG		G2	
	Start	Ende	Start	Ende
R_a (OT/ v_{max} /UT)	0,33/-/0,39	0,18/0,22/0,28	0,53/0,48/0,65	0,30/0,60/0,74
R_{pk} (OT/ v_{max} /UT)	0,46/-/0,69	0,11/0,10/0,12	0,34/0,12/0,20	0,32/0,23/0,33
R_k (OT/ v_{max} /UT)	1,01/-/1,20	0,42/0,44/0,73	1,41/1,20/1,88	0,60/1,66/2,21
R_{vk} (OT/ v_{max} /UT)	0,52/-/0,65	0,45/0,61/0,63	1,15/1,08/1,13	0,97/1,27/1,47

Tabelle 6.7: Vergleich der Oberflächenrauheiten einer Graugussbuchse mit einer anodisch keramisierten Buchse (V21062) vor und nach dem Versuch.

Aufgeführt sind die Oberflächenkennwerte, gemessen im Bereich des oberen Totpunkts (OT), der maximalen Kolbengeschwindigkeit (v_{max}) und des unteren Totpunkts (UT),

im Ausgangszustand und im Endzustand. Sie sind der Mittelwert aus vier am Umfang verteilten Einzelmessungen. Beide Oberflächen unterscheiden sich grundsätzlich vom Entwicklungsverhalten. Während die Seriengraugussoberfläche während des Versuchs stark geglättet wird, wodurch sich der R_{pk} -Wert um bis zu 80 % und der R_k -Wert um bis zu 60 % verringert, ist bei der G2-Oberfläche fast keine Glättung zu beobachten. Nur im OT-Bereich kommt es zu einer Abnahme des R_k -Werts um 50 %, wobei sich der R_{pk} -Wert jedoch nicht ändert. Eine Abnahme der R_{vk} -Werte ist bei beiden untersuchten Laufbahnen nicht zu beobachten. Dieses Verhalten führt jedoch zu komplett unterschiedlichen Oberflächenstrukturen, die einen entscheidenden Einfluß auf das hydrodynamische Tragverhalten haben [28] und die gemessenen Unterschiede zwischen der GG-Laufbahn und der anodisch keramisierten Laufbahn erklären.

Durch die Glättung der Oberfläche treten zwei Effekte ein, die einen positiven Einfluß auf das hydrodynamische Verhalten haben. Der erste Effekt ist der erhöhte Traganteil der Oberfläche. Dieser führt dazu, dass durch die geringere Flächenpressung die Adsorptions- und Reaktionsschichten auf der Oberfläche nicht so schnell durchbrochen und zerstört werden und, unter Annahme der Gültigkeit der Reynold'schen Differentialgleichung im Mikrokontakt, schneller ein hydrodynamischer Schmierfilmdruck aufgebaut wird, der in der Lage ist, die Reibpartner zu trennen, was gerade im Expansionstakt Vorteile bringen kann. Der zweite Effekt ist die allgemein verminderte Grundrauheit der Oberfläche. Auf rauen Oberflächen bildet sich nach *Knopf* [28] zwar ein dickerer Schmierfilm, jedoch bietet er keinen Reibleistungsvorteil, da die Verweildauer im Mischreibungsgebiet bis zur vollständigen Hydrodynamik länger ist. Zudem wird für rauere Oberflächen mehr Öl im tribologischen Kontakt benötigt, um die Oberflächen voneinander zu trennen. Somit wird sich die "glatte" GG-Oberfläche im Ausschietakt positiver auswirken, als die G2-Oberfläche. Ein weiterer Aspekt, der nicht allein durch die Oberflächenkennwerte ausgedrückt werden kann ist die Orientierung der Oberflächenstruktur. In Abb 6.21 sind diese dreidimensional dargestellt.

Während die G2-Oberfläche sowohl vor als auch nach dem Versuch unverändert die charakteristischen Poren aufweist, ist bei der GG-Laufbahn die starke Glättung zu beobachten, wobei die Honriefen auch nach dem Versuch noch gut zu erkennen sind. Entgegen der landläufigen Meinung, wird in diesem Fall der Kreuzstruktur und der damit verbundenen Ölverdrängung ein entscheidender Vorteil zugesprochen. Im Ausschietakt ist wenig

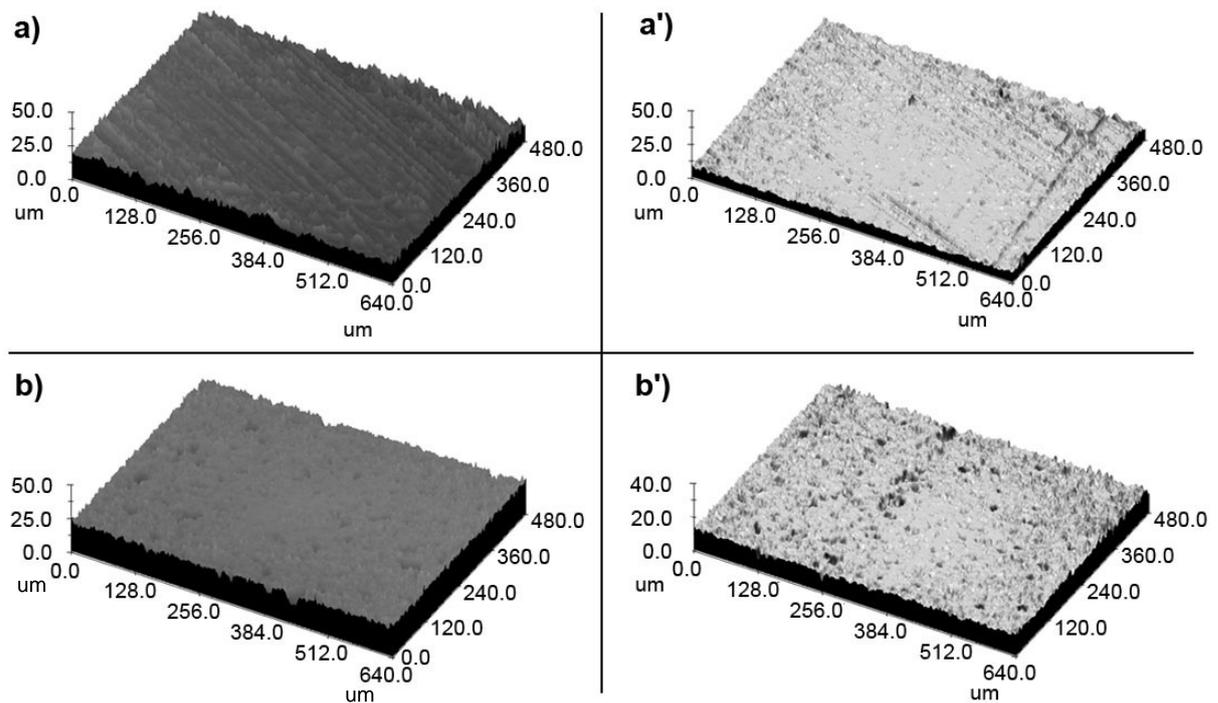


Abbildung 6.21: Vergleich der Oberflächentopografien. Vor dem Versuch: a) GG, b) G2. Nach dem Versuch (exemplarisch: v_{max} - Bereich): a') GG, b') G2.

Öl auf der Oberfläche vorhanden. Die Kreuzstruktur führt dazu, dass zum einen das Öl vor dem Ring hergeschoben wird und somit in den tribologischen Kontakt gezogen werden kann, was durch die verbesserte Adhäsionsneigung des Schmierfilms an der polaren GG-Oberfläche verstärkt wird und zum anderen sich beim Verdrängen des Öls in den Riefen ein Staudruck bildet, der die Bildung des Schmierfilms fördert [28]. Im Gegensatz dazu wird vermutet, dass die poröse Struktur der G2-Oberfläche dazu führt, dass das wenige Öl eher aufgrund von Kapillarkräften in die Poren gezogen wird, anstatt für die Schmierung zur Verfügung zu stehen. Gestützt wird diese Vermutung durch das Ergebnis einer durchgeführten Ermittlung des Ölrückhaltevolumens der unterschiedlichen Oberflächen nach MBN 31007-9. Mit diesem Verfahren wurde für die G2-Oberfläche ein doppelt so großes theoretisches Ölrückhaltevolumen wie für eine GG-Oberfläche ermittelt, was die Möglichkeit eines derartigen Verhaltens auf jeden Fall beeinflussen kann.

Verschleiß

Die Ergebnisse der Verschleißauswertungen der untersuchten Kolbenringe zeigt Abb. 6.22. Dargestellt sind die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Laufspiegel mit den entsprechenden Profilschrieben und eine zusammenfassende tabellarische Auflistung der dazugehörigen Verschleißhöhen. Der Laufbahnverschleiß lag unter der Nachweisgrenze herkömmlicher Messverfahren.

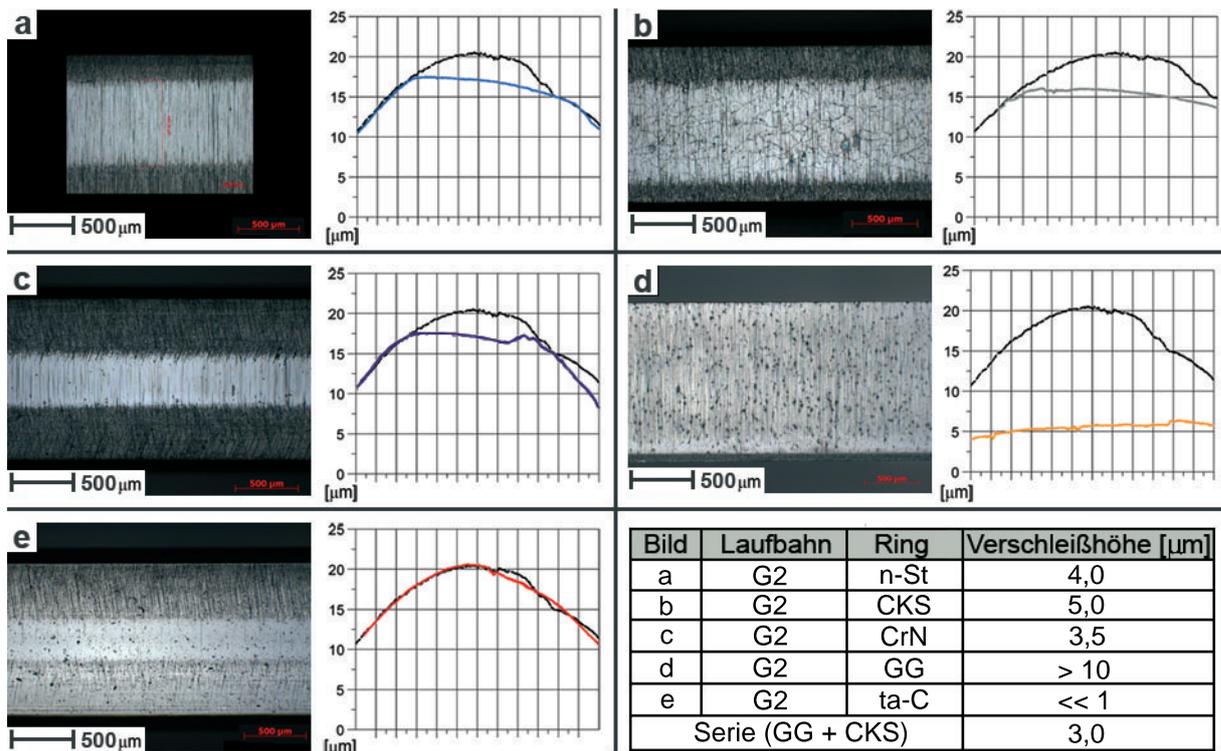


Abbildung 6.22: Übersicht Kolbenringverschleiß nach dem Versuchsprogramm. Lichtmikroskopische Aufnahmen und Ringprofile der untersuchten Kolbenringe [a) G2 vs. n-St, b) G2 vs. CKS, c) G2 vs. CrN, d) G2 vs. GG, e) G2 vs. ta-C]

Im Feld der untersuchten Ringe weist der ta-C Ring den geringsten Verschleiß auf. Obwohl in der lichtmikroskopischen Aufnahme ein Laufspiegel von ca. 200 μm offensichtlich ist, zeigt der Profilschrieb, dass es nur zu einem minimalen Abtrag der Ringballigkeit gekommen ist. Es ist zu vermuten, dass es sich bei dem scheinbaren Laufspiegel nur um eine optische Veränderung der Oberfläche, infolge des Ringvertwistens in der Ringnut, handelt. Dies macht deutlich, dass eine Bewertung des Ringverschleißes nicht anhand der zweidimensionalen Laufspiegelbreite erfolgen kann und immer durch weitere Verfahren ergänzt

werden sollte. Bei allen übrigen Ringen im Feld ist ein höherer Abtrag der Ringballigkeit zu beobachten. So liegt die Verschleißhöhe des n-St - Rings bei $4\ \mu\text{m}$, des CKS - Rings bei ca. $5\ \mu\text{m}$ und des CrN - Rings bei $3,5\ \mu\text{m}$. Sie liegen damit über dem Verschleiß von $3\ \mu\text{m}$ des CKS - Rings im Seriensystem. Der größte Verschleiß im Feld ist am GG - Ring vorhanden. Der Ring verschleißt aufgrund der geringen Härte über die komplette Ringbreite, so dass dieser über $10\ \mu\text{m}$ liegen muss, da die Ringe eine nominelle Balligkeit von $8\ \mu\text{m}$ aufweisen. Vergleicht man diese Resultate mit den Ergebnissen im Rotationstribometer (Kapitel 6.4.1), so bestätigt sich die beschriebene Abhängigkeit des Ringverschleißes von der Oberflächenhärte. Eine eindeutige Differenzierung zwischen den Ringtypen ist jedoch nicht zu vermerken. Dies liegt an den instationären Reibungszuständen, die hauptsächlich durch hydrodynamische Effekte bestimmt werden, während eines Arbeitsspiels zwischen Kolbenring und Laufbahn. Alle Kolbenringe mit Ausnahme des ta-C - Rings weisen in der Laufläche Riefen in Laufrichtung auf, die auf abrasiven Verschleiß gerade im Grenz- / Mischreibungsbereich hindeuten. Die vorhandenen Risse in Bild b sind nicht mit Rissen der sogenannten Brandpurbildung¹ zu verwechseln, sondern sind charakteristisch für diese Art der Chromschichten.

Die Hauptaufgabe des Rechteckrings ist die Abdichtung des Brennraums gegenüber dem Kurbelgehäuse und die Gewährleistung des Wärmeflusses vom Kolben zum Zylinder. Darüber hinaus ist er auch für die Regelung des Schmierölhaushaltes von Bedeutung und sollte hinsichtlich Reibung ein günstiges Verhalten aufweisen. Durch die komplexen Zusammenhänge und mitunter gegenläufigen Anforderungen muss der Verschleiß vor dem Hintergrund eines guten Kompromisses bewertet werden. Übermäßiger Verschleiß könnte z.B. dazu führen, dass die Abstreifwirkung des Ringes sinkt, was in einem erhöhten Ölverbrauch resultieren könnte, wobei es jedoch schwierig ist einen Grenzwert für einen zulässigen Verschleiß zu definieren, denn solange die Funktionswerte wie Kompressionsdruck, Blow-by und Ölverbrauch sich in den geforderten Toleranzen bewegen, kann auch ein erhöhter Ringverschleiß toleriert werden. Gar kein Verschleiß führt dagegen, wie am ta-C - Ring, zu erhöhten Reibwerten. Die ballige Form bedingt im Normalfall einen Linienkontakt der im Betrieb in einen Flächenkontakt übergeht, der sich positiv auf die

¹Die Brandspur auf Kolbenringen kennzeichnet alle Erscheinungsformen, die auf eine thermische Überbelastung hinweisen. Typische Erscheinungsformen sind Verfärbungen und die sogenannte "Pflastersteinbildung" [29].

Hydrodynamik auswirkt, da ein flacherer Öffnungswinkel im hydrodynamischen Kontakt eher zu einem Aufschwimmen führt. Auf Basis der Mikrodruckkammertheorie könnte zudem ein balliger Ring dazu führen, dass die Poren nicht überdeckt werden, was zum Druckabfall in der Mikrodruckkammer und damit Festkörperkontakt führen würde, was die höhere Reibkraft des ta-C-Kolbenring-Systems erklären könnte.

6.5.5 Einfluss des Öls

Analog zu den Versuchen im Rotationstribometer wurden auch im Einzylinder die verschiedenen Ölmodifikationen untersucht. Mit dem Ziel ein Optimum für das Gesamtsystem hinsichtlich Reibung aber auch Verschleiß zu erreichen, wurde in Kombination mit den Serienringen der ta-C-beschichtete Rechteckring eingesetzt. Zur Absicherung der Versuche wurde jeder Versuch zweimal durchgeführt. Die Reibmitteldruckverläufe der untersuchten Ölmodifikationen sind in Abb. 6.23 dargestellt.

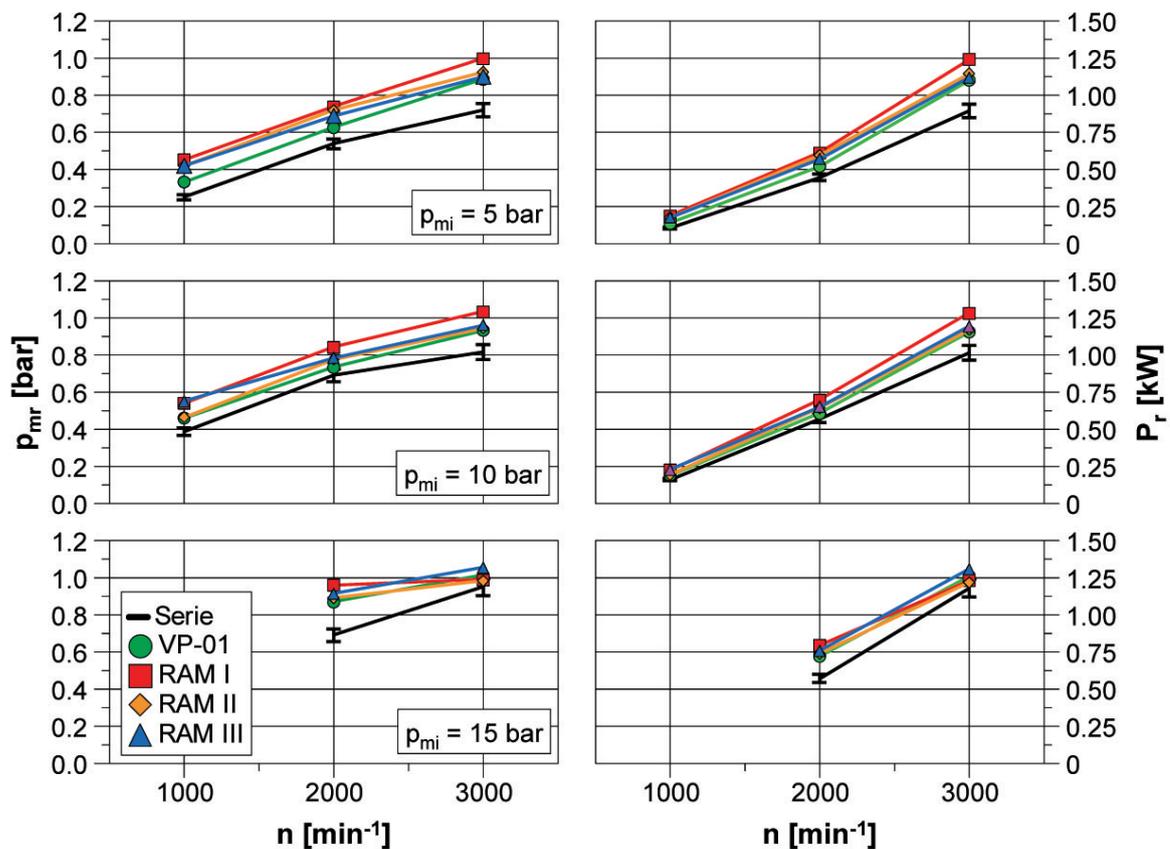


Abbildung 6.23: Reibmitteldrucke und die resultierende Reibleistungen der untersuchten Ölmodifikationen im Vergleich zur Serie.

Bei allen drei Ölmodifikationen konnte keine Reibleistungsvorteil gegenüber dem VP-1 Öl ermittelt werden. Im UTL-Bereich liegen die gemessenen Reibmitteldrücke sogar bis zu 20 % höher. Während im OTL- und VL-Bereich die Reibmitteldrücke der Öle RAM II und RAM III innerhalb der Messsicherheit vom VP-1 liegen, weist RAM I um bis zu 10 % höhere Reibmitteldrücke auf. Dieses Verhalten kann allgemein durch die höheren Viskositäten (siehe Tabelle 6.5) der Öle erklärt werden. Jedoch spielen auch die unterschiedlichen Additivierungen eine entscheidende Rolle, wobei an dieser Stelle nicht näher darauf eingegangen werden kann, da zum einen die genaue Formulierung der einzelnen Öle nicht bekannt ist und zum anderen die genauen Mechanismen der Additive bis dato wissenschaftlich noch nicht eindeutig geklärt sind. Entgegen den Ergebnissen im Rotationstribometer konnten hier Unterschiede im Reibungsverhalten identifiziert werden. Sie resultieren aus den unterschiedlichen Versuchsbedingungen. So wurde im RTM das System im Mischreibungsgebiet untersucht, in dem vor allem die Reibung durch den Festkörperkontakt dominiert wird und das bei einer Öltemperatur von 170°C. Durch die Differenz von fast 100°C, ist davon auszugehen, dass sich die Öle in Verbindungsreaktionen und Derivatbildung der Additive und im generellen Verhalten komplett unterscheiden.

6.5.6 Zusammenfassung

Untersucht wurde das tribologische Verhalten der anodisch keramisierten Laufbahn vom Typ G2 in Kombination mit unterschiedlichen Rechteckringen und Ölmodifikationen unter realen Betriebsbedingungen. Die Versuche wurden unter befeuerten Bedingungen an einem eigens entwickelten Einzylindermotor durchgeführt. Die Ergebnisse wurden mit dem aktuellen Seriensystem verglichen.

Im Rahmen von durchgeführten Voruntersuchungen wurde für das Messsystem eine Reproduzierbarkeit von $\pm 5\%$ bei den gemessenen Reibmitteldrücken ermittelt. Zudem zeigte sich, dass das definierte Einlaufprogramm zu stationären Systemzuständen führt, was die Basis für einen zulässigen Vergleich darstellt.

Entgegen dem anfänglichen Vorhaben konnte die Reibung nicht über alle Betriebspunkte des Versuchsprogramms bestimmt werden. Aufgrund von systeminduzierten Schwingungen, waren die Störgrößen auf dem Reibkraftmesssignal ab einer Drehzahl von 4000 min^{-1} zu hoch, so dass eine plausible Auswertung nicht mehr gegeben war. Die Auswertung er-

folgt aus dem Grund nur bis zu einer Drehzahl von 3000 min^{-1} . Im Rahmen dieser Arbeit war es nicht möglich, das Messsystem dahingehend zu optimieren, was jedoch Gegenstand weiterführender Arbeiten sein sollte. Im anderen Fall sollte über die Steigerung der Messgenauigkeit durch Einschränkung des Messbereichs der applizierten Technik nachgedacht werden.

Die Auswertung der Reibungsmessungen zeigte, dass alle Verläufe die aus der Literatur bekannte Abhängigkeit von der Last und Drehzahl aufweisen. Im direkten Vergleich mit dem Seriensystem konnte kein Reibleistungsvorteil der untersuchten G2-Systeme gemessen werden, sondern sie lagen in ihrem Reibmitteldruckverlauf sogar über dem der Serie. Ein signifikanter Unterschied zwischen den untersuchten Versuchspaarungen konnte dabei nicht gemessen werden. Die unterschiedlichen Reibmitteldruckverläufe konnten auf abweichende Reibkraftverläufe im Expansions- und Ausschietakt zurückgeführt werden. Die Ursache wird in abweichenden hydrodynamischen Zuständen vermutet. Sie basieren auf den unterschiedlichen Oberflächenstrukturen der Laufbahnen. Die GG-Oberfläche wird über die Betriebsdauer geglättet. Sie weist zudem auch nach dem Versuche die Kreuzstruktur in der Oberfläche auf. Diese Charakteristika führen im Gegensatz zur der anodisch oxidierte Laufbahn, die ihre ursprüngliche Ausprägung hinsichtlich Rauheit und Porosität behält, zu einem günstigeren tribologischen Verhalten. Auf Basis dieser Erkenntnisse lassen sich mögliche Ansätze für Optimierungspotentiale aufzeigen.

So sollte in zukünftigen Untersuchungen über eine Optimierung der mechanischen Nachbearbeitung in Hinblick auf die Herstellung einer glatteren Oberfläche nachgedacht werden. Zudem wäre eine Parameterstudie über den Einfluß der charakteristischen Schicht- und Oberflächenporosität auf die Reibung sinnvoll.

Bei der Verschleißbetrachtung der Kolbenringe konnte die gleiche Abhängigkeit von der Oberflächenhärte, wie auch schon im RTM, festgestellt werden. Der Verschleiß des ta-C-Rings war dabei vernachlässigbar gering. Der Verschleiß der übrigen Ringe lag nur geringfügig höher als der Ring im Seriensystem.

Eine Reibungsreduzierung durch Verwendung der modifizierten Motoröle konnte nicht erreicht werden. Die von der Firma Castrol gewählten Formulierungen führten im Gegenteil zu einer Reibungserhöhung. Dies ist jedoch eher auf das geänderte Viskositätsverhalten zurückzuführen. Es zeigt damit das mögliche Potential auf, welches durch eine Anpassung der Ölviskosität hinsichtlich Reibleistungsreduzierung zu erschließen ist.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die untersuchte anodisch keramisierte Laufbahn die Versuche ohne Auffälligkeiten durchlaufen haben und tendenziell für den Betrieb geeignet sind. Die gemessenen Reibleistungen liegen dabei über dem Seriensystem und konnten auch durch den Einsatz der modifizierten Motoröle nicht reduziert werden. Sie sind zudem unabhängig von den untersuchten Ringvarianten. Das vorliegende System weist jedoch noch Optimierungspotential auf, welches in weiterführenden Untersuchungen erschlossen werden sollte.

6.6 Ergebnisse der RNT-Untersuchungen

In Abb. 6.24 sind die Ergebnisse der RNT - Verschleißuntersuchungen dargestellt. Sie zeigt die Verschleißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von den untersuchten Betriebspunkten. Analog zu den motorischen Ergebnissen (vgl. Kapitel 6.5.2, 6.5.3) ist eine Last- und Geschwindigkeitsabhängigkeit des Verschleißes zu beobachten. Mit steigenden Lasten nimmt die Verschleißgeschwindigkeit der Laufbahn zu. Erhöht sich jedoch die Gleitgeschwindigkeit, so nimmt die Verschleißgeschwindigkeit entsprechend dem zunehmenden hydrodynamischen Reibzustand ab. Dies gilt jedoch nur für Lasten bis 90 bar. Bei höheren Pressungen (120 - 200 bar) ist auch bei höheren Gleitgeschwindigkeiten eine höhere Verschleißgeschwindigkeit vorhanden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass der sich aufbauende Schmierfilmdruck die Belastung nicht kompensieren kann und das System im Mischreibungszustand verharrt. Dieser kann sogar in die Festkörperreibung übergehen, was im sprunghaften Anstieg der Verschleißgeschwindigkeit von 120 bar Pressung auf 150 bar zu erkennen ist.

Die Größenordnungen der ermittelten Verschleißgeschwindigkeiten sind durchaus mit denen von Grauguss vergleichbar. Nach Pöhlmann [mdl. Mitteilung] wurden am IAVF GG-Laufbahnen untersucht, deren Verschleißgeschwindigkeiten in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit bei einer Last von 90 bar in einem Bereich von 4 - 8 nm/h gemessen wurden. Die Verschleißgeschwindigkeiten der G2-Laufbahn liegen in den gleichen Betriebspunkten auf ähnlichen Niveaus.

In den Volllastpunkten des Versuchsprogramms liegt der maximale Verbrennungsdruck bei 70 bar. Unter der Annahme, dass 100 % des Zylinderdrucks hinter dem Ring anliegen

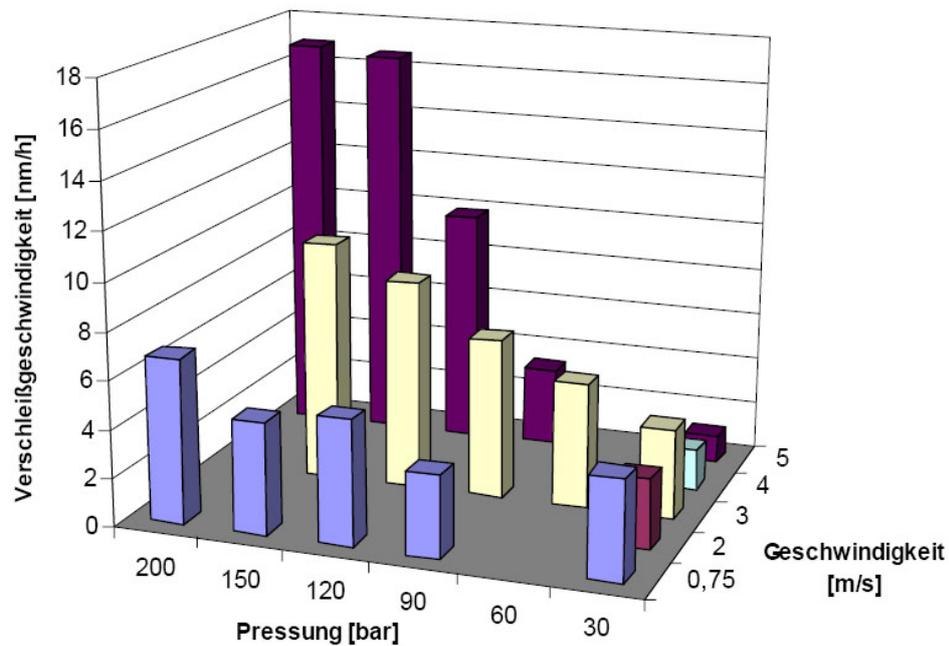


Abbildung 6.24: Verschleißgeschwindigkeit als Funktion von Last und Gleitgeschwindigkeit. Scheibe: G2, Stift: Stahl, nitriert [142].

und der Ring zu 30 % trägt, können im tribologischen Kontakt kurzzeitig Drücke bis zu 200 bar wirken. Unter dieser Voraussetzung würde die 20 μm dicke Schicht eine Lebensdauer von ca. 1250 h aufweisen. Ein direkter Vergleich ist jedoch nur bedingt zulässig. Vor dem Hintergrund vergleichbarer Belastungskollektive muss berücksichtigt werden, dass es sich in diesen Versuchen um stationäre Betriebspunkte handelt und sie damit nur einen Betriebszustand berücksichtigen. Die Bestimmung einer mittleren Belastung, die die Lebensdauer gerafft widerspiegelt, konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden. Dies sollte jedoch Gegenstand weiterer Untersuchungen sein.

Kapitel 7

Zusammenfassung und Ausblick

Die Anforderungen an die Motorenentwicklung hinsichtlich Emissionen, Kraftstoffverbrauch und Leistungspotentiale sind gerade in der Vergangenheit stark gestiegen. Die zunehmende Leistungsdichte, aufgrund eingesetzter Konzepte wie Downsizing und Aufladung, führt gerade an der Zylinderlaufbahn zu ansteigenden thermischen und mechanischen Belastungen. Aktuelle Konzepte, wie z.B. Aluminium-Silizium-Legierungen erreichen da ihre Belastungsgrenzen, so dass zur Absicherung der Funktion Grauguss-Legierungen eingesetzt werden. Dies führt jedoch wiederum zu einem Motormehrgewicht mit direkter Auswirkung auf den Kraftstoffverbrauch und damit auch Emissionen. Die Umsetzung von alternativen Laufbahnkonzepten, die diesen Anforderungen gewachsen sind und dabei optimales Reibungs- und Verschleißverhalten zeigen, steht daher im Fokus aktueller Entwicklungsarbeiten. Als mögliches Laufbahnkonzept wird in der Literatur auf die anodische Oxidation hingewiesen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die anodische Oxidation von Aluminiumoberflächen als potentiell Zylinderlaufbahnkonzept untersucht. Es wurden entsprechende Laufbahnen dargestellt und charakterisiert sowie das tribologische Verhalten in Modelltests und unter realen Betriebsbedingungen untersucht.

Es wurden einheitliche Grundprobekörper aus der Aluminiumdruckgusslegierung AlSi_9Cu_3 anodisch oxidiert. Die Keramisierung mit einer $40\ \mu\text{m}$ dicken Schicht wurde mit zwei grundsätzlich verschiedenen Herstellungsverfahren durchgeführt. Bei diesen industriellen Standardverfahren handelte es sich um einen Gleichstromprozess der Firma AHC-

Oberflächentechnik GmbH und einem Wechselstromprozess der Firma Keronite. Die Charaktersisierung wurde mit analytischen Untersuchungsverfahren hinsichtlich Mikrostruktur, Topografie, Zusammensetzung und Härte durchgeführt. Die tribologische Bewertung erfolgte sowohl in Tribometer-Modellversuchen mit oszillierender und rotierender Kinematik als auch unter realen Betriebsbedingungen an einem befeuerten Einzylindermotor. Untersucht wurden Fresslasten sowie das Reibungs- und Verschleißverhalten. Verwendet wurden unterschiedliche Kolbenring-Laufbahn-Paarungen in Kombination mit unterschiedlichen Ölen. Als Kolbenringe kamen nitrierte, CKS, CrN, ta-C und GG-Ringe zum Einsatz.

Bei der Herstellung der Probekörper zeigte sich, dass die prozessbedingte Oberflächentopografie aufgrund hoher Rauheiten nicht als Zylinderlaufbahn geeignet ist. Durch die durchgeführte mechanische Nachbearbeitung konnte die Oberflächenrauheit durch Abtragen der Rauheitsspitzen geglättet werden. Die Schichten weisen eine poröse Struktur auf. Der in der Literatur beschriebene Schichtaufbau, bestehend aus einer porösen und einer dichten Lage, konnte aufgrund der zu geringen Schichtdicke nicht beobachtet werden. An der Oberfläche ist diese Porosität nach der Beschichtung jedoch nur in Ansätzen zu sehen. Eine Freilegung der Poren und damit Schaffung eines Ölrückhaltevolumens erfolgte erst durch die Nachbearbeitung.

Die Elementanalyse zeigte, dass neben Sauerstoff auch weitere Elemente des Elektrolyten in die Schicht chemisch gebunden werden und das gegenteilig auch Legierungselemente in Lösung gehen. Die durchgeführte Röntgendiffraktometrie identifizierte in beiden Schichten, neben amorphen Phasen, die γ - und η -Modifikation des Al_2O_3 als Hauptphasen. Entgegen den Publikationen der Literatur wurde α - Al_2O_3 nicht gefunden. Es wird davon ausgegangen, dass die verwendete Schichtdicke zu gering ist, um diese Phase zu bilden. Der Unterschied zwischen den Schichten konnte durch eine nachweisbare Mullit-Phase in der *Kepla-Coat*[®]-Schicht gefunden werden. Ihre Bildung wird auf die unterschiedlichen reaktionskinetischen Bedingungen während der Schichtbildung zurückgeführt. Durch die unterschiedlichen Phasen konnte für beide Schichten nur eine Mischhärte gemessen werden. Sie liegt bei ca. 10 ± 5 GPa.

Im Rahmen der Fresslastvoruntersuchungen konnte gezeigt werden, dass die maximale Belastung der G2-Schicht bei ca. 500 N und die der *Kepla-Coat*[®]-Schicht bei ca. 200 N

liegt. Es stellte sich heraus, dass die Fresslast der *Kepla-Coat*[®]-Schicht auf dem gleichen Niveau wie Aluminium-Silizium-Legierungen liegt. Der Wert der G2-Schicht ist dahingegen mit den möglichen Belastungen auf LDS- und GG-Oberflächen vergleichbar. Auf Basis dieser Ergebnisse wurde nur die Keronite G2-Variante weiter untersucht.

Im Rotationstribometer wurden die kritischen Verhältnisse des Zwickelbereichs abgebildet. Die Reibkoeffizienten der gemessenen Versuchspaarungen lagen dabei im Bereich von 0,1 bis 0,15. Sie liegen damit über dem Seriensystem GG und unter dem System AluSil, wobei erwähnt werden muss, dass AluSil unter diesen Bedingungen die Belastungsgrenze erreicht hat. Die sich einstellenden Reibungszahlen werden auf die verminderte Wirkung der "friction modifier"-Additive auf nicht-metallischen Oberfläche mit geringerer Polarisierbarkeit zurückgeführt. Bei dem Verschleißverhalten konnte bei den untersuchten Versuchspaarungen ein stabiler Verlauf über die Versuchsdauer beobachtet werden. Die Ausnahme war hier das System G2-Schicht / CKS-Ring. Es zeigte einen linear ansteigenden Verschleißverlauf. Für den Ring des Seriensystems wurde ein Verschleißkoeffizient von $2,86 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ gemessen. Die Ringe der G2-Systeme lagen in einem Bereich von $9,8 \cdot 10^{-10}$ bis $1,26 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$. Der Verschleiß der Laufbahn und der Ringe zeigen eine Abhängigkeit von der Oberflächenhärte der eingesetzten Verschleißschutzschichten. Durch den Einsatz von modifizierten Ölen konnte die Reibung nicht verbessert werden. Die unterschiedliche Additivierung hatte überwiegend Auswirkung auf eine Senkung des Laufbahnverschleißes.

Im Rahmen der Versuche am Einzylindermotor konnte das gleiche Ranking wie am Rotationstribometer in Bezug auf den Ringverschleiß ermittelt werden und bestätigt den festgestellten Einfluss der Ringoberflächenhärte. Bei den Reibungsuntersuchungen zeigte sich, dass alle gemessenen Reibmitteldrücke der G2-Systeme über dem Seriensystem GG liegen. Es konnte kein signifikanter Unterschied innerhalb der G2-Systeme gemessen werden, so dass von einer Unabhängigkeit der Reibkraft von der Kolbenringbeschichtung ausgegangen wird. Eine Analyse der Reibkraftverläufe zeigt, dass die Unterschiede im Reibmitteldruck auf höhere Reibkräfte im Expansionstakt und Ausschiebtakt zurückzuführen sind. Sie resultieren aus einer längeren Mischreibungsphase und einem geringeren hydrodynamischen Reibungszustand. Es zeigt sich, dass sich die Glättung der Honstruktur auf der GG-Laufbahn im Gegensatz zu der nicht geblähten porösen Oberfläche

der G2-Schicht positiver auf das hydrodynamische Verhalten auswirkt. Die Versuche mit modifizierten Ölen führten zu keiner Reibleistungsreduzierung.

In der abschließenden Untersuchung konnte gezeigt werden, dass die G2-Laufbahnen bis zu Kontaktpressungen von 200 bar eine maximale Verschleißgeschwindigkeit von 10 nm/h aufweisen. Eine höhere Verschleißgeschwindigkeit wurde bei 150 und 200 bar mit 5 m/s Gleitgeschwindigkeit gemessen. Sie lagen bei ca. 16 nm/h.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass von den beiden untersuchten Schichtvarianten die G2-Schicht die motorischen Anforderungen erfüllt hat und auch das Potenzial für zukünftig steigende Belastungen aufzeigt. Die Kolbenringbeschichtung hat im Ring / Laufbahn-System nur einen untergeordneten Einfluss auf die Reibung, ist jedoch für das Verschleißverhalten ausschlaggebend. Von den untersuchten Ringen zeigt der ta-C Kolbenring den geringsten Verschleiß. Die Ergebnisse des Modelltests lassen sich nur bedingt auf den Einzylindermotor übertragen. Einschränkend ist darauf hinzuweisen, dass die gewonnenen Resultate zunächst nur bei den genannten Versuchsbedingungen gelten. Eine Verallgemeinerung ist erst dann zulässig, wenn weitere umfangreiche Messungen die hier gemachten Ergebnisse bestätigen. Sie stellen jedoch erste Grundlagen dar, die durch Untersuchungen von zusätzlichen Faktoren, die das Gesamtsystem beeinflussen, noch optimiert und vervollständigt werden müssen. Eine Empfehlung für weiterführende Untersuchungen ist:

- die Optimierung und Weiterentwicklung der Schichten hinsichtlich Schichtdicke, Oberflächenstruktur, Porosität und Zusammensetzung.
- die Erweiterung der Versuchsumfänge auf Untersuchungen hinsichtlich Verschleiß und Reibungseinfluss des zweiten und dritten Kolbenrings sowie des Kolbenhemds.
- die Untersuchung des Gesamtsystems hinsichtlich Ölverbrauch, Blow-by und tatsächlichem Kraftstoffverbrauch.
- die Anpassung des Motoröls auf die neuen Anforderungen.
- die betriebswirtschaftliche Bewertung denkbarer Konzepte im Hinblick auf eine Serienumsetzung.

Literaturverzeichnis

- [1] ACEA (ASSOCIATION DES CONSTRUCTEURS EUROPÉENS D'AUTOMOBILES): *European Car Manufacturers will reduce CO₂ emissions by 25%*. Brüssel, 1998
- [2] ZELLBECK, Prof.Dr.-Ing. H. ; ROSS, T. ; GUHR, C.: Der hochaufgeladene Ottomotor mit Direkteinspritzung - Ein konsequenter Weg zur Reduzierung der CO₂-Emission. In: *MTZ* 68. Jahrgang (2007), Juli-August, S. 546–555
- [3] GUTZMER, Dr. P.: Weniger Reibung - Schlüssel zu mehr Effizienz. In: *MTZ* 68. Jahrgang (2007), April, S. 243
- [4] VAN BASSHUYSEN, R. ; SCHÄFER (HRSG.), F.: *Handbuch Verbrennungsmotoren*. dritte, vollständig überarbeitete und erweiterte Auflage. Friedrich Vieweg und Sohn Verlag, 2005. – ISBN 3-528-23933-6
- [5] GESELLSCHAFT FÜR TRIBOLOGIE (GFT): *Tribologie - Verschleiß, Reibung - Definitionen, Begriffe, Prüfung*. September 2002. – Arbeitsblatt 7
- [6] CZICHOS, H. ; HABIG, K.-H.: *Tribologie-Handbuch*. 2., überarbeitete und erweiterte Auflage. Friedrich Vieweg und Sohn Verlag, Oktober 2003. – ISBN 3-528-16354-2
- [7] CZICHOS, H. ; HABIG, K.-H.: Grundvorgänge des Verschleißes metallischer Werkstoffe - Neuere Ergebnisse der Forschung. In: *VDI-Berichte* (1973), Nr. 194, S. 23
- [8] ZUM GAHR, K.-H.: Microstructure and wear of materials. In: *Elsevier* (1987), S. 96–98
- [9] *ASM Handbook - Friction, Lubrication and Wear Technology*. Bd. 18. 1992. – ISBN - 0-87170-380-7

- [10] STRIBECK, R.: Die wesentlichen Eigenschaften der Gleit- und Rollreibung. In: *VDI-Z* (1902), Nr. 46
- [11] DANIEL, S.-G.: The adsorption on metal surfaces of long chain polar compounds from hydrocarbon solutions. In: *Trans. Faraday Soc.* 47 (1951), S. 1345
- [12] STUDDT, P.: Boundary lubrication: adsorption of oil additives on steel and ceramic surfaces and its influence on friction and wear. In: *Tribology International* 22 (1989), S. 111
- [13] HIPLER, F.: *Chemie gegen Reibung und Verschleiß: Untersuchung molekularer Wirkungsmechanismen von Thiadiazol-Schmierstoffadditiven.*, Ruhr-Universität Bochum, Diss., 2003
- [14] RUDNICK, L.R. (Hrsg.): *Lubricant Additives, Chemistry and Applications.* CRC, Taylor and Francis Group, 2003 (ISBN-10: 0-8247-0857-1; ISBN-13: 978-0-8247-0857-3)
- [15] SCHWARZMEIER, Dipl.-Ing. M.: Reibmitteldruck (Vorhaben Nr. 421) / TU München. München, 1992. – Abschlussbericht
- [16] GABERSCIK ; MELDT ; TRIPOLT ; TRZESNIOWSKI: Durch Reibungsoptimierung zur Verbrauchsreduktion. In: *MTZ* Jahrgang 67. *MTZ* (2006), März, S. 199
- [17] FORBES, J.E. ; TAYLOR, E.S.: A Method for Studying Piston Friction. In: *NACA Wartime Report* (1943), März
- [18] FURUHAMA, S. ; TAKIGUCHI, M.: Measurement of Piston Frictional Force in Actual Operating Diesel Engine. In: *SAE Paper No. 790855* (1979)
- [19] FURUHAMA, S. et al.: Effect of Piston and Piston Ring Designs on the Piston Friction Force in Diesel Engines. In: *SAE Paper No. 810977* (1981)
- [20] SHERRINGTON, I ; SMITH, E.H.: The Measurement of Piston-Ring Friction by the "Floating-Liner" Method. In: *SAE Paper Nr. 884707* (1988)
- [21] MAASSEN, F.: Reibleistungsreduktion - Konstruktive Maßnahmen zur Verbrauchseinsparung. In: *MTZ* (2005), Juli

- [22] YOSHINORI, N ; KIKUCHI, T. ; SHINICHIRO, I.: Piston friction analysis using a direct-injection single-cylinder gasoline engine. In: *JSAE Review* 24 (2003)
- [23] KESSEN, U.: *Tribologische Untersuchungen an der Kolbengruppe eines Dieselmotors bei hohen Mitteldrücken.*, Universität Hannover, Diss., 1999
- [24] FVV: Ermittlung einer Formel zur Vorausberechnung des Reibmitteldrucks von Ottomotoren. In: *Reibmitteldruck - Ottomotor* (1999). – FVV-Vorhaben Nr. 629
- [25] URAS, H.M. ; PATTERSON, D.J.: Measurement of Piston and Ring Assembly Friction Instantaneous IMEP Method. In: *SAE Paper Nr. 830416* (1983)
- [26] BRUCHNER, K.: *Beitrag zur experimentellen Bestimmung der Kolben- und Kolbenringreibung in Verbrennungsmotoren*, Technische Universität Berlin, Diss., 1983
- [27] GEHRING GMBH & CO.KG: *Laserstrukturierung - Verbesserung der tribologischen Eigenschaften von Oberflächen.* Juli 2004. – Veröffentlichung im Internet
- [28] KNOPF, M.: Bewertung und Zuverlässigkeit des tribologischen Systems Kolbenring - Zylinderlaufbuchse. In: *Fortschrittberichte VDI* 1 (1996), Nr. 266
- [29] FEDERAL-MOGUL BURSCHEID GMBH (Hrsg.): *GOETZE - Kolbenringhandbuch.* 2003
- [30] THIELE, E.: Mechanische Reibungsverluste in Hubkolbentriebwerken. In: *Tribol. Schmierungstechnik* 33 (1986)
- [31] SCHOLL, G.: *Reibung und Verschleiss im System Zylinder/ Laufbahn/ Kolben/ Kolbenringe (ZKK).* 2007. – Literaturstudie beauftragt durch BMW
- [32] Patent WO 2007/087989 A1. (2007)
- [33] AUDI AG: Patent DE19506656 A1. (1996)
- [34] DATTA, A. ; CARPENTER, J.D. ; OTT, R.D. ; BLAU, P.J.: Tribological Characteristics of Electrolytic Coatings for Aluminium Engine Cylinder Liner Application. In: *SAE Technical Paper Nr. 2002-01-0490* (2002)

- [35] RAO, V.D.N. ; CIKANEK, H.A. ; BOYER, B.A. ; LESNEVSKY, L.N. ; TCHERNOVSKY, N.M. ; TJURIN, N.V.: Friction and wear characteristics of micro-arc oxidation for light weight, wear resistant, powertrain component application. In: *SAE Technical Paper Nr. 970022* (1997)
- [36] KRISHTAL, M.M. ; CHUDINOV, B.A. ; PAVLIKHIN, S.E. ; V.I., Polunin: A Wear-Resistant Coating for Aluminium-Silicon Alloys Using Microarc Oxidation and an Application to an Aluminium Cylinder Block. In: *SAE Technical Paper Nr. 2002-01-0626* (2002)
- [37] KURZE, Dr.rer.nat. P.: *Herstellung, Charakterisierung und Anwendung von Al₂O₃-Schichten insbesondere auf Aluminium- und Eisenwerkstoffe*, Fakultät für Mathematik / Naturwissenschaften, Technische Hochschule Karl-Marx-Stadt, Habilitation, 1981
- [38] MEYER, S. ; GORGES, R. ; KREISEL, G.: Die anodische Oxidation unter Funkenentladung als Zugang zu funktionalisierten Oberflächen - eine Einführung. In: *Jahrbuch Oberflächentechnik* 59 (2003), S. 154–162
- [39] VAN, T.B. ; BROWN, S.D. ; WIRTZ, G.P.: Mechanism Of Anodic Spark Deposition. In: *American Ceramic Society Bulletin* 56 (1977), Nr. 6, S. 563–566
- [40] AHC: *Die AHC-Oberfläche - Handbuch für Konstruktion und Fertigung*. 5.Auflage. AHC-Oberflächentechnik, 2005
- [41] Internet. – URL <http://www.keronite.com> (Stand: 15.08.2007)
- [42] VOEVODIN, A.A. ; YEROKHIN, A.L. ; LYUBIMOV, V.V. ; DONLEY, M.S. ; ZABINSKI, J.S.: Characterization of wear protective Al-Si-O coatings formed on Al-based alloys by micro-arc discharge treatment. In: *Surface and Coatings Technology* 86-87 (1996), S. 516–521
- [43] YEROKHIN, A.L. ; NIE, X. ; LEYLAND, A.: Characterization of oxide films produced by plasma electrolytic oxidation of a Ti-6Al-4V alloy. In: *Surface and Coatings Technology* 130 (2000), S. 195–206

- [44] BOINET, M. ; VERDIER, S. ; MAXIMOVITCH, S. ; DALARD, F.: Plasma electrolytic oxidation of AM60 magnesium alloy: Monitoring by acoustic emission technique. Electrochemical properties of coatings. In: *Surface and Coatings Technology* 199 (2005), S. 141–149
- [45] KURZE, Prof.Dr.rer.nat.habil. P.: Micro Arc/Spark Anodizing - Was ist das? In: *Galvanotechnik* 8 (2003), S. 1850 – 1863
- [46] SLUGINOV, N.P.: In: *J. Russ. Phys. Chem. Soc.* 12 (1880), S. 193
- [47] GÜNTHERSCHULZE, Prof.Dr.-Ing. A. ; BETZ, Dr.-Ing. H.: *Elektrolytkondensatoren*. Zweite, Verbesserte Auflage. Technischer Verlag Herbert Cram, 1952
- [48] Patent GB 717015. (1954)
- [49] Patent US 2723952. (1955)
- [50] Patent US 2854390. (1958)
- [51] Patent US 3293158. (1966)
- [52] Patent US 3832293-A1. (1974)
- [53] Patent US 3834999-A1. (1974)
- [54] Patent US 3956080-A1. (1976)
- [55] Patent US 4082626-A1. (1978)
- [56] Patent US 4184926-A1. (1980)
- [57] Patent US 4620904-A1. (1986)
- [58] Patent DD142360. (1980)
- [59] Patent DD 203079. (1983)
- [60] Patent DD 205458. (1983)
- [61] Patent DD 160749. (1984)

- [62] KURZE, P. ; KRYSMANN, W. ; SCHNEIDER, H.G.: Application Fields of ANOF Layers and Composites. In: *Cryst. Res. Technol.* 21 (1986), Nr. 12, S. 1603–1609
- [63] KURZE, P. ; SCHRECKENBACH, J. ; SCHWARZ, T. ; KRYSMANN, W.: Beschichten durch anodische Oxidation unter Funkenentladung (ANOF). In: *Metalloberfläche* 140 (1986), S. 539–540
- [64] KURZE, P. ; KRYSMANN, W. ; SCHECKENBACH, J. ; SCHWARZ, T. ; RABENDING, K.: Coloured ANOF Layers on Aluminium. In: *Cryst. Res. Technol.* 22 (1987), Nr. 1, S. 53–58
- [65] KRYSMANN, W. ; KURZE, P. ; DITTRICH, K.-H. ; SCHNEIDER, H.G.: Process characteristics and parameters of anodic oxidation by spark discharge (ANOF). In: *Crystal Res. and Technol.* 19 (1984), Nr. 7, S. 973–979
- [66] DITTRICH, K.-H. ; KRYSMANN, W. ; KURZE, P. ; SCHNEIDER, H.G.: Structure and Properties of ANOF Layers. In: *Crystal Res. and Technol.* 19 (1984), Nr. 1, S. 93–99
- [67] Patent DD 221762-A1. (1985)
- [68] Patent DD 257275-A1. (1988)
- [69] Patent US 5225069-A1. (1993)
- [70] BAYER, U.: In: *Galvanotechnik* 90 (1999), S. 2116
- [71] MARKOV, G.A. ; MARKOVA, G.V.: USSR Patent 526 961, Bul. Inv. 32 (1976)
- [72] SNEZHKO, L.A. ; ROZENBOYM, G.V. ; TCHERNENKO, V.I.: In: *Zashch. Met.* 17 (1981), S. 618, in Russian
- [73] FYEDOROV, V.A. ; BELOZEROV, V.V. ; VELIKOSEL'SKAYA, N.D. ; BULYCHEV, S.I.: In: *Fiz. Khim. Obrab. Materialov.* 4 (1988), S. 92 in Russian
- [74] GORDIENKO, P.M. ; VOLKOVA, L.M. ; YAROVAYA, T.P. ; KHRISANFOVA, O.A.: In: *Zashch. Met.* 25 (1989), S. 125, in Russian
- [75] Patent DE 4104847-C2. (1993)

- [76] *Patent DE 4139006-C2*. 1996
- [77] Patent DE 29680358-U1. (1998)
- [78] Patent EP 0839271-B1.
- [79] Patent EP 333048-B1. (1993)
- [80] Patent WO 03/029529 A1. (2003)
- [81] Patent WO 2006/047500 A2. (2006)
- [82] Patent WO 2006/047501 A2. (2006)
- [83] KUHN, A.T.: Plasma Anodising - A Look at the Patent Literature - 1954 to 2000. In: *Jahrbuch Oberflächentechnik* 63 (2007), S. 38–52
- [84] SHEASBY, P.G. ; PINNER, R.: *The Surface Treatment and Finishing of Aluminium and Its Alloys*. Sixth Edition. Finishing Publication LTD. and ASM International, 2001 (ISBN: 0-904477-23-1)
- [85] SCHENK, M.: *Werkstoff Aluminium und seine Anodische Oxidation - Ein Handbuch und Ratgeber für den Praktiker*. A.Francke AG. Verlag Berlin, 1948
- [86] HÜBNER, W. ; SPEISER, C.-Th.: *Die Praxis der anodischen Oxidation des Aluminiums*. 4. vollständig überarbeitete und erweiterte Auflage. Aluminium-Verlag Düsseldorf, 1988 (ISBN 3-87017-194-4)
- [87] Internet. – URL <http://www.gramm-technik.de> (Stand: 20.08.2007)
- [88] Patent DD-WP 142360. (1979)
- [89] CURRAN, J.A.: *Thermal and Mechanical Properties of Plasma Electrolytic Oxide Coatings*, Department of Material Science and Metallurgy, University of Cambridge, Diss., 2005. – Dissertation
- [90] GU, W.-C. ; LV, G.-H. ; CHEN, H. ; CHEN, G.-L. ; FENG, W.-R. ; ZHANG, G.-L. ; YANG, S.-Z.: Investigation of morphology and composition of plasma electrolytic oxidation coatings in systems of Na₂SiO₃-NaOH and (NaPO₃)₆-NaOH. In: *Journal of Materials Processing Technology* 182 (2007), S. 28–33

- [91] YEROKHIN, A.L. ; VOEVODIN, A.A. ; LYUBIMOV, V.V. ; ZABINSKI, J. ; DONLEY, M.: Plasma electrolytic fabrication of oxide ceramic surface layers for tribotechnical purposes on aluminium alloys. In: *Surface and Coatings Technology* 110 (1998), S. 140–146
- [92] TIMOSHENKO, A.V. ; MAGUROVA, Y.V.: Application of oxide coatings to metals in electrolyte solutions by microplasma methods. In: *Rev. Metal. Madrid* 36 (2000), S. 323–330
- [93] Patent US 5385662. (1995)
- [94] RUDNEV, V.S. ; LUKIYANCHUK, I.V. ; KURYAVYI, V.G.: Electrolytic-Plasma Oxidation in Borate Electrolytes. In: *Protection of Metals* 42 (2006), Nr. 1, S. 55–59
- [95] Patent EP 2800886. (1988)
- [96] XIN, S. ; SONG, L. ; ZHAO, R. ; HU, X.: Influence of cathodic current on composition, structure and properties of Al₂O₃ coatings on aluminium alloy prepared by micro-arc oxidation process. In: *Thin Solid Films* 515 (2006), S. 326–332
- [97] Patent GB 2386907. (2003)
- [98] Patent WO 03/083181-A2. (2003)
- [99] LONG, B.H. ; WU, H.H. ; LONG, B.Y. ; WANG, J.B. ; WANG, N.D. ; LÜ, X.Y. ; JIN, Z.S. ; BAI, Y.Z.: Characteristics of electric parameters in aluminium alloy MAO coating process. In: *J. Phys. D: Appl. Phys.* 38 (2005), S. 3491–3496
- [100] BOGUTA, D.L. ; RUDNEV, V.S. ; GORDIENKO, P.S.: Current Mode Effect on the Composition and Characteristics of Anodic-Spark Coatings. In: *Protection of Metals* 40 (2004), Nr. 3, S. 275–279 (Translated from *Zashchita Metallov*, Vol. 40, No. 3, 2004, pp. 299–303)
- [101] YEROKHIN, A.L. ; SHATROV, A. ; SAMSONOV, V. ; SHASHKOV, P. ; PILKINGTON, A. ; LEYLAND, A. ; MATTHEWS, A.: Oxide ceramic coatings on aluminium alloys produced by a pulsed bipolar plasma electrolytic oxidation process. In: *Surface and Coatings Technology* 199 (2005), S. 150–157

- [102] GREHN, J. [u. a.] ; GREHN, J. (Hrsg.): *Metzler Physik*. zweite, durchgesehene Auflage. 1994. – ISBN 3-507-05209-1
- [103] WIRTZ, G.P. ; BROWN, S.D. ; KRIVEN, W.M.: In: *Mater. Manuf. Processes* 6 (1991), S. 87–115
- [104] KLEIN, N.: Electrical breakdown mechanisms in thin insulators. In: *Thin Solid Films* 50 (1978), S. 223–232
- [105] YEROKHIN, A.L. ; SNIZHKO, L.O. ; GUREVINA, N.L. ; LEYLAND, A. ; PILKINGTON, A. ; MATTHEWS, A.: Discharge characterization in plasma electrolytic oxidation of aluminium. In: *J. Physics D: Appl. Phys.* 36 (2003), S. 2110–2120
- [106] MAGUROVA, Y.V. ; TIMOSHENKO, A.V.: In: *Zashch. Met.* 31 (1995), S. 414 (in Russian). – (Übersetzung in *Prot. Met.* ISSN:0033-1732) zitiert in: Yerokhin et al., Discharge characterization in plasma electrolytic oxidation of aluminium. In: *J. Phys. D.: Appl. Phys.* 36 (2003) S.2110-2120
- [107] EPELFELD, A.V. ; LYUDIN, V.B. ; DUNKIN, O.N. ; NEVSKAYA, O.S.: In: *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* 64 (2000), S. 610. – zitiert in: Yerokhin et al., Discharge characterization in plasma electrolytic oxidation of aluminium. In: *J. Phys. D.: Appl. Phys.* 36 (2003) S.2110-2120
- [108] HICKLING, A. ; INGRAM, M.D.: In: *Trans. Faraday Soc.* 60 (1964), S. 783. – zitiert in: Yerokhin et al., Discharge characterization in plasma electrolytic oxidation of aluminium. In: *J. Phys. D.: Appl. Phys.* 36 (2003) S.2110-2120
- [109] YEROKHIN, A.L. ; NIE, X. ; LEYLAND, A. ; MATTHEWS, A. ; DOWEY, S.J.: Plasma Electrolysis for Surface Engineering. In: *Surface and Coatings Technology* 122 (1999), S. 73–93
- [110] RAMA KRISHNA, L. ; SUDHA PURNIMA, A. ; WASEKAR, N.P. ; SUNDARARAJA, G.: Kinetics and properties of micro arc oxidation coatings deposited on commercial Al alloys. In: *Metallurgical And Materials Transactions A* 38A (2007), S. 370–378
- [111] WEFERS, K. ; MISRA, C.: Oxides and hydroxides of aluminum. In: *Alcoa Technical Papers* 19 (1987)

- [112] XUE, W. ; DENG, Z. ; LAI, Y. ; CHEN, R.: Analysis of Phase Distribution for Ceramic Coatings formed by Microarc Oxidation on Aluminium Alloy. In: *American Ceramic Society* 81 (1998), S. 1365–1368
- [113] NIE, X. ; LEYLAND, A. ; SONG, H.W. ; A.L., Yerokhin ; DOWEY, S.J. ; MATTHEWS, A.: Thickness effects on the mechanical properties of micro-arc discharge oxide coatings on aluminium alloys. In: *Surface and Coatings Technology* 116-119 (1999), S. 1055–1060
- [114] TIAN, J. ; LUO, Z. ; QI, S. ; SUN, X.: Structure and antiwear behavior of micro-arc oxidized coatings on aluminium alloy. In: *Surface and Coatings Technology* 154 (2002), S. 1–7
- [115] MCPHERSON, R.: Formation of metastable phases in flame- and plasma-prepared alumina. In: *Journal of Material Science* 8 (1973), S. 851–858
- [116] NYKYFORCHYN, H.M. ; KLAPKIV, M.D. ; POSUVAILO, V.M.: Properties of synthesised oxide-ceramic coatings in electrolyte plasma on aluminium alloys. In: *Surface and Coatings Technology* 100-101 (1998), S. 219–221
- [117] ANITA, V. ; SAITO, N. ; TAKAI, O.: Microrarc plasma treatment of titanium and aluminium surfaces in electrolytes. In: *Thin Solid Films* 506-507 (2006), S. 364–368
- [118] XUE, W. ; WANG, C. ; LI, Y. ; DENG, Z. ; CHEN, R. ; ZHANG, T.: Effect of microarc discharge surface treatment on the tensile properties of Al-Cu-Mg alloy. In: *Materials Letters* 56 (2002), S. 737–743
- [119] RAMA KRISHNA, L. ; SOMARAJU, K.R.C. ; SUNDARARAJAN, G.: The tribological performance of ultra-hard ceramic composite coatings obtained through microarc oxidation. In: *Surface and Coatings Technology* 163-164 (2003), S. 484–490
- [120] MEYERS LEXIKONVERLAG: *Spinell: Bibliographische Details für Spinelle*. Internet. – URL: <http://lexikon.meyers.de> (Stand: 23.10.2007)
- [121] DEARNLEY, P.A. ; GUMMERSBACH, J. ; WEISS, H. ; OGWU, A.A. ; DAVIES, T.J.: The sliding wear resistance and frictional characteristics of surface modified aluminium alloys under extreme pressure. In: *Wear* 225-229 (1999), S. 127–134

- [122] WEI, T. ; YAN, F. ; TIAN, J.: Characterization and wear- and corrosion-resistance of microarc oxidation ceramic coatings on aluminium alloy. In: *Journal of Alloys and Compounds* 389 (2005), S. 169–176
- [123] GNEDENKOV, S.V. ; KHRISANFOVA, O.A. ; ZAVIDNAYA, A.G. ; SINEBRUKHOV, S.L. ; KOVRYANOV, A.N. ; SCOROBOGATOVA, T.M. ; GORDIENKO, P.S.: Production of hard and heat-resistant coatings on aluminium using a plasma micro-discharge. In: *Surface and Coatings Technology* 123 (2000), S. 24–28
- [124] SPALTMANN, D. [u. a.]: Schäden wälzbeanspruchter DLC-Schichten auf Stahlsubstraten unterschiedlicher Härte. In: *Mat.-wiss. u. Werkstofftechnik* 36 (2005), Nr. 2, S. 62–68
- [125] REIPERT, P.: Simulation der Ringbewegung und der hydrodynamischen Reibung bei einem PKW-Dieselskolben. In: *Reibungsoptimierung bei Verbrennungskraftmaschinen* Lehrgang Nr. 13260/64.071 (1986). – Technische Akademie Esslingen
- [126] SCHERGE, M. ; PÖHLMANN, K. ; GERVE, A.: Wear measurement using radionuclide-technique (RNT). In: *Wear* 254 (2003), S. 801–817
- [127] SHAKHVOROSTOV, D. ; PÖHLMANN, K. ; SCHERGE, M.: An energetic approach to friction, wear and temperature. In: *Wear* 257 (2004), S. 124–130
- [128] SHAKHVOROSTOV, D.: *Dissipationsmechanismen der Metall/Metall-Reibpaarung mit Hilfe der Radionuklidtechnik und faseroptischen IR-Temperaturmessung*, Technische Universität Berlin, Diss., 2005
- [129] *Norm DIN EN ISO 6501-1*
- [130] BARGEL, H.-J. ; SCHULZE, G.: *Werkstoffkunde*. sechste, überarbeitete Auflage. VDI Verlag, 1994
- [131] FISCHER-CRIPPS, A.C.: *Nanoindentation*. Second Edition. Springer, 2004. – ISBN 0-387-22045-3
- [132] *Norm DIN EN ISO 14577-1*

- [133] SCHNEIDER, H. ; OKADA, K. ; PASK, J.A.: *Mullite and Mullite Ceramics*. John Wiley and Sons Ltd., 1994. – ISBN 0 471 94249 9
- [134] ALCALA, G. ; SKELDON, P. ; THOMPSON, G.E. ; MANN, A.B. ; HABAZAKI, H. ; SHIMIZU, K.: Mechanical properties of amorphous anodic alumina and tantalum films using nanoindentation. In: *Nanotechnology* 13 (2002), S. 451–455
- [135] KOMPA, A.: *Untersuchung des tribologischen Verhaltens des Systems Kolbenring gegen Zylinderlauffläche mittels Modelltests*, Universität Karlsruhe, Diss., 2003
- [136] DIENWIEBEL, M. ; SCHERGE, M.: Neue Erkenntnisse zur Triologie von übersteuerten AlSi-Zylinderlaufflächen. In: *MTZ* (2007), März
- [137] VDI: Kohlenstoffschichten - Grundlagen, Schichttypen und Eigenschaften (VDI 2840) / Verein Deutscher Ingenieure. 2004. – VDI-Richtlinie 2840. Entwurf
- [138] MIYAKE, S. ; YASUDA, Y. ; OKAMOTO, Y. ; KANO, M.: Improvement of boundary lubrication properties of diamond-like carbon (DLC) films due to metal addition. In: *Tribology International* 37 (2004), S. 751–761
- [139] PRIEST, M.: *Reducing Automobile Engine Friction Through Tribology*. November 2006. – Internal CO2 Seminar
- [140] THIELE, E.: *Beitrag zur Reibungsanalyse von Hubkolbenantrieben*, Universität Hannover, Diss., 1982
- [141] HUCK, A.: Beitrag zur Optimierung des Tribosystems Kolbenring-Zylinderlaufbuchse. In: *Fortschrittberichte VDI* 5 (1992), Nr. 281
- [142] N.N.: IAVF-Bericht BMW 07 215a - Verschleiß- und Reibungsanalysen an der Paarung AlSi9CuMg beschichtet - Stahl nitriert mittels Tribometer-Prüfläufen. / IAVF GmbH. 2008. – Forschungsbericht

Anhang

A Konstruktionszeichnung Zylinderbuchse

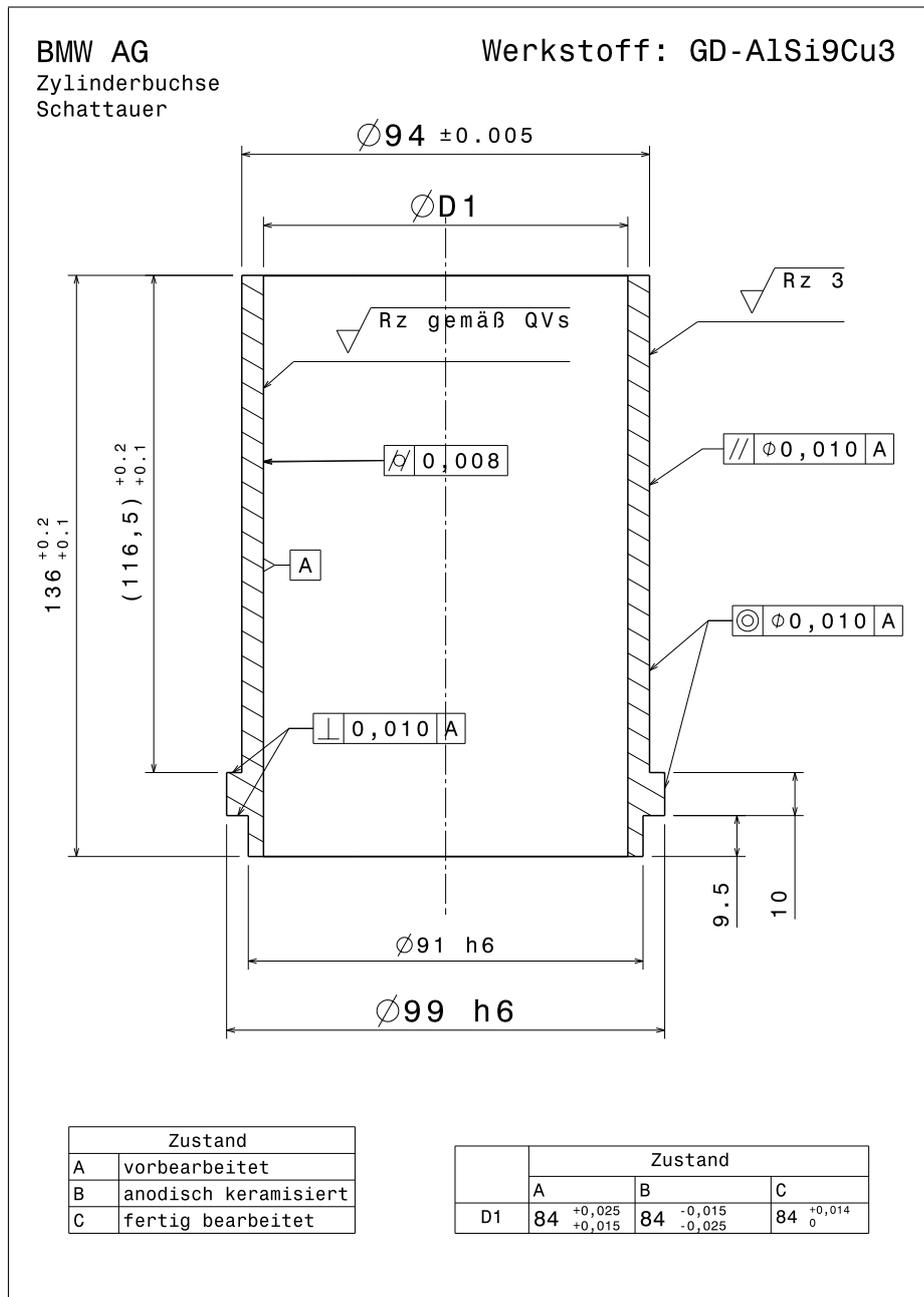


Abbildung 7.1: Konstruktionszeichnung vom Grundprobekörper.

B Technische Daten Basismotor



Abbildung 7.2: BMW-Turbo-DI-Reihensechszylinder (335i)

Technische Daten BMW-Basismotor (335i)	
Motor	Reihensechszylinder
Hubraum	2979 cm ³
Leistung	225 kW (5800 min ⁻¹)
Drehmoment	400 Nm (1300 - 5000 min ⁻¹)
Aufladung	Twin-Abgasturbolader
Brennverfahren	Otto-DI
Direkteinspritzung	strahlgeführt
Drehzahlen	bis 6500 min ⁻¹
Nockenwellen	Doppel-VANOS

Tabelle 7.1: Motorkenndaten BMW-Basismotor

C Prüfstandsschaltplan

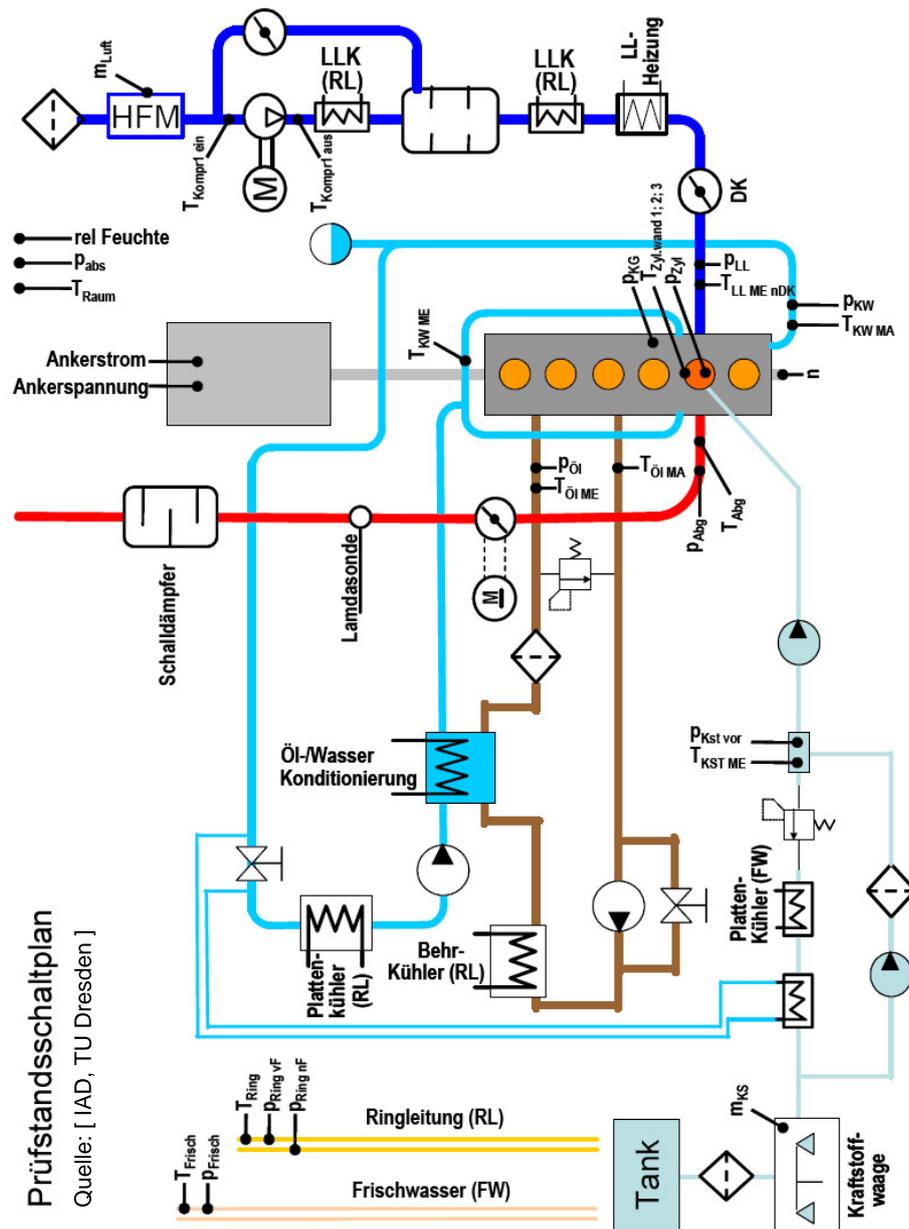


Abbildung 7.3: Schaltplan des Einzylindermotorprüfstandes inklusive der dokumentierten Motor- und Prüfstandsparameter.

E Zeitlichen Verläufe RTM

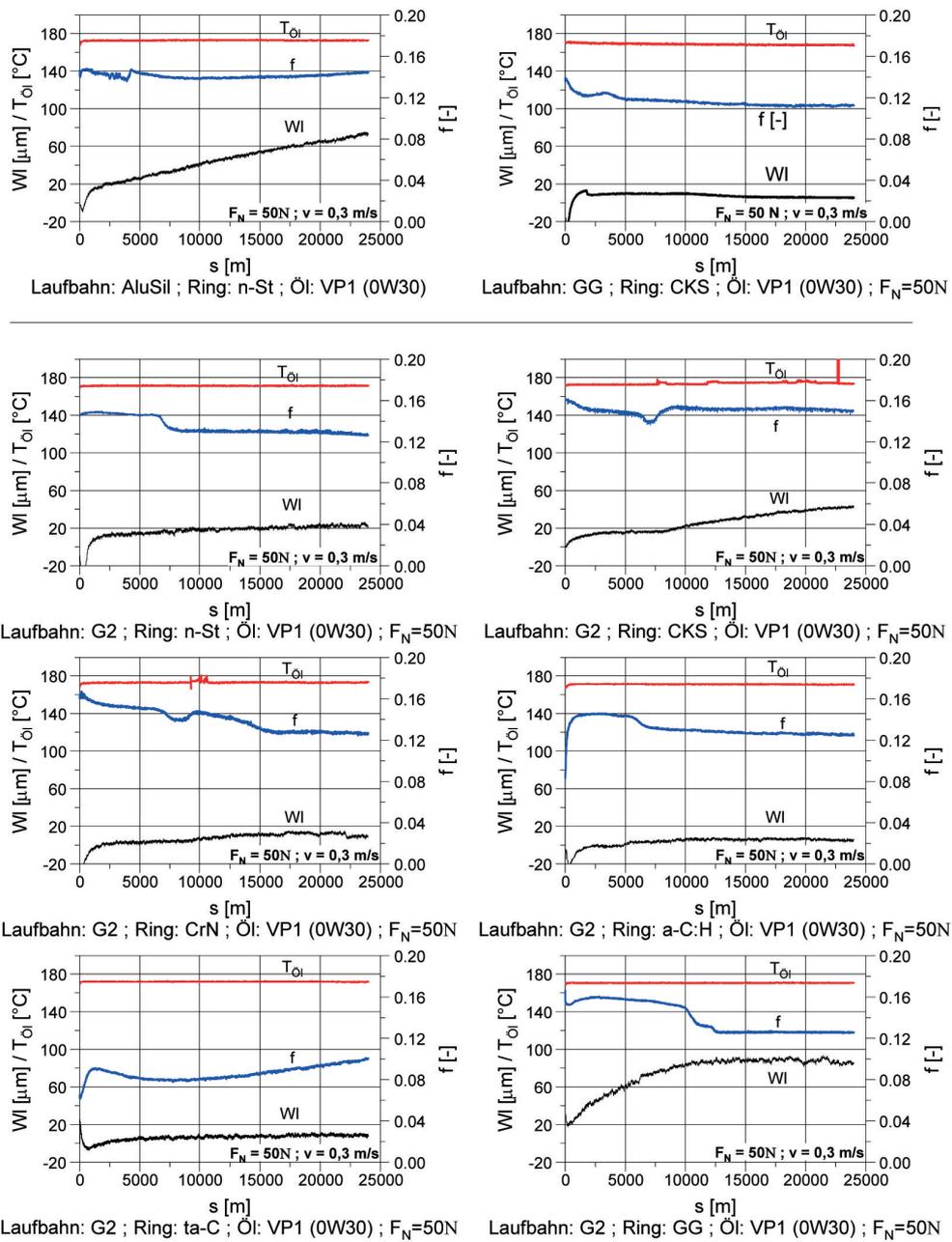


Abbildung 7.5: Einfluss des Ringwerkstoffs auf die zeitlichen Verläufe der Reibwerte f und der linearen Verschleißkoeffizienten W_I unter stationären Bedingungen $T_{Oil} = 170^\circ\text{C}$ und $F_N = 50\text{ N}$.

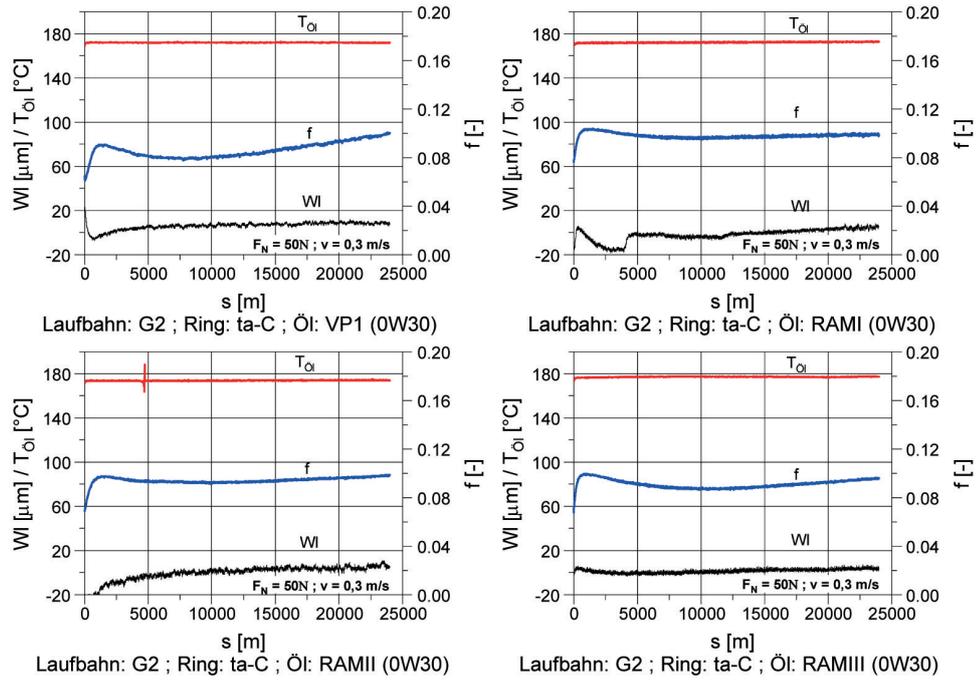


Abbildung 7.6: Einfluss des Öls auf die zeitlichen Verläufe der Reibwerte f und der linearen Verschleißkoeffizienten W_l unter stationären Bedingungen $T_{Oel} = 170^\circ\text{C}$ und $F_N = 50 \text{ N}$.

F Plausibilität der Ergebnisse

Reproduzierbarkeit der Ergebnisse

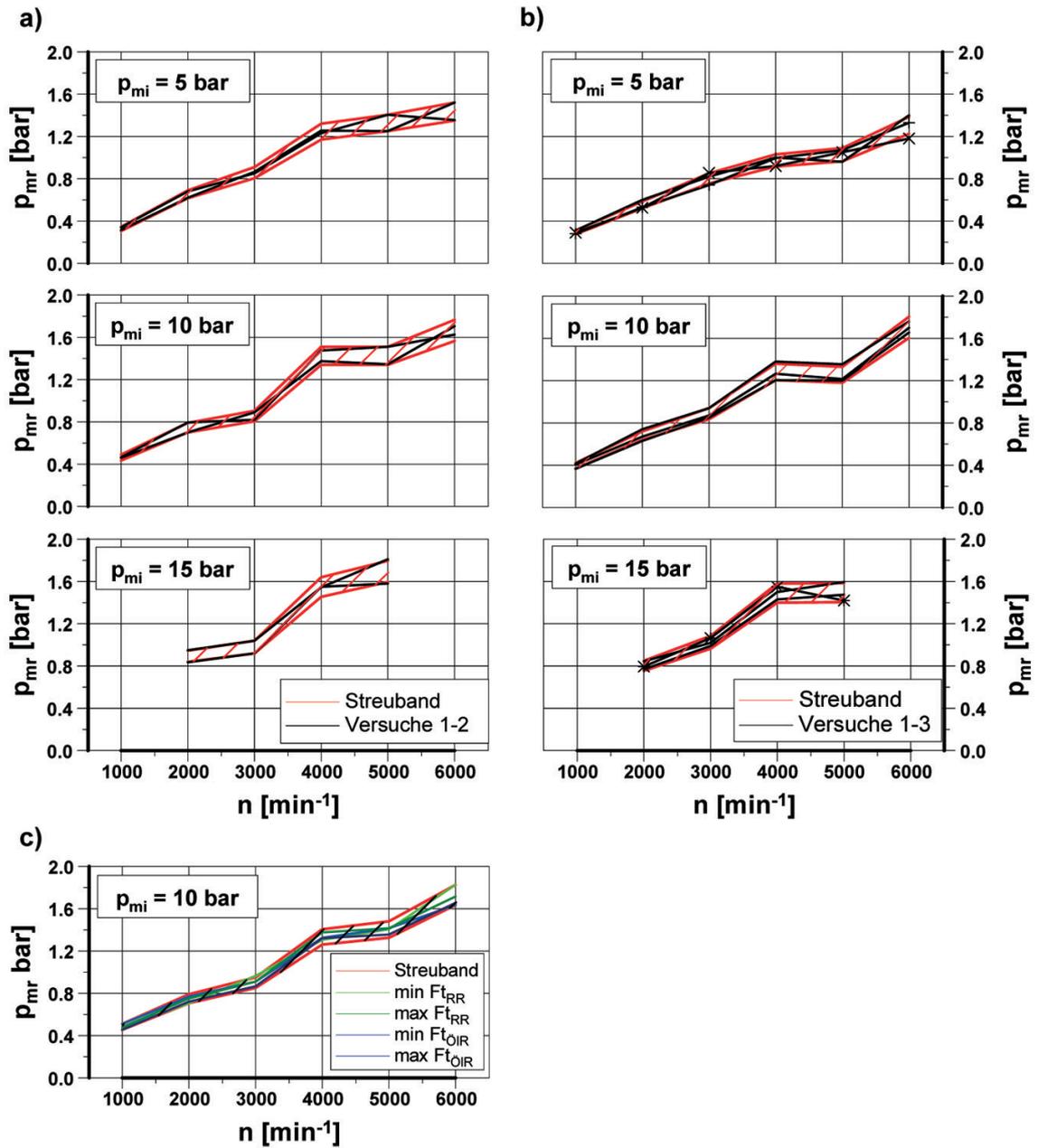


Abbildung 7.7: Darstellung der Messgenauigkeit in Abhängigkeit der untersuchten Einflussgrößen a) Buchsenwechsel, b) Wiederholungsmessungen und c) Streuung der Ringtangentialkraft

G Rauheiten

Ring		n-St		CKS		CrN		ta-C		GG	
Buchse		G2(V21027)		G2(V21031)		G2(V21062)		G2(V21023)		G2(V21020)	
Oberfläche		S	E	S	E	S	E	S ^(*)	E	S	E
R_a	OT	0,62	0,40	0,49	0,59	0,53	0,30	0,46	0,34	0,34	0,62
	v_{max}	0,77	0,63	0,78	1,51	0,48	0,60	0,55	0,83	0,40	0,82
	UT	0,76	0,67	0,86	1,38	0,65	0,74	0,54	0,47	0,36	0,58
R_{pk}	OT	0,19	0,19	0,26	0,29	0,34	0,32	0,18	0,50	0,10	0,37
	v_{max}	0,19	0,19	0,11	0,27	0,12	0,23	0,12	0,50	0,10	0,28
	UT	0,22	0,15	0,13	0,31	0,20	0,33	0,19	0,16	0,10	0,13
R_k	OT	1,07	0,50	0,67	0,63	1,41	0,60	0,72	0,57	0,44	0,59
	v_{max}	1,10	0,81	0,60	1,5	1,20	1,66	0,68	2,41	0,44	1,04
	UT	1,10	0,68	1,28	2,61	1,88	2,21	0,87	0,83	0,46	0,78
R_{vk}	OT	2,09	1,68	1,88	2,50	1,15	0,97	1,67	0,98	1,34	2,46
	v_{max}	2,74	2,29	3,31	5,48	1,08	1,27	1,99	1,52	1,72	3,06
	UT	2,67	2,51	2,62	3,60	1,13	1,47	1,76	1,35	1,39	2,15

Tabelle 7.2: Vergleich der Oberflächenrauheiten vor und nach Versuch.

Erklärung

Ich versichere, dass ich die vorliegende Dissertation ohne fremde Hilfe selbstständig verfasst und nur die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt habe. Ich erkläre weiterhin, dass die vorliegende Dissertation nicht in dieser oder anderer Form in einem Prüfungsverfahren vorgelegen hat.

München, 08.08.2009

Tabellarischer Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Andreas Schattauer
Geburtsdatum: 24.04.1978
Geburtsort: Bremerhaven
Familienstand: ledig
Staatsangehörigkeit: deutsch

Schulausbildung

08/1984 - 07/1988 Grundschule Wanna (Niedersachsen)
08/1988 - 07/1990 Orientierungsstufe Otterndorf (Niedersachsen)
08/1990 - 07/1997 Gymnasium Otterndorf
Abschluss: Abitur

Wehrdienst

09/1997 - 09/1998 Wehrdienst im 1.Objektschutzbataillon, Jever

Studium

10/1998 - 12/2004 Studium des Maschinenbaus an der Technischen
Universität München
Schwerpunkte: Verbrennungsmotoren
Fahrzeugtechnik
Abschluss: Dipl.-Ing. Univ.

Beruflicher Werdegang

01/2005 - 12/2007 Doktorand bei der BMW AG, München
01/2008 - 02/2008 Wissenschaftlicher Mitarbeiter bei der iMAS GmbH, Freital
03/2008 - heute Entwicklungsingenieur bei der Daimler AG, Untertürkheim