

# **Systematische Untersuchung der Einflüsse in der Hochtemperaturtribologie**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des  
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

angenommene

**DISSERTATION**

von

**M. Sc. Tobias Simon König**  
(geb. Rosenstingl)

Tag der mündlichen Prüfung:

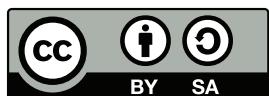
Hauptreferent:

Korreferent:

05. August 2025

Prof. Dr. rer. nat. Martin Dienwiebel

Prof. Dr.-Ing. Stefanie Hanke



Dieses Werk ist lizenziert unter einer Creative Commons Namensnennung -  
Weitergabe unter gleichen Bedingungen 4.0 International Lizenz (CC BY-SA 4.0):  
<https://creativecommons.org/licenses/by-sa/4.0/deed.de>

"Bei einer Kerze ist nicht das Wachs wichtig, sondern das Licht."

- Antoine de Saint-Exupéry -

## Vorwort

In den letzten, knapp fünf Jahren, in denen ich wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Gruppe tribologische Bauteilprüfung und Systemanalyse am MikroTribologie Centrum des Fraunhofer Instituts für Werkstoffmechanik IWM war, entstand diese Arbeit. Dabei konnte ich stets auf vielfältige Unterstützung und Hilfe zählen, für die ich mich an dieser Stelle aufrichtig bedanke.

Zuallererst möchte ich mich bei meinem Doktorvater Prof. Dr. Martin Dienwiebel für die hervorragende Betreuung, die vielen Diskussionen und Hinweise im Laufe der Jahre bedanken. Durch die Freiräume, die du mir gegeben hast und deinen Blick auf den dritten Körper, wurden erst die Ergebnisse zum Geometrieeinfluss möglich, welche diese Arbeit meiner Meinung nach erst vervollständigen. Ein besonderer Dank gilt jedoch auch meinen beiden Betreuern seitens des Fraunhofer IWM, Dr. Andreas Kailer und Dr. Dominik Kürten, die ein angenehmes Arbeitsumfeld für mich geschaffen haben und von denen ich während dieser Zeit viel lernen durfte. Vielen Dank für eure unermüdliche Diskussionsbereitschaft, die kritischen Fragen, eure Experimentierfreude, eure konstruktive Art und euer Vertrauen.

Weiterhin möchte ich Frau Prof. Dr. Stefanie Hanke für die freundliche Übernahme des Korreferats und das Interesse an meiner Arbeit bedanken.

Vielen Dank an meine Studenten, Paul Prestel, Eduard Wolf, Ziping Sang, Sharaj Hegde Sharavu, die ich während dieser Zeit betreuen und anleiten durfte, durch die erst eine tribologische Prüfung in Abgasatmosphäre möglich wurde und die einige der hier gezeigten Ergebnisse erzeugt haben. Des Weiteren danke ich der restlichen Arbeitsgruppe in Freiburg, für euer stets offenes Ohr, eure Hilfsbereitschaft und für die gemeinsamen Grillrunden.

Für die gewissenhafte Durchführung der unzähligen XPS-Messungen sowie die Herstellung und Analyse einiger FIB-Schnitte möchte ich mich außerdem bei Tobias Kimpel und Philipp Daum bedanken. Für die TEM-Analysen an den Verschleißpartikeln danke ich Martin Peterlechner vom Laboratorium für Elektronenmikroskopie (LEM) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

Ich bedanke mich überdies bei meinem Bürokollegen Maximilian Baur für die vielen interessanten und amüsanten Gespräche, die zahlreichen Diskussionen aber auch für die Ablenkung auf den Freiburger Trails. Weiterhin möchte ich mich bei den weiteren Doktoranden und Kollegen am IWM bedanken, die während dieser Zeit zu Freunden wurden und durch die ich in Freiburg richtig angekommen bin.

Ein herzlicher Dank gebührt außerdem meiner Familie und insbesondere meinen Eltern, die mich neugierig und wissbegierig erzogen haben, sowie die Wurzeln meiner Abenteuerlust

gelegt haben. Vielen Dank für eure bedingungslose Unterstützung und Liebe seit meinem ersten Tag an.

Gerade in der letzten stressigen Zeit dieser Arbeit möchte ich mich bei meinem Sohn Fridolin bedanken, einerseits für die vielen produktiven Schreibsessions am Abend und andererseits für die ungetrübte Sicht auf die wichtigsten Dinge des Lebens sowie dieser Arbeit.

Abschließend möchte ich mich bei meiner Frau Anne bedanken. Durch deinen Denkanstoß zu einer Promotion bin ich erst auf die Idee gekommen, mich einem Forschungsthema so tiefgreifend zu widmen. Liebe Anne, ohne deinen täglichen Rückhalt auch in schwierigen Zeiten, deine Liebe, dein Rückenfreihalten und dein Zurückstecken hätte ich dies niemals geschafft.

Freiburg im Breisgau, im Mai 2025

Tobias König

## Kurzfassung

Um die hohe Komplexität tribologischer Systeme abilden und viele Einflussfaktoren bedarfsgerecht variieren zu können, werden in der Forschung oft Modellexperimente eingesetzt. Darüber hinaus wurden Systemprüfungen entwickelt, welche die komplexen Betriebsbedingungen aus der Anwendung bestmöglich wiedergeben. Gerade für die Hochtemperaturtribologie, bei der ein Einsatz konventioneller Schmierstoffe nicht möglich ist und höhere Verschleißraten resultieren, ist der Einfluss der Kontaktgeometrie auf das tribologische Verhalten unbekannt. Weiterhin sind Kontaktssysteme der Hochtemperaturtribologie meist in Anwendungen mit einer technischen Verbrennung zu finden. Da die tribologischen Systeme nur selten abgedichtet sind, umgibt diese die heiße Abgasatmosphäre, deren Wirkung auf das tribologische Verhalten ebenfalls noch nicht untersucht wurde.

In dieser Arbeit wurden die Einflüsse auf ungeschmierte, tribologische Systeme bei hohen Temperaturen systematisch untersucht. Insbesondere steht der Einfluss einer anwendungsnahen Abgasatmosphäre sowie der Einfluss der Kontaktgeometrie im Fokus. Dazu wurden zwei Materialpaarungen tribologisch charakterisiert, die beispielhaft für zwei Verschleißmechanismen, Abrasion (Co-Basis) und Adhäsion (Fe-Guss), stehen. Die tribologische Prüfung wurde sowohl an einem Modellexperiment mit vereinfachter Kontaktgeometrie als auch an einem Systemexperiment mit Welle-Buchse-Kontaktgeometrie durchgeführt.

Besonders die Temperatur ist als wichtiger Einflussfaktor auf das tribologische Verhalten hervorzuheben, da sie maßgeblich die wirkenden Mechanismen beeinflusst. Im unteren Temperaturbereich treten je nach Materialpaarung verschiedene Mechanismen auf, im oberen Temperaturbereich dominiert material- und experimentübergreifend ein reibungs- und verschleißmindernder Glazelayer. Zur Abschätzung klassischer Einflussfaktoren, wie Normalkraft, Reibweg, Zeit, etc. können in den jeweiligen Temperaturbereichen etablierte Verschleißmodelle von Archard, Quinn, Jiang oder auch Dréano herangezogen werden.

Die Abgasatmosphäre wirkt sich unterschiedlich in den jeweiligen Temperaturbereichen aus. Bei niedrigen Temperaturen wurde mit dem Atmosphärenwechsel sowohl ein Verschleißanstieg als auch ein Verschleißrückgang im Modellexperiment nachgewiesen. Das Partikelbett bzw. dritter Körper, das sich beim Systemexperiment ausbildet, wird hingegen nicht vom Atmosphärenwechsel beeinflusst. Weiterhin wurde material- und experimentübergreifend keine Veränderung des Glazelayerregimes im HT-Bereich durch die Abgasatmosphäre nachgewiesen. Die Wirkung der Atmosphäre ist folglich von den resultierenden tribologischen Reaktionen und deren Produkte abhängig und kann nicht verallgemeinert werden.

Durch zusätzliche Experimente mit einer geschlitzten Buchse wurde der signifikante Einfluss des Partikelauswurfs ermittelt. Bei einem hohen Partikelauswurf im Systemexperiment wurden die klassischen Verschleißmechanismen wie Abrasion und Adhäsion nachgewiesen, die ebenfalls das Modellexperiment dominieren. Bei einem niedrigen Partikelauswurf, wie er am Systemexperiment mit der Welle-Buchse-Geometrie auftritt, bildet sich atmosphärenunabhängig ein verschleißminderndes Partikelbett bzw. dritter Körper aus. Somit sind Modellexperimente mit vereinfachter Kontaktgeometrie hilfreich um das grundsätzliche, temperaturabhängige Verschleißverhalten zu ermitteln. Für quantitativ belastbare Aussagen und Lebensdauerabschätzungen sind jedoch Systemexperimente mit entsprechender Kontaktgeometrie aus der Anwendung unabdingbar.

## Abstract

To represent the high complexity of tribological systems and vary many influencing factors as required, model experiments are often used in research. At the same time, system tests have been developed that reproduce the complex operating conditions from the application in the best possible way. Especially for high-temperature tribology, where the use of conventional lubricants is not possible and higher wear rates result, the influence of the contact geometry on the tribological behaviour is unknown. Furthermore, high-temperature tribological contact systems are usually found in applications involving technical combustion. As the tribological systems are rarely sealed, they are surrounded by the hot exhaust gas atmosphere, whose effect on the tribological behaviour has not yet been investigated either.

In this work, the influences on unlubricated, tribological systems at high temperature were systematically investigated. In particular, the influence of exhaust gas atmosphere close to the application and the influence of the contact geometry are in focus. For this purpose, two material pairings were tribologically characterised, which represent two wear mechanisms, abrasion (Co-based) and adhesion (Fe-cast). The tribological test was carried out both on a model experiment with simplified contact geometry and on a system experiment with shaft-bushing contact geometry.

Temperature in particular is an important factor influencing the tribological behaviour, as it significantly affects the relevant mechanisms. In the lower temperature range, different mechanisms occur depending on the material pairing; in the upper temperature range, a friction- and wear-reducing glaze layer dominates across all materials and experiments. Established wear models by Archard, Quinn, Jiang or Dréano can be used to estimate classic influencing factors such as normal force, friction distance, time, etc. in the corresponding temperature ranges.

The exhaust gas atmosphere has different effects in the corresponding temperature ranges. At low temperatures, both an increase in wear and a decrease in wear were demonstrated in the model experiment with the change of atmosphere. The particle bed/third body that forms in the system experiment, in contrast, is not affected by the change of atmosphere. Furthermore, no change of the glaze layer regime in the HT range caused by the exhaust gas atmosphere was detected across all materials and experiments. The effect of the atmosphere is therefore dependent on the resulting tribological reactions and their products and therefore cannot be generalised.

Additional experiments with a grooved bushing were used to determine the significant influence of the contact geometry and, in particular, the particle ejection. With a high particle ejection in the system experiment, the classic wear mechanisms such as abrasion and adhesion, which also dominate the model experiment, were detected. With a low particle ejection, which occurs in the system experiment with the shaft-bushing geometry, a wear-reducing particle bed/third body forms independently of the atmosphere. Model experiments with simplified contact geometry are therefore helpful in determining the basic, temperature-dependent wear behaviour. However, for quantitatively reliable statements and lifetime estimations, system experiments with appropriate contact geometry from the application are indispensable.

---

## Veröffentlichungen

Teile der vorliegenden Arbeit, die als solche durch eine Zitation kenntlich gemacht sind, wurden bereits in einer der folgenden Publikation veröffentlicht:

- T. König, T. Kimpel, D. Kürten, A. Kailer und M. Dienwiebel, "Influence of atmospheres on the friction and wear of cast iron against chromium plated steel at high temperatures", *Wear* 522, 204695, 2023  
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204695>
- T. König, E. Wolf, D. Kürten, A. Kailer und M. Dienwiebel, "Influencing factors on high temperature tribology" *Wear* 566-567, 205758, 2025  
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2025.205758>
- T. König, Z. Sang, D. Kürten, A. Kailer und M. Dienwiebel, "Importance of contact geometry for experimental tribological research of austenitic cast iron at high temperatures" *Wear*, 206001, 2025  
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2025.206001>  
Ken Ludema Best Paper Award (WOM 2025): 2. Platz

Weitere Publikationen:

- M. Walter, D. Linsler, T. König, C. Gäbert, S. Reinicke, M. Moseler und L. Mayrhofer, "Mechanochemical Activation of Anthracene [4+4] Cycloadducts", *The Journal of Physical Chemistry Letters* 14 (6), 1445-1451, 2023

Betreute Abschlussarbeiten:

- P. Prestel, "Entwicklung und Konstruktion einer Atmosphärenbeaufschlagung für einen Hochtemperatur Gleitlagerprüfstand", Bachelorarbeit, Hochschule Mannheim, Fakultät Maschinenbau, 2022
- E. Wolf, "Entstehung von Glaze-Layern bei Co-basierten Gleitlagerwerkstoffen unter hohen thermischen Belastungen", Masterarbeit, Hochschule Offenburg, Fakultät Maschinenbau und Verfahrenstechnik, 2022

# Inhaltsverzeichnis

<b>Abkürzungsverzeichnis</b>	<b>1</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>2</b>
1.1 Motivation und Hintergrund . . . . .	2
1.2 Zielsetzung und Abgrenzung . . . . .	3
<b>2 Grundlagen und Stand des Wissens</b>	<b>4</b>
2.1 Verschleißbehaftete Regel- und Stellorgane im Abgasstrang von Verbrennungsmotoren . . . . .	4
2.2 Hochtemperaturkorrosion und Oxidation . . . . .	7
2.3 Sintern . . . . .	11
2.3.1 Diffusion . . . . .	11
2.3.2 Sintermechanismen . . . . .	11
2.3.3 Sintergeschwindigkeit . . . . .	12
2.4 Tribologie . . . . .	13
2.4.1 Das tribologische System . . . . .	14
2.4.2 Der dritte Körper . . . . .	15
2.4.3 Hochtemperaturtribologie . . . . .	16
2.4.4 Mathematische Verschleißbeschreibungen . . . . .	21
2.4.5 Einfluss der Atmosphäre auf das tribologische Verhalten . . . . .	27
<b>3 Materialien</b>	<b>30</b>
3.1 Materialpaarung A (Co-Basis) . . . . .	30
3.2 Materialpaarung B (Fe-Guss) . . . . .	32
<b>4 Tribologische Charakterisierungsmethodik</b>	<b>34</b>
4.1 Tribologische Versuche . . . . .	34
4.1.1 Modellexperiment . . . . .	34
4.1.2 Anwendungsnahes Systemexperiment . . . . .	38
4.2 Quantifizierung des Verschleißniveaus . . . . .	41
4.2.1 Verschleißermittlung beim Modellexperiment . . . . .	41
4.2.2 Verschleißermittlung beim Systemexperiment . . . . .	44
<b>5 Weiterführende Analytik</b>	<b>46</b>
5.1 Makrodokumentation . . . . .	46
5.2 Lichtmikroskopie . . . . .	46
5.3 Elektronenmikroskopie . . . . .	47

5.4	Ramanspektroskopie . . . . .	51
5.5	Röntgenphotoelektronenspektroskopie . . . . .	52
<b>6</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion <i>Materialpaarung A (Co-Basis)</i></b>	<b>54</b>
6.1	Modellexperiment . . . . .	54
6.1.1	Temperatureinfluss . . . . .	54
6.1.2	Normalkrafteinfluss . . . . .	65
6.1.3	Hub/Frequenzeinfluss . . . . .	66
6.1.4	Atmosphäreneinfluss . . . . .	68
6.2	Anwendungsnahes Systemexperiment . . . . .	78
6.2.1	Temperatureinfluss . . . . .	78
6.2.2	Atmosphäreneinfluss . . . . .	84
6.3	Systemexperiment mit geschlitzter Buchse . . . . .	89
6.3.1	Temperatureinfluss . . . . .	89
6.3.2	Atmosphäreneinfluss . . . . .	91
6.4	Diskussion . . . . .	93
6.4.1	Dominierende tribologische Mechanismen . . . . .	93
6.4.2	Atmosphäreneinfluss . . . . .	98
6.4.3	Kontaktgeometrieeinfluss . . . . .	102
<b>7</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion <i>Materialpaarung B (Fe-Guss)</i></b>	<b>107</b>
7.1	Modellexperiment . . . . .	107
7.1.1	Temperatureinfluss . . . . .	107
7.1.2	Hub/Frequenzeinfluss . . . . .	114
7.1.3	Atmosphäreneinfluss . . . . .	115
7.2	Anwendungsnahes Systemexperiment . . . . .	122
7.2.1	Temperatureinfluss . . . . .	122
7.2.2	Normalkrafteinfluss . . . . .	130
7.2.3	Atmosphäreneinfluss . . . . .	131
7.3	Systemexperiment mit geschlitzter Buchse . . . . .	136
7.3.1	Temperatureinfluss . . . . .	136
7.3.2	Normalkrafteinfluss . . . . .	139
7.3.3	Atmosphäreneinfluss . . . . .	140
7.4	Diskussion . . . . .	142
7.4.1	Dominierende Verschleißmechanismen . . . . .	142
7.4.2	Atmosphäreneinfluss . . . . .	146
7.4.3	Kontaktgeometrieeinfluss . . . . .	149
<b>8</b>	<b>Kapitelübergreifende Diskussion</b>	<b>154</b>
8.1	Einflüsse in der Hochtemperaturtribologie . . . . .	154
8.2	Materialbewertung . . . . .	158
8.3	Methodenbewertung . . . . .	158
<b>9</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>160</b>
9.1	Zusammenfassung . . . . .	160

## *Inhaltsverzeichnis*

---

9.2 Ausblick . . . . .	162
<b>Literatur</b>	<b>VII</b>
<b>Anhang</b>	<b>XXII</b>
A.1 Weiterführende Analysen . . . . .	XXII
A.2 Tribologisches Materialverhalten bei transienter Temperaturlösung . . . . .	XXX

# Abkürzungsverzeichnis

a-C	amorpher Kohlenstoff
Atm.	Atmosphäre
At.-%	Atomprozent
Besch.	Beschichtung
bzw.	beziehungsweise
ECoF	energetischer Reibwert
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EELS	Elektronenenergieverlustspektroskopie
et al.	et alii/et aliae (und andere)
Gew.-%	Gewichtsprozent
ggf.	gegebenenfalls
HVOF	Hochgeschwindigkeitsflammspritzen
IWM	Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik
<i>MP A</i>	Materialpaarung A
<i>MP B</i>	Materialpaarung B
Nfz	Nutzfahrzeug
PBV	Pilling-Bedworth-Verhältnis
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RT	Raumtemperatur
Systemexp.	Systemexperiment
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
Vol.-%	Volumenprozent
VTG	variable Turbinengeometrie
XPS	Röntgenphotoelektronenspektroskopie

# 1 Einleitung

## 1.1 Motivation und Hintergrund

Tribologische Systeme sind hochkomplex sowie sensitiv gegenüber einer Vielzahl an Faktoren. Das Reibungs- und Verschleißverhalten wird neben den gewählten Materialien und Schmierstoffen von den klassischen Belastungsbedingungen wie Kräfte, Bewegung, Zeit, Reibweg, Temperaturen etc. bedingt. Aber auch komplexere Wechselwirkungen mit der Endbearbeitung [1] oder einem elektrischen Potential sind möglich [2, 3].

Um diese hohe Komplexität abilden und die entsprechenden Faktoren bedarfsgerecht und einfach variieren zu können, wird heute oft auf Modellexperimente zurückgegriffen. Unterschiedliche Versuche sind im Bereich der Tribologie etabliert, sobald Temperaturen oberhalb der thermischen Belastungsgrenze von konventionellen Schmierstoffen (400 - 500 °C) erreicht werden, wird im allgemeinen von der Hochtemperaturtribologie gesprochen [4, S. 663]. Um beispielsweise Fretting zwischen Turbinenschaufeln und einer Welle abzubilden, werden gekreuzte Zylinder mit initialem Punktkontakt gegeneinander gerieben [5–7]. Außerdem werden für reversierende oder auch kontinuierliche Relativbewegungen Kugel- sowie Stift-Platte-Experimente [8–10] herangezogen. [11]

Darüber hinaus sind speziell auf die Anwendung abgestimmte Prüfaufbauten im Einsatz, wie beispielsweise von Wollmann et al. (und andere) [12] oder Meyer [13] beschrieben, welche ein komplexes Lastkollektiv auf Serienkomponenten aufbringen. Diese Experimente sind aufgrund des komplexen Aufbaus und dessen Entwicklung wesentlich aufwendiger. Bei deren Ergebnissen wird jedoch von einer höheren Übertragbarkeit auf die Anwendung ausgegangen als bei einem Modellexperiment. Auf eine Überprüfung und Bewertung der unterschiedlichen Belastbarkeiten und damit einer Analyse der Kontaktgeometrie als Einflussfaktor, wurde jedoch meist verzichtet. [11]

Thermisch hoch belastete tribologische Systeme gibt es oft in Anwendungen mit einer technischen Verbrennung von Kraftstoffen, sowie anschließender Energiewandlung. Beispiele hierfür sind Gasturbinen, Flugzeugtriebwerke aber auch Verbrennungsmotoren verschiedenster Größe. Da in einem Dieselmotor die Abgastemperaturen beispielsweise bis zu 850 °C betragen können [14], ist eine Abdichtung der Tribosysteme gegenüber der Abgasatmosphäre oft nicht wirtschaftlich. Die Umgebungsatmosphäre dieser Tribosysteme variiert also zwischen normaler Umgebungsluft beim Start und der anwendungsspezifischen Abgaszusammensetzung im Normalbetrieb des Energiewandlers. Der Einfluss und die Wirkung einer Abgasatmosphäre auf das tribologische Verhalten dieser Lagerstellen ist aktuell unbekannt und schwierig zu untersuchen. Dies ist auf die prüftechnisch anspruchsvolle Kapselung der Hochtemperatursysteme zur gezielten Atmosphärenbeaufschlagung zurückzuführen. Inertgasatmosphären und unterschiedliche Temperaturen führen zu einer signifikanten Verände-

rung im Verschleißverhalten und heben den wichtigen Einfluss der Umgebungsatmosphäre hervor [15–21].

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass vor allem zwei wichtige Einflussfaktoren, die Umgebungsatmosphäre (in der zugrundeliegenden Anwendung Dieselabgas) und die Kontaktgeometrie, in der Hochtemperaturtribologie noch nicht hinreichend untersucht und deren Wirkung charakterisiert wurde. Besonders in Hinblick auf die gesellschaftlichen Ziele der Klimaneutralität und der Ressourceneffizienz ist es daher notwendig, diese Einflüsse zu verstehen und darauf aufbauend die Laufzeiten sowie Wartungsaufwände neuer Generationen an Energiewandlern zu verlängern.

## 1.2 Zielsetzung und Abgrenzung

In dieser Arbeit wurden systematisch die Einflüsse unterschiedlicher Faktoren auf ungeschmierte tribologische Systeme bei Temperaturen bis 800 °C untersucht. Dabei wurden die innerhalb eines öffentlichen Projektes<sup>1</sup> aufgebauten Charakterisierungsmethoden eingesetzt. Diese Methoden bilden die bei Gleitlagern in Abgassystemen von Dieselmotoren auftretenden Belastungs- und Umgebungsbedingungen bestmöglich ab.

Ziel der Arbeit ist insbesondere den Einfluss von einer Dieselabgasatmosphäre auf das tribologische Werkstoffverhalten zu identifizieren. Weiterhin wurde durch die Anwendung und den Vergleich von zwei Experimenten mit unterschiedlichen Abstrahierungsgraden die Rolle der Kontaktgeometrie untersucht. Dabei wird bewertet, ob eine Welle-Buchsen-Kontaktgeometrie in der Anwendung durch ein einfaches Modellexperiment abgebildet werden kann.

Zwei Materialpaarungen wurden in dieser Arbeit tribologisch charakterisiert, die beispielhaft für zwei unterschiedliche Verschleißmechanismen, Abrasion (*Materialpaarung A – Co-Basis*) und Adhäsion (*Materialpaarung B – Fe-Guss*), stehen und nachfolgend in getrennten Kapiteln vorgestellt werden. Abschließend werden die jeweils ermittelten Erkenntnisse verglichen und bewertet, ob allgemeingültige Aussagen möglich sind oder Effekte durch bekannte Verschleißmodelle erklärt bzw. beschrieben werden können.

---

<sup>1</sup>(IGF-Projekt 21253 N, Thema: Charakterisierung der Verschleißmechanismen abgasbeaufschlagter, ungeschmierter Tribosysteme)

## 2 Grundlagen und Stand des Wissens

In diesem Kapitel wird zunächst die Anwendung der untersuchten tribologischen Systeme und das daraus resultierende Belastungskollektiv vorgestellt. Anschließend werden die Grundlagen der Hochtemperaturkorrosion und Oxidation sowie das Festkörpersintern erläutert, bevor auf die relevanten Grundlagen der Tribologie eingegangen wird.

### 2.1 Verschleißbehaftete Regel- und Stellorgane im Abgasstrang von Verbrennungsmotoren

Im Kontext des Klimawandels und der Ressourcenausbeutung sind die heutigen Anforderungen an Verbrennungsmotoren herausfordernd. Neben höchster Effizienz und minimaler Schadstoffemission, werden lange Laufzeiten mit reduziertem Wartungsaufwand erwartet. Um diese Anforderungen zu erfüllen, sind Verbrennungsmotoren zu hochkomplexen Systemen herangewachsen, die spezifisch auf die Anwendung abgestimmt sind. Zur Wirkungsgrad erhöhung verfügen heutige Motoren über mehrere Turbolader [22–25], die seriell und auch parallel angeordnet sind und mit mehreren Ladeluftkühlern ergänzt werden. Zur Emissionsreduktion wird Abgas der Ladeluft hinzugeführt, eine sogenannte Abgasrückführung, die abgasseitig sowohl vor dem Turbolader (Hochdruck) und auch nach dem Turbolader (Niederdruck) umgesetzt wird [26–28]. Hinzu kommen diverse Abgasnachbehandlungssysteme. Folglich sind die Abgas- und Ladeluftsysteme heutiger Motoren ein unerlässlicher Baustein und nehmen inzwischen gut die Hälfte des Motorraums ein.

Im Bereich der schweren Nutzfahrzeuge (Nfz), bei Off-Highway-Anwendungen und in der Schifffahrt werden auch zukünftig aufgrund der guten Leistungsdichte Verbrennungsmotoren eingesetzt werden [29–31]. Gerade für diese Anwendungen wird eine hohe Zuverlässigkeit gefordert, da bei einem Ausfall der Antriebseinheit hohe Kosten und lange Instandsetzungsdauern drohen. Infolgedessen sind verschleißbehaftete Regel- und Stellorgane der komplexen Abgassysteme in den Fokus der Materialforschung gerückt. Am Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM wurde dazu ein öffentlich gefördertes IGF-Projekt<sup>1</sup> durchgeführt, mit dem Ziel, eine Methodik zur tribologischen Charakterisierung abgasbeaufschlagter Tribosysteme zu entwickeln und zu verifizieren. Diese Methodenentwicklung

---

<sup>1</sup>(IGF-Projekt 21253 N, Thema: Charakterisierung der Verschleißmechanismen abgasbeaufschlagter, ungenschmierter Tribosysteme)

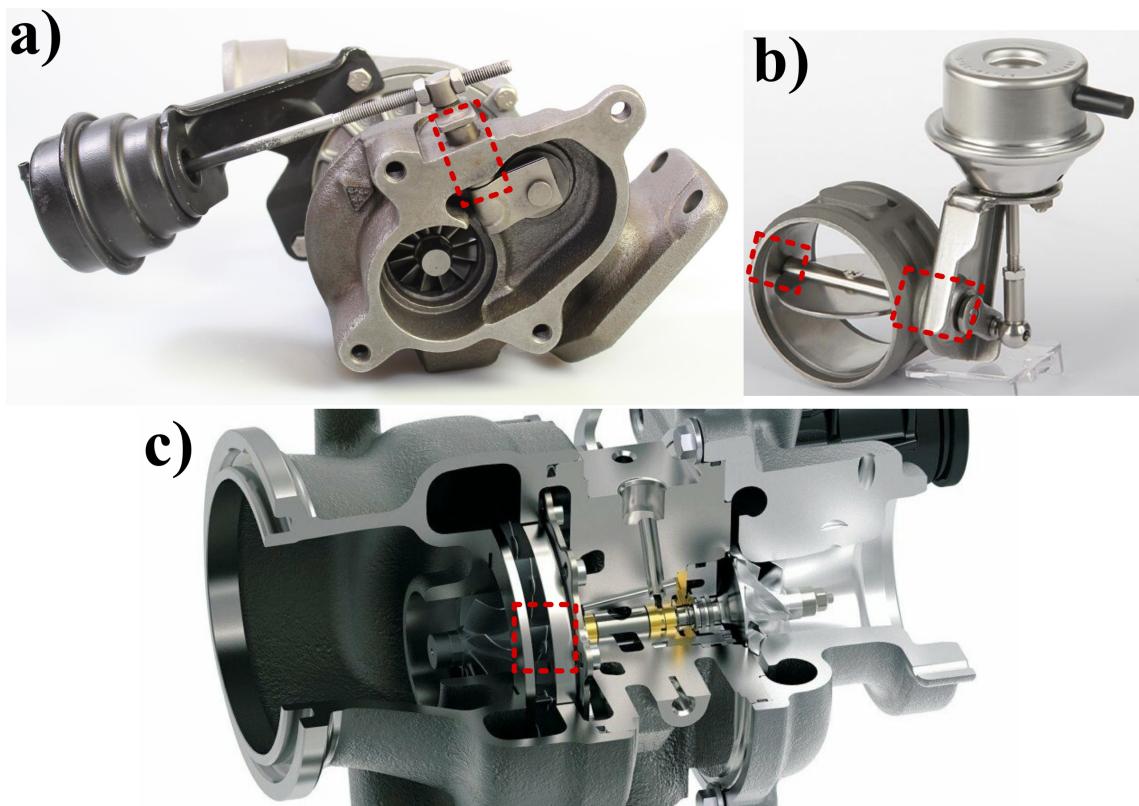


Abbildung 2.1: Beispiele abgasbeaufschlagter, tribologischer Kontaktssysteme: a) Lagerung einer Wastegate-Klappe am Turbolader [35], b) Lagerung einer Abgasklappe [36], c) Lagerung der Leitschaufeln innerhalb eines VTG-Turboladers [37]

bildet die Grundlage dieser Arbeit wird ausführlich in Kapitel 4 beschrieben. Für diese Tribosysteme wurde zuvor von Meyer [13], Geyer et al. [32] und Wollmann et al. [12] anwendungsnahe Prüfmethoden und von Schmidt et al. [33] und Schellack [34] eine Modellprüfung entwickelt und erprobt. Bei keiner dieser experimentellen Methoden ist es jedoch möglich, die Umgebungsatmosphäre aus der Anwendung wiederzugeben und damit die Werkstoffsysteme unter anwendungsnahen Betriebsbedingungen zu prüfen.

Die mit dieser Methodik abzubildenden tribologischen Systeme sind in Abgas- und Wastegate-Klappen, im Leitapparat bei Turboladern mit variabler Turbinengeometrie (VTG) und Bremsklappen zu finden und in Abbildung 2.1 beispielhaft dargestellt. Abgasklappen werden zur Steuerung des Abgasstroms bei mehrstufigen oder seriellen Turboladern eingesetzt und können das gesamte Abgasrohr verschließen. Wastegate-Klappen übernehmen die Drehzahl- bzw. Ladedruckregelung an einfachen Turboladern und sind meist als Bypassklappe im Turbinengehäuse ausgeführt. Der Leitapparat der VTG erfüllt die gleiche Funktion, der Drehzahl- bzw. Ladedruckregelung. Er besteht aus vielen Leitschaufeln, die strömungstechnisch vor dem Turbinenrad angeordnet sind, und durch ein Verdrehen den Strömungsquerschnitt künstlich verringern. Bremsklappen sind hauptsächlich im Nfz-Bereich zu finden und erzeugen durch ein Drosseln des Abgasvolumenstroms einen erhöhten Abgasgegendruck, der zum Abbremsen des Zugfahrzeugs genutzt werden kann.

In all diesen Anwendungen finden sich ungeschmierte Gleitlager, die neben hohen Tempera-

turen von bis zu 800 °C auch Abgasatmosphären ausgesetzt sind, da sie über keine Dichtung verfügen. Die umgebenden Verbrennungsabgase von Dieselmotoren bestehen zu 73,8 Vol.-% aus Stickstoff, 9 Vol.-% aus Sauerstoff, 9 Vol.-% aus Wasserdampf, 8 Vol.-% aus Kohlenstoffdioxid und führen bis zu 0,2 Vol.-% Schadstoffe wie Schwefeldioxid, Ruß, unverbrannte Kohlenwasserstoffe, Kohlenstoffmonoxid und Stickoxide mit sich [38, S. 472]. Der Restsauerstoffgehalt kann jedoch für Vollastbetriebspunkte auf Werte zwischen 4 - 8 Vol.-% absinken und der Kohlendioxidegehalt auf bis zu 12 Vol.-% ansteigen [39, S. 50][40]. Die Gleitlager werden mit einer oszillierenden Rotationsbewegung um maximal 50 ° und einer initialen Hertzischen Kontaktspannung zwischen 15 und 200 MPa belastet. Ausschließlich bei Kantenträgern, also einer unsymmetrischen Lastverteilung und damit einem initialen Punkt-kontakt, tritt in der Anwendung eine maximale Kontaktspannung von 200 MPa auf, weshalb dies keine Normalbelastung darstellt. Während der Verstellung der Klappen werden maximale Gleitgeschwindigkeiten von 50 mm/s erreicht. Aufgrund des pulsierenden Abgassstroms kommt es außerdem zu einer Schwingungsüberlagerung der Normalkraft und der Bewegung. Diese Betriebsbedingungen sind in Tabelle 2.1 übersichtlich zusammengefasst und wurden von Motoren- und Komponentenherstellern innerhalb des IGF-Projekts als Lastenheft für die zu entwickelnde Prüfmethodik definiert, weshalb von einer uneingeschränkten Belastbarkeit dieser Angaben aus gegangen wird.

Tabelle 2.1: Beanspruchungskollektiv ungeschmierter Gleitlager in Abgassträngen von Verbrennungsmotoren nach IGF-Projekt 21253 N

Beanspruchungsparameter	Wert/Beschreibung	Einheit
Temperatur	20 - 800	°C
Atmosphäre	Dieselabgas (inkl. Rußpartikel, Feinstaub, Schwefel)	-
Hertzische Kontaktdrücke	15 - 200	MPa
maximaler Rotationswinkel	50	°
maximale Gleitgeschwindigkeit	50	mm/s

Durch den hohen Kostendruck auf diese Regel- und Stellorgane werden ausschließlich Metalle als Werkstoffe im tribologischen Kontaktbereich eingesetzt. Tabelle 2.2 gibt einen Überblick über aktuell genutzte Werkstoffpaarungen. Dabei handelt es sich um zwei Kobaltbasislegierungen mit unterschiedlichen Chromgehalten (CoMo28Cr8Si2 vs. CoMo28Cr17Si3), ein austenitisches Gusseisen als Buchse (GJSA-XNiCr20-3,5) das mit einer hartverchromten Warmarbeitsstahlwelle (32CrMoV12-28) gepaart wird, eine Gleichpaarung eines hitzebeständigen austenitischen Chrom-Nickel-Stahls (X15 CrNiSi25-21) oder auch eine Buchse aus hitzebeständigem austenitischem Stahlguss (GX55 CrNiSi20-13-2) mit einer Welle aus hitzebeständigem austenitischem Chrom-Nickel-Stahl (X15 CrNiSi25-21). Diese Paarungen wurden innerhalb des IGF-Projekts tribologisch charakterisiert. In dieser Arbeit werden ausschließlich die Ergebnisse der ersten beiden Materialpaarungen aufgegriffen, um weitere Fragestellungen ergänzt, diskutiert und in den wissenschaftlichen Kontext eingegliedert.

Tabelle 2.2: Eingesetzte Werkstoffpaarungen in ungeschmierten, abgasbeaufschlagten Gleitlagern von Verbrennungsmotoren nach IGF-Projekt 21253 N

Wellenmaterial	Buchsenmaterial
CoMo28Cr17Si3	CoMo28Cr8Si2
32CrMoV12-28 hartverchromt	GJSA-XNiCr20-3,5
X15 CrNiSi25-21	X15 CrNiSi25-21
X15 CrNiSi25-21	GX55 CrNiSi20-13-2

## 2.2 Hochtemperaturkorrosion und Oxidation

Da die abzubildenden tribologischen Systeme sehr hohen Einsatztemperaturen ausgesetzt werden, sind die Korrosion und Oxidation der Werkstoffe ein wichtiger Grundmechanismus, der im Folgenden vorgestellt wird. Als Hochtemperaturkorrosion werden alle chemischen Reaktionen bezeichnet, die zwischen einem Werkstoff und seiner Umgebungsatmosphäre bei erhöhter Temperatur ablaufen und bei denen kein flüssiges Elektrolyt vorhanden ist. Grundsätzlich wird dabei zwischen Oxidation, Aufkohlung, Aufstickung (Nitrierung) und Aufschwefelung (Sulfidierung) unterschieden. Diese Prozesse können auch in Kombination auftreten. Zunächst wird die Oxidation tiefergehend beschrieben, bevor die Aufkohlung kurz dargestellt wird. Da die Aufstickung und Aufschwefelung für diese Arbeit nicht relevant sind, wird auf deren Beschreibung verzichtet. [41, S. 260]

Als Oxidation wird im Bereich der Hochtemperaturkorrosion die Reaktion der Materialien mit Sauerstoff aus der Umgebungsatmosphäre unter Erzeugung eines Reaktionsprodukts verstanden und unterscheidet sich dabei von der allgemeinen chemischen Begriffsfestlegung. Die Gleichung 2.1 gibt diese Reaktion für ein Metall  $M$ , den Sauerstoff  $O$  und das entstehende Metalloxid  $M_aO_b$  wieder: [41, S. 267]



Die thermodynamische Triebkraft dieser Reaktion, in anderen Worten die Reaktionswahrscheinlichkeit, wird im Allgemeinen durch die freie Standardreaktionsenthalpie  $\Delta G^0$  beschrieben. Sie ist abhängig von der absoluten Temperatur  $T$ , dem Sauerstoffpartialdruck  $p_{O_2}$  und den Aktivitäten der festen Reaktionspartner  $a$ , die im Standardzustand mit  $a = 1$  definiert sind. Mit der idealen Gaskonstante  $R$  folgt: [41, S. 266]

$$\Delta G^0 = -R T \ln\left(\frac{1}{p_{O_2}}\right) \quad (2.2)$$

Nach internationaler Konvention ist die freie Standardreaktionsenthalpie  $\Delta G^0$  negativ. Desto geringer die freie Standardreaktionsenthalpie ist, umso höher ist die Triebkraft für die Reaktion und desto schneller läuft diese ab. Um die Stabilität bzw. Reaktionsfreudigkeit von Metallen in Abhängigkeit der Gaszusammensetzung vergleichen zu können, werden sogenannte Ellingham-Richardson-Diagramme herangezogen, wie in Abbildung 2.2 auszugswise für Sauerstoff dargestellt. Beim Vergleich dieses Diagramms mit der elektrochemischen

Spannungsreihe wird klar, dass unedlere Metalle bevorzugt oxidieren. [41, S. 5]

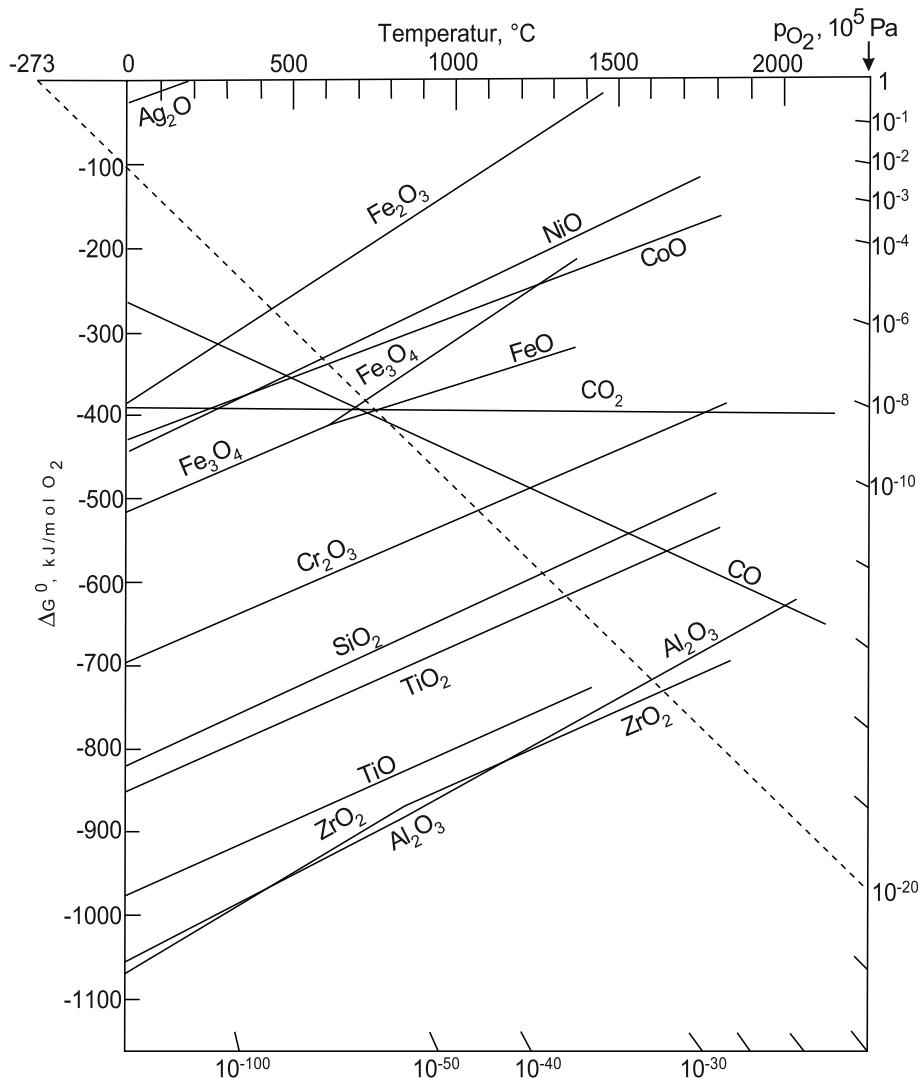


Abbildung 2.2: Ellingham-Richardson-Diagramm wichtiger Oxidationsreaktionen aus [41, S. 262]

Nach der Adsorption und Dissoziation der Sauerstoffatome auf der Metalloberfläche kommt es durch diese chemische Reaktion zur Ausbildung von Oxidkeimen, die anschließend zu einer Deckschicht aus Oxid aufwachsen. Für das weitere Wachstum und die Oxidation des Materials müssen Metallkationen durch die Oxidschicht nach außen und/oder Sauerstoffanionen durch die Oxidschicht nach innen diffundieren (vgl. Abbildung 2.3). Dieses Modellverständnis der ablaufenden Prozesse wird als Wagner'sches Modell [42] bezeichnet. Ist die Diffusion der Sauerstoffanionen schneller als die der Metallkationen in der Deckschicht, so wächst diese hauptsächlich auf der Innenseite, an der Metall/Oxid-Grenzfläche („innere Oxidation“; Abbildung 2.3 a)). Ist die Diffusion der Metallkationen schneller als die der Sauerstoffanionen in der Deckschicht, so wächst diese hauptsächlich auf der Außenseite,

an der Oxid/Gas-Grenzfläche („äußere Oxidation“; Abbildung 2.3 b)). Das Verhältnis der Transportmechanismen kann sich je nach Temperatur, Sauerstoffpartialdruck und weiteren Parametern verschieben. Ein paralleles Wirken der Mechanismen ist ebenfalls möglich. [41, S. 274–276]

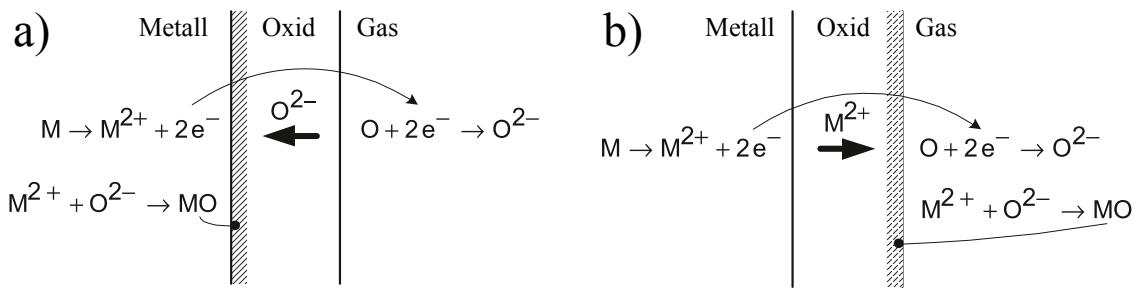


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung des oxidischen Deckschichtwachstum a) an der Grenzfläche Metall/Oxid oder b) an der Grenzfläche Oxid/Gas nach Wagner [42] und [41, S. 275]

Um die Schutzwirkung dieser oxidischen Deckschichten zu bewerten, wird das Pilling-Bedworth-Verhältnis (PBV) herangezogen. Dieser Wert beschreibt das Verhältnis zwischen dem Oxidvolumen und dem Metallvolumen, aus dem sich das Oxid gebildet hat. Bei PBV-Werten  $< 1$  sind Zugspannungen und folglich ein Aufreißen der Deckschicht, sowie eine geringe Schutzwirkung zu erwarten. Bei PBV-Werten  $> 1$  werden Druckspannungen angenommen, die auf eine gesteigerte Schutzwirkung schließen lassen. Nichtsdestotrotz kann es durch diese Druckspannungen zum Abplatzen einzelner Oxidschichtplatten kommen, was die Oxidation wieder beschleunigt. Die Anwendung des PBV-Kriteriums ist hauptsächlich bei innerer Oxidation sinnvoll, da hier das Oxidwachstum an der Metall/Oxid-Grenzfläche stattfindet und Spannungen erzeugen kann. Jedoch können auch thermische Zyklen die Deckschichthaftung und damit deren Schutzwirkung beeinträchtigen. [41, S. 273–274, 285] Die Oxidationskinetik - das zeitliche Oxidationsverhalten - ist vom Material, der Temperatur und der Atmosphärenzusammensetzung abhängig. Das Oxidschichtwachstum und damit die Massezunahme ist für jedes System individuell und wird mathematisch entweder durch einen linearen, einen logarithmischen, oder einen parabolischen Zusammenhang beschrieben. Es kann jedoch auch zu einer Masseabnahme (sog. „katastrophale Oxidation“) durch flüssige oder gasförmige Oxide kommen, oder zu einer Durchbruchoxidation, bei der die anfängliche Schutzwirkung der Deckschicht durch ein wiederholtes Abplatzen verloren geht. Diese verschiedenen Zeitverhalten sind in Abbildung 2.4 schematisch gegenübergestellt. [41, S. 267–273]

Das parabolische Oxidschichtwachstum ist dabei am häufigsten und kann durch folgende Formel beschrieben werden: [41, S. 268–271]

$$\left( \frac{\Delta m}{A} \right)^2 = k_p t \quad (2.3)$$

Dabei ist  $\Delta m$  die Massezunahme durch Oxidation,  $A$  die gesamte Probenoberfläche,  $k_p$  die materialspezifische, temperaturabhängige und massebezogene parabolische Oxidationskon-

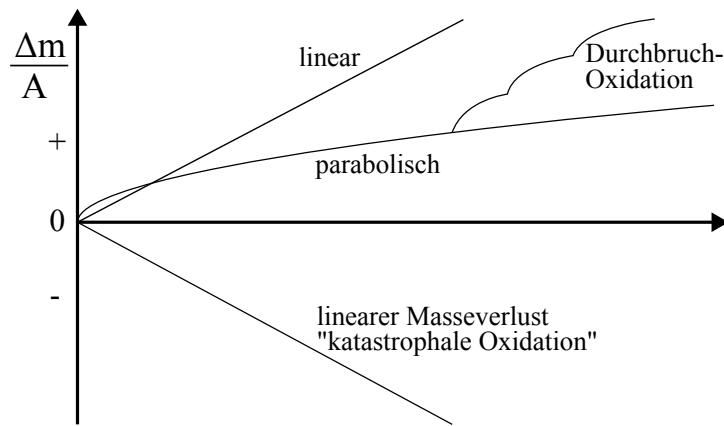


Abbildung 2.4: Oxidationskinetik: idealisierte kinetische Gesetzmäßigkeiten der Hochtemperaturoxidation nach [41, S. 269]

stante ( $k_p = f(T)$ ) und  $t$  die Zeit. Die zunächst rapide Oxidation verlangsamt sich mit zunehmender Zeit, da die Oxidation nun von der Diffusion innerhalb der Oxidschicht abhängt, welche kontinuierlich anwächst. Da das parabolische Oxidschichtwachstum folglich diffusionskontrolliert ist, lässt sich für die Temperaturabhängigkeit der parabolischen Oxidationskonstante  $k_p$  folgender Arrhenius-Zusammenhang feststellen: [41, S. 267–273]

$$k_p = k_{p0} e^{-\frac{Q}{R T}} \quad (2.4)$$

$k_{p0}$  ist ein materialspezifischer Vorfaktor,  $Q$  ist die Aktivierungsenergie des geschwindigkeitsbestimmenden Diffusionsschrittes beim Schichtwachstum,  $R$  entspricht der idealen Gaskonstante und  $T$  der absoluten Temperatur.

Das Oxidationsverhalten von Legierungen ist deutlich komplexer, da die Legierungselemente unterschiedliche Konzentrationen, Sauerstoffaffinitäten, Aktivitäten und Diffusionsgeschwindigkeiten haben. Meist kommt es entweder zu dem Fall, dass ein Legierungselement durch selektive Oxidation eine schützende Oxidschicht aufbaut und das Grundmaterial infolgedessen an diesem Element oberflächennah verarmt. Oder es kommt zu einer inneren Oxidation, da die unzureichend schützende Oxidschicht eines Legierungselements eine starke Sauerstoffdiffusion ins Grundmaterial ermöglicht, hier vornehmlich mit einem anderen Legierungselement reagiert und einzelne Oxidkörner erzeugt. Durch die komplexen Zusammenhänge wird das jeweilige Oxidationsverhalten von Legierungen meist experimentell ermittelt. [41, S. 278–280]

Neben der chemischen Reaktion mit Sauerstoff kann es im Hochtemperaturbereich auch zur Reaktion mit Kohlenstoff (sogenannte Aufkohlung) kommen. Dieser diffundiert in das Materialinnere, ggf. auch durch eine vorhandene Oxidschicht und bildet Karbide aus. Diese sind meist an Korn- und Zwillingsgrenzen aufgrund der schnelleren Diffusionsgeschwindigkeiten zu finden. Durch die hohen Temperaturen kann es jedoch auch zu einer Entkohlung unter der Bildung von CO/CO<sub>2</sub> und der Oxidation vorhandener Karbide kommen. [41, S. 294–301]

## 2.3 Sintern

Neben der Oxidation ist weiterhin das Sintern von oxidierten Verschleißpartikeln zu einer Oberflächenschicht ein wichtiger Prozess, der den auftretenden tribologischen Systemverhalten zu Grunde liegt. Im Folgenden werden deshalb kurz die Grundlagen dieses Themenbereichs vorgestellt.

Als Sintern wird ein Verfahren bezeichnet, bei dem durch Wärmebehandlung ein loses Partikelgemisch in einen stabilen Körper mit geringer Porosität umgewandelt wird. Dieser Prozess wird sowohl in der Metallverarbeitung als auch in der Keramikverarbeitung eingesetzt. Durch die Verdichtung und das Auffüllen von Poren zwischen den Partikeln kommt es zu einer Maßänderung des Sinterrohlings, die sogenannte Schwindung. Um die Effizienz des Sinterns zu erhöhen, wurden unterschiedliche Methoden wie beispielsweise das Flüssigphasensintern, reaktives Sintern, Druck- oder Lasersintern entwickelt. Im Folgenden wird ausschließlich auf das Festphasensintern eingegangen, um die allgemeinen Grundlagen des Sinterns darzulegen. Zunächst wird im allgemeinen die Diffusion vorgestellt, da sie der wichtigste Grundmechanismus des Sinterns ist.

### 2.3.1 Diffusion

Im Temperaturbereich zwischen 0,5 bis 0,9 der Schmelztemperatur des jeweiligen Materials tritt diffusionsbasiertes Sintern und damit eine Verdichtung des Werkstoffs auf [43, S. 334]. Durch die mit der Temperatur ansteigenden atomaren Schwingungsbreiten und Leerstellenkonzentrationen werden atomare und molekulare Platzwechsel ermöglicht [44, S. 171–172]. Dieser Prozess wird als Diffusion bezeichnet und kann mit einem Arrhenius-Zusammenhang nach Gleichung 2.5 beschrieben werden:

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{R T}} \quad (2.5)$$

Dabei ist  $D$  die temperaturabhängige Diffusionsrate,  $D_0$  ein materialabhängiger Diffusionskoeffizient,  $Q$  die Aktivierungsenergie des Diffusionsprozesses,  $R$  die ideale Gaskonstante und  $T$  die absolute Temperatur. Die Diffusionsrate ist neben der Temperatur vom Material, dem diffundierenden Element, sowie von Konzentrationsgradienten abhängig. Die thermodynamische Triebkraft des Sinterns ist die Reduktion der freien Energie des Systems durch die Minimierung der Oberfläche sowie dem Abbau von Strukturdefekten. Durch die Reduktion der freien Energie ist dieser Prozess irreversibel. [45, S. 155]

### 2.3.2 Sintermechanismen

Der Sinterprozess wird nach Coble [46] in drei idealisierte Stadien eingeteilt. In der Anfangsphase, sobald atomare Mobilität möglich ist, bildet sich ein sogenannter Sinterhals zwischen den als rund angenommenen Partikeln (Abbildung 2.5). Die Verdichtung des Materi-

als ist in diesem Stadium (64 % - 70 % relative Dichte) noch gering, weshalb hauptsächlich nicht-verdichtende Mechanismen wie Oberflächendiffusion, Gitterdiffusion von der Partikeloberfläche zum Hals sowie Gasphasentransport beteiligt sind. Die verdichtenden Mechanismen, wie Korngrenzendiffusion, Gitterdiffusion von der Korngrenze zur Pore und plastisches Fließen durch Versetzungsbewegung, sind trotzdem schon aktiv und laufen simultan ab. Sie bestimmen in der nachfolgenden Zwischenphase (Abbildung 2.5), die von breiten Sinterhälsen und röhrenförmigen, zur Umgebung offenen Poren gekennzeichnet ist, den auftretenden Verdichtungsprozess. Diese Phase gilt bis zu einer relativen Dichte um 90 % und deckt damit den Hauptteil der Verdichtung ab. In der abschließenden Endphase des Sinters (Abbildung 2.5) sind die Poren in den Partikelecken isoliert, sodass kein Gasaustausch mehr stattfindet und damit die Verdichtungsrate stark reduziert wird . [43, S. 341–344][47, S. 5][48, S. 149–151]

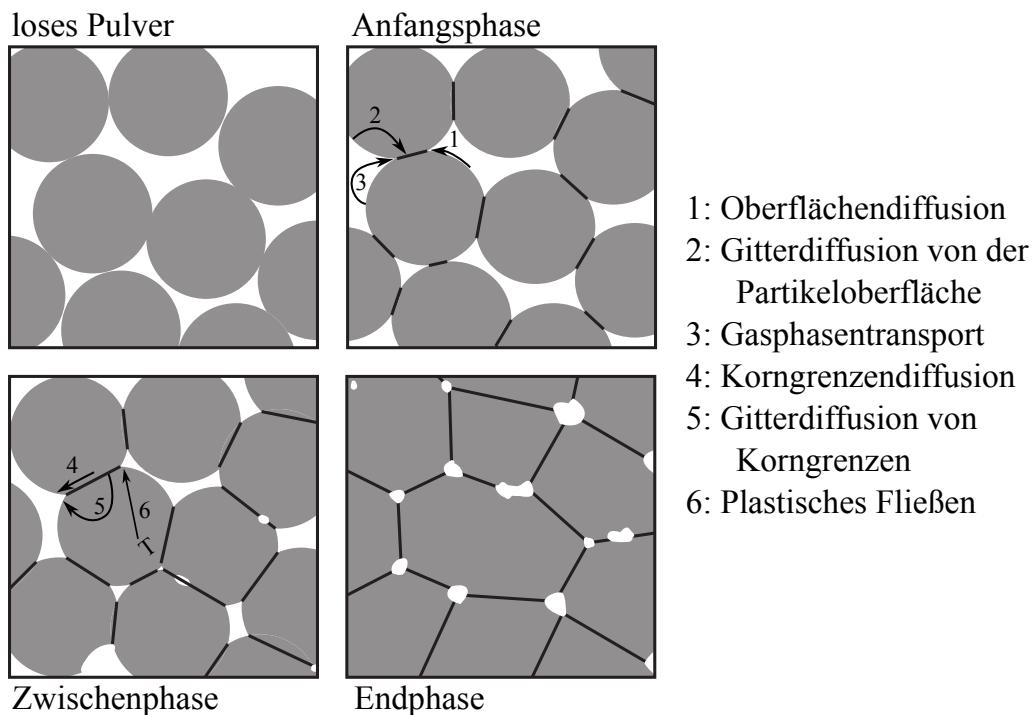


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung der drei Sinterphasen sowie deren Mechanismen nach [43, S. 342] und [47, S. 7]

### 2.3.3 Sintergeschwindigkeit

Die Verdichtungsrate und damit die Sintergeschwindigkeit ist hauptsächlich von der Korngrenzen- und Gitterdiffusion abhängig, da diese beiden Mechanismen verdichtend wirken. Bei niedrigeren Temperaturen dominiert die Korngrenzendiffusion aufgrund der niedrigeren Aktivierungsenergie [43, S. 349]. Beide Diffusionsmechanismen besitzen eine exponentielle Ab-

hängigkeit von der Temperatur (vgl. Gleichung 2.5), weshalb diese als Haupteinflussfaktor auf die Sintergeschwindigkeit angesehen wird. [43, S. 348–350]

Aber auch die Partikelgröße  $G$  hat einen signifikanten Einfluss auf die Sintergeschwindigkeit, da sie die Triebkraft des Sinterns beeinflusst. Die Partikelgröße  $G$  geht mit einem Faktor von  $1/G^3$  bis  $1/G^4$  in die Berechnung der Sintergeschwindigkeit mit ein, je nach Diffusionsmechanismus. Die Zeit hat hingegen nur einen geringen Einfluss auf das Sintern, verglichen mit der Temperatur und der Partikelgröße [48, S. 154]. [43, S. 348–350]

Ein weiterer Einflussfaktor auf die Sintergeschwindigkeit ist ein extern aufgebrachter Druck, der beispielsweise beim uniaxialen Heißpressen genutzt wird. Durch diesen Druck werden die Leerstellenkonzentrationen an den Partikelgrenzen beeinflusst und durch den resultierenden Gradienten wird die Diffusion zusätzlich beschleunigt. Da das Verhältnis zwischen aufgebrachtem Druck und relativer Dichte entscheidend ist, sinkt dessen Einfluss mit abnehmender Partikelgröße und kann bei Partikeln im nm-Bereich vernachlässigt werden. [43, S. 386–388]

## 2.4 Tribologie

Als Tribologie wird die Wissenschaft bezeichnet, die sich mit der Untersuchung von aufeinander einwirkenden Oberflächen beschäftigt, die in Relativbewegung sind. Sie umfasst folglich das Gebiet der Reibung und des Verschleißes sowie das der Schmierung. Die auftretenden Wechselwirkungen zwischen den Festkörpergrenzflächen als auch mit umgebenden Flüssigkeiten und Gasen spielen dabei eine entscheidende Rolle. Der Terminus „Tribologie“ geht auf den im Jahr 1966 veröffentlichten Jost-Report [49] zurück [50]. [51]

In der heutigen, technologisierten Welt mit hohem Industrialisierungsgrad hat die Tribologie einen hohen Stellenwert, da Reibung und Verschleiß ökonomisch an Bedeutung gewinnen. Um verschleißresistente, technische Systeme mit niedrigster Reibung zu ermöglichen, wird ein hoher Forschungsaufwand betrieben, der beispielsweise im Jahre 2018 zu knapp 600 Veröffentlichungen im Bereich Tribologie führte [52]. Die ökonomische und gesellschaftliche Relevanz der Tribologie wurde beispielsweise schon 1966 im Jost-Report [49] thematisiert und jährliche Einsparungen von 515 Mio.GBP (1,36 % des damaligen Bruttonationaleinkommens) für Großbritannien bei entsprechend ausgelegten tribologischen Kontakten abgeschätzt. Ähnliche Einsparungen wurden für Japan, Deutschland, USA und China in weiteren Veröffentlichungen [53–58] prognostiziert. Eine aktuelle Studie von Holmberg und Erdemir [59] geht davon aus, dass ungefähr 23 % des weltweiten Energieverbrauchs für die Überwindung der Reibung und die Überarbeitung von verschlissenen Komponenten benötigt wird. Sie bekräftigt die Entwicklung verschleißresistenter, auf die Anwendung abgestimmter Werkstoffe, um Totalausfälle von Maschinen zu verhindern und die resultierenden Produktivitätsrückgänge und Kosten einzuschränken. Aber auch im Hinblick auf den Klimawandel sind tribologische Bewertungen von technischen Systemen sinnvoll, beispielsweise für den Einsatz des Verbrennungsmotors im Pkw-Bereich [60].

### 2.4.1 Das tribologische System

Der Grundgedanke der tribologischen Systembetrachtung geht auf die Arbeiten von Salomon, Czichos und Fleischer zurück [61]. Ziel der Systembetrachtung ist ein für alle Anwendungsfälle gültiges Grundschema nutzen zu können, das die Gesamtheit an Einflussfaktoren auf das tribologische System und dessen komplexe Wechselwirkungen beschreibt [62, S. 9]. Die Definition eines tribologischen Systems nach [51] lautet: „Das tribologische System beinhaltet alle an einer tribologischen Beanspruchung beteiligten stofflichen Komponenten und ihre Eigenschaften mit den sich bei ihnen ergebenden Veränderungen, sowie die für die Beanspruchung charakteristischen Vorgänge und Größen.“

Dabei wird zwischen der Systemstruktur, welche die stofflichen Komponenten beinhaltet, und dem Beanspruchungskollektiv unterschieden (vgl. Abbildung 2.6). Die stofflichen Elemente der Systemstruktur setzen sich aus Grundkörper, Gegenkörper, dem Umgebungsmedium und dem Zwischenstoff zusammen [62, S. 11]. Dabei kann der Zwischenstoff erwünscht in Form eines Schmiermediums oder unerwünscht in Form von Schmutz und Verschleißprodukten vorliegen. Das Beanspruchungskollektiv umfasst die Einflussgrößen auf das tribologische System. Beispiele hierfür sind die Normalkraft, die Reibgeschwindigkeit, die Temperatur, die Bewegungsart und -form, sowie Verlauf und Dauer der Belastung. Die Systemantwort auf dieses Beanspruchungskollektiv setzt sich aus Reibung (Energiedissipation) und Verschleiß (Materialverlust) aber auch Oberflächenveränderungen zusammen, die als tribologische Kenngrößen gelten. [51]

Dieser Systemgedanke wurde von Czichos et al. [4, S. 41–53] oder auch Bauer [62, S. 9–70] hauptsächlich im Detaillierungsgrad weiterentwickelt.

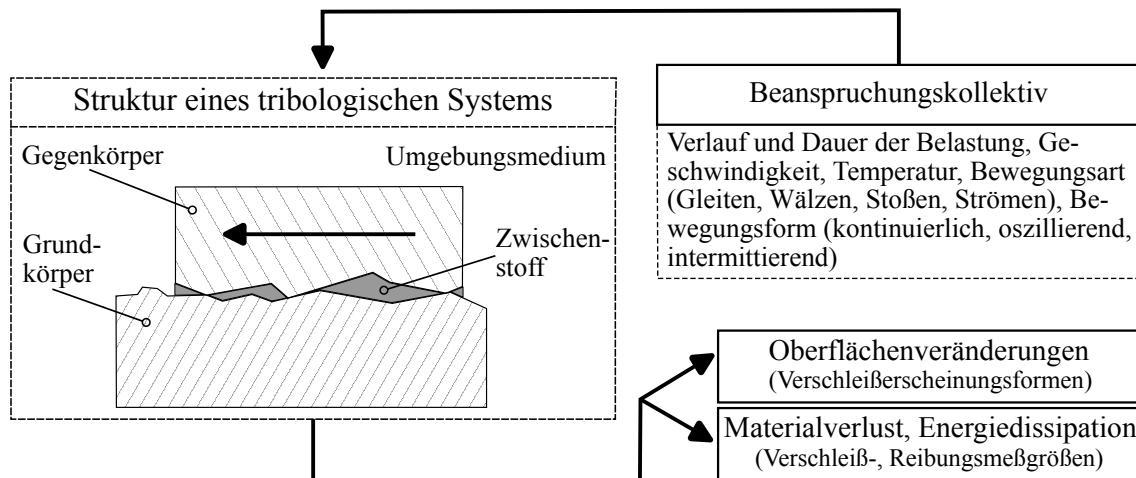


Abbildung 2.6: Schematische Darstellung eines tribologischen Systems nach [51]

## 2.4.2 Der dritte Körper

Zum besseren Verständnis und zur Beschreibung der ablaufenden Mechanismen innerhalb des tribologischen Systems wurde von Godet das Konzept des dritten Körpers entwickelt [63]. In seinem Konzept besteht das tribologische System neben den beiden Kontaktköpfen, den sogenannten „First Bodies“ zusätzlich aus einer trennenden Schicht, dem sogenannten dritten Körper. Dieser dritte Körper weist entweder eine andere chemische Zusammensetzung im Vergleich zu den Kontaktköpfen auf, oder ist aus rheologischer Sicht eine Zone, in der sich die Scherung akkumuliert. Folglich kann der dritte Körper entweder aus Schmierstoffresten oder auch aus Verschleißpartikeln bestehen, die durch eine Separation der Kontaktköper und der damit verbundenen Veränderung der realen Kontaktfläche verschleißmindernd wirken. Der dritte Körper bildet damit einen wichtigen tribologischen Mechanismus, der bei vielen Kontaktssystemen auftritt.

Um den Einfluss des dritten Körpers mathematisch abbilden zu können, wurde das Konzept von Berthier weiterentwickelt [64, 65]. Der dritte Körper wird dabei als Zone angesehen, in der sich die Geschwindigkeitsdifferenz akkommodiert. Ziel dieser Erweiterung war es, den Kontaktbereich, in dem der Geschwindigkeitsunterschied der Kontaktköper ausgeglichen wird, zu lokalisieren und mit einer Schichtdicke beschreibbar zu machen. Zeitgleich wurde der Begriff des tribologischen Kreislaufs eingeführt (vgl. Abbildung 2.7). Darunter werden die verschiedenen Strömungen verstanden, die in einem tribologischen Kontakt auftreten und diesen beeinflussen. Einerseits bildet ablösendes oder verändertes Material der Kontaktköper einen Quellstrom  $Q_s$  des dritten Körpers, andererseits wird Material des dritten Körpers aus dem Kontaktbereich ausgeworfen und bildet den Ausstoßstrom  $Q_e$ . Ein Teil dieses Stroms wird dem tribologischen Kontakt im Laufe der Belastungsdauer wieder zugeführt und als Rückführfluss  $Q_r$  bezeichnet, ein anderer Teil wird jedoch dauerhaft aus dem System entfernt und gilt als Verschleißstrom  $Q_v$ . Innerhalb des Tribosystems tritt durch die Relativbewegung der Kontaktköper der interne Strom  $Q_i$  auf. Durch Verwendung dieses Modells können Methoden der Rheologie angewendet werden, um das Systemverhalten und die unterschiedlichen Ströme zu berechnen.

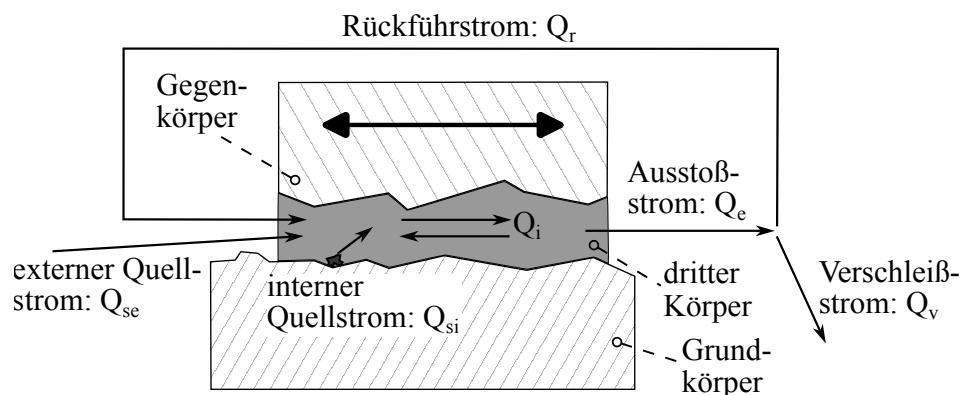


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung eines tribologischen Kreislaufs um den dritten Körper nach [66]

Das Konzept des dritten Körpers wurde beispielsweise von Descartes et al. [66] angewandt um das tribologische Verhalten einer MoS<sub>1,6</sub>-Beschichtung zu charakterisieren. Sie stellen klar, dass die Anwendung dieses Konzepts die Beschreibung und Berücksichtigung mechanischer, physikalisch-chemischer und werkstofftechnischer Mechanismen, sowie die daraus resultierenden Materialströme ermöglicht, um das tribologische Systemverhalten verstehen zu können. Colas et al. [67] verweisen bei ihrer Arbeit zum Reibverhalten von MoS<sub>2</sub>-Beschichtungen auf nicht intuitive Schlussfolgerungen, die möglicherweise ohne das Konzept des dritten Körpers so nicht ermittelt worden wären. Den Schritt hin zu einer mathematischen Verschleißabschätzung mit Hilfe des dritten Körpers wurde beispielsweise von Fillot et al. [68] aufgezeigt, die modellhaft einen trockenen Glas-Metallkontakt abgebildet haben. Dabei wurde eine gute Übereinstimmung zwischen den berechneten und gemessenen Verschleißwerten ermittelt, es wurden aber auch notwendige Verbesserungen am Konzept aufgeführt, wie beispielsweise die reale Pressungsänderung, die sich durch den dritten Körper ergibt, und nicht in der Beschreibung durch rheologische Ströme berücksichtigt wird. Eine wichtige Erweiterung des dritten Körpers wurde von Scherge et al. [69] postuliert, die einen verschleißmindernden dritten Körper, mit einer entsprechenden Einlaufbelastung korrelieren. Folglich ist das tribologische Verhalten des dritten Körpers nicht nur von den aktuell vorherrschenden Belastungsbedingungen abhängig, sondern die gesamte Belastungshistorie inklusive Endbearbeitung ist relevant [70, 71]. Der dritte Körper wird hier als mikrostrukturell gebildete, mechanisch durchmischte Randschicht im nm-Bereich bezeichnet, deren gute tribologische Eigenschaften durch die nanokristalline Struktur, die geringere Festigkeit im Vergleich zum Grundmaterial und die daraus resultierende geringere Energiedissipation zurückzuführen ist [72, 73]. Aber auch Bestandteile aus dem Motorenöl sowie Verschleißpartikel werden in diese tribologisch induzierte Randschicht eingearbeitet und führen zu einem Verschleißrückgang [74].

### 2.4.3 Hochtemperaturtribologie

Für die Hochtemperaturtribologie gibt es keine eindeutige Definition. In den meisten Fällen wird die thermische Belastungsgrenze von konventionellen Schmiermedien, die bei ca. 400 °C liegt, herangezogen [4, S. 663]. Durch die rasche Oxidation und Verdampfung flüssiger Schmierstoffe oberhalb dieser thermischen Belastungsgrenze sind die Kontaktssysteme der Hochtemperaturtribologie in der Regel nicht geschmiert. Ausnahme bilden temperaturbeständige Feststoffsenschmierstoffe wie MoS<sub>2</sub>, WS<sub>2</sub>, hBN, CaF<sub>2</sub>, BaF<sub>2</sub> oder Metalloxide (Magneli-Phasen) [75]. Auf eine weitere Ausführung der reibungs- und verschleißreduzierenden Mechanismen dieser Feststoffsenschmierstoffe und eine detaillierte Vorstellung wichtiger Vertreter wird an dieser Stelle verzichtet und auf entsprechende Quellen in der Literatur [75–78] verwiesen.

Den signifikanten Einfluss der Temperatur auf das tribologische Verhalten ungeschmierter Materialpaarungen haben bereits Bowden und Hughes [79] in den Anfängen der modernen Tribologie 1939 erkannt. Sie führten eine temperaturabhängige Reduktion der Reibung auf eine einsetzende Oxidbildung zurück. Zum heutigen Verständnis der dominierenden Mechanismen in der Hochtemperaturtribologie tragen die Arbeiten von Quinn [80, 81], Stott

et al. [82–85], Jiang et al. [86–88] und Zum Gahr [89] maßgeblich bei. Quinn entwickelte ein populäres temperaturabhängiges Verschleißmodell, das in Kapitel 2.4.4 vorgestellt wird. Jiang und Stott et al. entwickelten dieses Modell weiter, wobei sie die wichtige Rolle der oxidierten Verschleißpartikel und daraus entstehender, verschleißmindernder dritte Körper hervorhoben und dies implementierten. Im Verständnismodell von Zum Gahr [89] werden die tribologischen Mechanismen ungeschmierter Kontakte maßgeblich von der chemischen Reaktivität und damit von der Temperatur gesteuert. In Abbildung 2.8 ist dieser Zusammenhang schematisch dargestellt. Bei geringer Reaktivität bzw. Temperatur entsteht durch den blanken Materialkontakt zwischen Asperitäten adhäsiver Materialübertrag, der mit einem hohen Reibungs- und Verschleißniveau einhergeht. Im mittleren Reaktivitäts- bzw. Temperaturbereich nehmen Reibung und Verschleiß durch sich ausbildende Oxidschichten niedrigere Werte an. Mit weiter steigender Reaktivität/Temperatur wird das oxidative Regime durch starke Abrasion abgelöst. Hier nimmt der Verschleiß durch die abrasive Wirkung der harten oxidierten Verschleißpartikeln und sich ablösende Oxidschichtstücke zu.

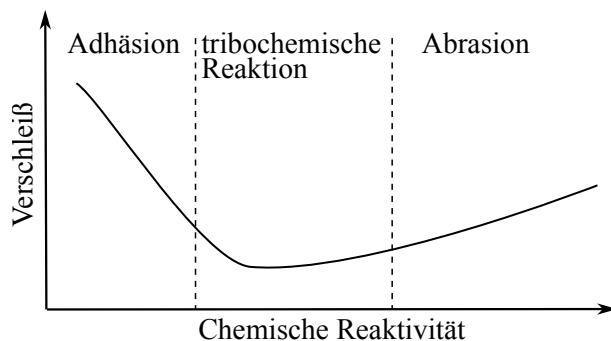


Abbildung 2.8: Verschleiß in Abhängigkeit der chemischen Reaktivität sowie dominierende Verschleißmechanismen [89]

Die starke Bildung von oxidierten Verschleißpartikeln ist ein grundsätzlicher Mechanismus in der Hochtemperaturtribologie, der bei jeglichen Materialien auftritt und das tribologische Verhalten signifikant beeinflusst. Nach Stott et al. [82, 84, 85] sind drei Prozesse für die Erzeugung dieser Partikel möglich, die in Abbildung 2.9 schematisch visualisiert sind. Der erste Prozess beruht auf einem Asperitätenkontakt des tribologischen Systems und der damit einhergehenden lokalen Oxidation dieser Rauheitsspitzen. Die starke Oxidation in diesem Bereich ist auf einen tribologisch bedingten Temperaturanstieg (sog. „flash temperatures“) zurückzuführen, der für ungeschmierte Systeme mehrere hundert Grad Celsius betragen kann [90, 91]. Infolge der weiteren tribologischen Belastung wachsen diese Oxidbereiche an, bis sie eine kritische Oxiddicke erreichen, abplatzen, oder auch abgerieben werden [92]. Dieser Prozess wird an wiederholt freigelegtem Grundmaterial kontinuierlich fortgeführt. Beim zweiten Prozess wird von abgeriebenen metallischen Partikeln ausgegangen, die durch erhöhte „flash“-Temperaturen, hohe Umgebungstemperaturen, den Energieeintrag durch die tribologische Belastung, die hohe Reaktivität frisch erzeugter Materialoberflächen und die gestiegene Defektdichte innerhalb der Partikel im Anschluss rasch oxidieren. Für Fe-basierte Verschleißpartikel mit einem mittleren Durchmesser von 0,1 µm berechneten Stott et

al. [82], dass bereits 6 % der Masse innerhalb von Sekundenbruchteilen bei Raumtemperatur oxidieren. Kruger et al. [93] konnten bei Raumtemperatur für eisenbasierte Legierungen eine Oxidschichtdicke von 2 nm nach einer Oxidationsdauer von 0,1 s nachweisen. Bei höheren Temperaturen ist mit den in Kapitel 2.2 aufgeführten Abhängigkeiten mit einer wesentlich schnelleren Reaktion zu rechnen, und es kann von einem weitaus höheren Anteil oxidiertem Verschleißpartikel ausgegangen werden [85]. Der dritte Prozess beruht auf einer kontinuierlichen, vollflächigen Oxidation der Kontaktkörper. Infolge der tribologischen Belastung werden einzelne Partikel aus dieser Deckschicht gelöst, die anschließend als lose, oxidierte Verschleißpartikel innerhalb des Tribosystems vorliegen. Aufgrund der dominierenden Rolle der tribologisch induzierten, lokalen Temperaturerhöhung sind die ersten beiden Prozesse bereits bei Raumtemperatur zu erwarten. Für den dritten Prozess sind hingegen ausreichend hohe Umgebungstemperaturen notwendig. Grundsätzlich ist von einer gegenseitigen Überlagerung der Prozesse in der Realität auszugehen.

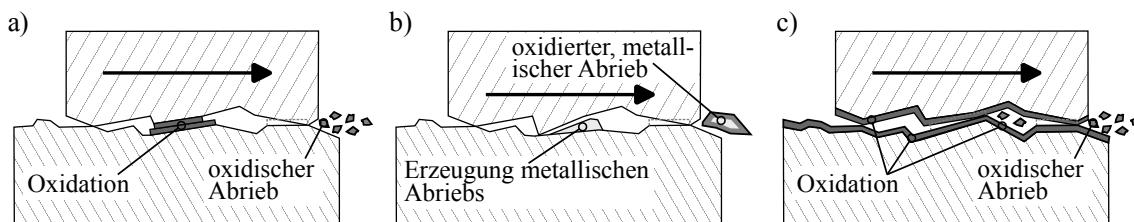


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung zur Entstehung von oxidierten Verschleißpartikeln durch die tribologische Beanspruchung, visualisiert nach [94]

Der signifikante Einfluss von Verschleißpartikeln auf das tribologische Systemverhalten wurde vielfach nachgewiesen [63, 87, 95–112] und wird im Allgemeinen als dritter Körper (vgl. Kapitel 2.4.2) angesehen. Zur Untersuchung des dritten Körpers wurden die entstehenden Verschleißpartikel beispielsweise aus dem Kontaktbereich geblasen [101, 102], mittels Schwerkraft aus dem Kontaktbereich befördert [100], durch Schlitze innerhalb des Kontaktbereich entfernt [111], oder dem Kontakt in oxidiertem Form hinzugefügt [95, 96, 104, 105, 113]. Diese Arbeiten weisen mehrheitlich die signifikant verschleißmindernde Wirkung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers nach, sofern die oxidierten Partikel im tribologischen Kontaktbereich verbleiben und dort zu einer Schicht heranwachsen. In einzelnen Fällen wird jedoch auch von einer Zunahme der Abrasion durch die losen, oxidierten Verschleißpartikel berichtet [114, 115]. Die Wirkung der oxidierten Verschleißpartikel ist schlussendlich von den Werkstoffen, den Oberflächenrauheiten, den Partikeleigenschaften, dem Kontaktssystem und dem Beanspruchungskollektiv abhängig [95, 107–112].

Neben den oxidierten Verschleißpartikeln ist das tribologische Materialverhalten im Hochtemperaturbereich von verschleißmindernden Triboschichten geprägt, die einen zu bevorzugenden tribologischen Mechanismus darstellen. Diese Schichten werden nach Stott et al. [83] Glazelayer genannt. Dabei bedeutet „glaze“ aus dem Englischen übersetzt Glanz und bezieht sich auf deren glatte, homogene und stark reflektierende Oberfläche. Oberhalb einer materialspezifischen Temperatur und nach einer bestimmten Einlaufdauer bildet sich dieser Glazelayer aus kompaktierten, oxidierten und gesinterten Verschleißpartikeln [6, 84, 85,

105, 116–118]. Der Entstehungsprozess der Glazelayer wurde erstmals von Jiang et al. [116] postuliert. Viele Arbeiten bauen auf diesem Verständnis auf [6, 84, 85, 105, 117, 118]. Abbildung 2.10 stellt diesen Prozess schematisch dar. Am Anfang (Abbildung 2.10 a) steht die Erzeugung von oxidierten Verschleißpartikeln, die zuvor bereits ausführlich diskutiert wurde. Diese Partikel werden im Anschluss (Abbildung 2.10 b-c) durch die tribologische Belastung zerkleinert, weiter oxidiert und agglomerieren in Oberflächensenken. Die Kompaktierung des Abriebs sowie ein Sinterprozess führen abschließend (Abbildung 2.10 d) zur Bildung eines Glazelayers. Während der fortlaufenden Belastung (Abbildung 2.10 e) kommt es wiederholt zu partiellen Ausbrüchen des Glazelayers, sowie zu einem kontinuierlichen Wiederaufbauprozess durch den zuvor beschrieben Ablauf.

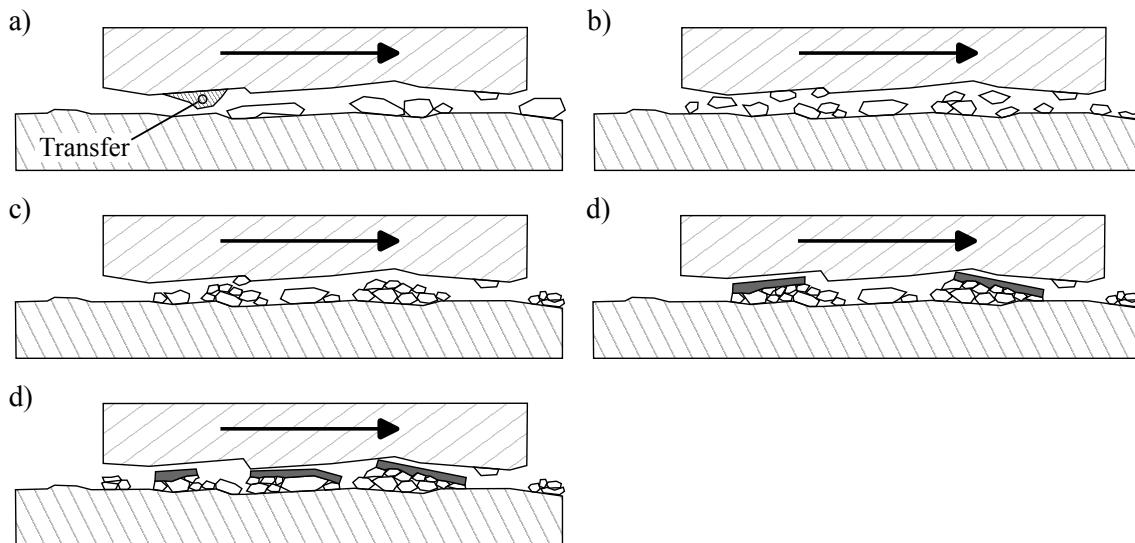


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung der Entstehung eines verschleißreduzierenden Glazelayer aus Abriebpartikeln nach [116]: a) Erzeugung metallischen Abriebs; b) Zerkleinerung, Oxidation und Agglomeration der Verschleißpartikel; c) Kompaktierung des Abriebs; d) Bildung eines Glazelayers auf der kompaktierten Partikelschicht unter bestimmten Bedingungen; e) Zusammenbruch der Glazelayerstruktur und Neuausbildung an anderer Stelle in Kontaktzone

Dieser Kreislauf wurde von Jiang et al. [86] und in erweiterter Form von Inman et al. [119] in einem übersichtlichen Prozessbaum zusammengefasst, der zusätzlich den Unterschied zwischen einem Glazelayer und einem zuvor diskutierten Partikelbett bzw. dritten Körper hervorhebt. In Abbildung 2.11 ist dieser Prozessbaum dargestellt. Ursprünglich für diesen Prozess ist die tribologische Belastung und die dadurch erzeugten Verschleißpartikel, die entweder in der Kontaktzone verbleiben oder entfernt werden und zu Verschleiß führen. Die im Kontaktbereich verbliebenen Partikel werden wie zuvor beschrieben, zerkleinert, oxidiert und kompaktiert. Wird eine kritische Temperatur  $T_c$  überschritten kommt es zum Sintern der kompaktierten Partikel und damit zur Ausbildung des stark verschleißmindernden Glazelayers. Wird die kritische Temperatur unterschritten wirken die kompaktierten Verschleißpartikelschichten als verschleißreduzierender dritter Körper. Sowohl der Glazelayer

als auch das Partikelbett bzw. dritter Körper bricht im Verlauf der Belastung aus und wird dem Entstehungsprozess neu zugeführt, teilweise wird dieser Abrieb aber auch aus der Kontaktzone ausgeworfen und ist als Verschleiß anzusehen.

Von mehreren Autoren wurde dieser Kreislaufprozess als Ursache für die verschleißmin-

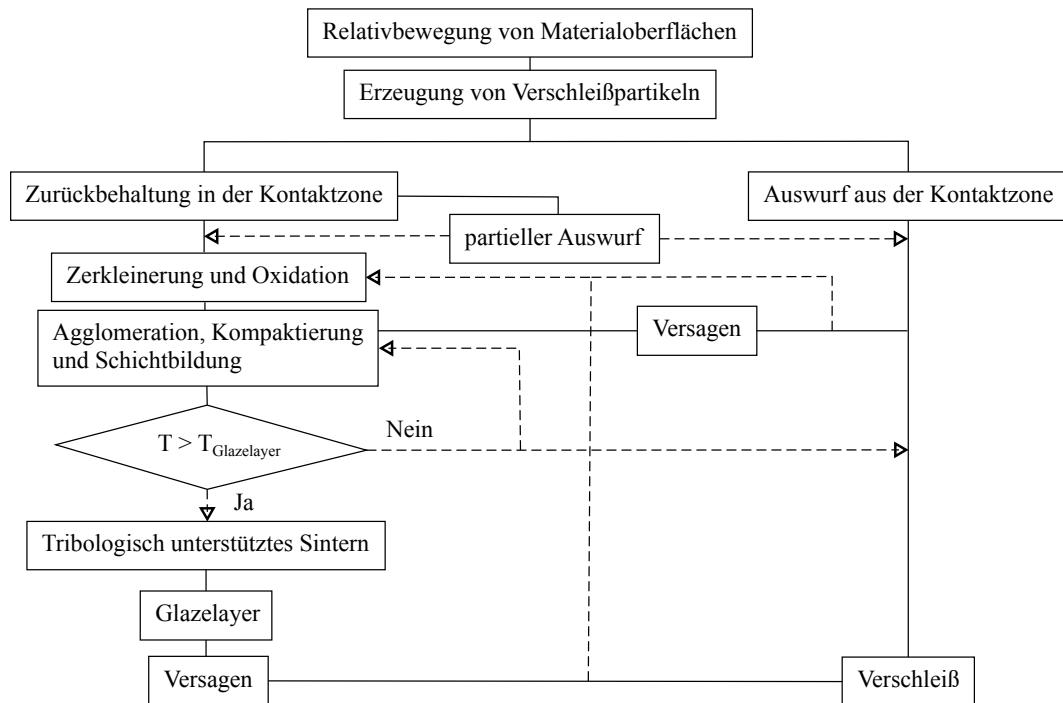


Abbildung 2.11: Prozess der Entstehung eines verschleißreduzierenden Glazelayer oder kompaktierten Partikelschichten nach [86] und weiterentwickelt von [119]

dernde Wirkung der Schichten angesehen [6, 85, 120–123] und wird als Selbstheilung des Glazelayers bezeichnet [118]. Andere Autoren begründen die guten Verschleißeigenschaften der Glazelayer mit deren mechanischen Eigenschaften, wie eine gestiegene Härte im Vergleich zum Grundmaterial [118], oder einer höheren Duktilität [124]. Diese hohe Duktilität, die nur bei erhöhten Belastungstemperaturen und einer Glazelayerbildung auftritt, wurde mittels Kompressionsversuchen an Mikrosäulen des Glazelayermaterials wiederholt nachgewiesen [6, 124]. Dabei wird davon ausgegangen, dass durch eine plastische Akkommodation innerhalb des Glazelayers die tribologisch induzierte Scherung der Kontaktkörper aufgefangen und nur ein geringer Anteil an Verschleißkörpern erzeugt wird. Da ein ausgebildeter Glazelayer meist nicht homogen und vollflächig die gesamte tribologische Kontaktfläche bedeckt [87, 88, 105, 117, 118, 123] und bereits bei einer anteiligen Bedeckung von 36 % zu einer Verschleißminimierung führt [125], ist diese Hypothese eines plastisch fließenden Glazelayers schwierig zu halten. Weiterhin ist schwierig vorstellbar, dass ein dünner Glazelayer von 0.5 - 10 µm Dicke [6, 83, 117, 118, 122, 123, 126], die gesamte Reibenergie aufnehmen kann und dabei minimaler Verschleiß erzeugt wird. Wissenschaftliche Einigkeit besteht hingegen im schichtartigen Aufbau eines Glazelayers [83, 118, 123, 127, 128]. Die kompaktierte und gesinterte Glazelayerschicht liegt dabei nur in den ersten hundert Nanome-

ter vor und hat eine nanokristalline Struktur mit Korngrößen zwischen 40 - 50 nm [118, 124, 127, 128]. Innerhalb Kobaltbasiert Glazelayer wurden außerdem amorphe oberflächennahe Bänder von 20 nm Dicke festgestellt [128, 129]. Unterhalb des gesinterten Glazelayers liegt in der Regel eine deutlich porösere Schicht aus kompaktierten Verschleißpartikeln vor, die sich durchaus in der chemischen Zusammensetzung [83, 118, 128] vom Glazelayer unterscheidet. Sie besteht aus oxidierten Legierungselementen beider Kontaktkörper [118], ist bis zu 10 µm dick [83, 118, 123, 128] und wird vereinzelt als Mischoxidschicht bezeichnet [83, 128], um den Unterschied zum Glazelayer hervorzuheben. Je nach Materialpaarung tritt am unteren Rand dieser Mischoxidschicht eine dünne oxidische Deckschicht auf, die aufgrund der kontinuierlichen Oxidation des Grundmaterials, sowie der Diffusivität und Porosität der oberen Schichten entsteht [128]. Vor dem Übergang ins ursprüngliche Grundmaterial wird der Glazelayer-Schichtaufbau von einer feinkörnigen und versetzungsreichen Materialschicht abgeschlossen [83, 94, 130]. Die Struktur dieser Schicht ist auf die Einwirkung der tribologischen Belastung zurückzuführen, die neben der plastischen Deformation und Kornfeinungsprozessen [98, 131, 132] auch eine Rotation der Kristallgitter [133, 134] hervorruft. Weiterhin weist eine neuere Veröffentlichung von Zhang und Neu [125] mittels neuster Bildauswertungstechniken nach, dass ein ausgebildeter Glazelayer stets höher liegt als das umgebende Grundmaterial. Dies bekräftigt die zuvor erörterte Sichtweise eines auf einem kompaktierten Partikelbett aufgebauten Glazelayer.

Aufgrund der komplexen Wechselwirkungen und notwendigen Prozessschritte bildet sich diese Schichtstruktur des Glazelayers erst nach einer bestimmten Belastungsdauer aus [83, 118, 123, 128]. Und auch erst mit dessen vollständiger Ausbildung setzt der Rückgang von Reibung und Verschleiß ein [117, 128]. Folglich ist die Versuchsdauer eine wichtige Einflussgröße auf die Ausbildung eines Glazelayers. Neben der zuvor dargestellten Temperaturabhängigkeit ist dessen Entstehung außerdem von der Frequenz abhängig [6, 126, 135, 136]. Dies kann durch tribologisch induzierte Temperaturerhöhungen, unterschiedlicher Kontaktzeitdauern der oxidierenden Asperitäten und unterschiedlichen Partikelströmen erklärt werden [136]. Aber auch eine Abhängigkeit gegenüber der Normalkraft wurde nachgewiesen [105]. Damit scheinen neben den Materialien und der Temperatur des Tribosystems auch weitere Beanspruchungsparameter, wie Reibweg, Geschwindigkeit/Frequenz und Normalkraft die Glazelayerausbildung zu beeinflussen.

#### 2.4.4 Mathematische Verschleißbeschreibungen

Um die Einflussparameter und deren Sensitivität nicht nur für den Hochtemperaturverschleißbereich aufzuzeigen, sondern auf das gesamte Verschleißverhalten aufzuweiten werden im folgenden Kapitel unterschiedliche Verschleißmodelle kurz vorgestellt. Dies soll vor allem das Verständnis der tribologischen Zusammenhänge und Wechselwirkungen stärken. Die Vorstellung erhebt keinen Anspruch auf Vollständigkeit, führt jedoch die wichtigsten Modelle für ungeschmierte Kontaktssysteme unter erhöhten Betriebstemperaturen auf.

### Verschleißmodell nach Archard

Das 1953 von Archard [137] postulierte Verschleißmodell ist heute eines der meist verbreiteten und wird inzwischen auch oft für abrasive Verschleißregime herangezogen [138]. Ursprünglich entwickelt wurde es jedoch für adhäsiven Verschleiß, genauer gesagt dem adhäsionsbedingten Ablösen von halbkugelförmigen Verschleißpartikeln (Idealvorstellung von Asperitäten) während dem Abgleiten zweier Kontaktkörper. Das Verschleißvolumen  $V$  ist in seinem Modell in folgender Form von der Normalkraft  $F_N$ , der Härte  $H_a$  des weicheren Kontaktkörpers und dem Gleitweg  $s$  abhängig:

$$V = k_{\text{arch}} \frac{F_N s}{H_a} \quad (2.6)$$

Dabei ist  $k_{\text{arch}}$  der sogenannte Archardsche Verschleißkoeffizient, der die Wahrscheinlichkeit des Ablösen dieser Verschleißpartikel beschreibt [4, S. 169, 170]. Er variiert je nach Kontaktssystem und muss entsprechend experimentell ermittelt werden.

Die Simplizität dieser Modellbeschreibung macht sie gerade für einfache Abschätzungen wertvoll. Die wenigsten Tribosysteme zeigen jedoch einen linearen Anstieg des Verschleißes mit dem Gleitweg  $s$ , da durch einen Einlauf, Geometrieanpassung des Systems, tribochimische Reaktionen, etc. in der Regel ein komplexeres Verhalten dominiert. Auch ist eine Korrelation mit der Härte eines Werkstoffs fraglich, die zwar ein Anhaltspunkt für dessen Festigkeit und plastische Deformation ist, jedoch nicht direkt einem Verschleißwiderstand gleichzusetzen ist. Der größte Kritikpunkt dieses Modells ist jedoch, dass wichtige weitere Einflussparameter wie die Gleitgeschwindigkeit oder die Temperatur nicht berücksichtigt werden.

### Energetisches Verschleißmodell nach Fleischer

Aus einer energetischen Systembetrachtung heraus wurde von Fleischer [139] der wichtige Einfluss der ins Material eingebrachten Reibungsarbeit erkannt und in ein eigenständiges Verschleißmodell überführt. Im Gegensatz zum Archardschen Verschleißkoeffizienten  $k_{\text{arch}}$  wird von Fleischer die scheinbare Reibungsenergiedichte  $e_r^*$  eingeführt. Sie setzt die für die Relativbewegung überwundene Energiemenge als Reibungsarbeit  $W_r$  ins Verhältnis zum Verschleißvolumen  $V$ :

$$e_r^* = \frac{W_r}{V} \quad (2.7)$$

Durch Umformen ergibt sich folgende Verschleißformulierung in Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten  $\mu$ , der Normalkraft  $F_N$  und des Gleitwegs  $s$ :

$$V = \frac{\mu F_N s}{e_r^*} \quad (2.8)$$

Ähnlich wie bei Archard ist die scheinbare Reibungsenergiedichte  $e_r^*$  eine systemspezifische Konstante, die beispielsweise die Kontaktkonformität oder die Pressungsverteilung beinhaltet und folglich experimentell bestimmt werden muss. Auch dieses Modell besticht durch seine Einfachheit und berücksichtigt zumindest in eingeschränkter Form einen Wechsel der tribologischen Mechanismen, wenn sich die Reibung verändert. Es ist somit für die Abbildung von Einlaufeffekten und dem damit verbundenen Verschleißrückgang gut geeignet. Weitere wichtige Einflussparameter wie die Gleitgeschwindigkeit oder die Temperatur werden wie bei Archard nicht berücksichtigt, weshalb ein Einsatz in der Hochtemperaturtribologie nur eingeschränkt möglich ist.

### Verschleißmodell nach Quinn

Das Modellverständnis von Quinn [80] baut auf einer dominierenden Rolle der Oxidationsvorgänge auf. Dabei wird ein parabolisches Oxidschichtwachstum mit exponentieller Temperaturabhängigkeit angenommen. In seinem Modellverständnis kommt es zu einem Abtrag des Oxyds und folglich zu Verschleiß, sobald eine kritische Oxidschichtdicke  $d$  erreicht wird. Dieser Prozess aus Oxidschichtwachstum auf blanker Oberfläche bis hin zu einer dicken Deckschicht, die infolge der tribologischen Belastung abgetragen wird, wiederholt sich fortlaufend. Seine mathematische Verschleißbeschreibung setzt das Verschleißvolumen  $V$  in Abhängigkeit zum mittleren Asperitätendurchmesser  $d_{Asp}$ , dem Aktivierungsfaktor  $A_{ox}$  und der Aktivierungsenergie  $Q_{ox}$  der Oxidationsreaktion, der idealen Gaskonstante  $R$ , der absoluten Temperatur  $T$ , der kritischen Oxidschichtdicke  $d$ , der Oxiddichte  $\rho_{ox}$ , dem Massanteil des Sauerstoffs im Oxyd  $f_{ox}$  und der Geschwindigkeit  $v$ . Das Verschleißmodell von Quinn baut auf der Archardschen Verschleißformulierung auf und berücksichtigt außerdem die Normalkraft  $F_N$ , den Gleitweg  $s$  und die Härte des weicheren Materials  $H_a$ :

$$V = \frac{d_{Asp} A_{ox} e^{-Q_{ox}/(R T)}}{d^2 \rho_{ox}^2 f_{ox}^2 v} \frac{F_N s}{H_a} \quad (2.9)$$

Diese Modellbeschreibung ist damit eine der ersten, welche den Einfluss der Gleitgeschwindigkeit und der Temperatur bzw. die einsetzende Oxidation berücksichtigt. Mit steigender Gleitgeschwindigkeit nimmt das Verschleißvolumen asymptotisch ab, mit steigender Temperatur wird ein exponentieller Anstieg vorhergesagt. Eine mögliche Bildung eines Patikelbetts/dritten Körpers oder eines Glazelayers wird jedoch nicht berücksichtigt. Weiterhin beinhaltet das Modell viele Parameter, die experimentell schwer zu bestimmen sind, weshalb dessen Anwendung oft in vereinfachter Form stattfindet.

Dieses Verschleißmodell wurde von Garcia et al. [140] weiterentwickelt und auf reversierende Reibkontakte übertragen. Ihre Beschreibung unterscheidet sich zu der ursprünglichen ausschließlich in der Berücksichtigung der Frequenz  $f$  statt der Gleitgeschwindigkeit  $v$ . Sie wiesen den hyperbolischen Zusammenhang zwischen Verschleißvolumen und Frequenz experimentell nach. Eine weitere Untersuchung im Bereich des Fretttings [141] bekräftigt diesen Zusammenhang.

### Verschleißmodell nach Jiang

Ein weiteres Verschleißmodell, welches ebenfalls für die Hochtemperaturtribologie geeignet ist, wurde von Jiang, Stott und Stack 1994 entwickelt [116]. Wie in Kapitel 2.4.3 erörtert, tragen ihre Arbeiten entscheidend zum Verständnis der tribologischen Mechanismen im Hochtemperaturbereich bei. Aufgrund der maßgeblichen Rolle oxiderter Verschleißpartikel für das tribologische Verhalten wählten sie eine partikelbasierte Verschleißbeschreibung. Für eine detaillierte Beschreibung wird auf die entsprechenden Veröffentlichungen [88, 116] verwiesen. Stattdessen werden die allgemeinen Zusammenhänge beschrieben und eingeordnet. Als Grundmechanismus des Modells wird die Erzeugung einer bestimmten Menge an Verschleißpartikeln mit einer entsprechenden Größenverteilung angesehen, die nur an freien Oberflächen innerhalb der Kontaktfläche erfolgen kann. Für diese Partikelerzeugung wird ein Arrhenius-Zusammenhang für die Temperaturabhängigkeit und ein wurzelförmiger Zusammenhang für die Abhängigkeit gegenüber dem Sauerstoffpartialdruck vorausgesetzt. Begründet werden diese Zusammenhänge mit der temperaturabhängigen Oxidation sowie einer bruchmechanischen Beeinflussung durch vorhandenen Sauerstoff. Für die erzeugten Partikel sind zwei Kriterien („compactation“- und „contact geometry“-Kriterium) definiert, die in Abhängigkeit der Partikelgröße und der Normalkraft entweder zu einer Kompaktierung und einem Verbleib innerhalb des Kontaktbereichs führen oder einen Auswurf zu großer Partikel und damit Verschleiß vorhersagen. Weiterhin wird zwischen einer kompaktierten Partikelschicht und einem darauf aufwachsenden Glazelayer durch eine thermische bedingte Oxidationsreaktion unterschieden. Im Anschluss werden die Flächenanteile der kompaktierten Partikelschicht, des Glazelayers, sowie der freien Materialoberflächen verglichen und die Partikelerzeugung für den nächsten Zeitschritt angepasst. Dabei wird angenommen, dass eine entsprechend dick ausgebildete Partikelschicht, bzw. ein Glazelayer, den Verschleiß vollständig minimiert und keine weiteren Verschleißpartikel in diesen Flächenbereichen erzeugt werden. Mit diesem Modell können zeitabhängige Verschleißverläufe sowie entsprechende Flächenanteile berechnet werden.

Dieses Modell ist folglich in der Lage, einen hauptsächlich thermisch bedingten Wechsel der tribologischen Mechanismen mathematisch zu beschreiben, sowie die Zusammenhänge mit weiteren Einflussfaktoren wie der Belastungsdauer, Normalkraft und der Atmosphäre wiederzugeben. Der Normalkrafteinfluss auf den Verschleiß kann als Potenzfunktion mit einem Exponenten nahe zu 1 zusammengefasst werden. Der Sauerstoffeinfluss zeigt einen ansteigenden, linearen Verschleißanstieg bis zu Sauerstoffpartialdrücken von 0,1 – 1 kPa, der von einem annähernd konstantem Verschleißniveau für höhere Sauerstoffanteile weitergeführt wird. Als Kritikpunkt dieses Modells ist dessen hohe Komplexität sowie die hohe Anzahl an Konstanten zu nennen, die für die Berechnung benötigt werden. Weiterhin bildet dieses Modell nur einen Verschleißrückgang mit zunehmender Temperatur durch den Mechanismenwechsel ab, ein initialer Verschleißanstieg zwischen RT bis 200 °C wie in [17, 117, 125, 126, 142] wird nicht abgebildet. Des Weiteren ist die Annahme einer vollständigen Verschleißverhinderung durch ein ausgebildetes Partikelbett oder einen Glazelayer in Frage zu stellen.

### Kombiniertes tribo-oxidatives Verschleißmodell nach Dréano

Dréano et al. entwickelten in mehreren Veröffentlichungen [6, 128, 141] einen kombinierten Ansatz, um das Verschleißverhalten einer Kobaltbasislegierung, die gegen Aluminiumoxid gerieben wird, für den Bereich des Frettungsmathematisch zu beschreiben. Grundsätzlich basiert ihre Modellbeschreibung auf dem Verschleißmodell von Quinn und Archard, und setzt damit parabolisches Oxidwachstum als Hauptverschleißursache voraus. Sie ist jedoch leicht vereinfacht, um die Parameteranzahl zu reduzieren. Dieses Modell, das die Verschleißerzeugung bis zur Ausbildung eines Glazelayers beschreiben soll, wird mit einem sinterbasiertem Ansatz zur Berechnung der Zyklenzahl kombiniert, welche zur Ausbildung eines Glazelayers notwendig sind. Sobald der Glazelayer gebildet wurde, wird von keiner weiteren Verschleißerzeugung ausgegangen. Das Verschleißvolumen berechnet sich nach:

$$V = \frac{k_{ox}}{\sqrt{f}} e^{-E_{ox}/(2 R T)} \delta_0^2 N_{eff} F_N + V_\varphi \quad (2.10)$$

mit der Frequenz  $f$ , der Aktivierungsenergie  $E_{ox}$  der Oxidation, der idealen Gaskonstante  $R$ , der absoluten Temperatur  $T$ , der Gleitamplitude  $\delta_0$ , der Normalkraft  $F_N$ , dem Verschleißvolumen  $V_\varphi$ , das beim initialen Einlauf des Systems erzeugt wird, der effektiven Zyklenzahl  $N_{eff}$  und einer Fittingkonstante  $k_{ox}$ .

Die effektive Zyklenzahl  $N_{eff}$  berechnet sich nach:

$$N_{eff} = \begin{cases} N & \text{falls } N < N_{GL} \\ N_{GL} & \text{falls } N \geq N_{GL} \end{cases} \quad (2.11)$$

mit:

$$N_{GL} = \frac{S_{GL} f}{\sqrt{\delta_0} e^{-E_{GL}/(R T)}} \quad (2.12)$$

und folglich einer weiteren Fittingkonstante  $S_{GL}$  sowie einer Aktivierungsenergie  $E_{GL}$  der Glazelayerbildung. Das Verschleißverhalten wird außerdem in drei Temperaturbereiche unterteilt, für die unterschiedliche Einlaufverschleißvolumen  $V_\varphi$ , sowie Fittingkonstanten  $k_{ox}$  gelten, welche experimentell zu bestimmen sind.

Der Vorteil dieser Modellbeschreibung liegt einerseits in der hohen Modellgüte, sowie der guten Abbildung des temperaturabhängigen Verschleißverhaltens und andererseits in der Einfachheit und Verständlichkeit der Modellbeschreibung. Weiterhin wird mit diesem Modell erfolgreich ein Mechanismenwechsel von Oxidation/Abrasion hin zur Glazelaierausbildung mathematisch beschrieben, bei dem die Einführung einer kritischen Zyklenanzahl, die zur Glazelaierausbildung benötigt wird, sinnvoll erscheint. Ein Kritikpunkt an diesem Modell ist die bereichsbezogene Gültigkeit der Temperaturkonstanten, welche im Widerspruch zum Grundgedanken des Modells steht, den Wechsel der Verschleißmechanismen abzubilden. Die Fittingkonstante  $k_{ox}$  unterscheidet sich beispielsweise um das ca. 10-fache zwischen zwei Temperaturbereichen, weshalb die Frage aufkommt, warum nicht direkt unterschiedliche Beschreibungen für die jeweiligen Bereiche gewählt wurden. Weiterhin wird, in Anlehnung an das Modell von Jiang et al., auch hier von einer vollkommenen Verschleißverhinderung durch den Glazelayer ausgegangen, die zu hinterfragen ist. Abschließend ist auch die Übertragbarkeit dieses Modells in weitere Bereiche neben dem Fretting, für wel-

ches das Modell explizit entwickelt wurde, individuell zu überprüfen und zu bewerten.

### Verschleißmodell des ratenbestimmenden Prozesses nach Shipway

Ebenfalls für den Bereich des Frettungs wurde von Shipway et al. 2021 [143] eine mathematische Beschreibung zum ratenbestimmenden Verschleißprozess postuliert. Sie gehen von drei Verschleißprozessen aus, die das tribologische Verhalten maßgeblich bestimmen. Dies sind die Erzeugung oxidierter Verschleißpartikel, der dazu benötigte Sauerstofftransport in die Kontaktzone und der Partikelauswurf aus dem Kontaktbereich. Die ermittelte Verschleißrate ergibt sich durch den jeweiligen Prozess, der die kleinste Rate hat, der sogenannte ratenbestimmende Prozess.

Für den Prozess der Verschleißpartikelerzeugung wird folgender, an Archard angelehnter Zusammenhang mit dem von der Reibenergie  $E_r$  abhängigen Verschleißvolumen  $V$  und einer Konstanten  $k_a$  definiert:

$$\left( \frac{dV}{dE_r} \right)_{\text{Arch}}^{\max} = k_a \quad (2.13)$$

Der Prozess des Sauerstofftransports in die Kontaktzone wird mit der Sauerstoffkonzentration in der Atmosphäre  $C_{atm}$ , der Diffusionskonstante  $D_{Ox}$  für den Sauerstofftransport durch den Kontaktbereich, der Gleitamplitude  $\delta_0$ , dem Reibungskoeffizienten  $\mu$ , der Normalkraft  $F_N$ , der Frequenz  $f$ , der Kontakthalbbreite  $b$ , sowie einer Konstanten  $k_b$  berechnet:

$$\left( \frac{dV}{dE_r} \right)_{ot}^{\max} = k_b \frac{C_{atm} D_{Ox}}{\delta_0 \mu F_N f b^2} \quad (2.14)$$

Der Partikelauswurf als dritter Prozess wird mit dem Reibungskoeffizienten  $\mu$ , der Kontakthalbbreite  $b$ , sowie einer Konstanten  $k_c$  und einer weiteren Konstanten  $\beta$ , welche den Weganteil der Partikel im Bezug zur Gleitamplitude bemisst, beschrieben:

$$\left( \frac{dV}{dE_r} \right)_{de}^{\max} = k_c \frac{\beta}{\mu b} \quad (2.15)$$

Als Beispiel dieser Verschleißbeschreibung wird das Verschleißverhalten an einer nicht konformen Kontaktgeometrie erörtert. Initial steigt der Verschleiß durch die Erzeugung oxidierter Verschleißpartikel linear, nach Archard an. Durch die damit einhergehende verschleißbedingte Vergrößerung der Kontaktbreite ist nach einer bestimmten Einlaufzeit nicht die Partikelerzeugung, sondern deren Auswurf verschleißbestimmend. Als Folge des Mechanismenwechsels sinkt die Verschleißrate. Ab einer bestimmten Kontaktbreite ist jedoch auch der Partikelauswurf nicht mehr bestimmt, sondern der Sauerstofftransport in den Kontaktbereich zur Partikelgenerierung. Damit geht ein weiterer Rückgang der Verschleißrate einher. Folglich lösen sich alle drei Prozesse im zeitlichen Verlauf der tribologischen Belastung ab.

Diese Modellbeschreibung ist in der Lage, zwei tribologische Mechanismenwechsel abzubilden und damit Materialverhalten unter Frettingbelastung detailliert wiederzugeben. Nach-

teilig ist die Anzahl an experimentell zu ermittelnden Konstanten sowie deren komplexe Bestimmung. Vor allem aber der nicht abgebildete Temperatureinfluss verhindert eine Anwendung dieses Modells in der Hochtemperaturtribologie.

## 2.4.5 Einfluss der Atmosphäre auf das tribologische Verhalten

Im vorherigen Kapitel 2.4.3 und mit den vorgestellten mathematischen Verschleißmodellen (Kapitel 2.4.4) wurde der Einfluss wichtiger Beanspruchungsparameter wie Temperatur, Normalkraft, Belastungsdauer, sowie Frequenz und Gleitamplitude bei reversierenden Experimenten dargelegt. Die abzubildenden tribologischen Systeme, welche in Abgassträngen von Verbrennungsmotoren (vgl. Kapitel 2.1) eingesetzt werden, sind außerdem dem Verbrennungsmotorenabgas ausgesetzt. Die Abgasatmosphäre bildet somit einen weiteren wichtigen Einflussfaktor des tribologischen Systems. Im Folgenden werden deshalb bekannte Ergebnisse und Erkenntnisse des Atmosphäreneinflusses auf ungeschmierte tribologische Systeme und deren Verschleiß- und Reibungsverhalten vorgestellt.

Der Einfluss der Luftfeuchtigkeit auf ungeschmierte Kontaktssysteme wurde bereits in vielen Untersuchungen thematisiert [144–150]. Dabei wird für Metalle übereinstimmend von einem Reibungs- und Verschleißrückgang mit zunehmender relativer Luftfeuchtigkeit berichtet. Dieser Wechsel wird auf eine Bildung von Hydroxiden und Hydraten zurückgeführt, welche die Materialoberflächen passivieren und die bei niedriger Luftfeuchtigkeit dominierende Adhäsion verringern.

Der Atmosphäreneinfluss auf adhäsive Verschleißregime bei Raumtemperatur wurde von Mishina [151] analysiert und eine Kategorisierung der Metalle nach ihrer Chemisorptionsneigung vorgeschlagen. Für Eisen, Nickel, Titan und Kobalt, die eine starke Chemisorptionsneigung haben, wird ein annähernd quadratischer Zusammenhang zwischen Verschleiß und dem atmosphärischen Druck aufgeführt, mit dem Hochpunkt bei ca. 1 Pa. Das geringe Verschleißniveau im Vakuum wird mit den starken Adhäsionskräften begründet, die einen Partikelauswurf und damit einen hohen Verschleiß verhindern. Mit zunehmendem Atmosphärendruck nimmt die Adhäsionsneigung der Verschleißpartikel durch chemisorbierte Moleküle ab, die infolgedessen ausgeworfen werden und zu höherem Verschleiß führen. Der Verschleißrückgang bei noch höheren Atmosphärendrücken wird mit der verschleißmindernden Wirkung der chemisorbierten Moleküle begründet, die annähernd vollständig die Kontaktflächen bedecken.

Einen ähnlichen Ansatz verfolgt Zum Gahr [89], dessen Modellverständnis bereits in Kapitel 2.4.3 erörtert wurde. Er führt als dominierenden Einfluss die chemische Reaktivität auf, die unbestritten auch von der Umgebungsatmosphäre abhängig ist. Durch einen geringeren Sauerstoffpartialdruck nimmt die chemische Reaktivität ab, und nach seinem Verständnis kommt es zu einem Verschleißanstieg durch die zunehmende Adhäsionsneigung des Kontaktssystems. Die hohe Sensitivität eines Tribosystems gegenüber dem Sauerstoffgehalt der Umgebungsatmosphäre wiesen auch Esteves et al. [152], sowie Qiu und Chen [153] nach. Esteves et al. testeten eine Edelstahl-Gleichpaarung unter Fretting-Belastung bei Raumtemperatur und führten die Verschleißunterschiede auf unterschiedliche Oxidationsraten und -prozesse zurück. Qiu und Chen untersuchten eine Chromstahl-Bronze-Paarung in einem

Stift-Scheibe-Tribometer bei Raumtemperatur. Auch sie korrelierten die Verschleißverhalten in Sauerstoff, Kohlenstoffdioxid und Stickstoff mit dem Sauerstoffanteil, welcher direkte Auswirkung auf die Oxidationsbildung hat. Die sofort einsetzende Wirkung der Oxidation im tribologischen Kontakt zeigten bereits Bowden und Hughes im Jahr 1939 [79] an Nickel, Wolfram, Kupfer und Gold, welche nach einer Zugabe an Sauerstoff einen spontanen Reibungsrückgang beobachteten.

Neuere Untersuchungen von Velkavrh et al. [16, 17] und Ausserer et al. [18] zeigen hingegen, dass nicht allein die Inertheit der Umgebungsatmosphäre das tribologische Verhalten bestimmt, sondern die resultierende tribochemische Reaktion bzw. ihre Produkte. Sie untersuchten einen ungeschmierten, reversierenden Stahl-Stahl-Kontakt in Luft, Argon, Stickstoff und Kohlenstoffdioxid bei Raumtemperatur und 200 °C. Dabei wurde ein Verschleiß- und Reibungsrückgang in der Kohlenstoffdioxid- und Stickstoffatmosphäre im Vergleich zu Luft bei beiden Temperaturen nachgewiesen. Sie konnten zwar mittels Röntgenphotoelektronenspektroskopie (XPS) eine Abnahme des Oxidgehalts an den Verschleißflächen mit zunehmender Inertheit der Atmosphären bestimmen. Das tribologische Materialverhalten korreliert jedoch nicht mit dieser Oxidabnahme, sondern wird beispielsweise in der Kohlenstoffdioxid-Atmosphäre durch die Ausbildung einer Eisenkarbonat-basierten Triboschicht dominiert. Ein atmosphärenbedingter Verschleißrückgang in Kohlenstoffdioxid wurde ebenfalls von Smith [15] ermittelt. Er untersuchte einen rostfreien austenitischen Stahl bei ungeschmierten reversierenden Experimenten bei Raumtemperatur und bekräftigt mit seinen Ergebnissen die dominierende Rolle der atmosphärenabhängigen tribochemischen Reaktionen.

Für den Hochtemperaturbereich und die damit verbundenen Verschleißmechanismen wie Oxidpartikelerzeugung, Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers oder Glazelyarentstehung, sind nur wenige Forschungsergebnisse bekannt, die den Einfluss der Atmosphären untersuchen. Das HT-Verschleißmodell von Jiang (vgl. Kapitel 2.4.4) wurde in Jiang et al. [88] für unterschiedliche Atmosphären weiterentwickelt. Die Atmosphären werden hierbei durch einen variablen Sauerstoffpartialdruck berücksichtigt, der ausschließlich die Oxidation bestimmt. Bei einem angenommenen Rückgang des Sauerstoffpartialdrucks von 0,21 bar auf 0,03 bar, wie er in der fokussierten Anwendung zu erwarten ist (vgl. Kapitel 2.1), wird ein minimaler Verschleißanstieg im gesamten Temperaturbereich bis 600 °C prognostiziert. Erst ein weiterer Sauerstoffrückgang auf einen Partialdruck von ca. 0,001 bar würde eine signifikante Verschleißreduktion bei hohen Temperaturen auslösen, die mit einer reduzierten Oxidpartikelerzeugung begründet wird. Der Mechanismus einer Glazelyerbildung wird nach diesem Modell nicht durch unterschiedliche Sauerstoffanteile in der Atmosphäre beeinträchtigt. Zu vergleichbaren Schlussfolgerungen kommen Hirsch und Neu [154], die Fretting eines rostfreien Stahls gegen einen niedriglegierten martensitischen Chromstahl bei Temperaturen bis 550 °C untersuchten. Sie konnten keine signifikanten Unterschiede des Verschleißverhaltens in Luft und in einer Argonatmosphäre mit 0,5 Vol.-% Sauerstoff ermitteln. Begründet wurde dies mit der geringen Oxidationsneigung des Materialsystems, dem folglich eine geringe Sensitivität gegenüber einem Atmosphärenwechsel zugeschrieben wurde.

Gegenteilige Ergebnisse wurden von Bill [21] bei Frettingversuchen von Titan und mehreren Nickelbasislegierungen in Luft und Inertgasatmosphären ermittelt. Sowohl bei Raumtemperatur, als auch bei 816 °C wurde eine atmosphärenbedingte Verschiebung des Verschleißme-

chanismus von einer Glazelayerbildung hin zur Adhäsion nachgewiesen. Auch von Rahman et al. [20] wurde bei einer Nickelbasis-Gleichpaarung in einem Stift-Scheibe-Tribometer ein höherer Verschleiß in einer Heliumatmosphäre bei 950 °C gemessen. Dieser Anstieg wurde auf die atmosphärenbedingte geringere Oxidation und die fehlende Glazelayerausbildung zurückgeführt. Bei Versuchen in Luft wurde hingegen geringer Verschleiß und eine Glazelayerbildung nachgewiesen. Die atmosphärenbedingte Unterbindung der Glazelayerbildung wurde ebenfalls von Ahmadi et al. [19] nachgewiesen, die eine Nickelbasislegierung unter Fretting in einer Helium- und Luftpumphosphäre bei bis zu 750 °C untersuchten. Der bei 750 °C ermittelte signifikante Verschleißanstieg in Helium im Vergleich zu Luft wurde mit einem fehlenden Glazelayer und einer Verschiebung der Verschleißmechanismen hin zur Adhäsion erklärt. Bei 350 °C wurde hingegen ein vergleichbares Verschleißniveau für beide Atmosphären gemessen. Folglich ist mit einer Temperaturabhängigkeit des Atmosphäreneinflusses zu rechnen, da die Verschleißmechanismen unterschiedliche Sensitivitäten gegenüber den Atmosphären besitzen.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass ungeschmierte tribologische Kontakte signifikant durch die Umgebungsatmosphäre beeinflusst werden. Neben der Luftfeuchtigkeit ist auch die Reaktivität, bzw. der Sauerstoffanteil der Atmosphären ein wichtiger Einflussfaktor, jedoch spielen vor allem die atmosphärenabhängigen tribochemischen Reaktionen und Reaktionsprodukte eine dominierende Rolle. Für den Hochtemperaturbereich und den damit verbundenen Verschleißmechanismen sind unterschiedliche Atmosphärenauswirkungen bekannt. Einerseits wird bereits bei geringen Sauerstoffanteilen von einer Bildung von oxidierten Verschleißpartikeln und infolgedessen auch Glazelayern ausgegangen [88, 154]. Andererseits wurde auch eine atmosphärenbedingte Unterbindung dieses Mechanismus nachgewiesen [19–21]. Nach derzeitigem Kenntnisstand ist weder bekannt, noch abschätzbar, wie sich eine Verbrennungsabgasatmosphäre mit geringen Anteilen an Sauerstoff und zusätzlichem Ruß und Wasserdampf (vgl. Kapitel 2.1) auf die tribologischen Systeme auswirkt. Weiterhin ist unbekannt, ob diese Atmosphäre alle auftretenden tribologischen Mechanismen beeinflusst und verschiebt, oder ob dieser Effekt nur in speziellen Temperaturbereichen oder auch Kontaktgeometrien auftritt.

# 3 Materialien

Im folgenden Kapitel werden die beiden untersuchten Materialpaarungen, deren Legierungszusammensetzung, Mikrostruktur und Werkstoffhärten vorgestellt.

## 3.1 Materialpaarung A (Co-Basis)

Die *Materialpaarung A (MP A)* besteht aus zwei Kobaltbasislegierungen (Co) mit unterschiedlichen Chromgehalten. Beim Werkstoff der Buchsen und Zylindern handelt es sich um einen gegossenen Tribaloy® T400 (CoMo28Cr8Si2) mit 8 Gew.-% (Gewichtsprozent) Chrom. Die Wellen und Scheiben sind aus einem hitzebeständigen ferritischen Stahl (1.4713) gefertigt und besitzen im tribologisch belasteten Bereich eine 200 µm dicke, hochgeschwindigkeitsflammmgespritzte (HVOF) Beschichtung aus Tribaloy® T800 (CoMo28Cr17Si3) mit 17 Gew.-% Chrom. Die exakten Werkstoffzusammensetzungen sind in Tabelle 3.1 aufgeführt. Da der Grundwerkstoff aus Stahl nicht Teil des tribologischen Kontakts ist, wird auf eine detaillierte Beschreibung und Analyse dieses Werkstoffs verzichtet.

Tabelle 3.1: Materialzusammensetzungen der *Materialpaarung A* in Gew.-% [155, 156]

Material	Co	Cr	Mo	C	Si	Andere
<b>CoMo28Cr8Si2</b> Buchse & Zylinder	Basis	8,5	28,5	<0,1	2,6	Ni, Fe
<b>CoMo28Cr17Si3</b> (HVOF-Besch.) Welle & Platte	Basis	17,5	28,5	<0,1	3,5	Ni, Fe

Die Mikrostruktur des gegossenen CoMo28Cr8Si2 besteht aus primären, harten LavesPhasen (Abbildung 3.1 1) mit einem niedrigen Chromanteil und einem weicheren Kobaltnischkristall (Abbildung 3.1 2), die eine eutektische Struktur ausbilden. Diese Struktur ist sowohl am Zylinder des Modellexperiments, als auch an der Buchse des Systemexperiments ausgebildet, welche in Abbildung 3.1 b & d aufgeführt sind. Die Laves-Phase nimmt bei CoMo28Cr8Si2 ca. 35 Vol.-% (Volumenprozent) ein [157, 158]. Die Mikrostruktur des chromhaltigeren CoMo28Cr17Si3 besteht ebenfalls aus einer eutektischen Mischung von Laves-Phase und Kobaltnischkristall [159], jedoch nimmt die härtere Laves-Phase ein höheren Volumenanteil von ca. 60 Vol.-% ein und führt damit zu einer Härtesteigerung gegenüber CoMo28Cr8Si2 [157, 158]. Abbildung 3.1 a & c zeigen einen metallographischen Querschliff an einer Platte, sowie einer Welle. Im oberen Bildbereich ist die aufgespritzte Schicht

aus CoMo28Cr17Si3 sichtbar. Weiterhin ist an der Platte, dem Modellversuchskörper, eine signifikant höhere Porosität sichtbar als an der Schicht der Welle.

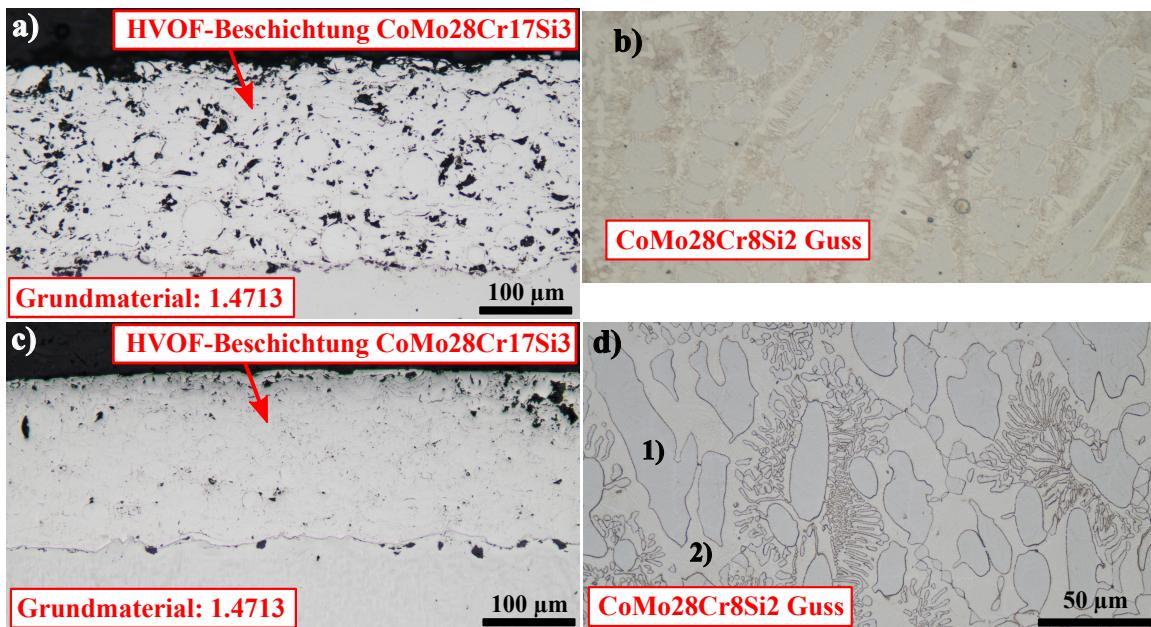


Abbildung 3.1: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur der *Materialpaarung A*:  
 a) Platte: CoMo28Cr17Si3 auf 1.4713; b) Zylinder: CoMo28Cr8Si2; c) Welle: CoMo28Cr17Si3 auf 1.4713; d) Buchse: CoMo28Cr8Si2 [Laves-Phase 1) & Kobaltmischkristall 2)]; Ätzung für b & d: Beraha I für 1,5 min; aus [160]

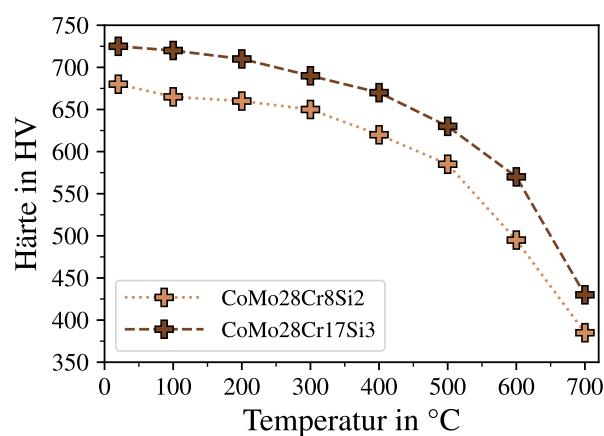


Abbildung 3.2: *MP A*: Temperaturabhängige Werkstoffhärten als Guss aus [155, 156]

Diagramm 3.2 führt die temperaturabhängigen Härteverläufe der Materialien auf. Dabei ist

die höhere Härte des chromhaltigeren CoMo28Cr17Si3 sichtbar. Weiterhin setzt eine thermisch bedingte Härteabnahme der Materialien erst oberhalb von 300 °C ein.

## 3.2 Materialpaarung B (Fe-Guss)

Die *Materialpaarung B* besteht aus einem hartverchromten Warmarbeitsstahl (1.2365 / 32CrMoV12-28) und einem austenitischen Gusseisen (GJSA-XNiCr20-3,5). Die Buchsen und Zylinder sind aus dem Gusseisen hergestellt und bei den Wellen und Platten handelt es sich um hartverchromten Stahl. Die exakten Zusammensetzungen der Werkstoffe sind in Tabelle 3.2 aufgeführt.

Tabelle 3.2: Materialzusammensetzungen der *Materialpaarung B* in Gew.-% [161, 162]

Material	Fe	C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	V
<b>GJSA-XNiCr20-3,5</b> Buchse & Zylinder	Basis	2,6	3	20	2,5	1	-	-
<b>32CrMoV12-28</b> Welle & Platte	Basis	0,32	3	-	0,2	0,3	2,8	0,5

Die Mikrostruktur des Gusseisens besteht aus Kugelgraphit mit einem mittleren Durchmesser von 18 µm, der in einer austenitischen Matrix vorliegt. In Abbildung 3.3 b) & d) ist die Mikrostruktur eines Zylinders und einer Buchse dargestellt, die zusätzlich vereinzelt perlitische Strukturen aufweist. Der Warmarbeitsstahl besitzt eine feine perlitische Struktur und wurde mit einer mittleren Schichtdicke von 20 µm galvanisch verchromt. In Abbildung 3.3 a) & c) sind die Mikrostrukturen einer Platte und einer Welle aufgeführt, die im aktuellen Bildbereich eine Chromschicht mit nur 15 - 17 µm Dicke aufweist. Weiterhin sind charakteristische vertikale Risse in der Chromschicht zu erkennen, welche die tribologische Belastbarkeit nicht signifikant beeinflussen [164, 165].

Bei Raumtemperatur gemessene Härtewerte, die in Tabelle 3.3 aufgelistet sind, zeigen eine signifikant höhere Mikrohärte der Chromschicht im Vergleich zum untersuchten Gusseisen. Aufgrund der geringen Schichtdicke des Chroms wurden unverschlissene Materialproben mit einer Prüfkraft von 0,098 N belastet (HV 0,01), was in einer mittleren Eindringtiefe von 2 µm resultierte. Die Mikrohärtemessung wurde fünfmal wiederholt.

Tabelle 3.3: Mikrohärtemessung an der *Materialpaarung B*

Material	Härte in HV 0,01	Standardabweichung
<b>GJSA-XNiCr20-3,5</b> (Zyl.)	412,2	18,3
<b>20 µm Hartchrom</b> (Platte)	1010,2	76

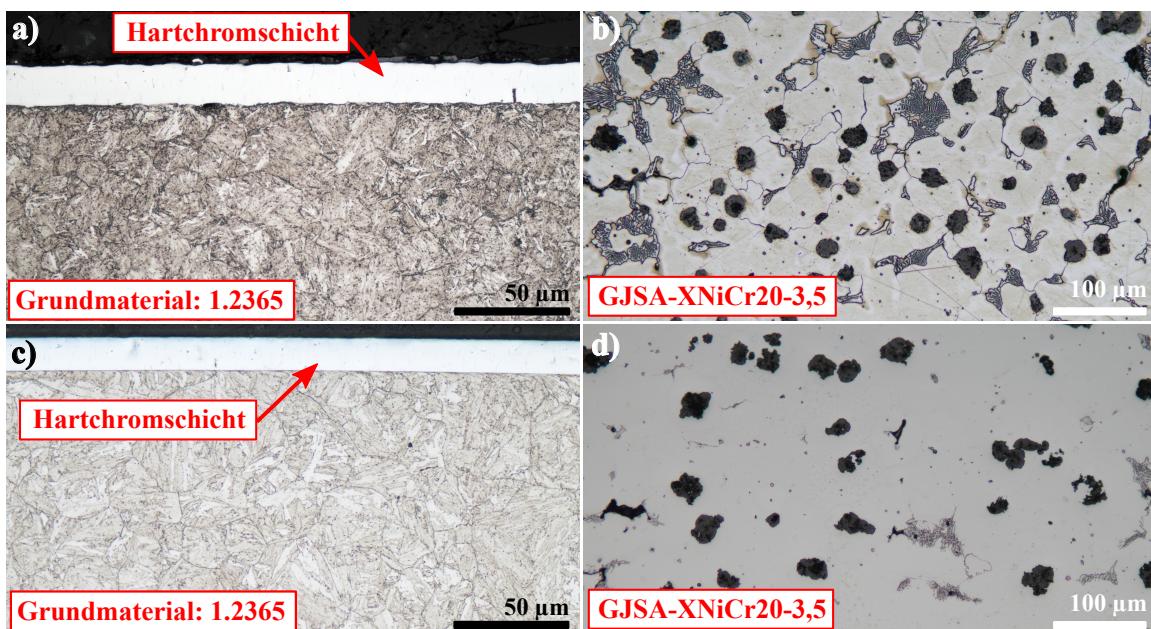


Abbildung 3.3: Lichtmikroskopische Aufnahme der Mikrostruktur der *Materialpaarung B*:  
a) Platte: 20  $\mu\text{m}$  HV auf 32CrMoV12-28; b) Zylinder: GJSA-XNiCr20-3,5;  
c) Welle: 20  $\mu\text{m}$  HV auf 32CrMoV12-28; d) Buchse: GJSA-XNiCr20-3,5;  
Ätzung: Nital (3%) für 30 s; aus [11, 163]

## 4 Tribologische Charakterisierungsmethodik

### 4.1 Tribologische Versuche

Im folgenden Kapitel werden die beiden experimentellen Methoden, der Modellversuch und der anwendungsnahe Systemversuch vorgestellt, die für diese Arbeit genutzt wurden.

#### 4.1.1 Modellexperiment

##### Aufbau

Reversierende Modellexperimente wurden an einer OPTIMOL SRV IV® ( Optimol Instruments Prüftechnik GmbH, München) Prüfmaschine mit einer speziell entwickelten Kontaktgeometrie durchgeführt. Dabei handelt es sich um einen Linienkontakt zwischen einem liegenden Zylinder und einer Platte, die in Abbildung 4.1 a) dargestellt ist. Dieser Kontakt ermöglicht Experimente mit niedrigen initialen Hertz'schen Pressungen von 174 MPa bei einer Normalkraft von 50 N, die für die Anwendung als Gleitlagerwerkstoffe charakteristisch ist. Während des Experiments führt der liegende Zylinder eine reversierende Bewegung mit einer Gleitamplitude ( $\delta$ ) bei einer vorgegebenen Frequenz durch und wird zeitgleich von oben mit einer definierten Normalkraft ( $F_n$ ) gegen die feststehende Platte gedrückt. Der liegende Zylinder, dargestellt in Orange, hat einen Durchmesser von 8 mm, eine Länge von 15 mm und wurde aus den entsprechenden Buchsenmaterialien hergestellt. Er kann um eine Achse in Bewegungsrichtung (grüner Pfeil  $\delta$  in Abbildung 4.1 a) rotiert und ausgerichtet werden, um einen initialen Linienkontakt mit der Platte über die gesamte Zylindermantelfläche auszubilden. Die Platte ist in Abbildung 4.1 a dunkelrot eingefärbt, hat einen Durchmesser von 24 mm, eine Höhe von 7,9 mm und wurde aus den Wellenmaterialien gefertigt. Die Werkstoffzuordnung wurde so gewählt, dass das Material mit höherem Verschleiß dem liegenden Zylinder entspricht, um während des Versuchs eine schnelle Pressungsreduktion zu ermöglichen und anwendungsspezifische Werte von ca. 30 MPa zu erreichen. Weiterhin wird durch diese Zuordnung eine Beeinflussung des Reibwerts durch einen sich eingrabenden Körper reduziert. Außerdem ist der Zylinder aus dem Buchsenmaterial bei dieser Werkstoffzuordnung stets mit der gleichen Position im tribologischen Kontakt und die Platte aus dem Wellenmaterial wird wie in der Anwendung über einen breiten Bereich tribologisch belastet. Die Platte wird direkt auf einem beheizbaren Halter montiert, sodass das Kontakt- system von unten erwärmt wird.

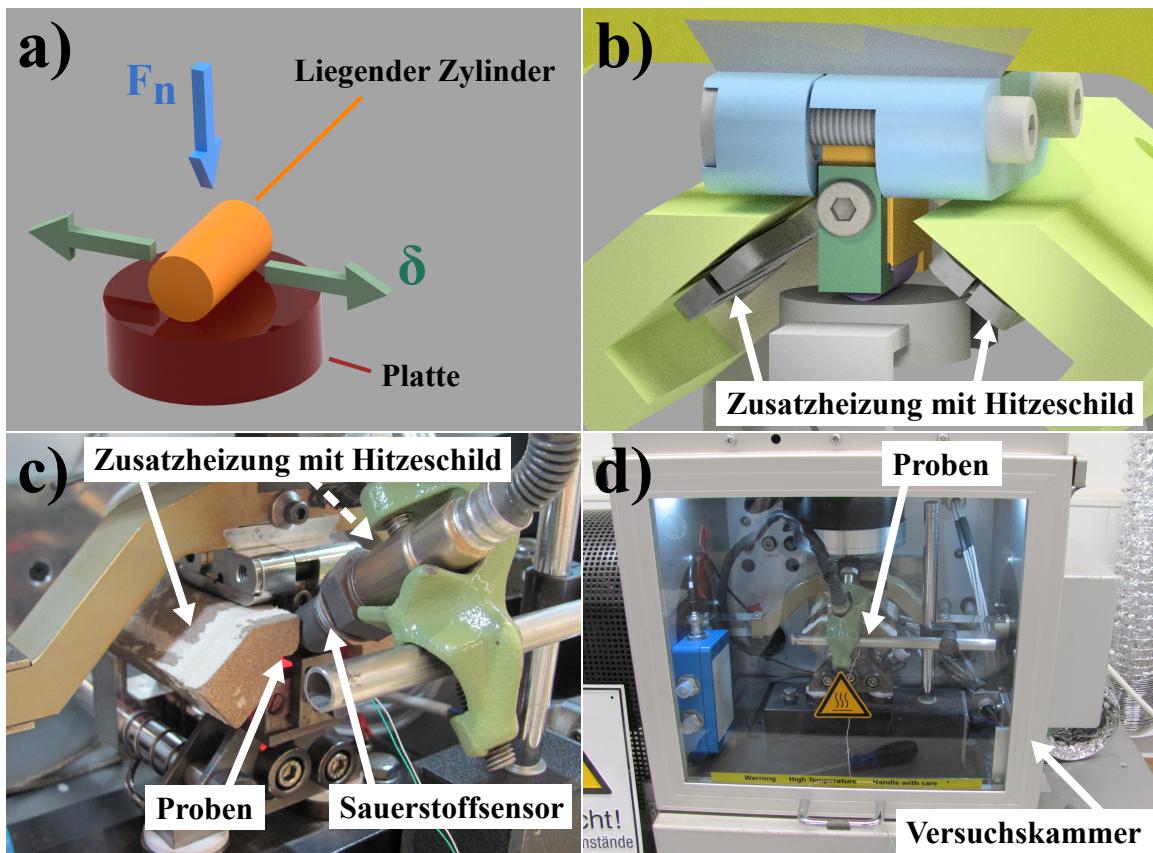


Abbildung 4.1: Aufbau des Modellexperiments: a) Kontaktgeometrie mit Belastungen; b) Kontaktgeometrie im eingebauten Zustand; c) Position des Sauerstoffsensors in unmittelbarer Nähe des Kontakts; d) Versuchskammer des Prüfstands; adaptiert von [163]

Die Temperaturmessung und -steuerung findet mit einem auf der Platte aufgeschweißten Themoelement Typ K statt, sodass von einer präzisen Temperaturermittlung ausgegangen wird. Um den Temperaturunterschied zwischen den Kontaktkörpern zu minimieren, wurden bei 800 °C zusätzlich zwei Wärmestrahler genutzt. Diese Widerstandsheizungen befinden sich links und rechts neben dem Zylinder und sind mit Hitzeschilden ausgestattet. Bei einem Experiment bei 800 °C wurde damit ein maximaler Temperaturunterschied von ca. 30 - 40 K zwischen der unteren Platte und dem oberen Zylinder festgestellt.

### Atmosphärenbeaufschlagung

Für Experimente in einer Dieselabgas-angetriebenen Atmosphäre wurde eine Gasmischung aus 20 Vol.-% ( $\pm 2$  Vol.-%) CO<sub>2</sub> und 80 Vol.-% N<sub>2</sub> (BIOGON® C20; Linde GmbH Stuttgart) direkt in die Kammer des Versuchsaufbaus eingeleitet. Der Gasstrom wurde durch ein Ventil gesteuert und auf einen vorgegebenen Sauerstoffwert in der Kammer eingeregelt, der mit einem hitzebeständigen Sauerstoffsensor (Bosch LSU 4.9; Robert Bosch GmbH

Karlsruhe) gemessen wurde. Der Sensor wurde für das Experiment möglichst nahe am Kontaktbereich positioniert, und für die Erhöhung der Gasdurchmischung wurde zusätzlich ein kleiner Ventilator in der Versuchskammer installiert und genutzt. Der Sensor und das restliche Datenaufzeichnungssystem wurden nach einer Vorwärmzeit von 30 min in Umgebungsluft (20,94 Vol.-% O<sub>2</sub>), und mit Argon ( $\leq 2$  ppm O<sub>2</sub>) verifiziert, und nach drei Prüfungen mit wechselnden Atmosphären wurde eine maximale Abweichung von  $\pm 0,02$  Vol.-% O<sub>2</sub> in beiden Atmosphären ermittelt. Um Messfehler zu vermeiden, wurde das System vor jeder tribologischen Prüfung in Umgebungsluft abgeglichen. Bei 5 Vol.-% O<sub>2</sub> und einer Mischung idealer Gase beträgt der in der Prüfkammer entstehende CO<sub>2</sub>-Anteil 15,2 Vol.-%, wenn davon ausgegangen wird, dass sich das einströmende Gas mit Luft als Leckage vermischt. Die sich dadurch einstellende Atmosphäre stimmt damit annähernd mit der in der Anwendung auftretenden Verbrennungsabgasatmosphäre (vgl. Kapitel 2.1) überein und gibt die gasförmigen Hauptbestandteile wieder.

### Reibungsmessung

Zur Messung der Reibkraft wurden zwei Schubkraftsensoren (Z21654A2, Kistler Instrumente AG; Winterthur Schweiz) und ein zugehöriger Ladungsverstärker (5018, Kistler Instrumente AG; Winterthur Schweiz) verwendet. Dieses Kraftmesssystem wurde mit Kalibrierungsgewichten, Umlenkrollen und einem Seilzug verifiziert. Es wurden drei alternierende Kraftmessungen bis zu  $\pm 100$  N durchgeführt, wobei eine maximale Abweichung von 1,02 N ermittelt wurde. Um das Kraft- und Positionssignal des Prüfstandes kontinuierlich zu erfassen, wurde eine Aufzeichnungsrate dieser Werte von 5 kHz verwendet. Die dissipierte Energie eines Reibungszyklus ( $E_d$ ) wurde dann durch das Vierfache der Normalkraft ( $F_n$ ) multipliziert mit der Gleitamplitude ( $\delta_0$ ) dividiert, um den energetischen Reibwert („energetic coefficient of friction“,  $ECoF$ ) zu bestimmen [166]:

$$ECoF = \frac{E_d}{4 F_n \delta_0} \quad (4.1)$$

Diese Berechnungsmethode wurde verwendet, um die Reibwerte zwischen unterschiedlichen tribologischen Experimenten besser vergleichbar zu machen und vor Allem um den Einfluss der sich ausbildenden Verschleißmulde auf den berechneten Reibwert zu minimieren. Durch ein Anstoßen des reversierenden Körpers an einer Seitenfläche der Verschleißmulde (sog. „pluning effect“) am festen Körper kann ein normal berechneter Reibwert verfälscht werden. Um diesen Effekt zu minimieren und gleichzeitig das Reibverhalten des gesamten Zyklus zu berücksichtigen, wurde der energetische Reibwert ( $ECoF$ ) von Foufry et al. entwickelt [166] und dessen Plausibilität von weiteren Forschern bestätigt [5, 167, 168]. Von der American Society for Testing and Materials (ASTM) wurde diese Berechnung als Norm festgelegt [169].

Eine Weiterentwicklung dieser Berechnungsmethode bildet der geometrisch-unabhängige Reibwert von Jin et al.[168]. Zur Berechnung dieses Wertes werden nur die Reibkraftwerte genutzt, die genau in der Mitte der Verschleißmulde gemessen wurden. Denn nur in der Mitte der Mulde stimmen die Koordinatensysteme zwischen Tangentialkraftmessung sowie

Krafteinleitung mit dem des Tribosystems überein, das Tangential- und Normalkraft beinhaltet. Durch dieses Prinzip werden jedoch nur zwei Werte pro Reibzyklus genutzt, was dessen Anfälligkeit gegenüber Schwingungseinflüssen drastisch erhöht. In ersten Vorversuchen mit ungeschmierten Materialsystemen bei hohen Temperaturen wurden deutliche Schwingungsanregungen des Experiments beobachtet, die von einer starken Geräuschentwicklung begleitet wurden. Infolgedessen wurde sich gegen den Einsatz dieser Berechnungsmethode entschieden und die Anwendung des energetischen Reibwerts (*ECoF*) umgesetzt.

### Isotherme Versuchsführung

Die im Folgenden vorgestellten und diskutierten Versuchsergebnisse wurden stets bei isothermer Versuchsführung ermittelt. Dementsprechend wurde für jede Temperatur ein unabhängiger Versuch durchgeführt. Für einen Versuch wurden die Proben eingebaut und auf die vorgesehene Prüftemperatur erhitzt und für weitere 20 min gehalten, um eine homogene Temperaturverteilung zu erreichen. Für Versuche in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre wurde das Einströmen und Regeln des Gases schon vor der Erwärmung gestartet und nach Versuchsende aufrechterhalten, bis die Proben auf 100 °C abgekühlt waren.

Vor und nach dem Versuch wurden die Proben mit Isopropanol gereinigt. Teilweise konnten durch dieses Abspülen die Verschleißpartikel nach dem Versuch aufgefangen werden und im Anschluss analysiert werden. Durch das Abspülen und die Aufbewahrung in Lösungsmittel wird eine weitere Oxidation der Partikel nach dem Versuch vorgebeugt.

### Versuchsbedingungen bei Standardexperimenten

Die Standardprüfbedingungen des Modellexperiments sind in Tabelle 4.1 übersichtlich zusammengefasst. Sie orientieren sich dabei an den Betriebsbedingungen, die Klappensysteme im Abgasstrang erfahren und vom projektbegleitenden Ausschuss des IGF-Projekts 21253 N definiert wurden.

Tabelle 4.1: Standard Prüfbedingungen eines tribologischen Modellexperiments

Prüfparameter	Wert	Einheit
Normalkraft	50	N
Gesamthub	1,6	mm
Frequenz	15	Hz
Prüfdauer	120	min
Temperatur	RT; 100; 200; 300; 400; 500; 600; 700; 800	°C
Atmosphäre	Laborluft, CO <sub>2</sub> -N <sub>2</sub> -Mix mit Laborluft und resultierendem O <sub>2</sub> -Gehalt von 5 Vol.-%	-

#### 4.1.2 Anwendungsnahe Systemexperiment

##### Aufbau

Oszillierende, anwendungsnahe Systemexperimente wurden an einem eigens entwickelten Prüfaufbau durchgeführt. Dessen zentrales Element bildet dabei ein Welle-Buchsen-Kontakt-System mit anwendungsorientierten Abmaßen von 14 mm Wellendurchmesser und 15 mm Buchsenbreite, welches in Abbildung 4.2 schematisch dargestellt ist. Bei einer Normalkraft (blau) von 240 N, mit der die Buchse (orange) durch einen Hydraulikzylinder nach oben gezogen wird, ergibt sich eine initiale Hertz'sche Pressung von 30 MPa. Die Welle (rot) wird auf beiden Seiten mit hochtemperaturbeständigen Rillenkugellagern abgestützt und durch einen hochdynamischen Elektromotor in Oszillation ( $\delta$ ) versetzt. Zur Aufzeichnung der zeitlichen Verschleißentwicklung wird der Positionssensor (Differentialtransformer; BS50, Solartron Metrology, West Sussex Großbritannien) des Hydraulikzylinders verwendet.

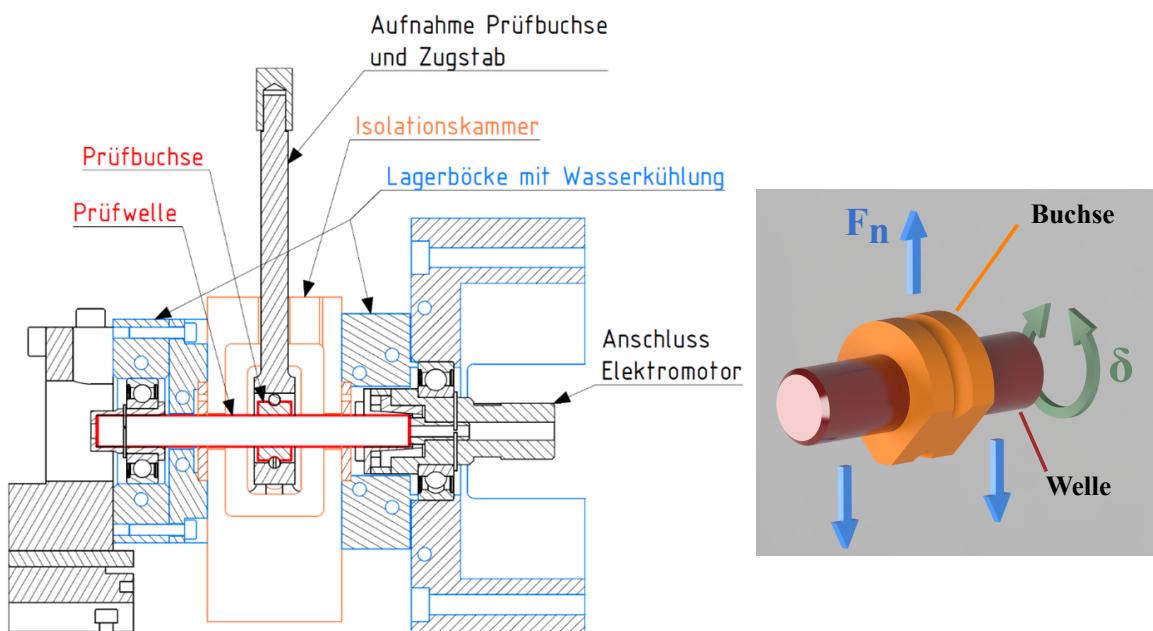


Abbildung 4.2: Kontaktgeometrie des anwendungsnahen Systemexperiments und Konstruktion des Prüfaufbaus; adaptiert von [11]

Durch gekühlte Aufnahmen der Kugellager konnte deren Temperatur am Außenring bei 800 °C Probentemperatur auf 100 °C reduziert werden. Somit ist von keiner Beeinflussung der Lebensdauer auszugehen, weiterhin werden temperaturbedingte Reibungsunterschiede dieser Lagerstellen minimiert. Die Prüfkörper werden direkt von einer Isolationskammer mit zwei Wärmestrahlern umgeben, welche die gesamte Buchse sowie nur den tribologisch belasteten Teil der Welle lokal begrenzt erwärmt. Zur Temperaturmessung wird ein Thermoelement des Typ N an die Buchse geschweißt.

Für Versuche mit geschlitzten Buchsen (Abbildung 4.3) wurden insgesamt 18 Schlitze in den unteren Teil der Buchse erodiert. Dieses Herstellungsverfahren hat den Vorteil, dass keine unerwünschten Grate an den Kanten der Schlitze entstehen und zu starken Kontaktspannungsüberhöhungen führen. Die Schlitze wurden in einem mittleren Abstand von  $12^\circ$ , mit einer Breite von 0.3 mm radial eingebbracht, sodass während jedem Zyklus die Verschleißpartikel wie beim Modellexperiment in einen Schlitz ausgeworfen werden können. Als Tiefe der Schlitze wurde 1.5 mm gewählt, um auch bei größeren Verschleißtiefen einen ausreichenden Partikelauswurf zu ermöglichen.

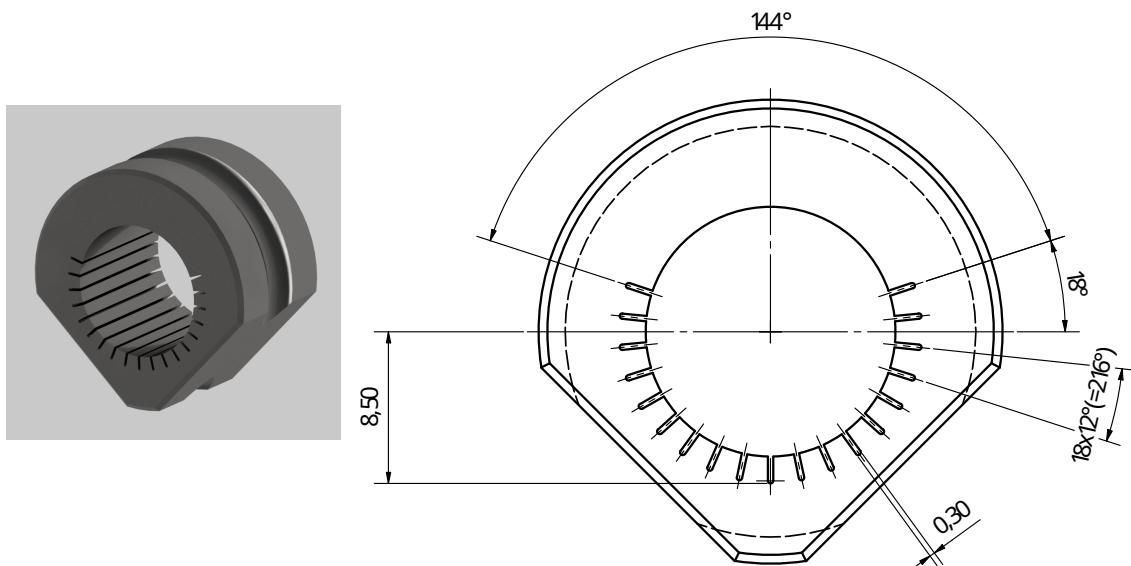


Abbildung 4.3: Geschlitzte Buchse zur Erhöhung des Partikelauswurfs; teilweise aus [11]

### Atmosphärenbeaufschlagung

Die Ofenkammer besitzt einen temperaturstabilen Sauerstoffsensor (Bosch LSU 4.9; Robert Bosch GmbH Karlsruhe), der die Atmosphärenbedingungen am Tribosystem überwacht. Außerdem kann die Ofenkammer für Versuche in realem Abgas mit dem Verbrennungsgas einer Diesel-Standheizung (Air Top 2000 STC Diesel 12 V, Webasto Thermo & Comfort SE, Gilching Deutschland) durchströmt werden ( $O_2$ -Gehalt ca. 3,5 Vol.-%). Dieser Aufbau ist in Abbildung 4.4 gezeigt. Durch einen Vergleich der Sauerstoffanteile direkt nach der Standheizung und in der Ofenkammer werden die Atmosphärenbedingungen am Tribosystem sichergestellt. Sobald eine erhöhte Frischluftmenge in der Kammer detektiert wird, führt dies zu einem Versuchsabbruch. Die Sensoren und das restliche Datenaufzeichnungssystem wurden in Analogie zum Modellexperiment (Kapitel 4.1.1) verifiziert. Um Messfehler zu

vermeiden, wurde das System vor jeder tribologischen Prüfung in Umgebungsluft abgeglichen. Die Temperatur des einströmenden Verbrennungsgases beträgt 203 °C.

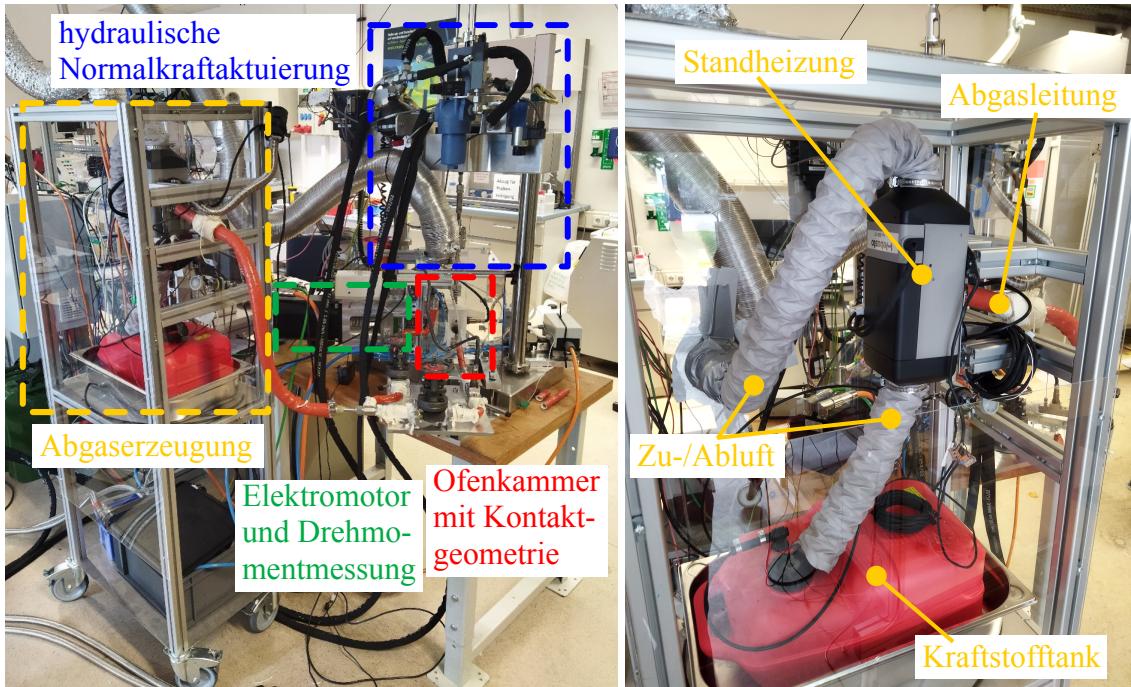


Abbildung 4.4: Erzeugung von realem Dieselabgas durch eine Standheizung am anwendungsnahen Systemexperiment, adaptiert von [11]

### Reibungsmessung

Die Reibung und Drehposition des Tribosystems wird durch einen Drehmoment- und Drehpositionssensor (Typ 8661-5050-V2400,  $\pm 0,05$  Nm, 2000 Inkremente bei 360 °, burster präzisionsmesstechnik, Gernsbach Deutschland) aufgezeichnet, wobei die Reibung der Wälzlagerringe vernachlässigt wird. Identisch zum Modellexperiment wird auch bei diesem Systemexperiment die Berechnungsmethode des energetischen Reibwerts (*ECoF*) nach Formel 4.1 angewandt.

Um hohe Trägheitsmomente bei Frequenzen von 15 Hz, welche für vergleichbare Versuchsbedingungen zum Modellexperiment aufgebracht werden sollen, in der Reibungsauswertung zu vermeiden, setzt sich das Versuchsprограмm aus zwei unterschiedlichen Frequenzen zusammen. Die ersten 120 Zyklen in einer Stunde werden bei einer Frequenz von 1 Hz durchgeführt und die Drehmomentdaten werden zur Reibwertberechnung herangezogen. Die restlichen 58 min oszilliert die Welle rotatorisch mit ca. 15 Hz und einer Amplitude von 14,4 ° und führt zu einem raschen Verschleißanstieg ohne Reibwertauswertung.

### Isotherme Versuchsführung

Vor Versuchsstart werden die Kontaktkörper gründlich mit Isopropanol gereinigt und mit 7.5 K/min auf Zieltemperatur gebracht, wobei die letzten 20 K mit einer langsamen Heizrate von 1 K/min erfolgen, damit sich eine homogene Temperaturverteilung im Prüfaufbau einstellt und thermische Dehnung während des Versuchs vorgebeugt wird. Nach dem Versuch und der Abkühlung der Probenkörper wurden diese erneut mit Isopropanol gereinigt, die losen Verschleißpartikel abgespült und für nachgelagerte Versuche in Lösungsmittel aufbewahrt.

### Versuchsbedingungen bei Standardexperimenten

In Tabelle 4.2 sind die Versuchspараметer des Systemexperiments zusammengefasst, die sich an den Bedingungen des Modellexperiments orientieren. Die Rotation um 14,4 ° entspricht einer Bewegung um 1.76 mm und ist damit vergleichbar mit dem Gesamthub der Modellprüfung von 1.6 mm. Die Versuchsdauer beträgt insgesamt 19 h, sodass die Welle-Buchse-Proben mit ca. 1 Millionen Zyklen belastet werden.

Tabelle 4.2: Standard Prüfbedingungen eines tribologischen Systemexperiments

Prüfparameter	Wert	Einheit
Normalkraft	240	N
Rotationswinkel	14,4	°
Frequenz	1 & 15	Hz
Prüfdauer	19	h
Temperatur	RT; 100; 200; 300; 400; 500; 600; 700; 800	°C
Atmosphäre	Laborluft, reales Dieselabgas (3.5 Vol.-% O <sub>2</sub> )	

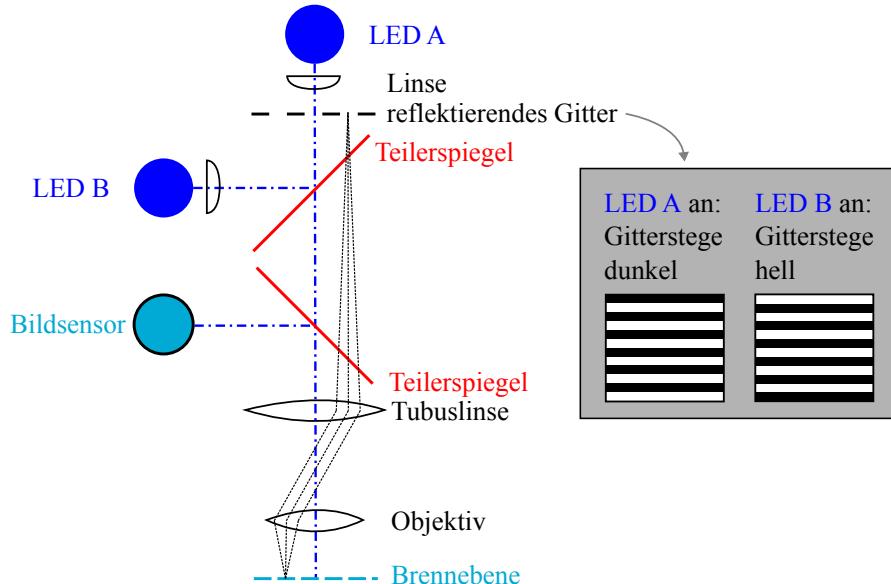
## 4.2 Quantifizierung des Verschleißniveaus

Im Folgenden wird die Methodik beschrieben, mit der die Verschleißwerte am Modell- und Systemexperiment ermittelt wurden.

### 4.2.1 Verschleißermittlung beim Modellexperiment

Um den Verschleiß der Modellversuchskörper zu quantifizieren, wurde ein Konfokalmikroskop (TOOLinspect Modell S, confovis GmbH, Jena Deutschland) eingesetzt, das neben einem Oberflächenbild auch Höheninformationen ermittelt. Ein Konfokalmikroskop bildet

### Messprinzip und schematischer Aufbau:



### Kontrastentwicklung bei Variation der Z-Position:

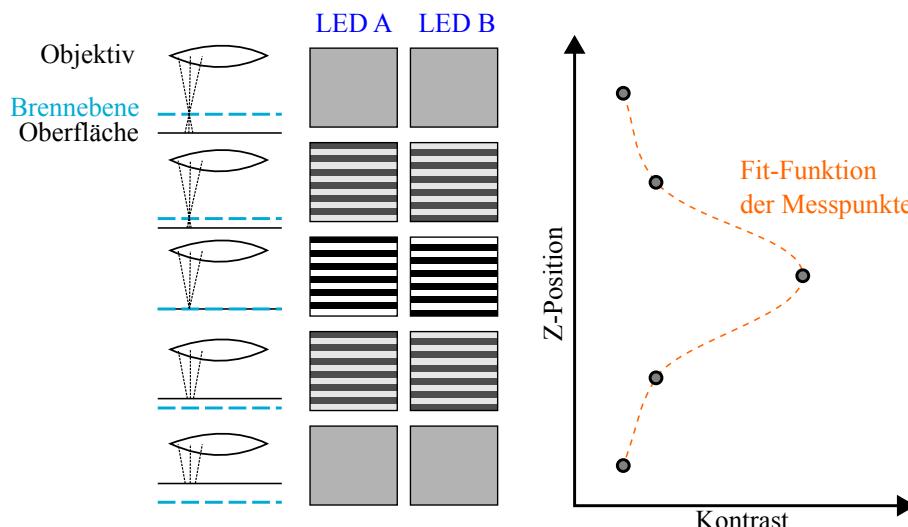


Abbildung 4.5: Schematische Darstellung des Messprinzips „structured illumination microscopy“, resultierende Oberflächenabbildungen und höhenspezifische Kontrastverhältnisse

eine Erweiterung des Lichtmikroskops (Auflicht) und nutzt ebenfalls zwei Sammellinsen (Objektiv und Okular/Tubuslinse) zur optischen Vergrößerung von Strukturen oder Objekten. Statt dem menschlichen Auge als Abbildungsebene wird jedoch ein digitaler Bildsensor verwendet, der gegenüber Helligkeitsunterschieden ist. Außerdem verfügt das Mikroskop über Blenden, welche die Schärfentiefe möglichst minimieren und den Strahlengang auf einen kleinen Punkt fokussieren. Das Messprinzip eines Konfokalmikroskops

beruht auf einer Höhenvariation der Fokusebene, indem der Fokus in der Z-Position verfahren wird und zeitgleich die Helligkeits- und Positionsinformation aufgezeichnet wird. Im Anschluss wird die Helligkeitsinformation ausgewertet und dem fokussierten Punkt die entsprechende Höhe bei maximalem Kontrast zugeordnet. Um zeiteffizient viele Punkte zu vermessen und zu einem Bild mit entsprechenden Höheninformationen zusammenzusetzen, sind unterschiedliche Verfahren etabliert [170, S. 62–65].

Beim „structured illumination microscopy“-Prinzip, mit dem das genutzte Mikroskop arbeitet, wird ein Gitter in den Strahlengang eingefügt, das von zwei Leuchtmitteln aus unterschiedlichen Richtungen bestrahlt wird (vgl. Abbildung 4.5). Durch einen Wechsel der aktiven Leuchtmittel werden um 180° verschobene Einzelbilder mit Gitterstruktur aufgenommen. Für jeden Pixel wird im Anschluss der Kontrastunterschied zwischen diesen Einzelbildern ermittelt. Entsprechend dem konfokalmikroskopischen Messprinzip wird dieser Kontrastunterschied für verschiedene Z-Positionen ausgewertet und dem Pixel die Höhe bei maximalem Kontrast zugeordnet. Als Resultat erhält man eine Punktwolke mit Höheninformationen der Oberfläche und spezielle vorgesetzte Filteralgorithmen erhöhen dessen Qualität. [171]

Ein Vorteil dieser Messmethode ist die hohe Messgeschwindigkeit durch die flächige Informationserfassung und die Vermeidung beweglicher Teile, die eine regelmäßige Wartung und Nachjustage erfordern [171]. Ein weiterer Vorteil und ausschlaggebend für dessen Einsatz zur Verschleißquantifizierung ist die Möglichkeit stark reflektierende Oberflächen zu vermessen, die metallische Proben oft besitzen.

## Verschleißmessung und –auswertemethodik am Modellexperiment

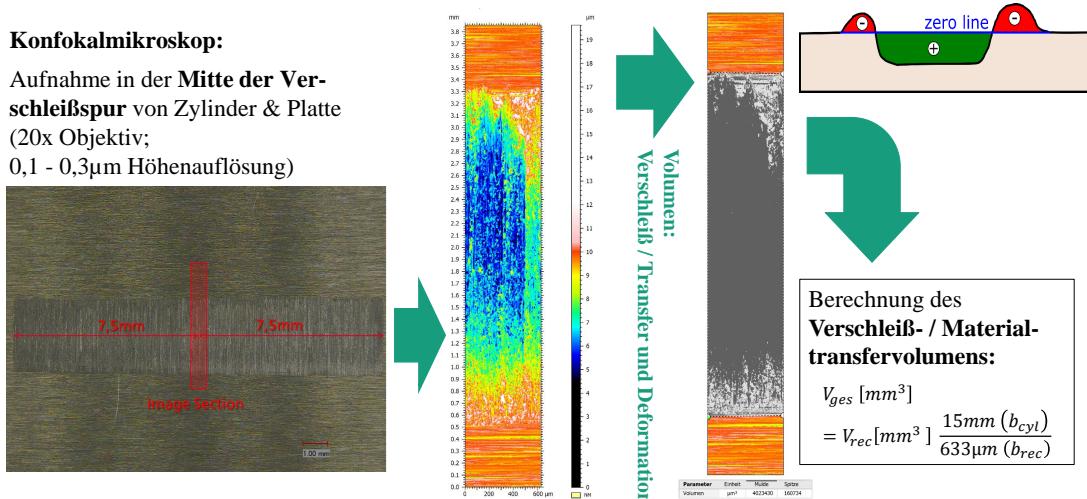


Abbildung 4.6: Methodik zur Verschleißermittlung an Modellversuchskörpern

Zu Beginn der Verschleißauswertung an den Modellversuchskörpern wird ein 633 µm breiter Bereich in der Mitte der Verschleißspur mit einer 10-fachen Vergrößerung aufgenommen. Die Höheninformationen werden dabei mit einer Z-Achsen-Schrittweite von 0,2 µm

bestimmt. Bei der anschließenden Auswertung wurde mit Hilfe unbelasteter Materialbereiche oberhalb und unterhalb der Reibspur eine Referenzhöhe ermittelt und das Auftrags- und Verschleißvolumen berechnet. Die Werte wurden abschließend auf die gesamte Kontaktbreite von 15 mm extrapoliert. Diese Vorgehensweise ist in Abbildung 4.6 zusammengefasst. Bei der Vermessung der Zylinder wurden die Höheninformationen vor der Referenzhöhenermittlung um die Zylinderform korrigiert. Sobald eine unsymmetrische Ausbildung der Verschleißflächen und damit eine Schiefstellung des Zylinders festgestellt wurde, erfolgte eine Bewertung als Fehlversuch.

### 4.2.2 Verschleißermittlung beim Systemexperiment

Die Ermittlung des Verschleißes an den Wellen des Systemexperiments erfolgte in Analogie zu den Modellversuchskörpern durch eine konvokalmikroskopische Vermessung. Mittels „structured illumination microscopy technique“ wurde ein 1,28 mm breiter Streifen über die gesamte Breite der Verschleißspur mit einer Z-Achsen-Schrittweite von 0,3  $\mu\text{m}$  aufgenommen. Dazu wurde eine Position 25 - 35° neben der untersten Wellenposition ausgewählt. Die tribologisch unbelastete Zone rechts und links neben dem Verschleißbereich wurde genutzt, um die Referenzhöhe zu ermitteln. Mit dieser Referenzhöhe wurde im Anschluss die mittlere Verschleißtiefe und die mittlere Auftragshöhe der Wellen berechnet.

Da konkave Oberflächen durch die geringere Reflexionsausbeute für optische Messverfahren ungeeignet sind, wurde eine 3-Achs-Koordinatenmessmaschine (Hoffmann SE, München Germany, Garant MM2 CNC) zur Vermessung der Buchsen eingesetzt. Diese besteht aus einem Tastkopf mit definiertem Durchmesser und einem hochpräzisen, in drei Richtungen beweglichen Maschinenbett, mit dem die Konturen von Objekten abgetastet und vermessen werden können. Mit einer Auflösung von ca. 0,1  $\mu\text{m}$  in X, Y und Z-Richtung, einem Kugeltaster mit  $D = 1,981 \text{ mm}$ , und insgesamt 180 Antastpunkten wurde der Buchseninnen-durchmesser nach der tribologischen Belastung an drei Positionen vermessen, in der Mitte und jeweils 2 mm von der Außenkante entfernt. Der jeweils größte gemessene Innendurchmesser wurde in einem Mittelwert zusammengefasst und durch Subtraktion des initialen Durchmessers die mittlere Verschleißtiefe der Buchse ermittelt.

Für die Berechnung des Verschleißvolumens wurden anschließend die folgenden Annahmen getroffen: Die Verschleißverteilung an Buchse und Welle führen zu einer elliptischen Form mit dem Radius  $r_{bv}$  bzw.  $r_{wv}$  (rot), die an den Enden der Halbellipse wieder in die ursprüngliche Kreisform mit  $r_{b-ini}$  bzw.  $r_{w-ini}$  (blau) übergeht (vgl. Abbildung 4.7). Diese einfache Annahme einer elliptische Verschleißausbildung, die keine zusätzliche Vermessung der Kontaktkörper bedarf, hat sich nur teilweise zutreffend herausgestellt. Meist trat eine delenförmige Volumenreduktion an den beiden Umkehrpunkten und nur minimaler Verschleiß am untersten (theoretischen Anlage-) Punkt auf.

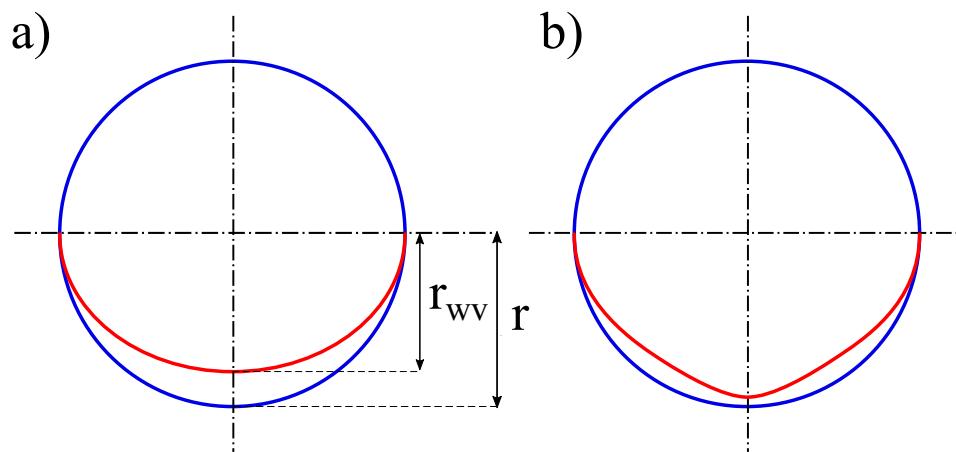


Abbildung 4.7: Schematische Darstellung der Verschleißausbildung an der Welle: a) angenommener elliptischer Verschleiß zur Verschleißberechnung, b) reale Verschleißform

Das Verschleißvolumen der Welle  $V_w$  berechnet sich mit der Annahme einer elliptischen Verschleißausbildung und mit der Breite der Verschleißspur  $b_{wv}$  aus den konfokalmikroskopischen Aufnahmen durch:

$$V_w = \frac{\pi}{2} [r_{w-ini}^2 - r_{w-ini} r_{wv}] b_{wv} \quad (4.2)$$

Das Verschleißvolumen der Buchse ( $V_b$ ) berechnet sich mit einer Buchsenbreite ( $b_{bv}$ ) von 15 mm äquivalent durch:

$$V_b = \frac{\pi}{2} [r_{b-ini} r_{bv} - r_{b-ini}^2] b_{bv} \quad (4.3)$$

Mit dieser Verschleißermittlung werden nur Volumenabnahmen ermittelt, weshalb im Gegensatz zum Modellversuch keine Bewertung des Transfervolumens möglich ist und folglich auch nicht dargestellt wird. Weiterhin kann es durch eine starke Oxidation dazu kommen, dass der Buchseninnendurchmesser im verschlissenen Zustand  $r_{bv}$  kleiner ist als im initialen Zustand  $r_{b-ini}$ , sodass ein negativer Verschleiß berechnet wird, der trotzdem in den Auswertungen und Diagrammen aufgeführt wird.

Bei der Verschleißberechnung der geschlitzten Buchsen wurde auf das entsprechende CAD-Modell zurückgegriffen, mit dem ebenfalls eine Umrechnung zwischen Verschleißtiefen und Verschleißvolumen möglich ist. Dabei wurden die vorherigen Annahmen zur elliptischen Verschleißform und zum Übergang zwischen Halbellipse und Halbkreis beibehalten. Durch dieses Vorgehen wurde sichergestellt, dass in der Berechnung des Verschleißvolumens die eingebrachten Schlitze als bereits fehlendes Material mitberücksichtigt wurden und die Versuchsergebnisse somit nicht durch die Umrechnung verfälscht werden.

# 5 Weiterführende Analytik

Neben der konfokalmikroskopischen und taktilen Analyse zur Verschleißermittlung wurden die Versuchskörper und der entstandene Abrieb mit verschiedenen tiefergehenden Methoden analysiert und dokumentiert, die im Folgenden beschrieben werden.

## 5.1 Makrodokumentation

Um die Verschleißflächen der Versuchskörper nach den tribologischen Versuchen vollflächig zu dokumentieren, wurden Makrobilder angefertigt. Dazu wurde eine digitale Spiegelreflexkamera (DSLR D200, Nikon, Tokio Japan) mit einem Makroobjektiv (Brennweite 60 mm), sowie ein entsprechendes Beleuchtungssystem genutzt. Die Zylinder, Platten und Wellen wurden nach Versuchsende im unveränderten Zustand fotografiert, die Buchsen wurden jedoch vor dieser Dokumentation zerteilt, um die Verschleißfläche besser abbildbar zu machen. Die Teilung der Buchsen erfolgte außermittig und in einem Winkel von  $30^\circ$  zur Vertikalen, damit neben den Seitenflächen der Buchse auch der unterste Bereich (theoretische Anlagepunkt der Welle) in einem Bild abgebildet werden kann.

## 5.2 Lichtmikroskopie

Für die Analyse der Materialgefüge und Charakterisierung der Beschichtungen wurde ein Lichtmikroskop (Eclipse ME 600, Nikon, Tokio Japan) genutzt. Durch die optische Vergrößerung von Strukturen und Objekten mit zwei Sammellinsen (Objektiv und Okular/Tubuslinse) können mit einem Lichtmikroskop Details bis in den  $\mu\text{m}$ -Bereich sichtbar gemacht werden. Da metallische Körper opak sind, das heißt nicht durchstrahlt werden können, wurde das Mikroskop mit Auflichtbeleuchtung eingesetzt, bei dem der Strahlengang des zur Beleuchtung benötigten Lichts durch das optische System mit Objektiven erfolgt.

## 5.3 Elektronenmikroskopie

### Rasterelektronenmikroskopie

Neben der hochauflösten Dokumentation der Verschleißflächen mittels Konfokalmikroskopie wurde zusätzlich die Rasterelektronenmikroskopie (REM; SUPRA™ 40VP, Carl Zeiss Microscopy, Oberkochen Deutschland) eingesetzt. Das Rasterelektronenmikroskop hat neben der hohen erreichbaren Vergrößerung den Vorteil, dass Topografieinformationen in den Aufnahmen mit abgebildet werden, sodass diese Methode sich ausgezeichnet zur tiefgehenden Analyse und Charakterisierung der Verschleißflächen eignet. Weiterhin ist am REM durch zusätzliche Detektoren eine Analyse der chemischen Zusammensetzung möglich, die sogenannte energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX), was ein weiterer Vorteil dieser Analysemethode ist.

Das Grundprinzip eines REM besteht in der Abrasterung einer abzubildenden Oberfläche durch einen fokussierten Elektronenstrahl und der simultanen Detektion der von der Oberfläche emittierten Elektronen. Die benötigten Primärelektronen werden dabei von einer Kathode (W/LaB<sub>6</sub> oder Feldemission) emittiert, über magnetische Linsen fokussiert und mit Spannungen zwischen 0,2 - 20 kV auf die Oberfläche beschleunigt. Damit der Elektronenstrahl hauptsächlich mit der abzubildenden Oberfläche interagiert, befindet sich die Probe in Vakuum. Die an der Oberfläche emittierten Elektronen besitzen unterschiedlichste Energielevel und sind unterschiedlichen Ursprungs, wie Abbildung 5.1 verdeutlicht. Durch die Detektion innerhalb spezifischer Energiebereiche können unterschiedliche Aufnahmen erstellt und Informationen ermittelt werden. [172, S. 105–110]

Ein Abbildungsverfahren nutzt die Sekundärelektronen (SE), welche durch das Auftreffen

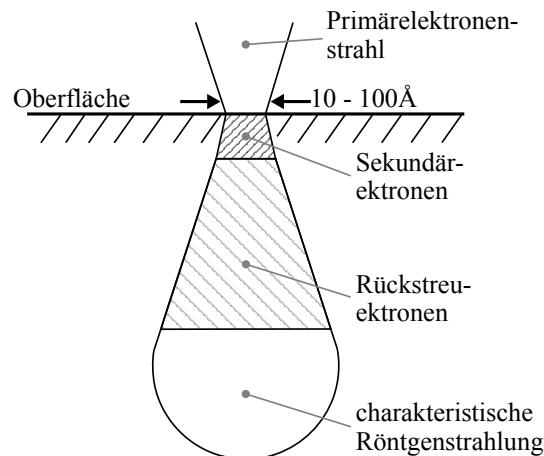


Abbildung 5.1: Schematische Darstellung des Interaktionsbereichs zwischen einfallenden Primärelektronen und dem Material. Ein Bereich von 10 - 100 Å um die Kontaktstelle herum ist als Bereich für die Interaktion markiert. Von der Oberfläche gehen Sekundärelektronen aus, die in einem Kegel nach unten fließen. Ein Teil dieser Sekundärelektronen wird als Rückstreu-ektronen bezeichnet und wird ebenfalls abgebildet. Am unteren Rand des Kegels wird charakteristische Röntgenstrahlung freigesetzt. [172, S. 105–110]

der Primärelektronen von Materialien emittiert werden und charakteristische niedrige Energielevels besitzen. Weder ihre spektrale oder angulare Verteilung noch ihre Intensität erlaubt

Rückschlüsse auf die Materialzusammensetzung. Durch den oberflächennahen Ursprung der Sekundärelektronen geben die erzeugten Abbildungen hauptsächlich die Topografieinformationen der Oberfläche wieder. Die dezentrale Anordnung des Detektors führt zu einem leichten Schattenwurf, der die Identifikation der Topografie für das menschliche Auge vereinfacht. [172, S. 105–110]

Ein anderes Abbildungsverfahren nutzt die rückgestreuten Primärelektronen (BSE: Back-scattered Electrons), die nach elastischer Streuung im Material hohe Energien besitzen. Die Anzahl der Rückstreuerelektronen ist dabei abhängig vom Material und steigt mit der atomaren Masse bzw. Ordnungszahl, sodass Unterschiede in der Materialzusammensetzung durch Helligkeitsunterschiede abgebildet werden. Durch eine starke Abschattung und dem tieferreichenden Ursprung der Rückstreuerelektronen ist die Qualität/Schärfe des resultierenden Bildes reduziert.

Die Rasterelektronenmikroskopie mit ihren beiden sich ergänzenden Abbildungsverfahren ist eine wichtige Analysemethode in der Tribologie. Gerade für den Bereich der Hochtemperaturtribologie, bei der Oxidschichten und oxidierte Partikel das Verschleißbild prägen, können diese Schichten einfach vom Grundmaterial unterschieden werden und infolgedessen wichtige Erkenntnisse gewonnen werden. Die detaillierte Analyse der Topografie ermöglicht aber auch eine zuverlässige Identifikation der dominierenden Verschleißmechanismen. Für die Abbildung von Oberflächen und Schliffen wurde eine Beschleunigungsspannung von 8 kV und ein Arbeitsabstand von 8 mm gewählt, um einerseits die elektrostatische Aufladung und die resultierende Bildverzerrung zu reduzieren und andererseits möglichst oberflächennahe Informationen zu erhalten.

Eine Erweiterung des REM bildet ein fokussierter Ionenstrahl (FIB: Focused Ion Beam), mit welchem Material der Proben gezielt abgetragen und Schnitte in tieferliegende Materialbereiche eingebracht werden können. Vorteile dieser Methode sind die minimalen Präparationsartefakte im Vergleich zur konventionellen metallografischen Schlifffherstellung, die hohe Präzision beispielsweise für die Herstellung dünner Lamellen zur weiteren Analyse im Transmissionselektronenmikroskop, und die ortsgenaue Steuerung des Abtrageprozesses durch die Kombination mit einem REM. In Analogie zum Rasterelektronenmikroskop werden beim FIB magnetische Linsen eingesetzt, um einen Ionenstrahl zu fokussieren und auf die Probenoberfläche zu beschleunigen. Die auf der Oberfläche auftreffenden Ionen lösen durch ihre hohe Masse und Energie einzelne Atome heraus und führen zu einem Materialabtrag. Diese Methodik wurde an einer ausgewählten Modellversuchsprobe eingesetzt, die in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre tribologisch belastet wurde. Dazu wurde ein Helios 650 Dual Beam (Thermo Fisher Scientific, Waltham, MA, USA) genutzt und die Probenoberfläche wurde während des Abtrageprozesses durch eine ionenstrahlgestützte Abscheidung einer Platinsschicht vor Schäden geschützt.

### Energiedispersive Röntgenspektroskopie

Ergänzend zu materialkontrastreichen Aufnahmen der Rückstreuerelektronen wurde die energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX; EDAX Octane Elect Plus, AMETEK Inc. Berwyn USA) genutzt, um Materialzusammensetzungen zu quantifizieren. Ein Vorteil dieser

Methode liegt in der positionsgenauen Elementanalyse, die eine farbliche Darstellung der Elementverteilungen innerhalb des abzubildenden Bereiches ermöglicht. Auch die einfache Durchführung und geringe Analysedauer dieser Methode macht sie für die tiefergehenden Analysen von Verschleißflächen interessant.

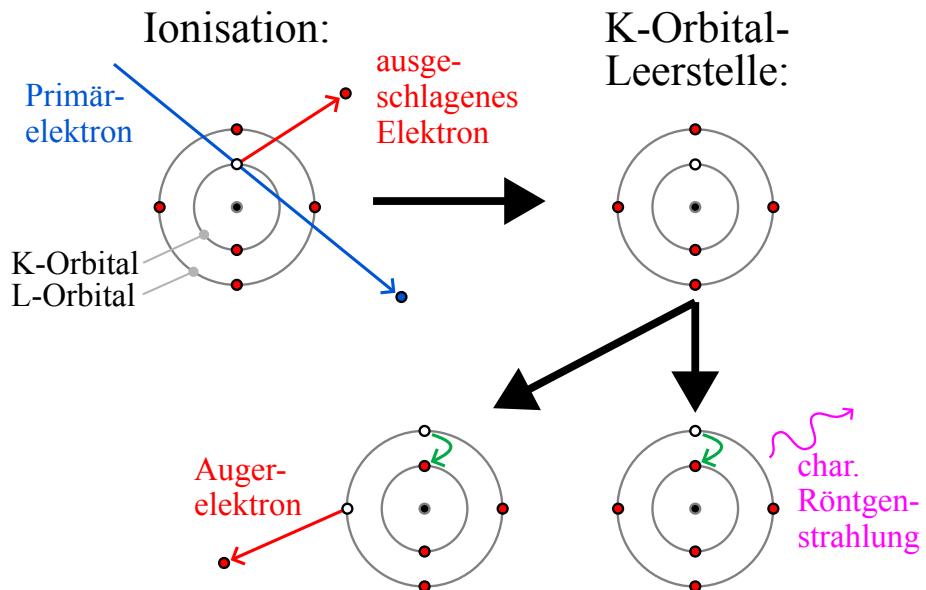


Abbildung 5.2: Schematische Darstellung der Röntgenstrahlemission nach einer inelastischen Streuung eines energiereichen Elektronenstrahls an einem Kohlenstoffatom nach [173, S. 40]

Wie in Abbildung 5.1 ersichtlich, werden durch die auf eine Materialoberfläche auftreffenden Primärelektronen nicht nur Elektronen emittiert und rückgestreut, sondern auch Röntgenstrahlung freigesetzt. Diese entsteht, wenn ein Elektron aus einer inneren bohrschen Atomschale ausgeschlagen wird, ein energiereicheres Elektron eines höheren Atomorbitals dessen Platz auffüllt und die Energiedifferenz als Röntgenstrahlung emittiert wird (vgl. Abbildung 5.2). Abhängig von den Atomorbitalen (K, L, M) der Elemente sind unterschiedliche Übergänge möglich, die wiederum in elementspezifischen Energien der Röntgenstrahlung resultieren. Mittels eines energiedispersiven Halbleiterdetektors kann diese Strahlung gemessen und die Materialzusammensetzung quantifiziert werden. Aufgrund der geringen Adsorption der Röntgenstrahlung in Festkörpern wird diese aus Materialbereichen von 0,1 - 10 µm Tiefe emittiert, die maßgeblich von der Energie der Primärelektronen und der Elementarmassen abhängig ist. Infolgedessen ist zu beachten, dass die Elementinformationen der EDX aus wesentlich tieferen Materialbereichen stammt als die zur Topographiedarstellung genutzten Sekundärelektronen (vgl. Abbildung 5.1). [174, S. 5–7][172, S. 105–110]

### Transmissionselektronenmikroskopie

Durch die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) können Proben sehr hochauflösend bis in den atomaren Bereich hinein analysiert und deren Struktur ermittelt werden. Diese Methode wurde für die tiefgehende Analyse der Verschleißpartikel eingesetzt, da die maximale Probendicke für die notwendige Durchstrahlung auf bis zu 1 µm beschränkt ist. Da normalerweise eine aufwändige Präparation für Metallquerschnitte notwendig ist, um diese in der geforderten Dicke herzustellen, wird diese Methode nur für spezifische Fragestellungen eingesetzt.[172, S. 98]

Die in dieser Arbeit aufgeführten Ergebnisse wurden am Laboratorium für Elektronenmikroskopie am Karlsruher Institut für Technologie von Herrn Martin Peterlechner ermittelt. Zur Verschleißpartikelanalyse wurde der in Ethanol gelöst und gelagerte Abrieb auf einen Holey-Kohlenstofffilm aufgebracht, welcher wiederum durch ein Kupfergitter als Probenhalter stabilisiert wurde. Die Analysen wurden an einem FEI Titan<sup>3</sup> 80-300 mit einem Cs-Korrektor und einer Beschleunigungsspannung von 300 keV durchgeführt. Die Daten wurden mit dem FEI-Softwarepaket „TEM imaging and analysis“ (TIA) Version 4.7 SP3 und mit „Gatan Digital Micrograph 3.53“ konvertiert und ausgewertet.

Ein Transmissionselektronenmikroskop nutzt wie ein Rasterelektronenmikroskop einen rasternden, fokussierten Elektronenstrahl, zur Abbildungserzeugung werden jedoch keine vom Material emittierten Elektronen genutzt, sondern die Primärelektronen, die das Material durchdringen haben werden detektiert. Der Kontrast in der Abbildung wird dabei durch Unterschiede in der Adsorption (Dichte oder Dicke der Probe), Beugung und Streuung der Elektronen hervorgerufen. Mit sogenannten high-angle annular dark field-Detektoren (HAADF) lassen sich die chemischen Elemente anhand des Kontrasts unterscheiden, da in diesem Winkelbereich die Signalintensität mit der Ordnungszahl korreliert [175]. Mit einer zusätzlichen Blende im Strahlengang nach der Probe werden nur speziell gebeugte Elektronen zur Abbildung genutzt, wodurch Unterschiede in der Intensität des direkten Strahls sichtbar werden. Dieser sogenannte Beugungskontrast und das aufgezeichnete Beugungsmuster erlauben es, unterschiedliche Kristallorientierungen und Kristaldefekte aufzulösen. Bei der sogenannten hochauflösenden Transmissionselektronenmikroskopie (HR-TEM) sind Auflösungen bis in den nm-Bereich möglich, die sichtbaren Punkte sind jedoch nicht direkt mit einzelnen Atomen zu korrelieren. Stattdessen geben die abgebildeten Strukturen ohne aufwändige und tiefgehende Analyse des Streuprozesses nur Informationen über die Ausrichtung von Gitterebenen wieder. [172, S. 98–100][176, S. 8]

### Elektronenenergieverlustspektroskopie

Zur Elementanalyse bei der Transmissionselektronenmikroskopie wurde die Elektronenenergieverlustspektroskopie (EELS) genutzt. Dabei werden die Energiezustände der durchgestrahlten, monoenergetischen Primärelektronen bestimmt, die mit den Atomen im Probenmaterial wechselwirken. Durch inelastische Streuung (vgl. Abbildung 5.3) geben die Primärelektronen eine elementspezifische Energie ab, die für die Anregung der Elektronen im Material und den Wechsel in ein höheres Atomorbital benötigt wird. Aufgrund dessen

kann mit dem ermittelten Energiespektrum die Materialzusammensetzung der durchstrahlten Probe bestimmt werden. Vorteile dieser Methode sind die hohe räumliche Auflösung und das hohe Signal-Rausch-Verhältnis, das auf die Vorwärtsstreuung der Primärelektronen bei inelastischen Stößen und die resultierende hohe Signalausbeute zurückzuführen ist. Außerdem können mit der Elektronenenergieverlustspektroskopie geringere Konzentrationen an Elementen mit niedriger Ordnungszahl nachgewiesen werden, als mit der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) [177]. [178, S. 2–5, 23–24]

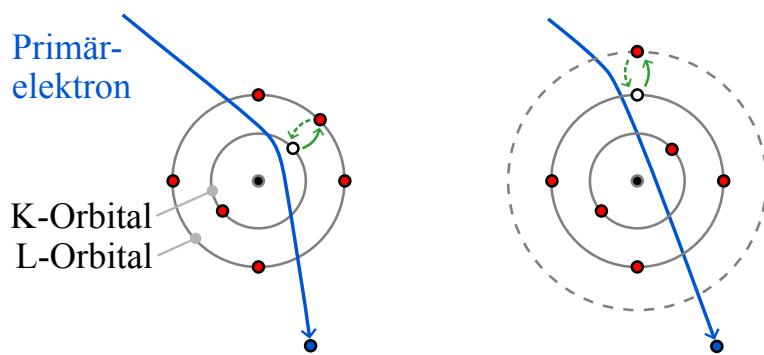


Abbildung 5.3: Schematische Darstellung inelastischer Streuung am Braggschen Atommodell (hier Kohlenstoffatom) nach [178, S. 3]

## 5.4 Ramanspektroskopie

Neben den zuvor beschriebenen Methoden der Elektronenmikroskopie zur Analyse der Materialzusammensetzung wurde die Ramanspektroskopie eingesetzt, um den exakten Aufbau von Molekülen und die Bindungszustände der Atome zu identifizieren. Diese Analysemethode benötigt kein Vakuum und ist deshalb einfach und schnell durchführbar. Der Materialtiefenbereich, für den die chemischen Informationen ermittelt werden, liegt bei dieser Methode zwischen 1 - 1,5 µm [179, S. 137].

Das Grundprinzip der Ramanspektroskopie besteht in der Wechselwirkung des Probenmaterials mit Laserstrahlung spezieller Wellenlängen und der Detektion und Analyse der vom Material gestreuten Strahlung, dem sogenannten Raman-Effekt. Grundsätzlich wird durch einen inelastischen Stoß eines Photons mit einem Molekül ein Valenzelektron auf ein höheres, virtuelles Energieniveau angehoben. Dabei sind jedoch drei unterschiedliche Streuprozesse zu unterscheiden (vgl. Abbildung 5.4), bei der Rayleigh-Streuung nimmt das Elektron wieder das ursprüngliche Energieniveau ein und gibt dementsprechend die gleiche Energiemenge als Photon ab, die es aufgenommen hat. Bei der Stokes-Streuung (oder auch Raman-Streuung) nimmt das Elektron ein energetisch höheres Niveau ein, was zu einer Schwingung des Moleküls führt, das folglich nur eine geringere Energiemenge als Photon abgibt. Dieser schwingungsangeregte Zustand ist abhängig von den Symmetrieeigenschaften des Moleküls, wobei nur elektrisch polarisierbare Festkörper ohne Inversionszentrum diesen Zu-

stand einnehmen können und damit ramanaktiv sind. Die Energiedifferenz der gestreuten Strahlung im Vergleich zur monoenergetischen Laserstrahlung (Raman-Verschiebung) wird mit dieser Methode detektiert und lässt Rückschlüsse auf die Bindungszustände zu. Bei der Anti-Stokes-Streuung (oder auch Anti-Raman-Streuung) wird das Elektron von einem höheren, schwingungsangeregten Zustand zusätzlich angeregt, nimmt aber wieder ein energetisch niedrigeres Niveau ein und gibt infolgedessen eine höhere Energiemenge als Photon ab, als es aufgenommen hat. Aufgrund der vergleichsweise schwachen Anti-Stokes-Streuung und dessen Temperaturabhängigkeit ist diese nicht zur Identifikation von Bindungszuständen geeignet. [180, S. 13–17][179, S. 48–51][181, S. 2–6]

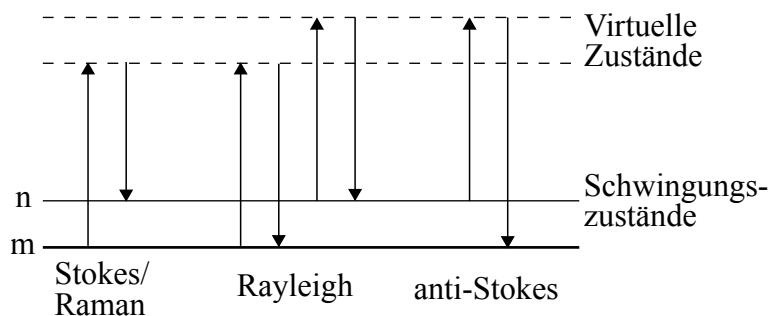


Abbildung 5.4: Schematische Darstellung unterschiedlicher Streuprozesse (Stokes, Rayleigh und Anti-Stokes) monoenergetischer Laserstrahlung nach [181, S. 4]

Die gereinigten Verschleißflächen der Proben wurden mit einem Ramanspektroskop (Renishaw inVia™, Renishaw plc., Gloucestershire Vereinigtes Königreich) und einem 532 nm Laser analysiert, um die temperaturabhängigen Oxidationszustände zu ermitteln. Für die Analysen wurde eine Laserleistung von 0.8 mW nach Vorversuchen an ungenutzten Proben ausgewählt, die zu keiner nachweislichen Oxidation der Proben geführt hat. Die Bestrahlungsdauer betrug 90 s und die Analysen wurden an je drei unterschiedlichen Stellen durchgeführt, um repräsentative Ergebnisse zu ermitteln. Die gerätespezifische Software WiRE™ wurde für die Analysen der Spektren und die automatische Korrektur der kosmischen Strahlung genutzt.

## 5.5 Röntgenphotoelektronenspektroskopie

Zusätzlich zur Ramanspektroskopie wurde die Röntgenphotoelektronenspektroskopie (XPS) genutzt, um sehr oberflächensensitiv Materialzusammensetzungen und Bindungszustände zu ermitteln. Diese Analysemethode benötigt Ultrahochvakuum, weshalb eine aufwändige Probenpräparation und Einschleusung notwendig ist. Ein Vorteil bringt die Kopplung mit einer Ionensputteranlage, die für einen gezielten Materialabtrag eingesetzt werden. Mit dem Wechselbetrieb der Sputteranlage mit der XPS können Tiefenprofile der Materialzusammensetzung ermittelt werden.

Die Röntgenphotoelektronenspektroskopie beruht auf dem äußeren photoelektrischen Effekt, bei dem durch Bestrahlung mit monochromatischer Röntgenstrahlung (hier Al-K $\alpha$ -Strahlung, 1486,6 eV) Elektronen aus der innersten Atomschale emittiert werden (vgl. Abbildung 5.5) und ein ionisierter Endzustand entsteht. Durch eine spezielle Spektrometeranordnung werden diese emittierten Elektronen detektiert und deren Energie gemessen. Durch die bekannte Anregungsenergie ( $hf$ ) und Austrittsarbeit des Spektrometers ( $^S W_A$ ), sowie die ermittelte kinetische Energie der Photoelektronen ( $^S E_{kin}$ ) kann die Bindungsenergie bezogen auf das Ferminiveau ( $^{Fermi} E_B$ ) berechnet werden. Durch die geringe freie Weglänge der emittierten Elektronen liegt die Informationstiefe dieser Analysemethode zwischen 0,5 - 5 nm.[176, S. 68-69][182, S. 415-418]

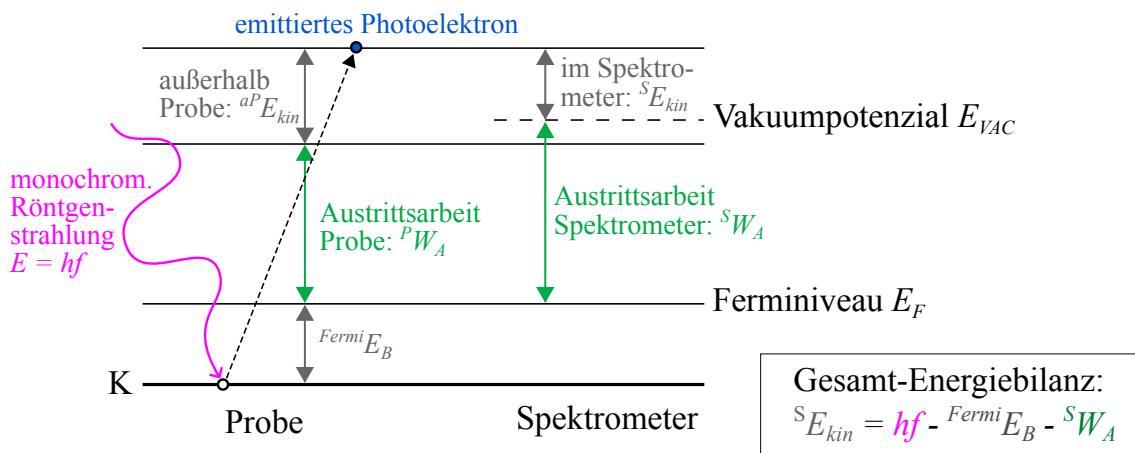


Abbildung 5.5: Schematische Darstellung des äußeren photoelektrischen Effekts mit monochromatischer Röntgenstrahlung und einem emittierten Photoelektron nach [176, S. 68]

Die Röntgenphotoelektronenspektroskopie (PHI 5000 VersaProbe™ II, Physical Electronics Inc., Chanhassen USA) wurde an Verschleißflächen der Modell- und Systemproben nach Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturen und Atmosphären durchgeführt. Elementspektren der Oberfläche wurden mit einer Energieauflösung von 0,1 eV und einer Eintrittsenergie von 23 eV bei einer Spotgröße von 200 µm aufgenommen. Das Sputtern mit Argon-Ionen wurde zur Messung von Tiefenprofilen der Elemente mit einer Energieauflösung von 0,2 eV und einer Eintrittsenergie von 47 eV bei einer Spotgröße von 200 µm eingesetzt. Die Tiefenskala wurde anhand eines SiO<sub>2</sub>-Wafers mit einer bestimmten Oberflächendicke kalibriert. Es wurden zwei Sputterraten angewendet: 2 nm/min (500 mA, 1 kV) und 10 nm/min (1000 mA, 2 kV). Bei einer typischen Analyse wurde Probenmaterial 25 min lang mit einer Rate von 2 nm/min abgetragen, um ein detaillierteres Bild der chemischen Zusammensetzung an der Oberfläche zu erhalten. In den nachfolgenden 95 min wurde die Sputterrate auf 10 nm/min erhöht, was eine Gesamtprofiltiefe von bis zu 1 µm ergab. Die PHI-Multipak-Software wurde zur Analyse der XP-Spektren und der Tiefenprofile mit LLS-Anpassung eingesetzt. Alle Proben wurden vor der Analyse mit Cyclohexan und Isopropanol gereinigt.

# 6 Ergebnisse und Diskussion

## Materialpaarung A (Co-Basis)

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse des Modellexperiments und des Systemexperiments mit normaler und geschlitzter Buchse für die *Materialpaarung A* (Co-Basis) vorgestellt und im Anschluss diskutiert, sowie im Kontext der Literatur bewertet. Für die jeweiligen Experimente werden die unterschiedlichen Einflussfaktoren wie Temperatur, Normalkraft, Gleitamplitude und Atmosphäre in separaten Abschnitten thematisiert.

### 6.1 Modellexperiment

#### 6.1.1 Temperatureinfluss

Der mittlere energetische Reibwert und die mittleren Verschleißvolumen von Zylinder und Platte der *Materialpaarung A* nach isothermen Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturen sind in Abbildung 6.1 a) dargestellt. Bei Raumtemperatur (RT) und 100 °C tritt minimaler Verschleiß von Zylinder und Platte auf, und es wurde eine mittlere Reibung zwischen 0,6 und 0,7 gemessen. Der Reibwert bei 100 °C ist im Vergleich zum Trend bei RT sowie 200 - 300 °C leicht erhöht. Im anschließendem Temperaturbereich bis 300 °C wird hauptsächlich der Zylinder verschlissen, der Verschleiß der Platte bleibt auf einem niedrigen Niveau und der energetische Reibwert beträgt weiterhin 0,6. Bei mittleren Temperaturen von 400 - 500 °C ändert sich das Verschleißverhalten deutlich, der Verschleiß des Zylinders nimmt ab und der Verschleiß der Platte erreicht die höchsten Werte dieser Werkstoffpaarung. Die Verschleißverteilung zwischen den Probenkörpern dreht sich damit komplett um im Vergleich zu niedrigeren Temperaturen. Außerdem steigt die Reibung ab 500°C auf 0,7 an. Die zweite bedeutende Änderung des Verschleißverhaltens wurde im Hochtemperaturbereich zwischen 600-800°C gemessen, in dem der Verschleiß von Zylinder und Platte auf minimale Werte absinkt. Das Reibungsverhalten zeigt diesen Übergang bei leicht verschiedenen Temperaturen. Bei 600 °C wurde der steigende Trend von 500 °C fortgesetzt, was zu der höchsten Reibung von 0,86 führte, während bei 700 - 800 °C die niedrigsten Reibwerte von 0,34 gemessen wurden. [160]

Um das temperaturabhängige Reibverhalten der *Materialpaarung A* detaillierter zu beschreiben, sind in Abbildung 6.1 b) repräsentative, zeitabhängige Reibverläufe dargestellt. Bei den

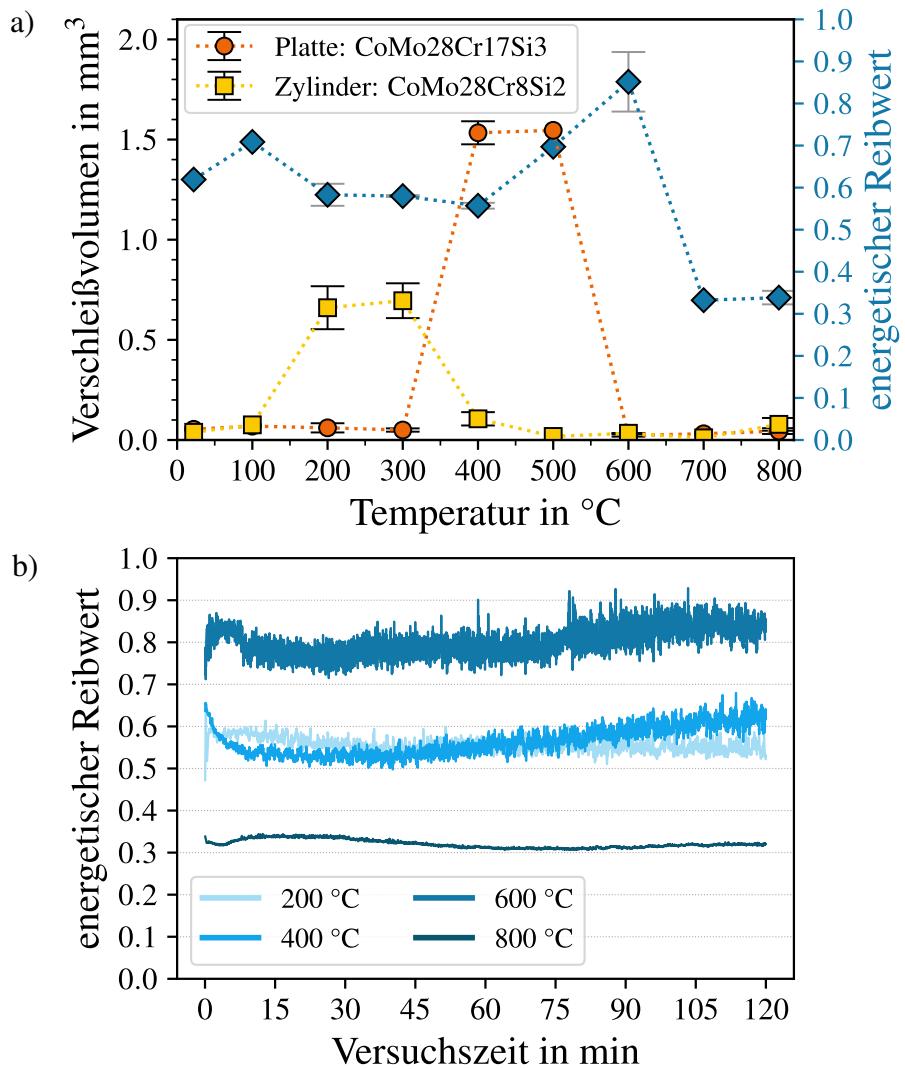


Abbildung 6.1: MP A: Temperaturabhängiges Reibungs- und Verschleißverhalten des **Modellexperiments** (50 N, 1,6 mm, 15 Hz, 120 min); a) Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Platte und des Zylinders mit orangen Kreisen und gelben Quadraten entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; b) repräsentative Reibverläufe bei unterschiedlichen Temperaturen in Luft; [160]

beiden niedrigeren Temperaturen von 200 °C und 400 °C wurde ein nach kurzer Einlaufzeit relativ konstantes Reibniveau von 0,55 - 0,6 erreicht. Das Reibverhalten bei 600 °C liegt einerseits auf einem signifikant hohen Niveau um 0,8 und besitzt andererseits eine deutlich größere Schwankungsbreite. Die niedrigste Reibung und das schwankungsärmste sowie homogenste Zeitverhalten tritt bei 800 °C auf. [160]

Einen Überblick über die Verschleißflächen der Probenkörper gibt Abbildung 6.2, welche für ausgewählte Temperaturen auf der linken Seite die Zylinder und auf der rechten Seite die Platten aufführt. Besonders bei den beiden niedrigeren Temperaturen von 200 & 400 °C ist der hohe Anteil an dunkelgrauen Verschleißpartikeln markant. Sie haften sowohl am Zylinder direkt neben der Kontaktfläche, als auch auf der Platte sind größere Haufen an Verschleißpartikeln neben der Verschleißfläche zu erkennen. Doch auch bei 600 °C, bei der im Vgl. zu den anderen Temperaturen die Verschleißfläche am Zylinder signifikant kleiner ist, sind anhaftende Verschleißpartikel zu sehen. Die bei 600 °C getestete Platte zeigt eine stark reflektierende Triboschicht mit einzelnen Riefen in Bewegungsrichtung. Grundsätzlich weisen die Probenkörper bei allen Temperaturen ein recht homogenes Verschleißbild über die gesamte Kontaktbreite auf.

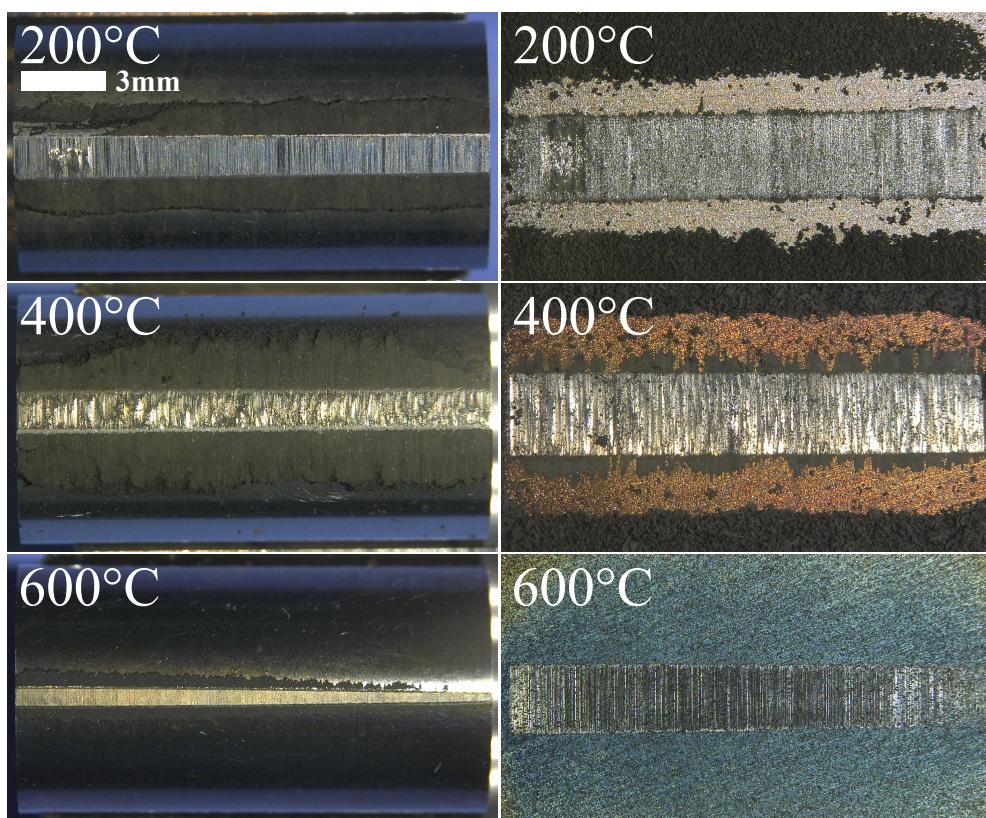


Abbildung 6.2: MP A: Fotografische Aufnahmen verschleißbehafteter Probenkörper des **Modellexperiments** (links Zylinder, rechts Platten) mit Verschleißpartikeln nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft

Um die dominierenden Verschleißmechanismen der jeweiligen Temperaturbereiche zu verdeutlichen, sind die verschlissenen Oberflächen und Höheninformationen der bei RT, 200, 400, 600 und 800 °C getesteten Zylinder in Abbildung 6.3 dargestellt. Die dargestellten Höheninformationen, die zunächst die unverschlissenen Bereiche und den abgeflachten Kontaktbereich gezeigt haben, wurden bereits um die zylindrische Form korrigiert. Nach dieser

Korrektur stellen die unverschlissenen Bereiche nun die Ausgangshöhe dar und der Kontaktbereich zeigt Materialverlust mit geringeren Höhen durch Verschleiß oder größere Höhen durch Materialtransfer vom Gegenkörper. Die Verschleißfläche nach einem Versuch bei RT ist sehr glatt und homogen und wirkt wie poliert, bei 200 °C ist ein abgeflachter Kontaktbereich mit abrasiven Riefen sichtbar. Diese Merkmale sind spezifisch für die bis 300 °C geprüften Kontaktkörper und korrelieren mit dem höheren Verschleiß des Zylinders und der Reibung auf mittlerem Niveau. Eine Auswertung der Verschleißflächen ergab, dass sich die geometrische Flächenpressung durch den Verschleiß auf Werte von bis zu 2,32 MPa reduziert. Im Temperaturbereich von 400 - 500 °C bleiben neben leichten Abrasionsriefen viele Verschleißpartikel an der Kontaktfläche des Zylinders haften, die insbesondere bei starken Höhenunterschieden schuppenartige Strukturen bilden und zu einer ungleichmäßigen Verschleißerscheinung führen. Die bei 600 - 800 °C getesteten Zylinder hingegen zeigen ein völlig anderes Verschleißbild, eine glatte Oberfläche, mit anhaftendem Material am Rand zum unverschlissenen Bereich. Bei 600 °C sind nur wenige abrasive Reifen zu erkennen, mit einem weiteren Temperaturanstieg zu 800 °C nimmt deren Anzahl und Tiefe deutlich zu, wie in den Höheninformationen zu erkennen ist. Weiterhin tritt bei 800 °C eine sichtbare Oxidschichtbildung im unbelasteten Materialbereich auf, die zu einer matteren Oberflächenerscheinung ohne Schleifriefen und vereinzelten Oxidschuppen führt. [160]

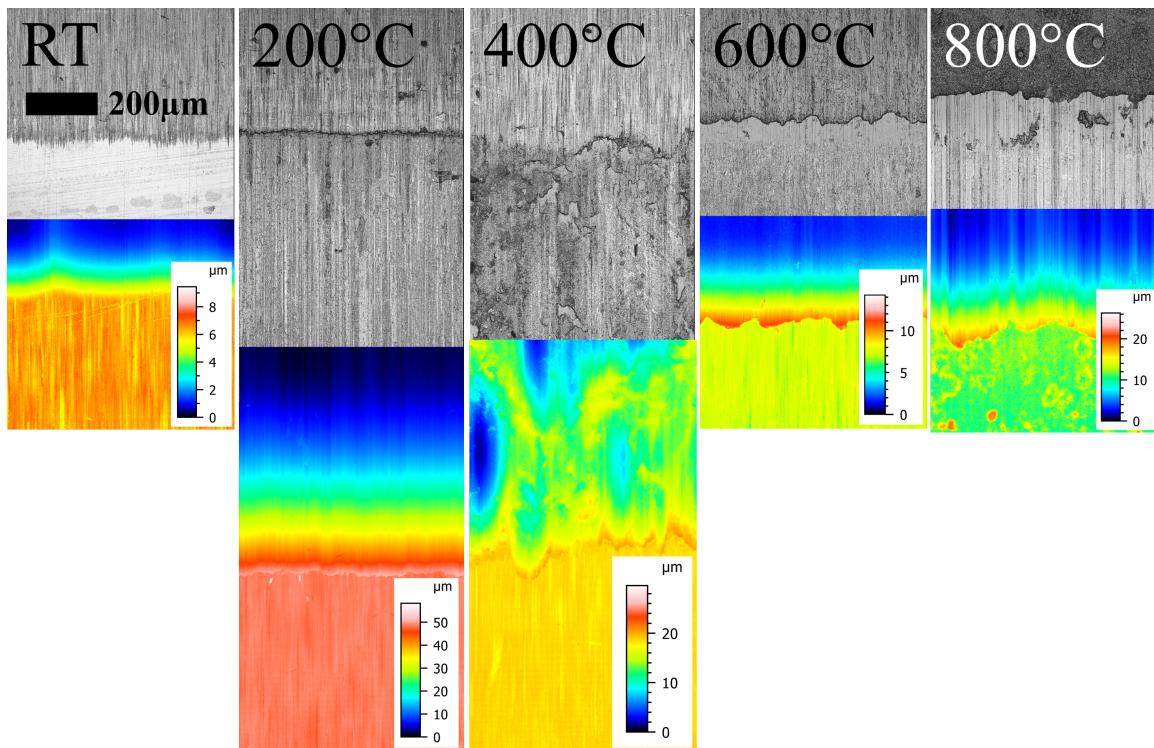


Abbildung 6.3: MP A: Konfokalmikroskopische Aufnahmen der Verschleißflächen des **Zylinders** (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; oben: Intensitätsdarstellung in schwarz/weiß, unten: Höhendarstellung in z-Richtung mit entsprechender farbiger Legende; [160]

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

---

Die entsprechenden Verschleißbereiche der Platten sind in Abbildung 6.4 aufgeführt. Die charakteristischen Poren durch das HVOF-Herstellungsverfahren sind dabei besonders bei 200 & 600 °C getesteten Platten hervorstechend. Die bei 200 °C belastete Platte zeigt im linken Bildausschnitt tribologisch eingeglättete Oberflächenbereiche und im rechten Bildausschnitt anhaftende, dunkler dargestellte Verschleißpartikelansammlungen. In diesen beiden Bildausschnitten wurden zur chemischen Identifikation EDX-Messungen durchgeführt, die in Tabelle 6.1 aufgelistet sind. Die beiden Analysebereiche unterscheiden sich hauptsächlich in den Sauerstoffanteilen, im Grundmaterialbereich beträgt dieser 33,3 At.-% und im Bereich der anhaftenden Verschleißpartikel 43,6 At.-%. Die Anteile der restlichen Legierungselemente wie Si, Mo, Cr und Co gehen hingegen für den Bereich der anhaftenden Verschleißpartikel um 1,2 - 3,7 At.-% zurück. Damit wurde gezeigt, dass die anhaftenden Verschleißpartikel stärker oxidiert sind und folglich innerhalb eines Bildes dunkler dargestellt werden als die blanken, tribologisch belasteten Grundmaterialbereiche.

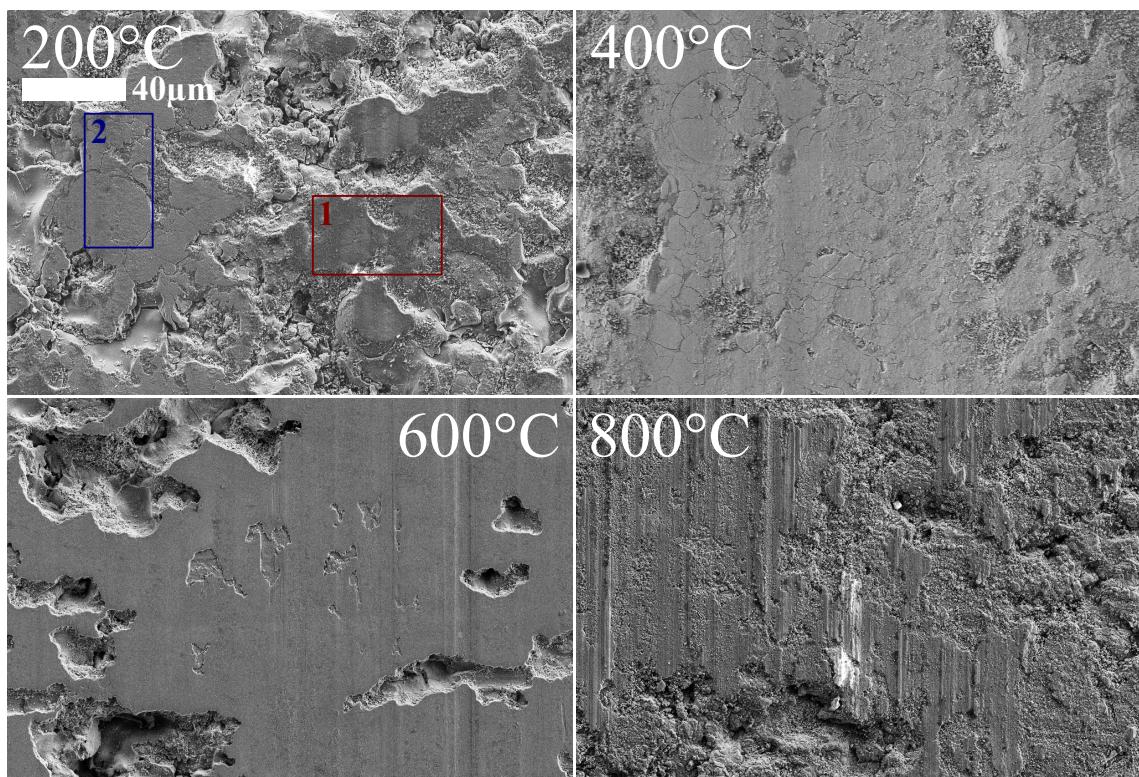


Abbildung 6.4: MP A: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Platten** (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; EDX-Analysebereiche 1 und 2 in rot und blau (Ergebnisse in Tabelle 6.1)

Die Verschleißfläche einer bei 400 °C getesteten Platte zeigt eine deutlich stärkere abrasive Riefung und damit einhergehende plastische Deformation und sich ausbildende Rissstrukturen im Material. Auch hier sind vereinzelt Verschleißpartikelansammlungen erkennbar,

Tabelle 6.1: EDX-Elementanalyse in ausgewählten Bereichen an der Verschleißfläche einer **Platte** (Modellexperiment) nach einem Versuch bei 200 °C in Luft (vgl. Abbildung 6.4); Anteile in At.-%

Element/Bereich	1 (anhaftende Partikel)	2 (Grundmaterial)
C	18,3	18,6
O	43,6	33,3
Si	2,7	3,9
Mo	7,3	9,4
Cr	5,3	9
Co	22,9	25,8

die jedoch weniger stark ausgeprägt sind als bei 200 °C. Die Abrasion und signifikante Verschleißmuldenbildung an der Platte für diese Temperatur ist besonders in der Darstellung der konfokalmikroskopischen Ergebnisse im Anhang (Abbildung A.1) ersichtlich. Ein komplett verändertes Verschleißbild zeigt eine Platte nach einem Versuch bei 600 °C. Hier ist eine sehr glatte und homogene Oberfläche sichtbar, mit einer kleinen Abrasionsspur und vereinzelten leicht tieferen Bereichen, welche die ausgebildete Oberflächenstruktur unterbrechen. In den Poren der HVOF-Beschichtung und damit an den Rändern der glatten Oberflächenschicht haften einzelne Verschleißpartikel an. Auch bei 800 °C ist diese Oberflächenschicht ausgebildet, die bei dieser hohen Temperatur jedoch stärkere abrasive Spuren aufweist und die Kontaktfläche nicht vollständig bedeckt. Zeitgleich sind vergleichbar zum Zylinder auch an der Platte eine Oxidbildung mit einer rauen Oberfläche erkennbar, die zu einer elektrostatischen Aufladung während der REM-Analyse und infolgedessen zu heller dargestellten Bereichen führt.

Zur detaillierteren Analyse des Oxidationsverhaltens und der tribologisch ausgebildeten Oberflächenschichten wurde an ausgewählten Probenkörpern nach Versuchen bei 200, 400 & 800 °C metallografische Querschliffe angefertigt. Lichtmikroskopische Aufnahmen dieser Schliffe sind in Abbildung 6.5 aufgeführt und zeigen einen tribologisch belasteten Oberflächenbereich. Die bei 200 °C belasteten Proben zeigen weder eine signifikante Oxidation noch ausgebildete Triboschichten. Stattdessen ist am Zylinder leicht das Materialgefüge erkennbar und die charakteristischen Poren des HVOF-Prozesses sind an der Platte sichtbar. Hingegen am bei 400 °C getesteten Zylinder sind deutlich die ca. 1 µm dicken, anhaftenden Verschleißpartikel sichtbar, die fast über den gesamten Bildbereich die Kontaktfläche bedecken. Die Platte zeigt keine markanten Unterschiede zu 200 °C. Am interessantesten sind die bei 800 °C getesteten Probenkörper. Am Zylinder ist ein deutliches Oxidwachstum sichtbar, das bis zu 5 µm ins Grundmaterial hinein wächst und vornehmlich die Laves-Phasen betrifft. Auch das aufgespritzte Material auf der Platte zeigt leichte Oxidationsränder an der Oberfläche, aber auch an den Partikelgrenzen ist eine leichte Oxidation mit dunkelgrauen Materialbereichen erkennbar. Damit ist festzuhalten, dass bei 800 °C beide Materialien an der tribologisch belasteten Oberfläche und im Fall der Platte auch darunter oxidieren. Für niedrigere Temperaturen ist dies nicht festzustellen.

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

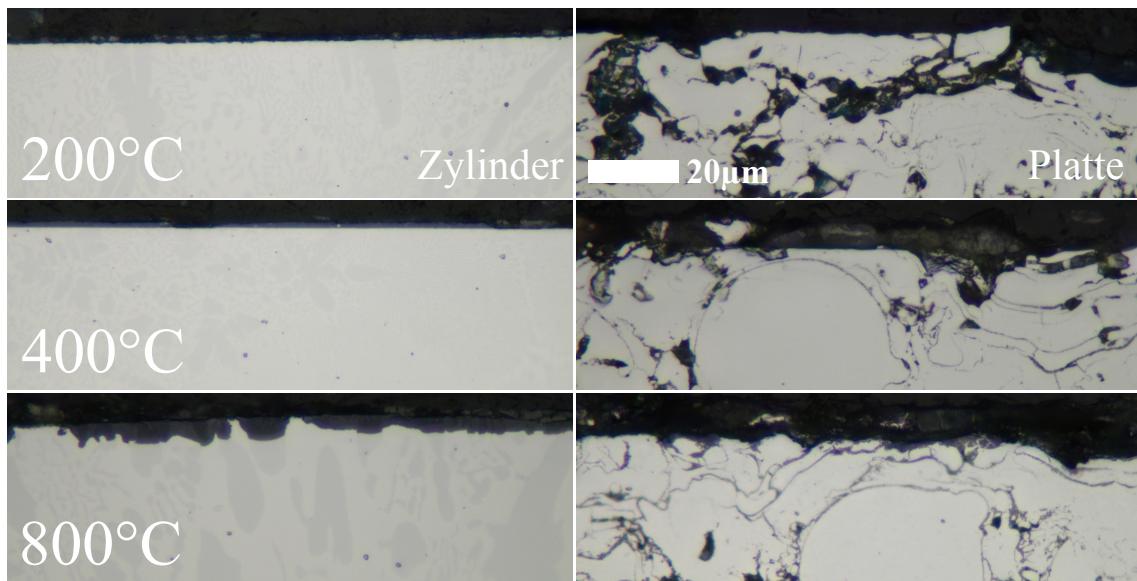


Abbildung 6.5: MP A: Lichtmikroskopische Aufnahmen von metallografischne Querschliffe an verschleißbehafteten Probenkörpern (Modellexperiment) nach Versuchen bei 200, 400 & 800 °C in Luft

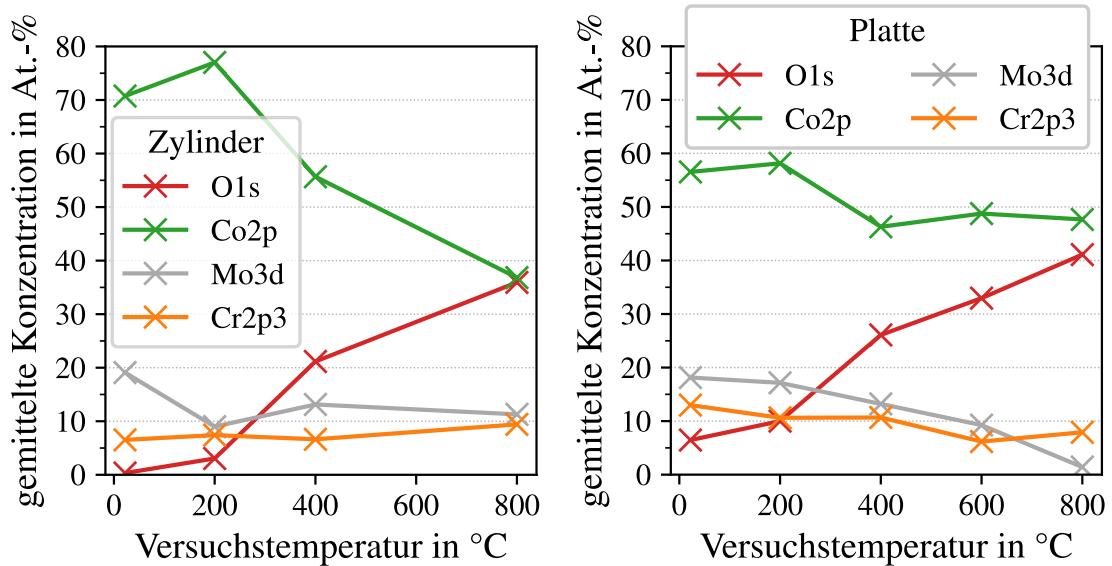


Abbildung 6.6: MP A: Elementkonzentrationen der XPS-Analysen gemittelt zwischen 450 - 550 nm Tiefe, gemessen an verschleißbehafteten Probenkörpern (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; [160]

Zur Verdeutlichung des thermischen Einflusses auf das tribologische System und der oberflächennahen Materialzusammensetzung sind die Elementkonzentrationen für eine Tiefe von 500 nm über die Prüftemperaturen in Abbildung 6.6 dargestellt. Bei Raumtemperatur sind

die gemessenen Zusammensetzungen der Platte und des Zylinders mit der des Grundmaterials vergleichbar, was auf einen geringen oxidativen und tribochemischen Einfluss schließen lässt. Der minimale Sauerstoffgehalt an der Platte, der über die gesamte Messtiefe von 1 µm nachgewiesen wurde, ist auf den HVOF-Prozess während der Herstellung und die damit einhergehende Oxidation zurückzuführen. Bereits bei 200 °C wurde am Zylinder ein geringer Sauerstoffgehalt festgestellt, der mit einer Abnahme der restlichen Legierungselemente einhergeht. Dies geht mit einer 100 - 200 nm dicken sauerstoffreichen Oberflächenschicht einher, die in den Tiefenprofilen zu erkennen ist. Die Ergebnisse bei 400 °C folgen nicht ganz dem linear ansteigenden Trend der Elemente überein, sondern markieren Wendepunkte hauptsächlich für den Zylinder. Der Sauerstoffgehalt am Zylinder ist i. Vgl. zu 200 °C signifikant angestiegen und liegt tiefreichender vor, hingegen sinkt der Kobaltgehalt ab. Diese Merkmale können mit der Veränderung des Verschleißverhaltens und dem hohen Anteil an anhaftenden Verschleißpartikeln am Zylinder in Zusammenhang gebracht werden. Bei den höheren Temperaturen von 600 und 800 °C wurde ein hoher Sauerstoffgehalt nachgewiesen, begleitet von einem nahezu homogenen Verlauf über die Messtiefe, was auf eine dicke oxidative Oberflächenstruktur hinweist, die sich im tribologischen Kontakt gebildet hat. [160]

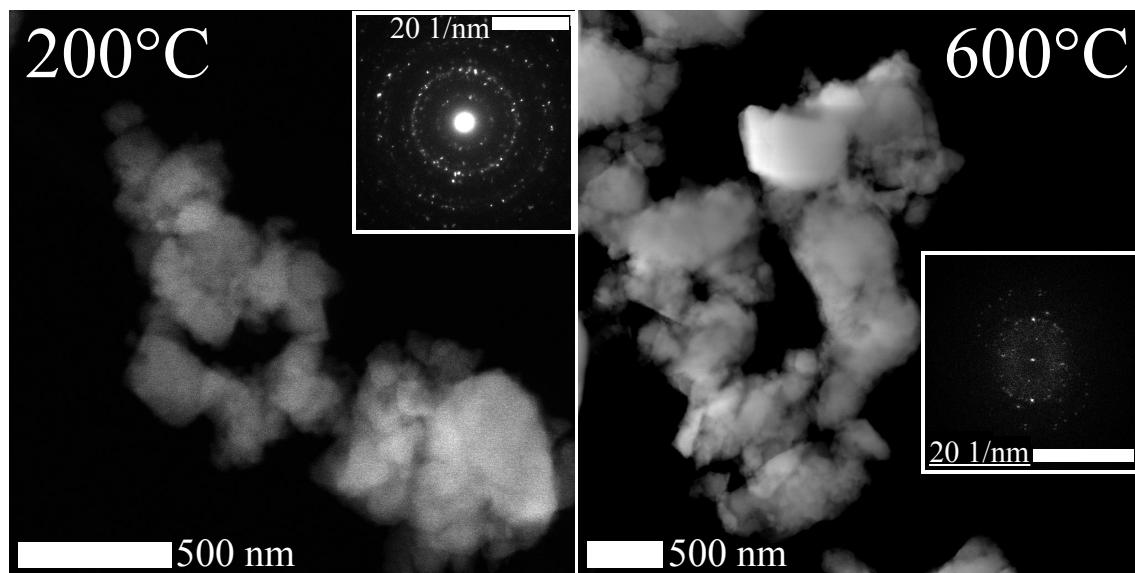


Abbildung 6.7: MP A: HAADF-TEM Aufnahme von Verschleißpartikeln aus Versuchen bei 200 & 600 °C in Luft sowie entsprechende Beugungsmuster; [160]

In Abbildung 6.7 sind HAADF-Aufnahmen von Verschleißpartikeln aufgeführt, die bei 200 °C und 600 °C erzeugt wurden. Zunächst ist der hohe Kontrast zwischen den Partikeln und dem Probenträger zu erwähnen, der durch den großen Unterschied der Atommassen, sowie der Dicke und Dichte der Partikel entsteht. Die Aufnahmen zeigen, dass die Partikel nicht isoliert und einzeln vorliegen, sondern Konglomerate bilden. Bei einer Abschätzung der Partikelgrößen, die durch die Agglomeration erschwert und mit einer hohen Unsicherheit behaftet ist, wurde breiter Bereich zwischen einigen nm bis hin zu 800 nm ermittelt. Die Partikelgrößen unterscheiden sich nicht signifikant zwischen den beiden Versuchstem-

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

peraturen. Die dargestellten Beugungsmuster zeigen für beide Temperaturen einzelne klare Punkte, jedoch auch mehrere Ringe, die auf eine poly-/nanokristalline Struktur schließen lassen. [160]

Ein Verschleißpartikel, der bei 600 °C erzeugt wurde, ist hochauflösend betrachtet worden und ist in Abbildung 6.8 dargestellt. Hierbei ist gut die zuvor anhand der Beugungsmuster hergeleitete polykristalline Struktur mit Korngrößen von einigen Nanometern erkennbar und beweist diese anschaulich. [160]

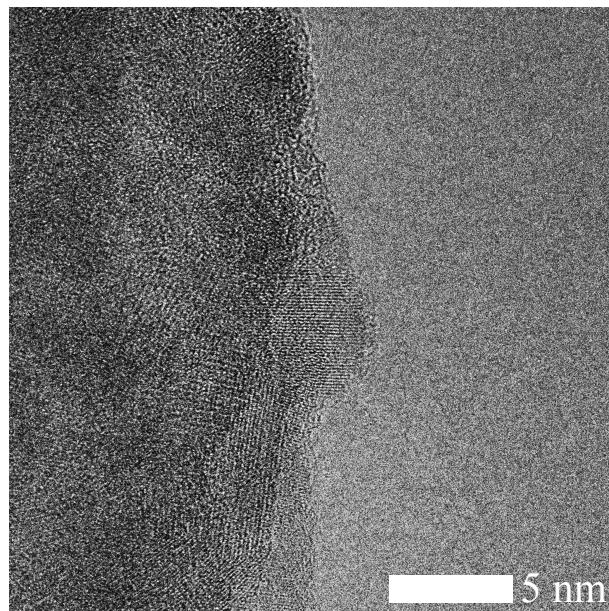


Abbildung 6.8: MP A: HR-TEM Aufnahme von Verschleißpartikeln aus einem Versuch bei 600 °C in Luft; [160]

Tabelle 6.2: EELS-Elementanalyse an Verschleißpartikeln, die bei 200 & 600 °C während des tribologischen Modellversuchs in Luft erzeugt wurden; Anteile in At.-%

Element	Schale	200 °C	600 °C
C	K	16,2	39,1
O	K	44,6	33,9
Cr	L	11,4	6,8
Mn	L	0,12	-
Co	L	27,6	19,4
Mo	M	-	0,75

Neben der Analyse der Partikelgrößen und -strukturen wurde mittels EELS die chemische Zusammensetzung ermittelt, die für beide Versuchstemperaturen in Tabelle 6.2 zusammengefasst sind. Beide Verschleißpartikelsammlungen bestehen hauptsächlich aus Kobalt,

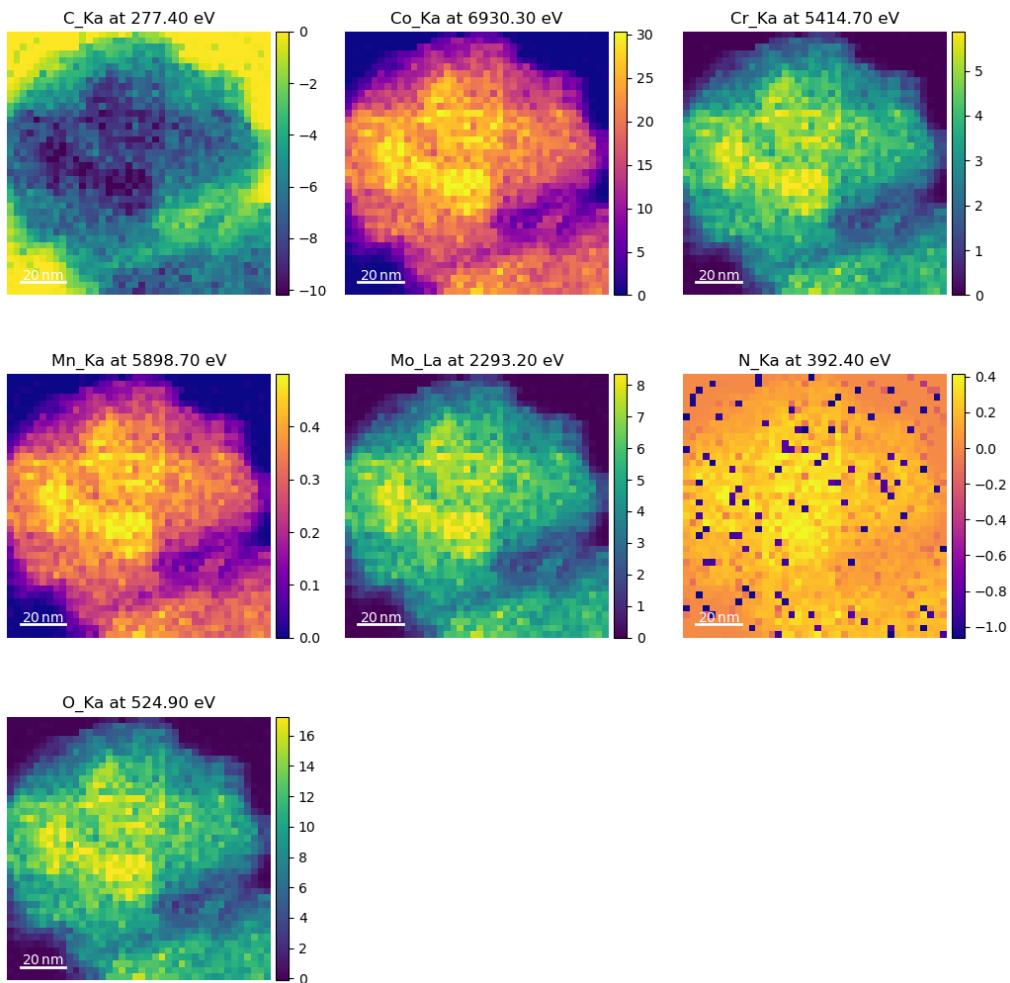


Abbildung 6.9: MP A: Flächenbasierte EDX-Analyse eines Verschleißpartikels aus einem Versuch bei 200 °C in Luft; [160]

Chrom und Sauerstoff, die nachgewiesene Menge an Kohlenstoff wird auf den Probenträger und die Lösung in Ethanol für Transport und Lagerung zurückgeführt. Unter der Annahme, dass der Kobaltanteil als vollständig oxidiertes  $\text{Co}_3\text{O}_4$  und der Chromanteil als  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  vorliegt, würde der entsprechende Sauerstoffanteil 53,9 At.-% für die bei 200 °C erzeugten Partikel betragen. Der gemessene Sauerstoffanteil liegt mit 44,6 At.-% rund 10 At.-% niedriger. Folglich befinden sich die Metalle nicht in einem vollständig oxidierten Zustand. Mit der Annahme von  $\text{CoO}$  anstelle von  $\text{Co}_3\text{O}_4$  für den Kobaltanteil wäre ein entsprechender Sauerstoffanteil von 44,7 At.-% erforderlich. Dieser Anteil stimmt sehr gut mit dem gemessenen überein. Folglich lässt sich für die chemische Zusammensetzung der bei 200 °C erzeugten Verschleißpartikel eine Mischung aus  $\text{CoO}$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  und einer geringen Menge Mangan ableiten. Mit der gleichen Herangehensweise kann auch die Zusammensetzung der bei 600 °C erzeugten Partikel abgeschätzt werden. Für eine Mischung aus  $\text{CoO}$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  und  $\text{MoO}_3$  würde ein Sauerstoffgehalt von 31,9 At.-% benötigt werden, was sich ebenfalls mit dem gemessenen Anteil von 33,9 At.-% deckt. [160]

Um die Verteilung der Oxide sowie der Legierungselemente innerhalb der Partikel zu untersuchen, wurden außerdem EDX- und EELS-Mappings an beiden Verschleißpartikelsammlungen durchgeführt. In Abbildung 6.9 sind die Ergebnisse für die bei 200 °C erzeugten Partikel aufgeführt, die restlichen Analysen sind im Anhang (Abbildung A.3 & A.4) zu finden und zeigen die gleichen Charakteristika. In der Mitte des Partikels wurden hohe Anteile der Legierungselemente, aber auch des Sauerstoffs nachgewiesen, was bei einem runden Partikel auf die entsprechend größere Dicke zurückzuführen ist. Am Partikelrand gehen deren Anteile, sowie der Sauerstoff zurück, und der Kohlenstoffgehalt steigt. Aufgrund dieser Co-Lokalisierung des Sauerstoffs mit den Metallen lässt sich eine homogene Elementverteilung schlussfolgern, die keine Konzentrationsgradienten aufweist. [160]

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass es keine signifikanten Unterschiede zwischen den Größen, Strukturen, Oxidationsstufen und Elementverteilungen der Verschleißpartikel gibt, die bei 200 °C und 600 °C, während der tribologischen Versuche erzeugt wurden.

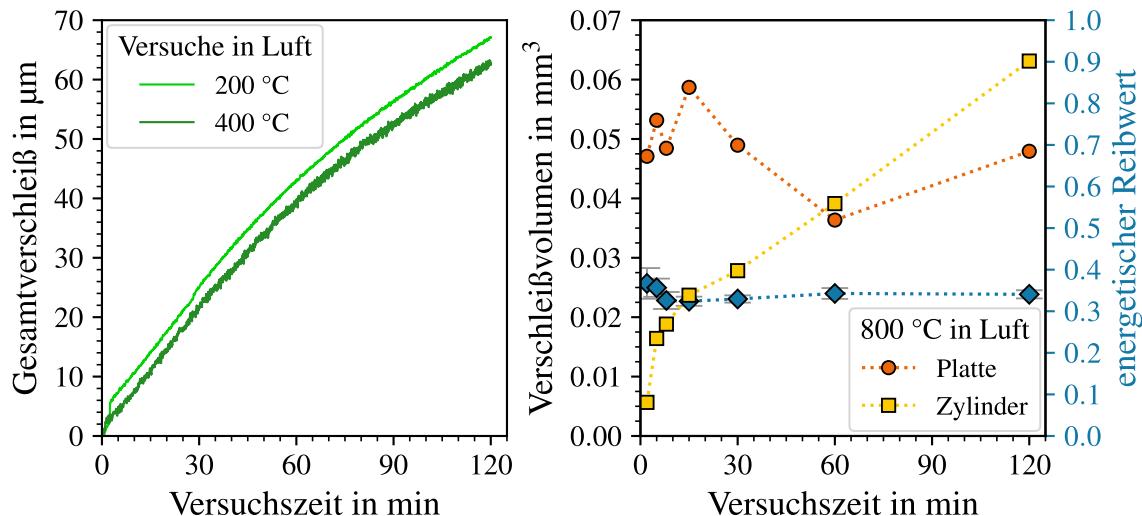


Abbildung 6.10: MP A: Zeitabhängige Verschleißentwicklung des Modellsystems für 200 & 400 °C (links) sowie 800 °C (rechts); (50 N, 1,6 mm, 15 Hz); linkes Diagramm: grüne Kurven entsprechen der aufgezeichneten Gesamtverschleißtiefen bei 200 & 400 °C; rechtes Diagramm: konfokalmikroskopisch ermitteltes Verschleißvolumen der Platte und des Zylinders mit orangen Kreisen und gelben Quadraten entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; [160]

Da das zuvor beschriebene Verschleißverhalten nur eine Momentaufnahme nach der zweistündigen Versuchsdauer ist, und keine Informationen über die zeitliche Verschleißentwicklung beinhaltet, wurde bei 800 °C ein Versuch mit mehreren Unterbrechungen zur Verschleißermittlung mittels Konfokalmikroskopie durchgeführt. Mit dieser Methode kann das zeitliche Verschleißverhalten bei diesen hohen Temperaturen bewertet werden. Eine belastbare Auswertung des internen Verschleißtiefensensors des Prüfaufbaus ist hier aufgrund der

großen thermischen Drift im Vergleich zu den geringen Verschleißtiefen nicht möglich. Für den unteren Temperaturbereich bis 400 °C können die aufgezeichneten Verschleißtiefen hingegen für eine Bewertung herangezogen werden, da hier hohe Verschleißraten sowie eine geringe thermische Beeinflussung auftreten. In Abbildung 6.10 sind dementsprechend zwei exemplarische Verläufe der Verschleißtiefen bei 200 bzw. 400 °C sowie die zeitliche Reibungs- und Verschleißentwicklung bei 800 °C dargestellt. Für 200 & 400 °C tritt zunächst ein annähernd linearer Verschleißanstieg mit der Versuchsdauer auf, der jedoch nach 45 - 60 min seine Steigung leicht reduziert. Dieses Zeitverhalten lässt sich am besten mit einer Potenzfunktion und einem Exponenten zwischen 0 und 1 mathematisch beschreiben. Der bei 800 °C erzeugte Plattenverschleiß zeigt bereits bei der ersten Vermessung nach zwei Minuten hohe Werte, die im Verlauf des Versuchs deutlich schwanken. Dieses Verhalten wird auf die hohe Porosität der Platte zurückgeführt, die einerseits bei der Auswertung als Verschleiß interpretiert wird und andererseits schon bei leicht unterschiedlichen Vermessungspositionen zu hohen Differenzen führen kann. Infolgedessen wird der Plattenverschleiß nicht weiter berücksichtigt. Deutlich interessanter ist die bei 800 °C auftretende Verschleißentwicklung am Zylinder. Hier setzt nach einem anfänglich starken Verschleißanstieg nach ca. 15 min ein lineares Verhalten ein, das ebenfalls mit dem Einlaufverhalten des Reibwerts korreliert. [160] Zur Verdeutlichung des bei 800 °C ermittelten Zeitverhaltens sind die Verschleißflächen von Zylinder und Platte nach unterschiedlichen Versuchsdauern im Anhang (Abbildung A.5 & A.6) dargestellt. Am Zylinder ist bereits nach 5 - 8 min eine Abflachung des Kontaktbereichs und die Ausbildung einer heller dargestellten, reflektierenden Triboschicht sichtbar. An der Platte ist nach 8 min hingegen nur eine leichte tribologische Veränderung der höchsten Asperitäten sichtbar, die plastisch deformiert und verschmiert wirken. Nach 15 min sind hingegen einzelne kleine Bereiche erkennbar, in denen sich ebenfalls eine reflektierende Triboschicht ausgebildet hat, die sich vom dunkleren, oxidierten Grundmaterial abhebt. Folglich benötigt das Tribosystem bei dieser Temperatur ca. 15 min, um die charakteristischen Verschleißmerkmale auszubilden. Während der restlichen 105-minütigen Belastung tritt jedoch weiterhin ein linearer Verschleißanstieg auf.

### 6.1.2 Normalkrafteinfluss

Neben dem signifikanten Einfluss der Temperatur, wird das tribologische Materialverhalten auch von der Normalkraft beeinflusst, deren Auswirkungen im Folgenden beschrieben werden. Zur Identifikation des Normalkrafteinflusses wurden bei 200, 400, & 600 °C Modellexperimente mit unterschiedlichen Normalkräften durchgeführt, die in Abbildung 6.11 gegenübergestellt sind. Das Verschleißvolumen der beiden Probenkörper wurde zur einfacheren Identifikation des Verhaltens als Summenverschleiß zusammengefasst. Für die beiden niedrigeren Temperaturen von 200 & 400 °C ist ein annähernd linearer Verschleißanstieg mit der Normalkraft festzustellen. Das minimale Verschleißniveau bei 600 °C wird hingegen nicht von der Normalkraft beeinflusst. Die im vorherigen Kapitel 6.1.1 erörterten Verschleißmechanismen der jeweiligen Temperaturbereiche werden durch eine Veränderung der Normalkraft nicht verschoben oder beeinträchtigt. [160]

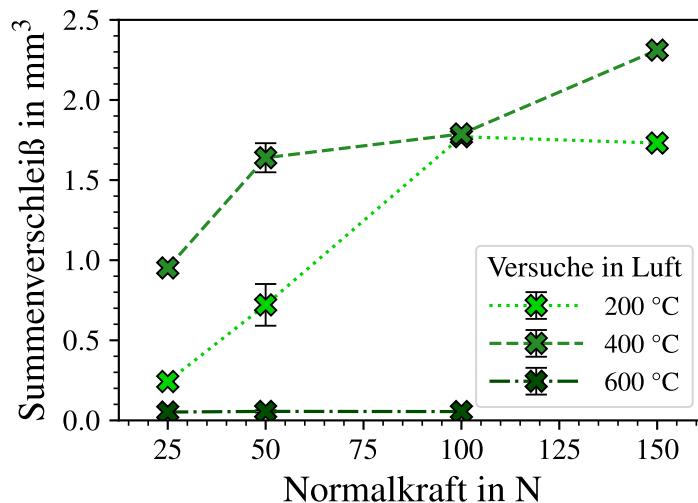


Abbildung 6.11: MP A: Normalkraftabhängiger Gesamtverschleiß des **Modellsystems** in unterschiedlichen Temperaturbereichen (25-150 N, 1,6 mm, 15 Hz, 120 min); Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [160]

### 6.1.3 Hub/Frequenzeinfluss

Zusätzlich zur Normalkraft und Temperatur beeinflusst auch der Hub bzw. die Frequenz bei reversierenden Experimenten das tribologische Materialverhalten. Da bei reversierenden Experimenten eine Variation des Hubs entweder mit einer Veränderung der Gleitgeschwindigkeit oder der Frequenz einhergeht, wird kurz das Ziel dieser Untersuchungen erläutert. Bei den folgenden Untersuchungen ging es darum, den Einfluss unterschiedlicher Oxidationszeiten sowie den zugrundeliegenden Verschleißmechanismus zu ermitteln, der sich aus der Frequenzvariation und dem wiederkehrenden Überfahren der Kontaktkörper ergibt. Dazu wurden drei verschiedene Frequenz-Hub-Kombinationen ausgewählt, die eine vergleichbare Durchschnittsgeschwindigkeit und damit vergleichbare reibbedingte lokale Temperaturerhöhungen aufweisen. Weiterhin wurden einheitliche Gesamtgleitwege gewählt, um die gleichen Reibungsenergien in die tribologischen Systeme einzubringen. Die vergleichbaren Geschwindigkeiten und Gesamtwege führen zu vergleichbaren Versuchszeiten, die Anzahl der Gesamtzyklen unterscheidet sich jedoch deutlich. Diese Parameterkombinationen sind in Tabelle 6.3 zusammengefasst. [160]

Im Anschluss wurden diese Parameterkombinationen jeweils bei 200, 400 & 600 °C geprüft, und die ermittelten Verschleißwerte sind in Abbildung 6.12 über die Frequenz sowie den Hub aufgetragen. Dabei wird wieder der Summenverschleiß angegeben, um die Tendenzen hervorzuheben. Grundsätzlich ist die Sensitivität des Tribosystems gegenüber der Parametervariation stark temperaturabhängig. Bei 400 °C wird der größte Verschleißunterschied zwischen niedriger und hoher Frequenz bzw. Hub nachgewiesen. Bei 200 °C sind die Unterschiede deutlich geringer und bei 600 °C nur noch minimal vorhanden. Wenn der

Tabelle 6.3: Belastungsparameterkombinationen zur Untersuchung des Einfluss von Hub und Frequenz; [160]

Nr. -	Frequenz [Hz]	Hub [mm]	mitt. Gleitgeschw. [mm/s]	Versuchsdauer [h]	Gleitweg [m]	Reibzyklen $[10^3]$
A	8	3,2	51,2	1,875	345,6	54
B	15	1,6	48	2	345,6	108
C	30	0,8	48	2	345,6	216

Verschleiß in Abhängigkeit von der Frequenz beschrieben werden soll, ist hierfür eine Verschleißabnahme mit steigender Frequenz für alle drei Temperaturen festzustellen. Hingegen steigt der Verschleiß mit zunehmendem Hub an, wenn dessen Abhängigkeit beurteilt werden soll. Eine Veränderung der temperaturspezifischen Verschleißmechanismen durch die aufgeführten Parametervariationen wurde nicht festgestellt, weshalb auf eine Darstellung der Verschleißflächen verzichtet wird. [160]

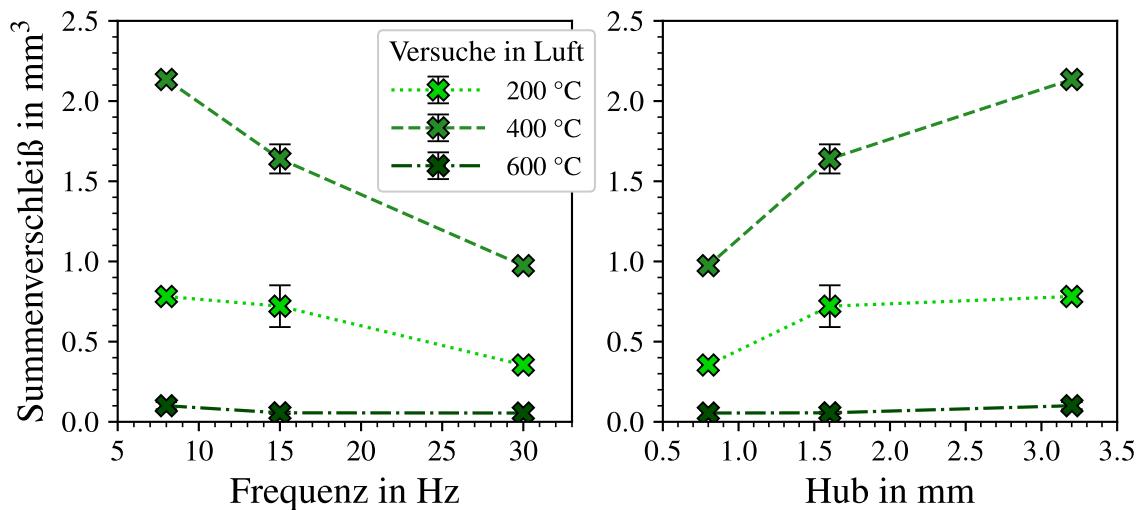


Abbildung 6.12: MP A: Gesamtverschleiß des **Modellsystems** bei unterschiedlichen Frequenz-Hub-Kombinationen (gleiche mittlere Geschwindigkeit) und Temperaturbereichen (50N, 0,8/1,6/3,2 mm, 8/15/30 Hz, 345,6 m); Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [160]

### 6.1.4 Atmosphäreneinfluss

Im Folgenden wird der Atmosphäreneinfluss auf das tribologische Verhalten der *Materialpaarung A* systematisch untersucht. Dabei wird wie in Kapitel 4.1.1 beschrieben, eine  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mischung verwendet, um ein Dieselabgas als Umgebungsatmosphäre zu simulieren. Zunächst wird der Einfluss dieser Atmosphäre bei unterschiedlichen Temperaturen analysiert, bevor die Ergebnisse von unterschiedlichen Atmosphärenzusammensetzungen bei ausgewählten Temperaturen vorgestellt werden.

#### Temperaturabhängiger Atmosphäreneinfluss

In Abbildung 6.13 sind die tribologischen Versuchsergebnisse in dieser Atmosphäre den zuvor erörterten Ergebnissen in Umgebungsluft gegenübergestellt. Im linken Diagramm sind die jeweiligen Summenverschleißvolumen mit einer logarithmischen Skala dargestellt, um die Unterschiede hervorzuheben. Im rechten Diagramm sind die Verschleißergebnisse für beide Kontaktkörper und die unterschiedlichen Atmosphären aufgeführt, um die Verschleißverteilung zwischen den Körpern darzustellen.

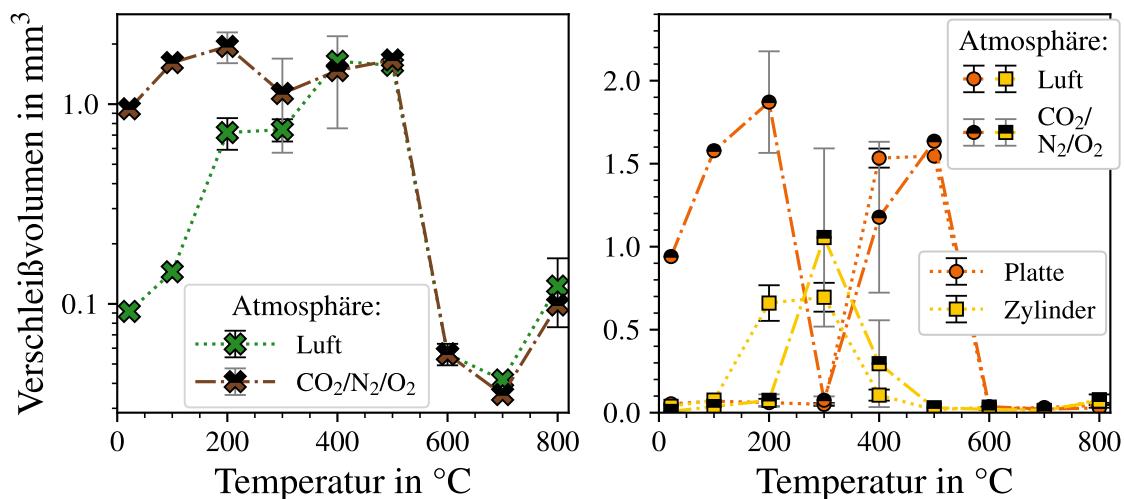


Abbildung 6.13: *MP A*: Temperatur und atmosphärenabhängiges Verschleißverhalten des **Modellsystems** (linkes Diagramm) sowie aufgeteilt auf die Kontaktkörper (rechtes Diagramm); (50 N, 1,6 mm, 15 Hz, 120 min); linkes Diagramm: grüne und braune Kreuze entsprechen dem Gesamtverschleiß in Luft oder in  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mix, rechtes Diagramm: Verschleißvolumen der Platte mit orangen Kreisen und des Zylinders mit gelben Quadraten, halbseitig schwarze Marker symbolisieren Verschleißergebnisse in  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mix; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [160]

Beim Vergleich der Summenverschleißwerte im linken Diagramm wird ersichtlich, dass vor allem im untersten Temperaturbereich bis 300 °C signifikant höherer Verschleiß in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre als in Luft ermittelt wurden. Der Unterschied ist bei Raumtemperatur am größten und nimmt mit steigender Temperatur ab, bis bei 400 °C vergleichbare Verschleißwerte in beiden Atmosphären gemessen wurden. Im rechten Diagramm wird ersichtlich, dass sich der Verschleiß, der in Luft hauptsächlich am Zylinder auftritt, in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre maßgeblich an der Platte nachgewiesen wurde. Damit kommt es in diesem Temperaturbereich durch den Atmosphärenwechsel zu einem signifikanten Verschleißanstieg sowie zu einer Verschiebung der Verschleißverteilung zwischen den Kontaktkörpern. Im Temperaturbereich von 400 – 600 °C sind hingegen keine Verschleißunterschiede zwischen den Atmosphären festzustellen. Bei 700 – 800 °C nimmt der Verschleiß bei den Versuchen in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre leicht ab. Wird jedoch der Streubalken der drei Versuche in Luft bei 800 °C in Relation gesetzt, ist von keinem signifikanten Verschleißunterschied auszugehen, der dem Atmosphärenwechsel zugerechnet werden kann. [160]

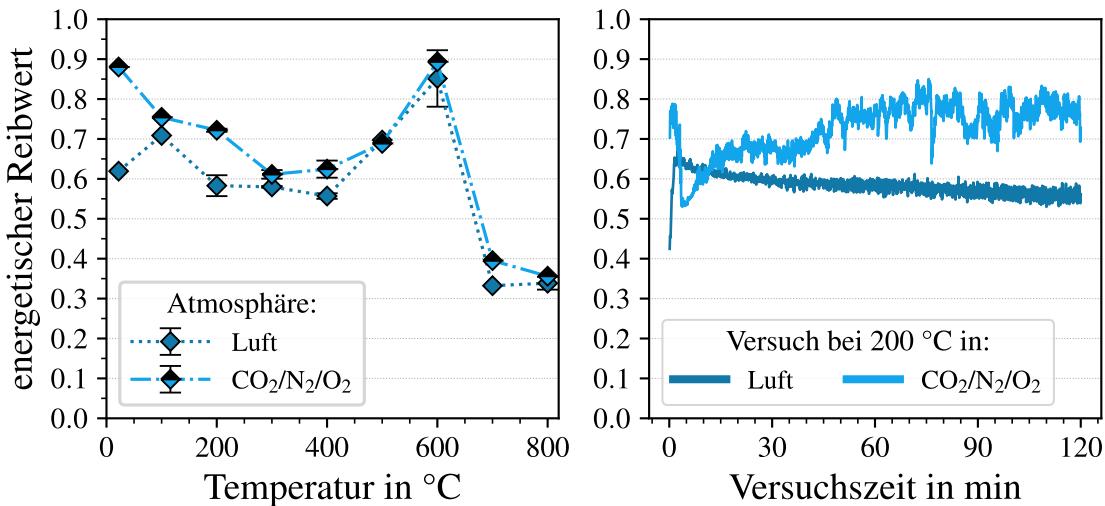


Abbildung 6.14: *MP A*: Temperatur und atmosphärenabhängiges Reibverhalten des **Modellsystems** (linkes Diagramm) sowie ausgewählte Reibverläufe bei 200 °C (rechtes Diagramm); (50 N, 1,6 mm, 15 Hz, 120 min); linkes Diagramm: dunkelblaue und hellblaue Kreuze entsprechen dem mittlerem ECoF in Luft oder in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix, Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; rechtes Diagramm: exemplarische Reibverläufe in Luft und in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix entsprechen dunkelblauer und hellblauer Kurve; [160]

Die temperatur- und atmosphärenabhängigen Reibverhalten sind in Diagramm 6.14 gegenübergestellt. Im linken Diagramm sind die gemittelten energetischen Reibwerte dargestellt und im rechten Diagramm sind zwei exemplarische Reibverläufe für 200 °C aufgeführt. Ähnlich wie das Verschleißverhalten zeigt auch das Reibverhalten bei den niedrigsten Temperaturen bis 200 °C einen atmosphärenbedingten Unterschied. Ab 300 °C liegen die mittleren Reibwerte in Luft und in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre vergleichbar nahe beieinander.

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

---

ren energetischen Reibwerte der Versuche in  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Atmosphäre auf einem ähnlichen Niveau und zeigen die gleichen Trends, wie die der Versuche in Luft. Das rechte Diagramm verdeutlicht den atmosphärenbedingten Unterschied bei niedrigen Temperaturen. Beim Versuch in Luft sinkt der energetische Reibwert asymptotisch von anfänglich 0,65 auf 0,57. Der Versuch in  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Atmosphäre zeigt hingegen ein stark schwankendes Reibverhalten, dass sich nach einer Stunde auf Werte zwischen 0,65 und 0,84 einpendelt. [160]

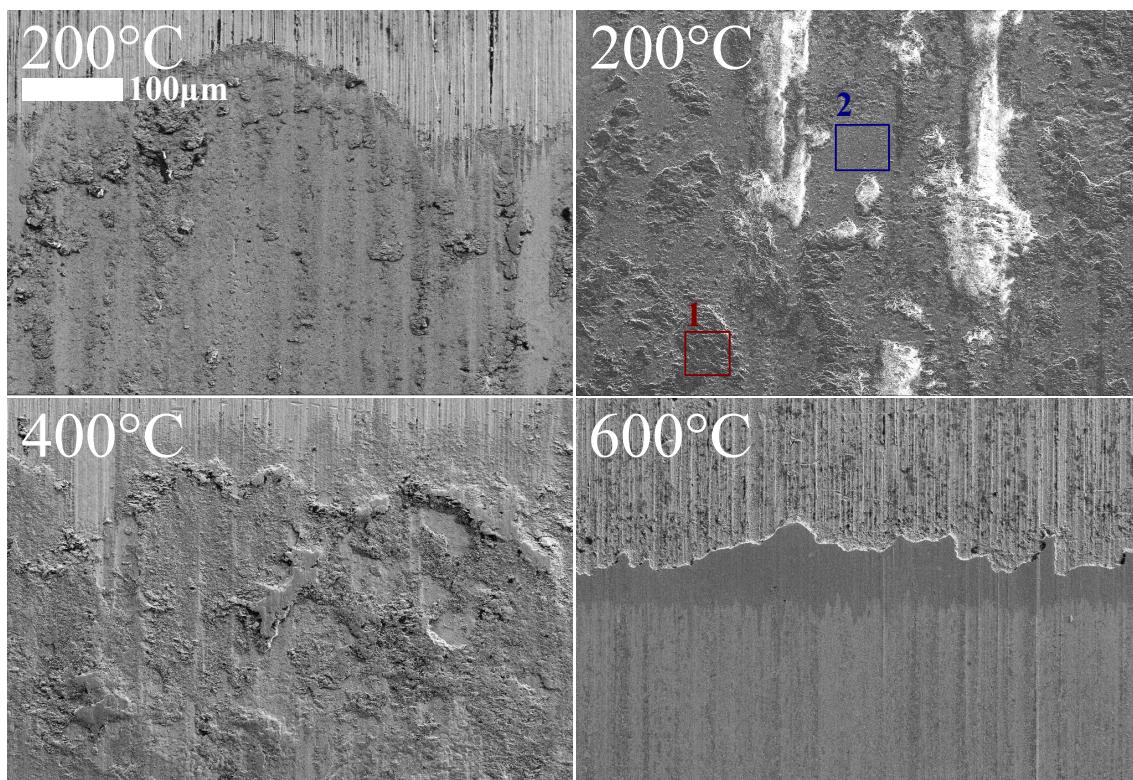


Abbildung 6.15: MP A: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Zylindern** (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mix; EDX-Analysebereiche 1 und 2 in rot und blau (Ergebnisse in Tabelle 6.4); [160]

Zur Identifikation der dominierenden Verschleißmechanismen sind in Abbildung 6.15 Verschleißflächen von Zylindern, die bei 200, 400 & 600 °C getestet wurden, abgebildet und zeigen jeweils im oberen Bildbereich den Übergang zur nicht verschlissenen Mantelfläche. Der bei 200 °C belastete Zylinder zeigt viele anhaftenden Verschleißpartikel, die neben sehr leichten Riefen zu schuppenförmigen Strukturen zusammengewachsen sind. An solch einer anhaftenden Schuppe (Bereich 1), sowie einer Stelle ohne Adhäsion (Bereich 2) wurden EDX-Analysen durchgeführt, deren Ergebnisse in Tabelle 6.4 zusammengefasst sind. Markant ist hierbei der signifikant höhere Sauerstoffanteil mit 42,3 zu 25,9 At.-% sowie der niedrigere Kobaltanteil mit 19 zu 33,1 At.-% an der anhaftenden Schuppe. Die Anteile der weiteren Legierungselemente wie Si, Mo, Cr gehen für den Adhäsionsbereich leicht zurück

nur der Anteil an Kohlenstoff steigt um 2,6 At.-% gegenüber der Referenzfläche. Folglich sind die dunkler dargestellten, anhaftenden Partikelagglomerate signifikant stärker oxidiert als die freiliegende Verschleißfläche. Der bei 400 °C getestete Zylinder zeigt ebenfalls viele anhaftende Verschleißpartikel und bei 600 °C ist der Randbereich einer sehr homogenen Triboschicht erkennbar. [160]

Tabelle 6.4: EDX-Elementanalyse in ausgewählten Bereichen an der **Zylinderverschleißfläche** (Modellexperiment) nach einem Versuch bei 200 °C in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix (vgl. Abbildung 6.15); Anteile in At.-%

Element/Bereich	1 (anhaftende Partikel)	2 (Grundmaterial)
C	25	22,4
O	42,3	25,9
Si	2,5	3,3
Mo	6	9,8
Cr	5,2	5,5
Co	19	33,1

In Abbildung 6.16 sind die zugehörigen Verschleißflächen der Platten abgebildet, jeweils in der oberen Hälfte des Bildes als Intensitätsaufnahme und in der unteren Hälfte als Höhenprofil. Für 200 & 400 °C ist die sich bildende Verschleißmulde in der Platte auf den ersten Blick erkennbar. Bei 200 °C ist weiterhin eine starke Überlagerung mit anhaftenden Verschleißpartikeln sichtbar, welche die herstellungsbedingten Poren auffüllen und von einzelnen größeren Materialausbrüchen begleitet werden. Bei 400 °C sind diese Poren nicht aufgefüllt und die Verschleißfläche zeigt einzelne größere Furchen. Ein signifikant anderes Verschleißbild tritt bei 600 °C auf. Hier hat sich eine glatte und homogene Oberflächenschicht über annähernd den gesamten tribologischen Kontaktbereich ausgebildet, die nur durch die materialspezifischen Poren unterbrochen wird. Anhand des Höhenprofils ist ablesbar, dass die ausgebildete Oberflächenschicht höher liegt als das Grundmaterial und sich folglich auf diesem aufbaut. [160]

Die bei 200 °C, mit hoher Anzahl auftretenden Verschleißpartikel haften über den gesamten Kontaktbereich an. Um diese Verschleißpartikel näher zu charakterisieren, wurden EDX-Analysen und ein FIB-Schnitt durchgeführt, die in Abbildung 6.17 dargestellt sowie in Tabelle 6.5 aufgelistet sind. Auch hier ist ein signifikant höherer Sauerstoffanteil im Bereich der anhaftenden Verschleißpartikel mit 45,3 zu 18,8 At.-% gegenüber der freiliegenden Referenzfläche nachgewiesen worden. Der Anteil der Legierungselemente wie Si, Mo, Cr und Co liegt hingegen nur noch jeweils bei der Hälfte. Weiterhin ist festzustellen, dass ähnlich wie bei der Adhäsion am Zylinder, auch hier ein leicht erhöhter Kohlenstoffanteil für den Bereich der anhaftenden Verschleißpartikel ermittelt wurde. Folglich liegen die anhaftenden Verschleißpartikel in einer oxidierten Form vor und besitzen einen leicht erhöhten Kohlenstoffanteil. Der im rechten Bild dargestellte FIB-Schnitt zeigt im linken Bildausschnitt eine runde Kante der aufgespritzten Kobaltlegierung und in der Mitte die dunkler dargestellten Verschleißpartikel. Diese Partikel füllen eine Mulde der Spritzschicht auf. Neben verein-

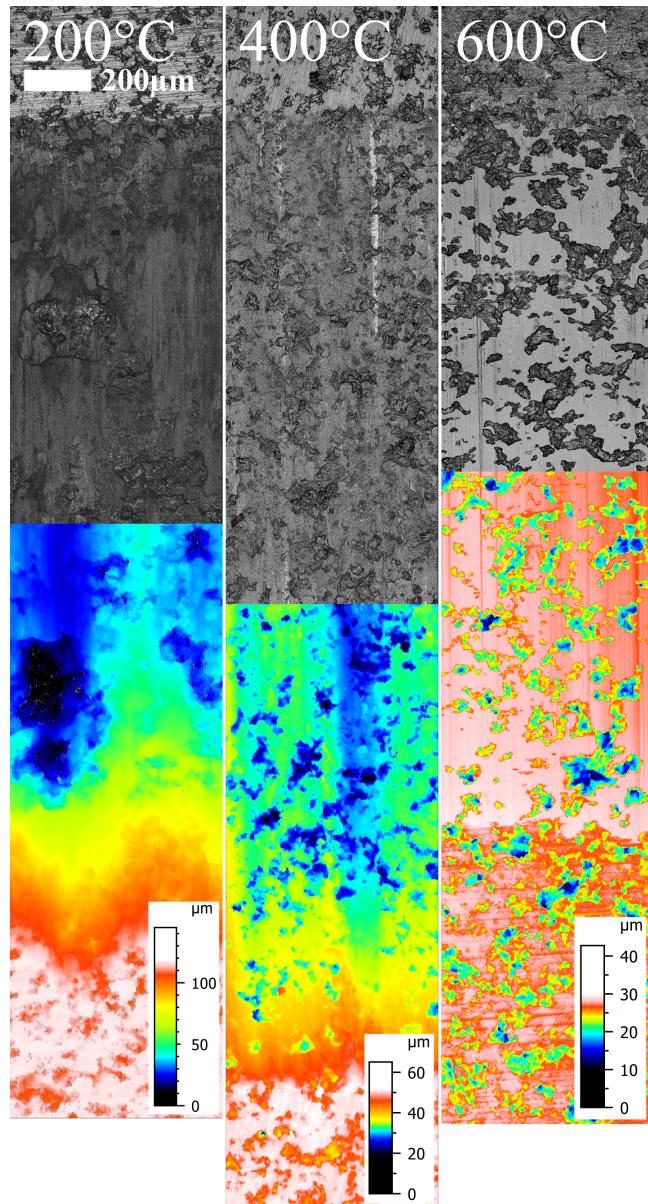


Abbildung 6.16: MP A: Konfokalmikroskopische Aufnahmen der Verschleißflächen der **Platten** (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix; oben: Intensitätsdarstellung in schwarz/weiß, unten: Höhendarstellung in z-Richtung mit entsprechender farbiger Legende; [160]

zelten Poren sind zwischen manchen anhaftenden Verschleißpartikeln Risse erkennbar, die Rückschlüsse auf deren Form ermöglichen und neben der Kompaktierung und Verdichtung auch auf eine plastische Verformung durch die tribologische Belastung hinweisen. [160]

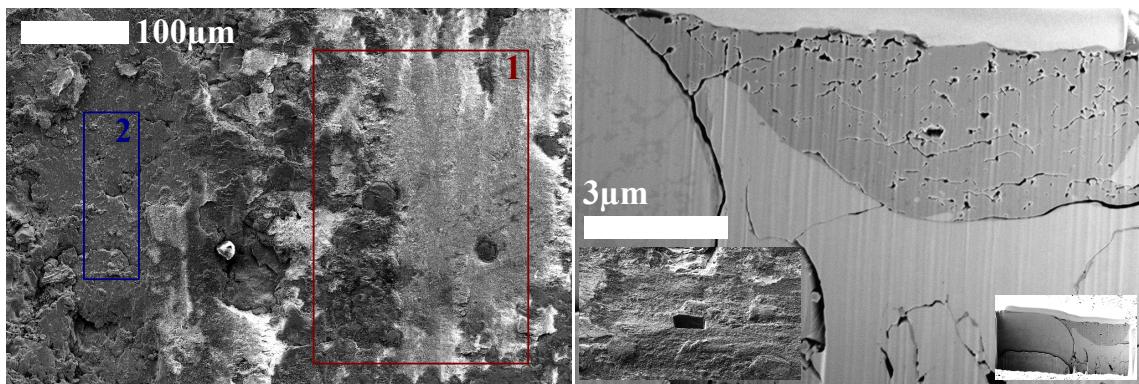


Abbildung 6.17: MP A: REM-Detailaufnahme und FIB-Schnitt der Verschleißfläche an **Platten** (Modellexperiment) nach Versuchen bei 200 °C in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix; EDX-Analysebereiche 1 und 2 in rot und blau (Ergebnisse in Tabelle 6.5); [160]

Tabelle 6.5: EDX-Elementanalyse in ausgewählten Bereichen an der Verschleißfläche einer **Platte** (Modellexperiment) nach einem Versuch bei 200 °C in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix (vgl. Abbildung 6.17); Anteile in At.-%

Element/Bereich	1 (anhaftende Partikel)	2 (Grundmaterial)
C	27,6	24,4
O	45,3	18,8
Si	2	4,1
Mo	5,1	9,8
Cr	5,3	12,1
Co	14,8	30,9

Um einen möglichen tribochemischen Einfluss der Atmosphäre zu untersuchen, wurden an der bei 200 °C getesteten Platte ein XPS-Tiefenprofil ermittelt, das in Abbildung 6.18 einem Profil einer an Luft getesteten Platte gegenübergestellt ist. Markant sind der deutlich höhere Sauerstoff- und Kohlenstoffanteil, der starke Rückgang des Kobaltanteils und ein leicht niedrigerer Molybdängehalt in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre verglichen zu Luft. Der höhere Sauerstoffanteil und der niedrigere Kobaltgehalt werden auf die zuvor tiefgehend beschriebenen, großflächig anhaftenden und oxidierten Verschleißpartikel zurückgeführt und ist damit nicht überraschend. Interessanter ist hingegen der höhere Kohlenstoffanteil, da dieser auch in Tiefen von 200 – 500 nm vorhanden ist und damit gegen mögliche Rückstände aus der Probenreinigung spricht. [160]

Bei der tiefergreifenden Auswertung der XPS-Analysedaten konnte eine Verschiebung des C1s-Peaks hin zu niedrigeren Bindungsenergien identifiziert werden, welche für Karbide charakteristisch sind (vgl. Abbildung 6.19). Die Energieverteilungen der Metalle lassen hingegen keine Rückschlüsse auf mögliche Karbidverbindungen zu, da die relevanten Bindungsenergien mit denen der Oxide übereinstimmen. [160]

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

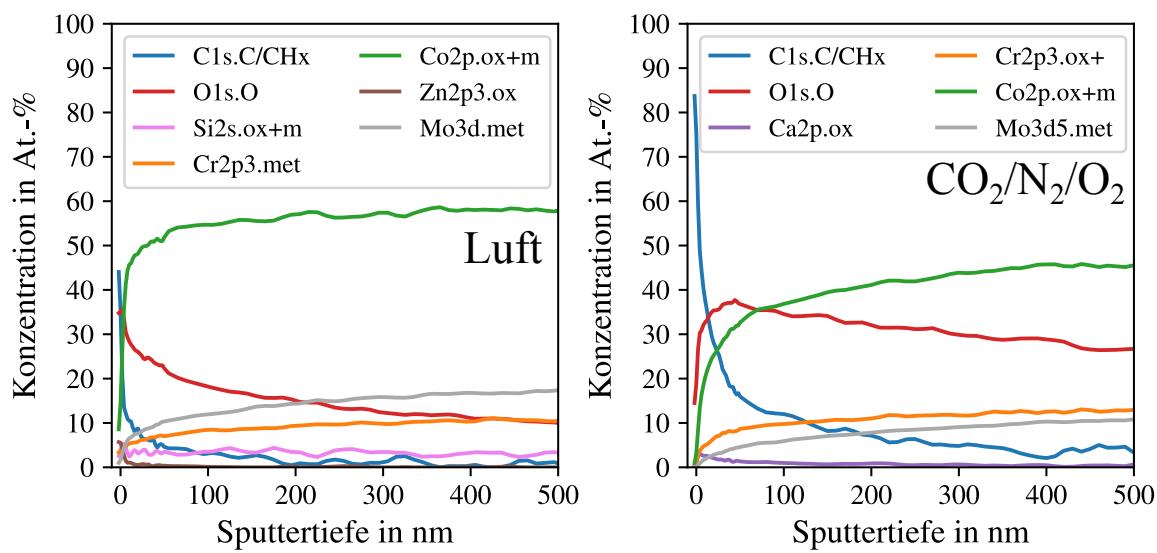


Abbildung 6.18: MP A: XPS-Tiefenprofile gemessen an verschleißbehafteten **Platten** (Modellexperiment) nach Versuchen bei 200 °C in Luft (links) und in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix (rechts); [160]

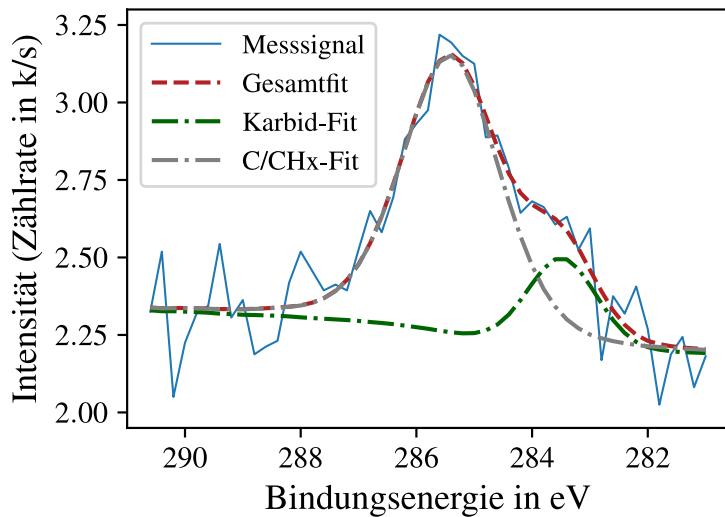


Abbildung 6.19: MP A: XPS-Analyseergebnisse des C1s-Peaks in einer Tiefe von 80 nm gemessen an einer verschleißbehafteten **Platte** (Modellexperiment) nach einem Versuch bei 200 °C in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix; [160]

Da in ungeschmierten Kontaktssystemen die Verschleißpartikel eine wichtige Rolle innerhalb des Tribosystems spielen können, wurde auch an ihnen ein möglicher Atmosphäreneinfluss überprüft. In Abbildung 6.20 sind entsprechende REM-Bilder und EDX-Ergebnisse von Verschleißpartikeln dargestellt, die in einem Versuch bei 200 °C in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre

erzeugt wurden. Die beiden linken Bilder zeigen die Partikelgröße sowie -morphologie, und

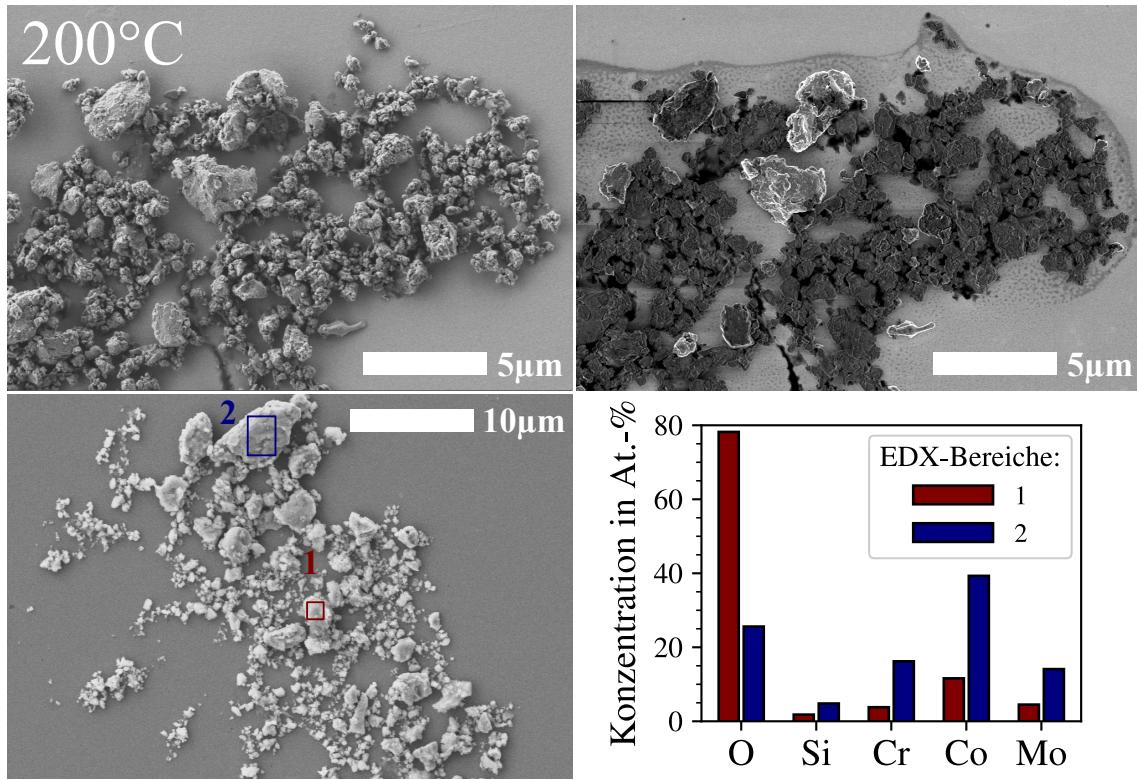


Abbildung 6.20: MP A: REM-Aufnahme von Verschleißpartikeln aus Versuchen bei 200 °C in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix; links: SE-Bilder zur Identifikation der Partikelgröße und Morphologie, rechts: erhöhter Materialkontrast durch BSE sowie Elementkonzentrationen der EDX-Analysen

das rechte Bild wurde mit erhöhtem Materialkontrast aufgenommen, um Unterschiede in der Zusammensetzung hervorzuheben. Da die Auflösung der Aufnahmen nicht ausreicht um zwischen einzelnen Partikeln und Konglomeraten von nanokristallinen Oxidkörnern zu unterscheiden, ist eine belastbare Ermittlung der Partikelgrößen nicht möglich. Es können anhand der Aufnahmen zumindest grob die Größenverhältnisse der Partikelkonglomerate abgeschätzt werden, die zwischen 9 μm und ca. 50 nm liegen. Die größeren Partikelkonglomerate zeigen scharfe Ecken und Kanten mit vereinzelten Schuppen, die an Bruchkanten erinnern. Die kleineren Partikel sind meist rund, wirken plastisch deformiert und agglomerieren stark. Die EDX-Messung an einem kleineren Partikel (Bereich 1) zeigt einen hohen Sauerstoffgehalt, die Legierungselemente der Werkstoffe sind hingegen nur in geringen Anteilen vorhanden. Ein größerer Partikel (Bereich 2) besitzt hingegen einen signifikant niedrigeren Sauerstoffgehalt, was auf eine niedrigere Oxidationsstufe schließen lässt. Dieses Charakteristikum wird von der Aufnahme mit erhöhtem Materialkontrast gestützt. Hier sind die kleineren runden Partikel dunkel dargestellt, was auf eine hohe Oxidationsstufe schließen lässt. Die größeren Partikel mit Bruchkanten sind deutlich heller, weshalb von einer niedrigeren Oxidationsstufe ausgegangen wird. Folglich liegen bei 200 °C eine Mischung aus

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

nur geringfügig oxidierten, tendenziell größeren Verschleißpartikeln, die gerade erst aus den Kontaktkörpern ausgebrochen sind, und kleineren, stark oxidierten Verschleißpartikeln, die durch die tribologische Belastung zerkleinert, plastisch deformiert und weiter oxidiert wurden.

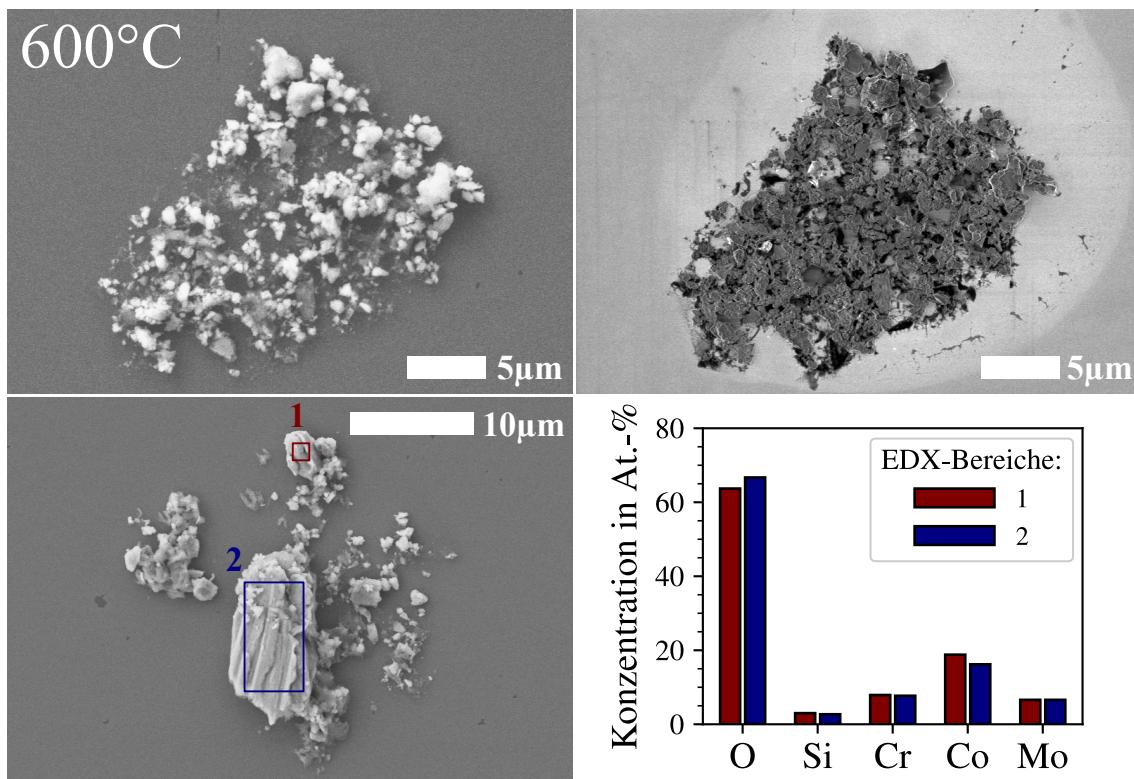


Abbildung 6.21: MP A: REM-Aufnahme von Verschleißpartikeln aus Versuchen bei 600 °C in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix; links: SE-Bilder zur Identifikation der Partikelgröße und Morphologie, rechts: erhöhter Materialkontrast durch BSE sowie Elementkonzentrationen der EDX-Analysen

Vergleichbare Analysen wurden an Verschleißpartikeln durchgeführt, die bei einem Versuch bei 600 °C in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre erzeugt wurden. Die entsprechenden Aufnahmen sind in Abbildung 6.21 aufgeführt. Hier kann ebenfalls anhand der Aufnahmen nicht eindeutig zwischen einzelnen Partikeln und Konglomeraten unterschieden werden. Die Größen der dargestellten Partikelkonglomerate liegen zwischen 13 µm und ca. 100 nm. Hier ist der größte Partikel (Bereich 2 der EDX-Messung) ebenfalls eckig, hat jedoch keine schuppenartigen Seitenflächen die auf einen Bruch hinweisen sondern zeigt eine Oberfläche mit abrasi-ven Riefen. Die EDX-Messungen an diesem großen und einem kleineren Verschleißpartikel zeigen einen vergleichbaren Sauerstoffgehalt, weshalb vermutet wird, dass dieser große Partikel möglicherweise aus der ausgebildeten Triboschicht ausgebrochen ist. Die Aufnahme mit erhöhtem Materialkontrast zeigt, dass bei dieser Temperatur fast alle Partikel eine hohe Oxidationsstufe besitzen.

## Einfluss der Atmosphärenzusammensetzung

Im folgenden Abschnitt wird der Einfluss der Atmosphärenzusammensetzung auf das tribologische Materialverhalten beschrieben. Dazu wurden bei 200 °C Versuche bei unterschiedlichen Sauerstoffgehalten und damit auch Mischungsverhältnissen mit dem CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>-Flaschengas durchgeführt und in Abbildung 6.22 visualisiert. Die bei 5 Vol.-% Sauerstoff dargestellten Werte entsprechen den bereits erörterten Ergebnissen des vorherigen Abschnitts und die bei 21 Vol.-% den Ergebnissen in Umgebungsluft.

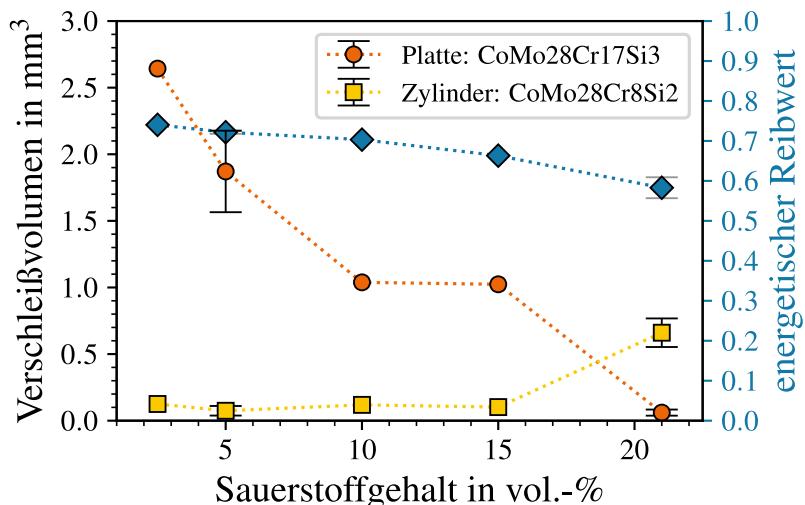


Abbildung 6.22: *MP A: Atmosphärenabhängiges Reibungs- und Verschleißverhalten des Modellexperiments bei 200 °C (50 N, 1,6 mm, 15 Hz, 120 min); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Platte und des Zylinders mit orangen Kreisen und gelben Quadraten entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; Standardsauerstoffgehalt bei anderen Experimenten in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atm.: 5 vol.-%; [160]*

Ein deutlicher Anstieg des Verschleißvolumens mit sinkendem Sauerstoffgehalt bzw. steigendem CO<sub>2</sub>-Gehalt ist nachgewiesen worden. Dieser Trend wird von einem ansteigenden energetischen Reibwert begleitet. Die Ergebnisse zeigen, dass bereits eine Sauerstoffreduktion auf 15 Vol.-% zu einer Verschiebung der Verschleißverteilung zwischen den Kontaktkörpern führt. Der Summenverschleiß des Tribosystems steigt zunächst geringfügig an. Mathematisch lässt sich die Korrelation des Summenverschleißes mit dem Sauerstoffgehalt der umgebenden Atmosphäre bei 200 °C durch eine Hyperbelfunktion mit einem Exponenten von -1/2 beschreiben. [160]

## 6.2 Anwendungsnahes Systemexperiment

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse des anwendungsnahen Systemexperiments (Systemexp.), das in Kapitel 4.1.2 beschrieben wurde, hinsichtlich der Einflussparameter Temperatur, Normalkraft und Atmosphäre vorgestellt.

### 6.2.1 Temperatureinfluss

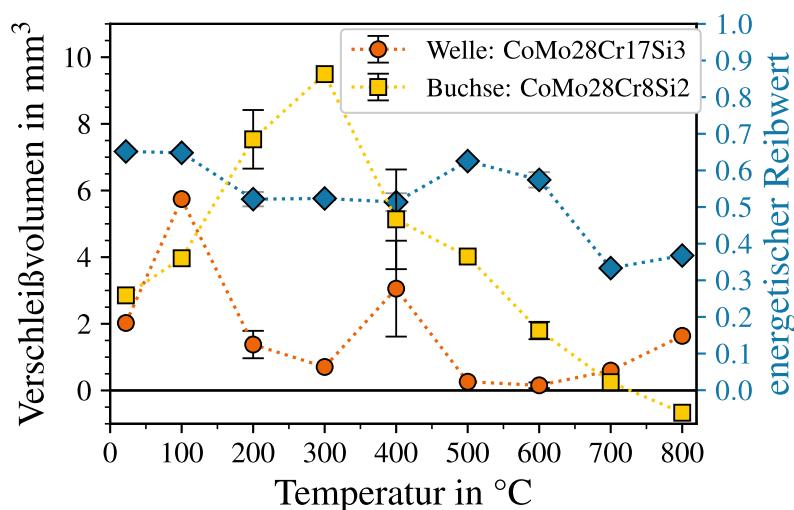


Abbildung 6.23: MP A: Reibungs- und Verschleißverhalten des anwendungsnahen **System-experiments** im untersuchten Temperaturbereich bis 800 °C (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen Kreisen und gelben Quadraten entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

Die temperaturabhängigen Reibungs- und Verschleißwerte des Systemexperiments für isotherme Versuche in Luft sind in Abbildung 6.23 dargestellt. Für Raumtemperatur und 100 °C liegen die Verschleißvolumen auf einem mittleren Niveau mit steigender Tendenz und es wurde ein höherer energetischer Reibwert von 0,65 ermittelt. Bei 200 & 300 °C schließt der Hochverschleißbereich für diese Werkstoffpaarung an, der hauptsächlich zu erhöhtem Verschleiß an der Buchse führt. Das Reibniveau ist hingegen leicht zurückgegangen und liegt bei 0,5. Ab 400 °C setzt ein signifikanter Verschleißrückgang ein, der nur bei 400 °C mit einem Anstieg des ansonsten niedrigen Verschleiß der Welle einhergeht. Zwischen 600 und 800 °C tritt minimaler Verschleiß auf, der für 800 °C sogar eine Volumenzunahme aufweist. Dieser Wert ist auf das erhöhte Oxidschichtwachstum zurückzuführen, das zu einem

kleineren Buchsendurchmesser im Vergleich zum Ursprungszustand führt und durch die anschließende Verschleißberechnung einen negativen Wert ergibt. Der energetische Reibwert nimmt bei 700 & 800 °C ein niedriges Niveau um 0,35 an, für die niedrigeren Temperaturen von 500 - 600 °C werden hingegen hohe Werte bis zu 0,64 ermittelt.

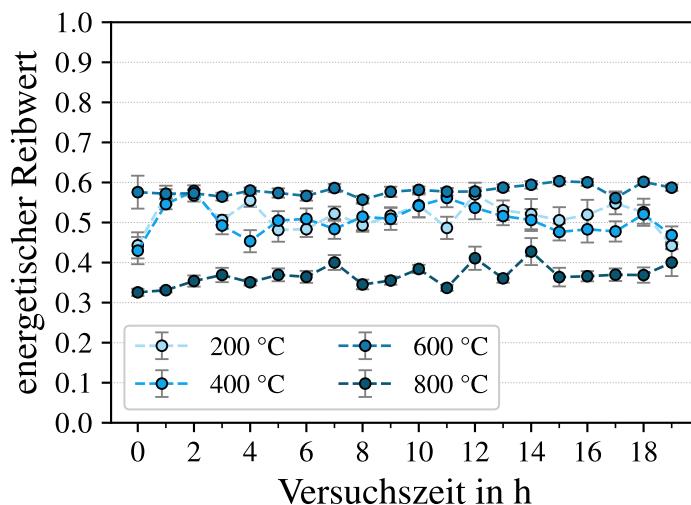


Abbildung 6.24: MP A: Zeitabhängiges Reibverhalten des **Systemexperiments** bei ausgewählten Temperaturen (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung während der zweiminütigen Reibungsmessung

In Abbildung 6.24 ist das zeitabhängige Reibverhalten für repräsentative Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen in Luft aufgeführt, um die Entwicklung der Reibung über der Versuchsdauer nachvollziehen zu können. Die Reibverläufe für 200 & 400 °C sind nahezu identisch und wegen der übereinanderliegenden Punkte nur schwer zu unterscheiden. Sie zeigen ein schwankendes Verhalten um ein mittleres Niveau bei 0,5. Der Versuch bei 600 °C hat hingegen ein deutlich konstanteres Reibverhalten knapp unter 0,6 und auch der Versuch bei 800 °C liegt mit seinen Werten um 0,35 deutlich unterhalb der restlichen Niveaus. Folglich ist auch am Reibverhalten ableitbar, dass sich das tribologische Verhalten im Temperaturbereich zwischen 600 - 800 °C signifikant von den niedrigeren Temperaturen unterscheidet.

Eine Übersicht über die Verschleißflächen an den Systemprüfkörpern nach Versuchen in Luft gibt Abbildung 6.26. Hier sticht der Unterschied zwischen den bei 200 & 400 °C getesteten Proben gegenüber den bei 600 & 800 °C belasteten heraus. Die Buchsen der beiden niedrigen Temperaturen zeigen eine eher matte Verschleißfläche mit vereinzelt anhaftenden Verschleißpartikeln sowie abrasive Furchen bei 200 °C. Die entsprechenden Wellen zeigen dunklere, anhaftende Schuppen, die vor allem bei 400 °C die Verschleißfläche dominieren. Bei dieser Temperatur sind auch vereinzelt ausgebildete Triboschichten sichtbar, die schon fast schwarz wirken. Hingegen dominiert eine teilflächig ausgebildete, stark reflektierende

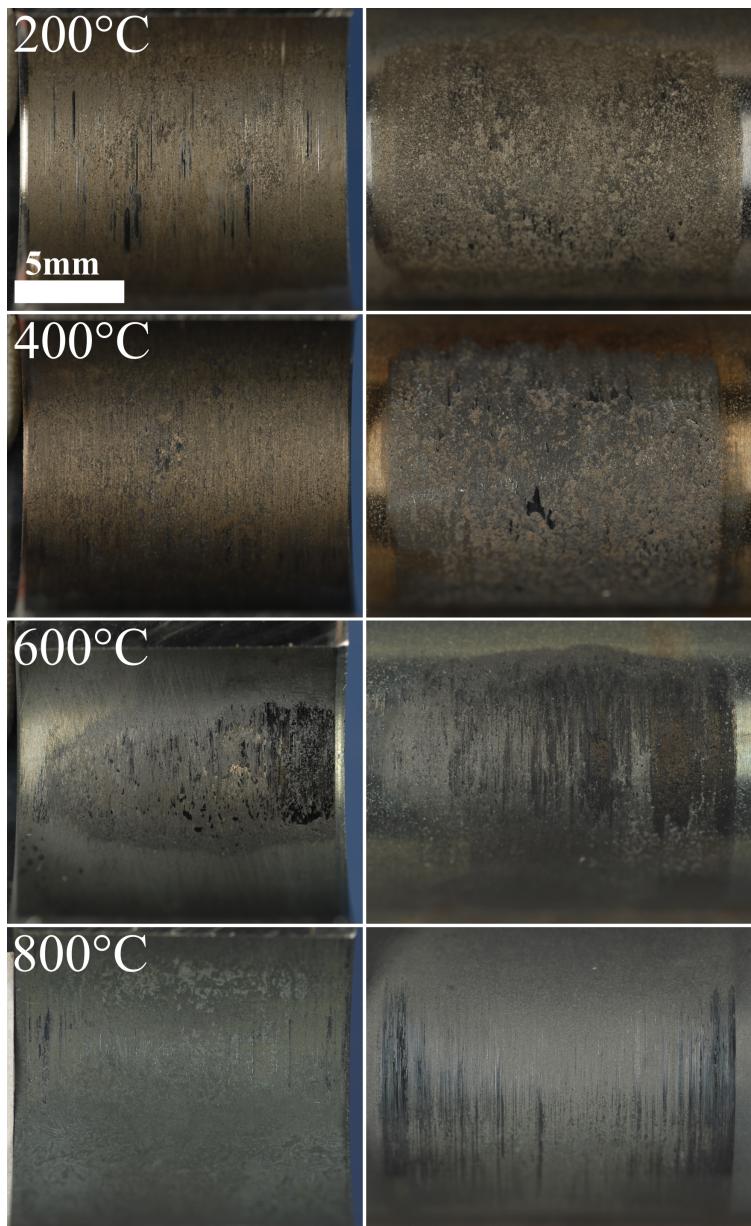


Abbildung 6.25: MP A: Fotografische Aufnahmen verschleißbehafteter Probenkörper des **Systemexperiments** (links Buchsen, rechts Wellen) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; alle Bilder haben den gleichen Maßstab

Triboschicht die Verschleißflächen bei 600 & 800 °C. Der Verschleiß ist in diesem Temperaturbereich so gering, dass an der bei 600 °C getesteten Buchse noch gut die Endbearbeitungsriefen neben dem tribologisch belasteten Bereich erkennbar sind. An der bei 800 °C getesteten Buchse ist die stärkere Oxidation zu sehen, die zu einer matteren Werkstoffoberfläche führt und eine schuppenartige Struktur aufweist. Generell zeigt die bei 800 °C ausgebildete Triboschicht eine eher abrasiv zerfurchte Oberfläche, gegenüber der homogenen und

glatten Struktur, die bei 600 °C zu beobachten ist.

Weiterhin wurde mit Analysen der verschleißbehafteten Flächenanteilen ein Absinken der Flächenpressung auf Werte von 0,73 MPa berechnet. Das initial hohe Pressungs niveau von 30 MPa wird damit durch die verschleißbedingte, geometrische Angleichung der Kontaktflächen signifikant reduziert.

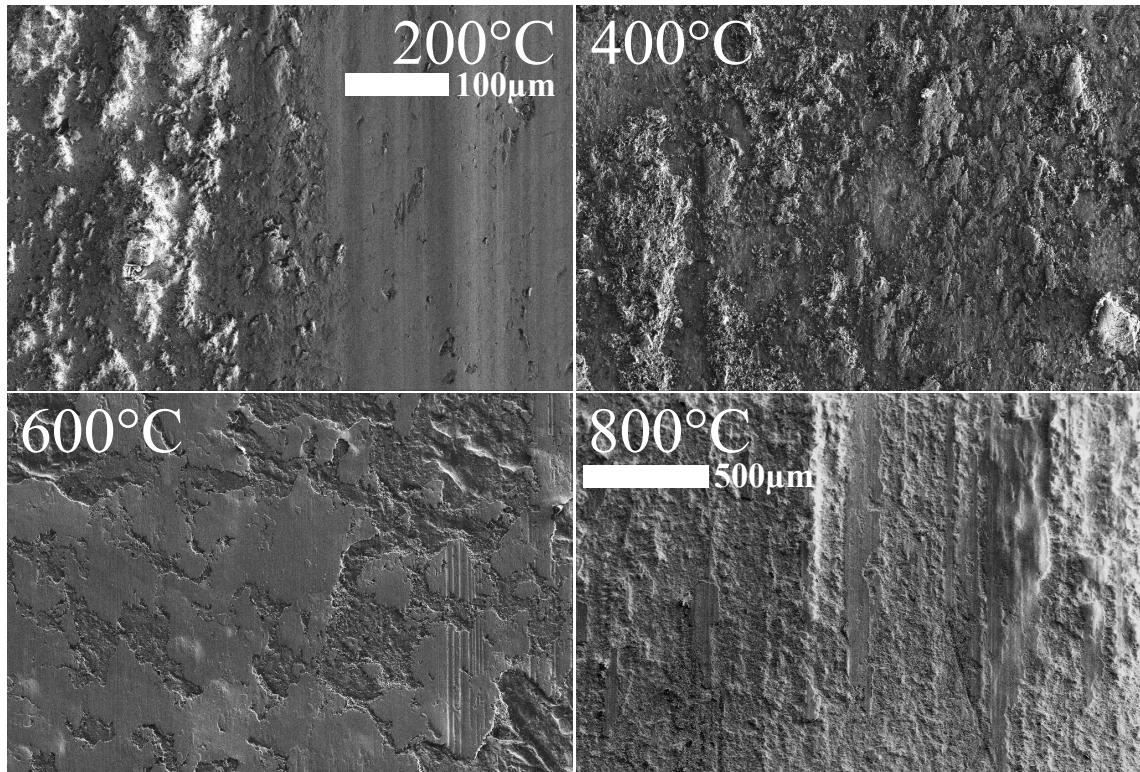


Abbildung 6.26: **MP A:** REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Buchsen** (Systemexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; Aufnahmen von 200, 400 & 600 °C haben den gleichen Maßstab

Für eine detaillierte Betrachtung und genauere Identifikation der Verschleißmechanismen sind in Abbildung 6.26 die Verschleißflächen der Buchsen mit höherer Auflösung dargestellt. Die bei 200 °C belastete Buchsenoberfläche zeigt, wie bereits an den Übersichtsaufnahmen erkannt, sowohl anhaftende Verschleißpartikel als auch tiefere abrasive Furchen. Für 400 °C dominieren die adhäsiven Partikel, die in schuppenartigen Strukturen agglomerieren. Bei 600 °C ist ein veränderter Verschleißmechanismus zu beobachten, eine fast vollflächig ausgebildete Triboschicht bedeckt die tribologisch belastete Zone. Diese Schicht ist nur vereinzelt von leichten Riefen durchzogen und hat ein inselartiges Erscheinungsbild. Sie tritt vereinzelt auch unter 800 °C auf (beispielsweise in der Mitte der Aufnahme), bei dieser hohen Temperatur ist die Oberfläche jedoch deutlich stärker von der einsetzenden Oxidation gezeichnet.

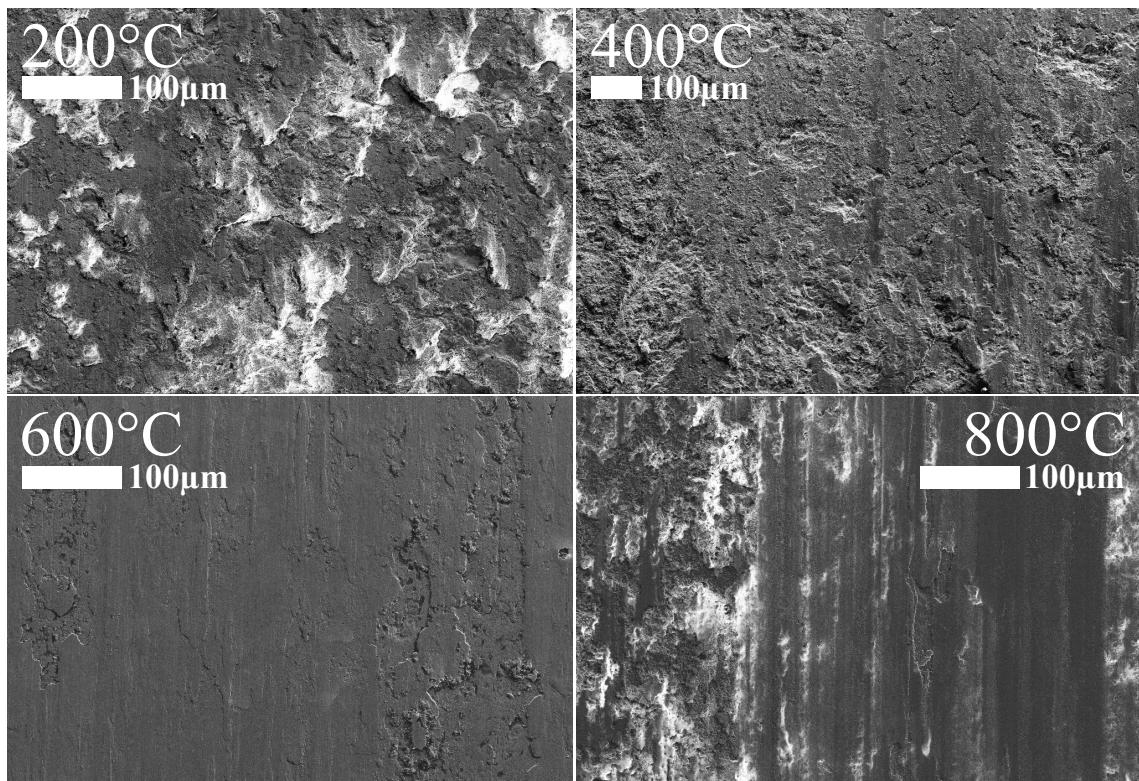


Abbildung 6.27: MP A: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an Wellen (Systemexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft

Die in Abbildung 6.27 aufgeführten Detailaufnahmen der Wellen zeigen ähnliche Verschleißerscheinungen. Bei 200 °C sind viele anhaftende Verschleißpartikel erkennbar, welche die gesamte Verschleißfläche bedecken und schuppenartige Strukturen ausbilden. Die Verschleißfläche nach einem Versuch bei 400 °C zeigt ebenfalls anhaftende Partikelagglomerationen, zusätzlich sind einzelne Materialausbrüche aus der aufgespritzten Oberflächenschicht sichtbar. Die markante Oberflächenschicht ist sowohl bei 600 °C als auch bei 800 °C an Verschleißflächen der Wellen ausgebildet. Bei 600 °C ist diese fast vollflächig ausgebildet und wird nur vereinzelt von tieferliegendem Grundmaterial unterbrochen, bei 800 °C weist dessen Oberfläche eine stärkere Riefung auf und daneben sind aufwachsende Oxide zu erkennen, die sich elektrostatisch aufladen und heller dargestellt werden.

Um ähnlich wie bei den Modellversuchen die Oxidation sowie tribochemische Reaktionen im Kontaktbereich zu untersuchen, wurden ausgewählte Systemprobenkörper mittels XPS charakterisiert. In Abbildung 6.28 sind die Elementkonzentrationen in einer Tiefe zwischen 400 - 500 nm gemittelt und über der jeweiligen Versuchstemperatur aufgetragen. Die Zusammensetzung an der Buchse (linkes Diagramm) wird über den gesamten Temperaturbereich durch den Sauerstoff- und Kobaltgehalt dominiert. Die weiteren Legierungselemente wie Chrom, Molybdän und Silizium kommen nur in geringen Anteilen unter 8 At.-% vor. Interessanterweise wurde bereits bei RT ein sehr hoher Sauerstoffgehalt von 43 At.-% ermittelt, während nach Versuchen bei 400 °C nur noch 28 At.-% Sauerstoff gemessen wurden. Gegenläufig verhält sich der Kobaltgehalt, der ebenfalls bei 43 At.-% bei RT startet und an-

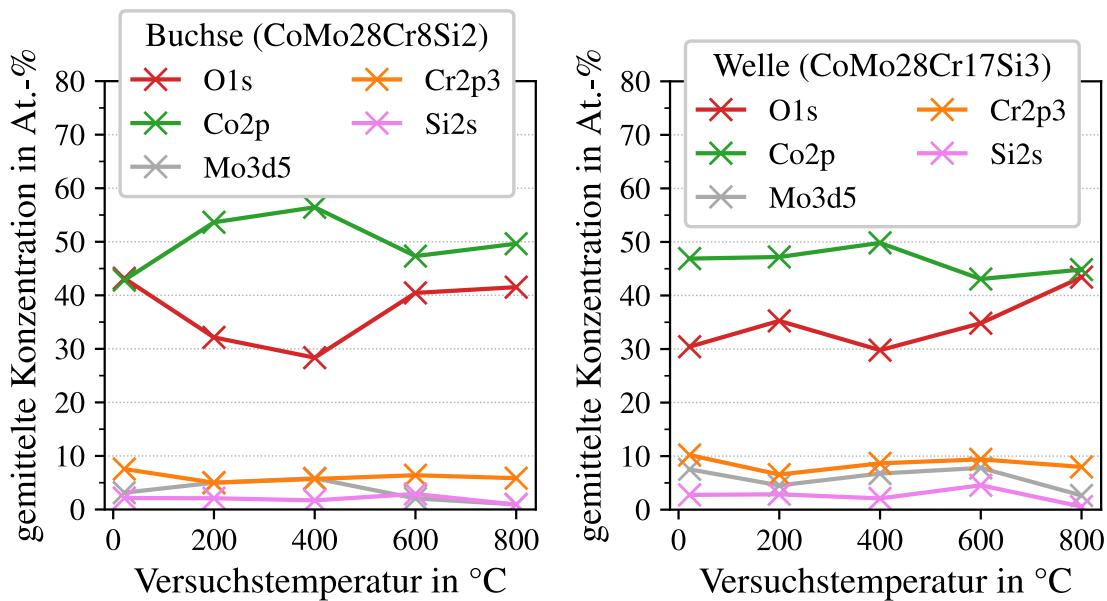


Abbildung 6.28: MP A: Elementkonzentrationen der XPS-Profile gemittelt zwischen 400 - 500 nm Tiefe, gemessen an verschleißbehafteten Probenkörpern (Systemexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft

schließend höhere Werte annimmt. Für 600 & 800 °C wurden erneut höhere Sauerstoff- und niedrigere Kobaltanteile nachgewiesen. Für den Chrom- und Siliziumgehalt ist keine temperaturabhängige Veränderung sichtbar, der Molybdängehalt zeigt vergleichbare Tendenzen wie Kobalt, ist jedoch bei 800 °C auf einem minimalem Niveau.

Auch die Zusammensetzung an der Welle wird maßgeblich vom Sauerstoff- und Kobaltgehalt bestimmt. Sie zeigen einen homogeneren Temperaturverlauf, der im Fall des Sauerstoffs erst bei 600 & 800 °C höhere Werte annimmt. Der Kobaltanteil liegt bei den niedrigeren Temperaturen zwischen 46 - 50 At.-% und liegt ebenfalls erst bei 600 & 800 °C auf einem Niveau um 42 - 43 At.-%. Die weiteren Legierungselemente wie Chrom, Silizium und Molybdän zeigen keinen signifikanten Trend mit steigenden Temperaturen, außer bei 800 °C, bei dem die Gehalte leicht zurück gehen. Folglich wird die Verschleißfläche der Kontaktkörper bereits bei niedrigen Temperaturen von einem hohen Anteil an Oxiden bedeckt, die beispielsweise bei Raumtemperatur für Bereiche außerhalb der Kontaktzone nicht zu erwarten sind. Natürlich dominiert auch bei höheren Temperaturen ein erhöhter Oxidgehalt die Kontaktflächen.

### 6.2.2 Atmosphäreneinfluss

Um den Einfluss einer Abgasatmosphäre auf das tribologische Verhalten der *Materialpaarung A* im Systemexperiment zu ermitteln, wurden isotherme Versuche wie in Kapitel 4.1.2 beschrieben in einer realen Dieselabgasatmosphäre durchgeführt. Die temperaturabhängigen Verschleißvolumen der Systemprobenkörper sind in Abbildung 6.29 zusammen den bereits beschriebenen Werten aus Versuchen in Luft dargestellt. Durch die Darstellung der Ergebnisse aus beiden Atmosphären wird die Identifikation und Bewertung atmosphärenbedingter Unterschiede vereinfacht.

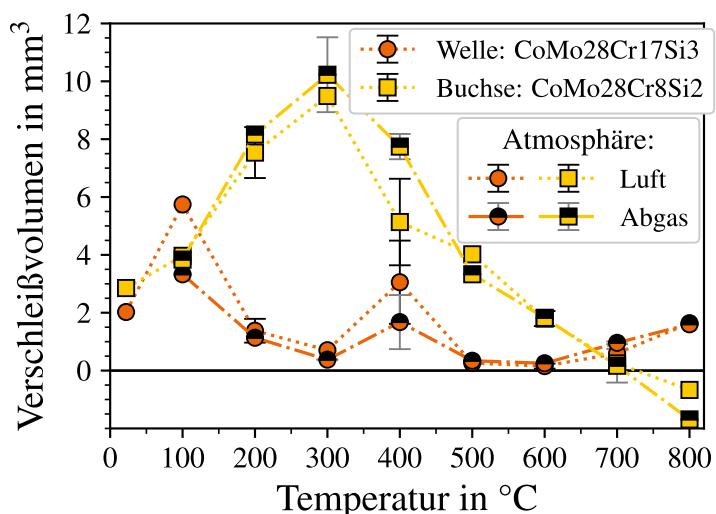


Abbildung 6.29: *MP A*: Temperatur und atmosphärenabhängiges Verschleißverhalten des **Systemexperiments** (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen der Welle mit orangen Kreisen und der Buchse mit gelben Quadraten dargestellt, halbseitig schwarze Markierungen symbolisieren Verschleißergebnisse von Versuchen in Abgas statt in Luft

Das in Abgasatmosphäre nachgewiesene Verschleißverhalten zeigt grundsätzlich einen vergleichbaren Verlauf zum Verhalten in Luft. Bei niedrigen Temperaturen von 100 - 200 °C steigt der Verschleiß an der Buchse an und der Wellenverschleiß zeigt eine sinkende Tendenz. Der Verschleißhochpunkt der Buchse und damit des gesamten Materialsystems liegt in beiden Atmosphären bei 300 °C. Auch der Anstieg des Wellenverschleißes bei 400 °C tritt in der Abgasatmosphäre auf und wird von einem signifikanten Verschleißrückgang an beiden Prüfkörpern für höhere Temperaturen abgelöst.

In Abbildung 6.30 sind die in Abgasatmosphäre ermittelten mittleren energetischen Reibwerte über der Temperatur aufgetragen. Auch hier ist ein vergleichbares Verhalten wie bei den Versuchen in Luft zu sehen. Zwischen 200 - 400 °C werden leicht erhöhte Reibwerte um 0,6 gemessen, der charakteristische, signifikante Rückgang der Reibung ab 700 °C tritt

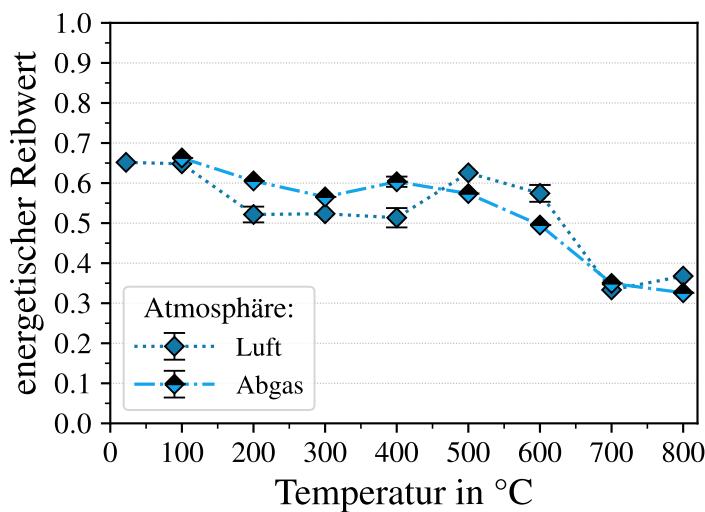


Abbildung 6.30: *MP A*: Temperatur und atmosphärenabhängiges Reibungsverhalten des **Systemexperiments** (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); dunkelblaue und hellblaue Rauten entsprechen dem mittlerem ECoF in Luft oder in Abgas; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

auch bei Versuchen in Abgasatmosphäre auf.

Um die in der Abgasatmosphäre wirkenden, temperaturabhängigen Mechanismen darzulegen, sind in Abbildung 6.31 Detailaufnahmen der Verschleißfläche der Buchsen dargestellt, die bei unterschiedlichen Temperaturen belastet wurden. Bei 200 °C sind neben starken abrasiven Furchen anhaftende Verschleißpartikel zu sehen, die bei 400 °C die gesamte Verschleißfläche einnehmen, stark agglomerieren und schuppenartige Strukturen ausbilden. Die bei 600 & 800 °C erzeugten Verschleißflächen zeigen ein deutlich anderes Verschleißbild. Hier dominiert eine ausgebildete Triboschicht die Oberfläche, die bei 600 °C große Teile der Fläche inselförmig bedeckt, bei 800 °C hingegen nur in einem kleinen Bildbereich erkennbar ist. Die restliche Oberfläche ist bei 800 °C von der starken Oxidation und einer rauen, porös wirkenden Deckschicht gekennzeichnet.

Die zugehörigen Verschleißflächen der Wellen nach Versuchen in der Abgasatmosphäre sind in Abbildung 6.32 aufgeführt. Sie zeigen bei 200 & 400 °C die bekannte charakteristische Schuppenstruktur durch anhaftende Verschleißpartikelansammlungen, die nur bei 400 °C von einzelnen Materialausbrüchen begleitet wird. Im oberen Temperaturbereich zwischen 600 - 800 °C ist die Verschleißfläche von einer Triboschicht überzogen, die vor allem bei 600 °C annähernd die gesamte Bildfläche bedeckt, nur am oberen Rand sind Schichtkanten mit darunterliegendem Grundmaterial erkennbar. Bei 800 °C sind nur einzelne Bereiche mit der Trioschicht identifizierbar, die restliche Oberfläche ist vom einsetzenden Oxidwachstum markiert.

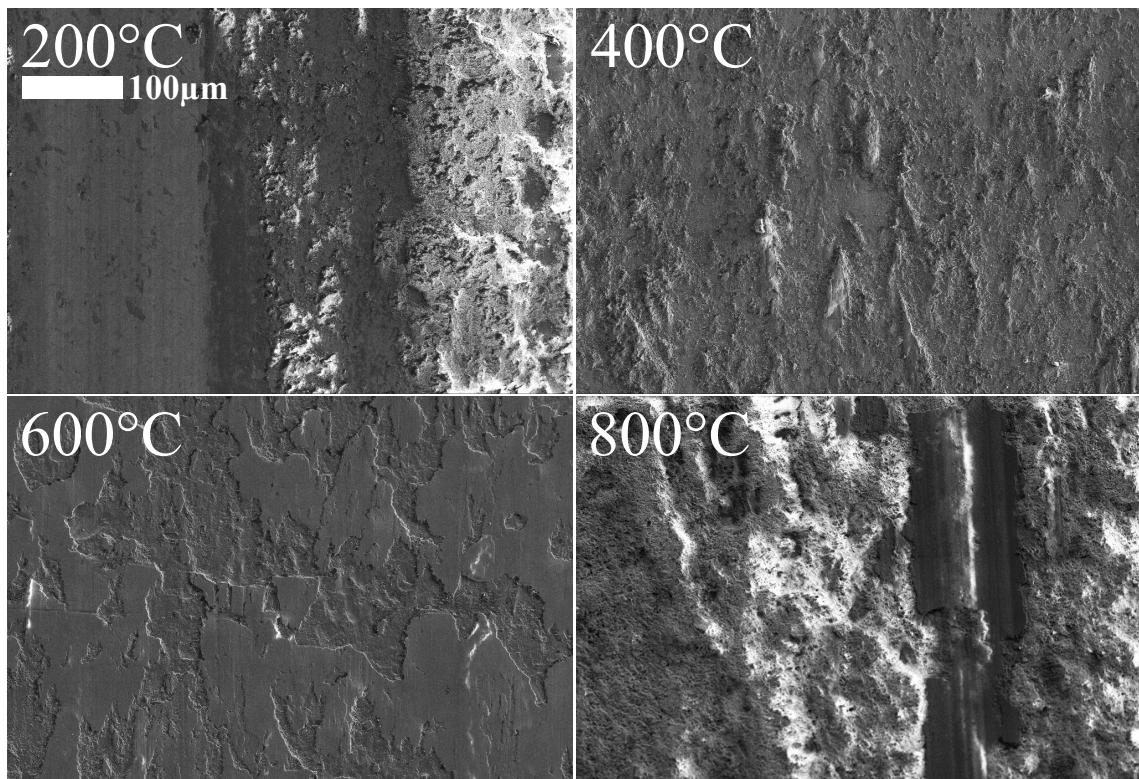


Abbildung 6.31: *MP A*: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Buchsen** (System-exp.) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in der Abgasatmosphäre

Um einen möglichen tribochemischen Einfluss auf die Verschleißmechanismen bzw. die tribologisch gebildeten Oberflächenstrukturen zu untersuchen, wurden XPS-Analysen an den entsprechenden Verschleißflächen durchgeführt. Exemplarisch sind das für 200 °C ermittelte Tiefenprofil der Welle in der Abbildung 6.33 und das der bei 600 °C getesteten Buchse in Abbildung 6.34 den entsprechenden Ergebnissen in Luft gegenübergestellt. Diese beiden Temperaturen wurden ausgewählt, da sich hier die wirkenden Verschleißmechanismen signifikant unterscheiden.

Bei 200 °C wird die Zusammensetzung sowohl in Luft als auch in der Abgasatmosphäre maßgeblich durch den Sauerstoff- und Kobaltgehalt bestimmt. Der Kobaltgehalt zeigt in beiden Atmosphären einen starken Anstieg auf 35 - 40 At.-% in den ersten 50 nm, gefolgt von einem Plateau mit weiterer, leichter Steigung auf bis zu 42 - 48 At.-%. An der Oberfläche beträgt der Sauerstoffgehalt in beiden Atmosphären um die 40 At.-% und sinkt geringfügig in der Tiefe ab. Einzig der Kohlenstoffgehalt ist in Abgas gegenüber Luft leicht erhöht und auch tiefreichender vorliegend. Dieser atmosphärenbedingte Anstieg ist auf einen möglichen Rußeintrag des Abgases in das Tribosystem zurückzuführen. Die restlichen Legierungselemente wie Silizium, Chrom und Molybdän sind nur in geringen Anteilen vorhanden, die sich nicht signifikant mit zunehmender Tiefe verändern. Weiterhin wurden minimale Spuren von

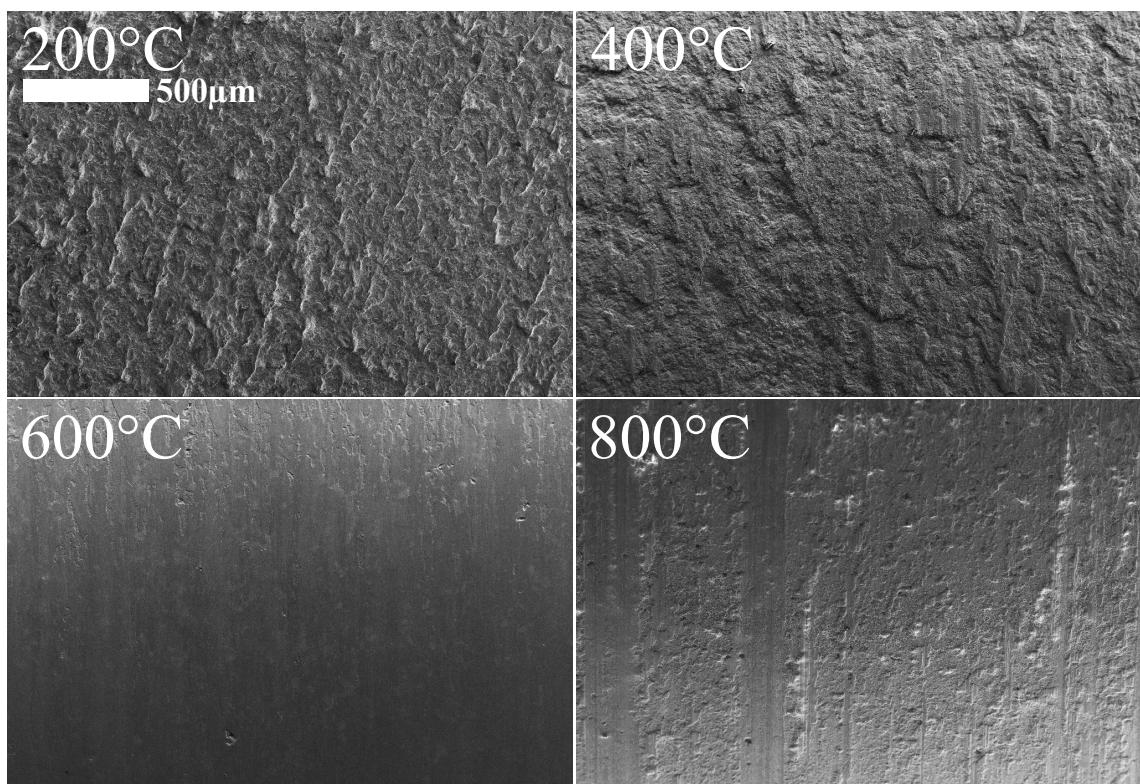


Abbildung 6.32: MP A: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Wellen** (Systemexp.) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Abgasatmosphäre

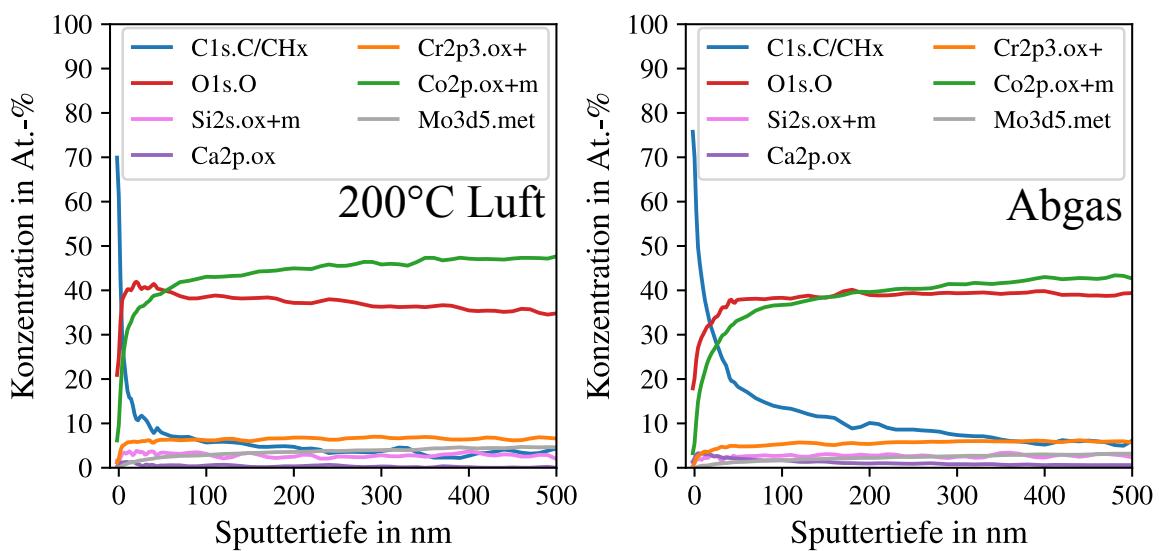


Abbildung 6.33: MP A: XPS-Tiefenprofile gemessen an verschleißbehafteten **Wellen** (Systemexperiment) nach Versuchen bei 200 °C in Luft (links) und in Abgas (rechts)

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

Kalzium gefunden, das nicht in den Werkstoffen vorkommt, aber möglicherweise durch das Dieselabgas oder während Transport und Reinigung eingetragen wurde.

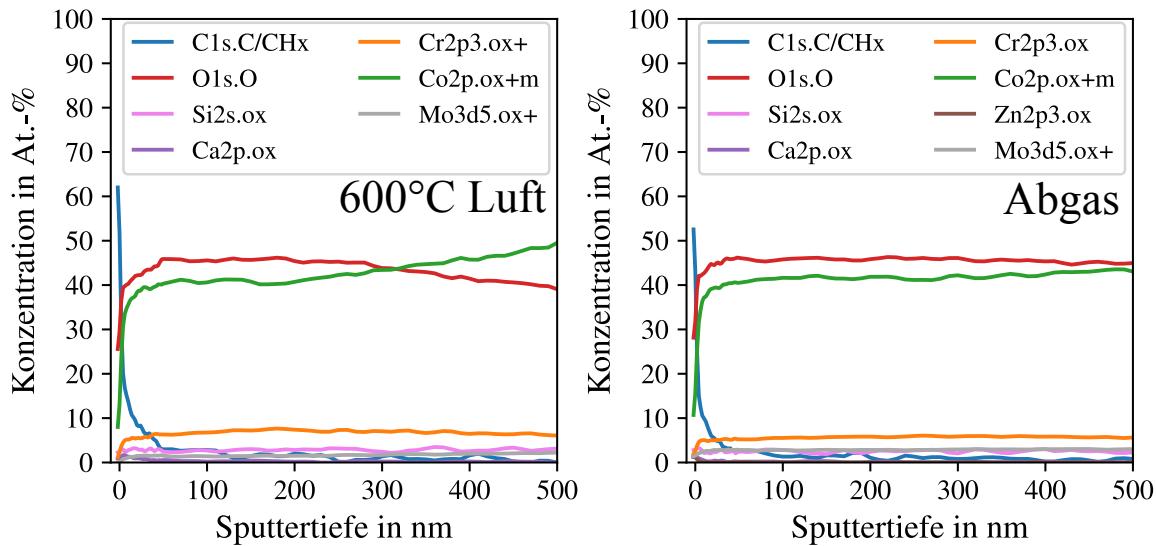


Abbildung 6.34: MP A: XPS-Tiefenprofile gemessen an verschleißbehafteten **Buchsen** (Systemexp.) nach Versuchen bei 600 °C in Luft (links) und in Abgas (rechts)

Die oberflächennahen Elementkonzentrationen, die bei 600 °C in Luft und Abgasatmosphäre getesteten Buchsen gemessen wurden werden ebenfalls hauptsächlich vom Sauerstoff- und Kobaltgehalt dominiert. Der Sauerstoffanteil zeigt für beide Atmosphären annähernd ein Plateau bei ca. 45 At.-% und der Kobaltanteil bei ca. 40 At.-%. Die weiteren Legierungs-elemente wie Silizium, Chrom, Molybdän, sowie Kalzium und Zink liegen auch hier nur in minimalen Konzentrationen und ohne signifikante Veränderung in der Tiefe vor. Der Kohlenstoff besitzt in beiden Atmosphären oberflächennah einen hohen Gehalt, der bereits nach 30 - 40 nm auf unter 5 At.-% gefallen ist und mit der Tiefe weiter abnimmt. Auch hier kann kein signifikanter Atmosphärenunterschied zusammengefasst werden.

## 6.3 Systemexperiment mit geschlitzter Buchse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse beschrieben, die mit geschlitzten Buchsen ermittelt wurden, wobei zunächst auf den Temperatureinfluss und im Anschluss auf den Atmosphäreneinfluss eingegangen wird.

### 6.3.1 Temperatureinfluss

Mit geschlitzten Buchsen wurden bei 200 & 600 °C Experimente durchgeführt, um den Einfluss auf die jeweils wirkenden Verschleißmechanismen zu untersuchen. Die Abbildung 6.35 stellt die zuvor erörterten temperaturabhängigen Verschleiß- und Reibungswerte des normalen Systemexperiments den Versuchsergebnissen mit geschlitzten Buchsen bei 200 & 600 °C gegenüber.

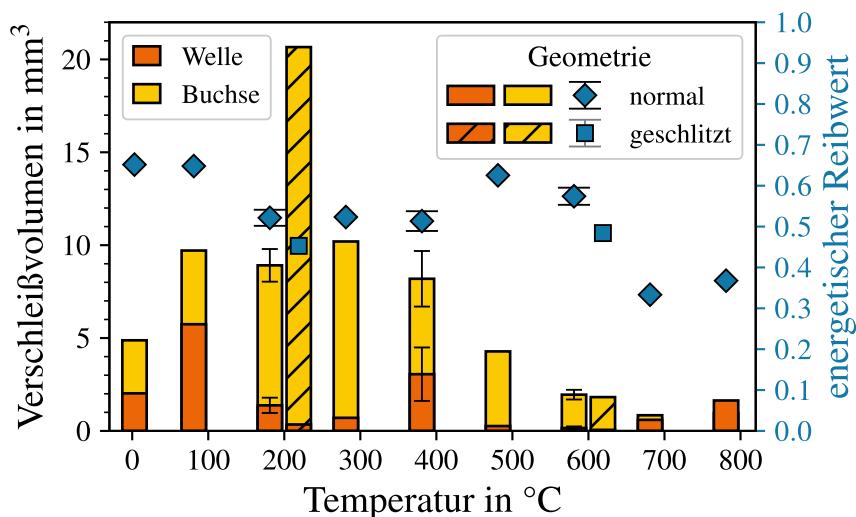


Abbildung 6.35: *MP A: Temperaturabhängiges Reibungs- und Verschleißverhalten des anwendungsnahen Systemexperiments mit unterschiedlichen Kontaktgeometrien* (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten/Quadraten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen/Marker zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

Beim Vergleich der bei 200 °C ermittelten Verschleißwerte ist eine signifikante Verschleißerhöhung auf ca. das Doppelte durch die eingebrachten Schlitze direkt erkennbar. Dieser Anstieg tritt jedoch hauptsächlich an der Buchse auf, das Verschleißniveau der Welle nimmt hingegen geringfügig durch die Schlitze ab. Gleichzeitig sinkt die Reibung leicht von 0,5

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

auf 0,45 bei der geschlitzten Kontaktgeometrie ab. Werden diese Ergebnisse mit dem allgemeinen, temperaturabhängigen Verschleißverlauf verglichen, fällt auf, dass der Verschleißanstieg durch die eingebrachten Schlitze signifikant größer ist als die durch eine Temperaturänderung hervorgerufene Veränderung. Durch die verschleißbedingte Anpassung der Kontaktbereiche beträgt die geometrische Flächenpressung nach den Versuchen 1,14 MPa. Die bei 600 °C ermittelten Ergebnisse zeigen keine Veränderung des Verschleißniveaus, jedoch tritt auch hier leicht niedrigere Reibung auf.

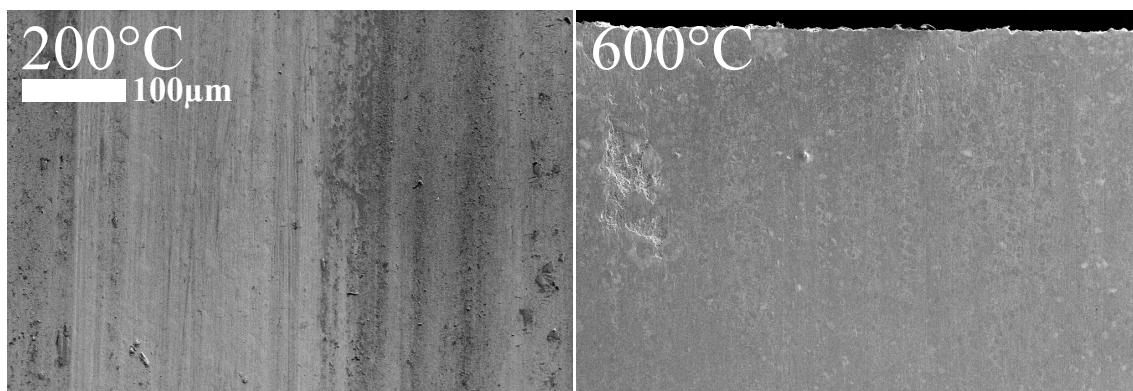


Abbildung 6.36: *MP A*: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **geschlitzten Buchsen** (Systemexp.) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft

Zur Charakterisierung der wirkenden Verschleißmechanismen sind in Abbildung 6.36 die Verschleißflächen der bei 200 & 600 °C getesteten, geschlitzten Buchsen aufgeführt. Bei 200 °C sind deutliche abrasive Spuren zu erkennen, die von einer geringen Menge von anhaftenden Verschleißpartikeln begleitet werden. Hingegen waren die Schlitze in der Buchse nach Versuchsende mit vielen Verschleißpartikeln gefüllt, die bereits an beiden Seiten raus rieselten. Die Kanten der Schlitze zeigten keine Verrundung oder plastische Deformation, die bei der Interpretation der Verschleißwerte berücksichtigt werden müssten. Der Kontaktbereich der bei 600 °C getesteten Buchse zeigt die bekannte Struktur einer Triboschicht, die annähernd über den gesamten abgebildeten Bereich ausgebildet ist und auf der linken Seite durch eine tiefere Stelle mit einigen anhaftenden Partikeln unterbrochen wird. Bei dieser Temperatur befanden sich deutlich weniger Partikel in den Schlitten. Wie im oberen Bereich der Aufnahme zu sehen ist, kam es hier ebenfalls nicht zu einer Verrundung oder plastischen Deformation der Kanten an den Schlitten.

Weiterhin ist im Anhang (vgl. Abbildung A.10) das zeitabhängige Reibungs- und Verschleißverhalten eines repräsentativen Versuchs bei 200 °C dargestellt. Das Verschleißniveau kann dabei anhand der Z-Position der Normalkraftachse abgeschätzt werden, die sich bei zunehmendem Verschleiß der Kontaktgeometrie nach oben bewegt. Sie zeigt mit zunehmender Versuchszeit einen zunächst linearen Anstieg, der nach 6 - 8 h leicht zurückgeht und somit einer Potenzfunktion mit Exponenten zwischen 0 und 1 entspricht. Der energetische Reibwert zeigt über die gesamte Versuchsdauer ein konstantes Zeitverhalten ohne erkennbare Veränderungen.

### 6.3.2 Atmosphäreneinfluss

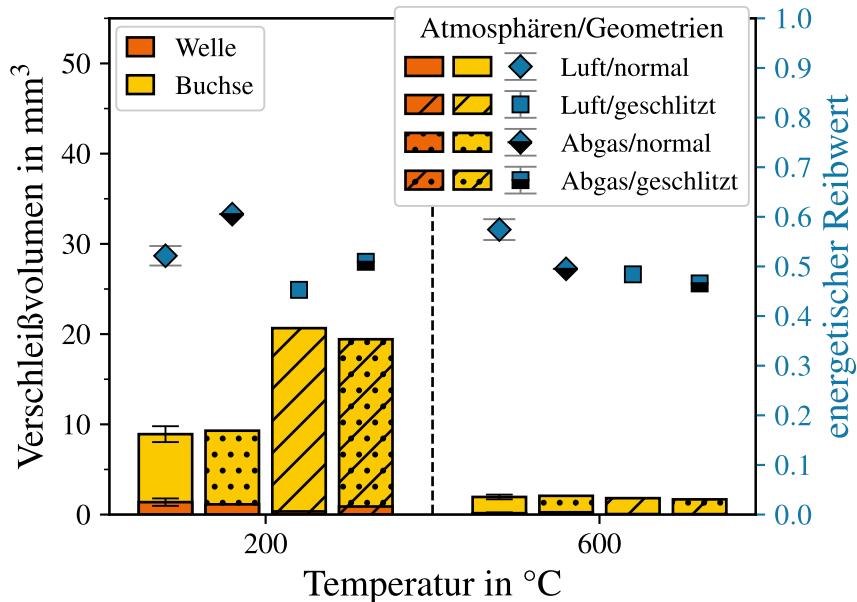


Abbildung 6.37: MP A: Atmosphärenabhängiges Reib- und Verschleißverhalten des anwendungsnahen **Systemexperiments** mit **unterschiedlichen Kontaktgeometrien** bei 200 und 600 °C (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen in mm³ der Welle und der Buchse mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse und sind je nach Geometrie und Atmosphäre schraffiert, energetischer Reibwert mit blauen Rauten/Quadraten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen/Marker zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

Um den Atmosphäreneinfluss auf die geschlitzte Kontaktgeometrie zu überprüfen, wurden bei 200 & 600 °C Versuche in Abgasatmosphäre durchgeführt. Die ermittelten Reibungs- und Verschleißwerte sind in Abbildung 6.37 den weiteren Ergebnissen des Systemexperiments bei diesen Temperaturen gegenübergestellt. Dabei fällt auf, dass sich die in Abgasatmosphäre ermittelten Verschleißwerte mit geschlitzter Buchse nicht signifikant von denen in Luft unterscheiden. In Abgas ist lediglich ein leichter Anstieg des Wellenverschleißes bei 200 °C festzustellen, der mit einer Erhöhung der Reibung einhergeht. Folglich hat die Abgasatmosphäre nur einen minimalen Effekt auf die tribologischen Ergebnisse eines geschlitzten Systemkontakte.

Um auch hier eine Analyse der wirkenden tribologischen Mechanismen zu ermöglichen, sind in Abbildung 6.38 die Verschleißflächen der bei 200 & 600 °C getesteten, geschlitzten Buchsen aufgeführt. Für 200 °C sind abrasive Furchen und einzelne anhaftende Verschleißpartikel identifizierbar. Die Schlitze der Buchse waren hingegen mit Verschleißpartikeln gefüllt. Bei 600 °C dominiert die bekannte Struktur einer Triboschicht, die nur im rechten Bildbereich von einzelnen tiefer liegenden Stellen unterbrochen wird. Hier befanden sich

## 6 Ergebnisse und Diskussion Materialpaarung A (Co-Basis)

nach Versuchsende nur wenige Partikel in den Schlitten. Bei beiden Temperaturen wurde keine Verrundung der Kanten oder plastische Deformation an den Schlitten festgestellt.

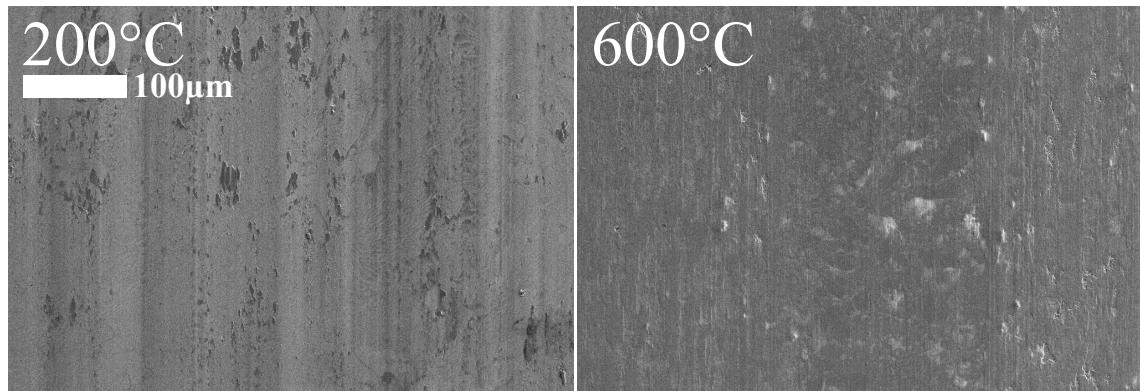


Abbildung 6.38: *MP A*: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **geschlitzten Buchsen** (Systemexp.) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Abgasatmosphäre

## 6.4 Diskussion

In der folgenden Diskussion wird zunächst auf die wirkenden tribologischen Mechanismen eingegangen, bevor der Einfluss unterschiedlicher Atmosphären und Kontaktgeometrien beleuchtet wird.

### 6.4.1 Dominierende tribologische Mechanismen

#### Modellexperiment

Das tribologische Verhalten der *Materialpaarung A*, bestehend aus zwei Kobaltbasislegierungen mit unterschiedlichen Chromgehalten, zeigt in den Analysen des Modellexperiments (vgl. Kapitel 6.1) unterschiedlichste tribologische Mechanismen. Diese Mechanismen sind hauptsächlich von der Temperatur abhängig und können in Temperaturbereichen zusammengefasst werden. Um diesen Zusammenhang zu visualisieren, ist in Abbildung 6.39 das temperaturabhängige Verschleißverhalten mit den entsprechend dominierenden Mechanismen schematisch dargestellt.

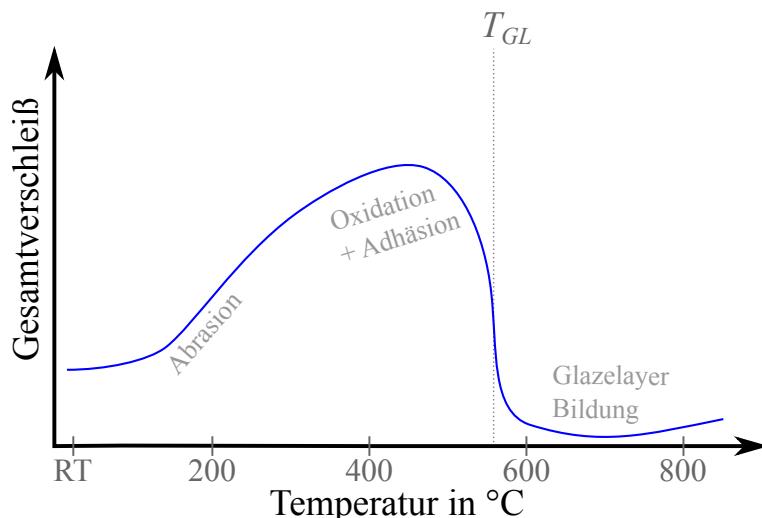


Abbildung 6.39: *MP A*: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des Modellexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft (schematische Darstellung adaptiert von [160])

Im **untersten Temperaturbereich bis 300 °C** ist das tribologische Verhalten maßgeblich von Abrasion geprägt. Infolgedessen tritt der Verschleiß hauptsächlich am weicheren, Chromärmeren Werkstoff CoMo28Cr8Si2, in diesem Fall dem Zylinder, auf und geht mit einem fluktuierenden Reibverhalten einher (vgl. Abb. 6.1). Zeitgleich wurden in chemischen Analysen nur geringe Anteile an Oxiden nachgewiesen (vgl. Abb. 6.6), da die oxidierten

Verschleißpartikel im Modellexperiment nur als Abrasivpartikel wirken und durch die reversierende Bewegung hauptsächlich aus der Kontaktzone ausgeworfen werden. Die initial lineare Verschleißrate sinkt jedoch im Lauf der Versuchszeit leicht ab (vgl. Abb. 6.10).

Der **mittlere Temperaturbereich zwischen 400 - 500 °C** ist beim Modellexperiment von der Adhäsion der oxidierten Verschleißpartikel geprägt. Sie haften hauptsächlich am Zylinder an und wirken hier verschleißmindernd. Dies ist neben den hochauflösenden Oberflächenaufnahmen am Zylinder (vgl. Abb. 6.3) auch am hohen Oxidgehalt der XPS-Analysen (vgl. Abb. 6.6), sowie an den metallografischen Schlitzen (vgl. Abb. 6.5) sichtbar. Dieses Verhalten führt zu einer Verschleißverschiebung innerhalb des Kontaktsystems, sodass die Platten tiefe Verschleißmulden und die größten Verschleißwerte der *Materialpaarung A* aufweisen (vgl. Abb. 6.1). Auch hier ist zunächst ein linearer Verschleißanstieg zu beobachten, der anschließend seine Steigung verringert (vgl. Abb. 6.10).

**Oberhalb** einer spezifischen Grenztemperatur, die für dieses Materialsystem bei den Modellexperimenten zwischen **500 - 600 °C** liegt, kommt es zu einer Ausbildung einer verschleiß- und reibungsmindernden Triboschicht, die aufgrund dieser Eigenschaften und ihrer stark reflektierenden Oberfläche als Glazelayer eingestuft wird. Neben minimalem Verschleiß tritt ein niedriges, zeitlich homogenes Reibniveau um 0,33 für 700 - 800 °C auf (vgl. Abb. 6.1). Bei 600 °C wurden hingegen höhere Reibwerte um 0,85 gemessen. Dieses Phänomen von hoher Reibung im untersten Temperaturbereich eines Kobaltbasierten Glazelayers wurde ebenfalls von Dreano et al. nachgewiesen [128]. Hier wurde die höhere Reibung mit einem erhöhten Anteil an Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in der Zusammensetzung des Glazelayers begründet, was mit den ermittelten XPS-Ergebnissen (vgl. Abb. 6.6) nicht bekräftigt werden kann. Stattdessen wurden Unterschiede zwischen den Sauerstoffgehalten nachgewiesen, die auf eine Änderung des Oxidationszustand hinweisen. Der starke Einfluss von Oxiden auf die Reibung ungeschmierter Kontaktssysteme wurde ebenfalls von [183, 184] ermittelt. Die exakte chemische Zusammensetzung und vor allem der Oxidationsgrad des Kobalts konnte wegen einem durch den Analysetaster induzierten Übergang der Oxidzustände nicht mittels Raman-Spektroskopie [185], und wegen vergleichbaren Bindungsenergien des Co2p-Peaks von unterschiedlichen Oxiden nicht anhand der XPS-Ergebnisse identifiziert werden. Folglich kann diese These abschließend nicht belegt werden. [160]

Die schichtartige Struktur des Glazelayers, der sich auf dem Grundmaterial ausbildet, wurde in Oberflächenaufnahmen (vgl. Abb. 6.4) nachgewiesen. Es wird davon aus gegangen, dass ab 600 °C eine ähnlich wie von Dreano et al. [117] beschriebene Glazelayerstruktur ausgebildet wird, die die Autoren mit signifikant höherem Aufwand und tiefergehenden Analysetechniken untersucht haben. Weiterhin wurde ein linearer Verschleißanstieg nach dem Einlauf und der Ausbildung des Glazelayers ermittelt (vgl. Abb. 6.10), folglich treten auch für diesen Temperaturbereich minimale Verschleißraten auf. Dieses Ergebnis steht im klaren Gegensatz zu den Verschleißmodellen von Jiang und Dreano (vgl. Kapitel 2.4.4 & 2.4.4) die von einer vollständigen Verschleißverhinderung ausgehen, sobald sich ein Glazelayer ausgebildet hat. Jedoch ist deren Modellvorstellung in Frage zu stellen, da das ungeschmierte Tribosystem stets in direktem Materialkontakt der beiden Reibpartner steht. Dabei sind sehr glatte, oxidische Glazelayer an den Oberflächen ausgebildet, weshalb eine oberflächennahe Materialermüdung und Zerrüttung und damit eine Verschleißerzeugung zu erwarten ist. Natürlich wird im Falle eines Glazelayers die Verschleißerzeugung zusätzlich durch den kontinuierlichen Sinterprozess und damit den Wiederaufbau der Triboschicht reduziert [6,

17, 85, 117, 122, 125]. Es ist jedoch nicht wahrscheinlich, dass keine Verschleißpartikel aus der Kontaktzone austreten und der Schichtwiederaufbau die Oberflächenzerrüttung vollständig ausgleichen kann. [160]

Die starke Oxidation, die im obersten Temperaturbereich einsetzt und bevorzugt an der La-  
vesphase der Materialpaarung auftritt (vgl. Abb. 6.5), wie auch Peng et al. [159] zeigen,  
führt zu einer signifikanten Deckschichtbildung in tribologisch unbelasteten Bereichen, die  
an den metallografischen Querschliffen sichtbar ist. Für das Material CoMo28Cr8Si2 wur-  
de von Xu et al. [158] der erste thermisch induzierte Phasenübergang bei einer Tempera-  
tur von 1338,2 °C nachgewiesen. Hier geht sowohl die Laves-Phase, als auch der Kobalt-  
Mischkristall simultan in die Schmelze über. Weiterhin zeigten Sie, dass mit höherem Laves-  
Phasen-Anteil die Schmelztemperatur ansteigt, was für das höher legierte CoMo28Cr17Si3-  
Material zu berücksichtigen ist. Aufgrund dieser Ergebnisse kann ein thermisch bedingter  
Phasenübergang des Kobalt-Grundmaterials als Einflussfaktor auf die tribologischen Me-  
chanismen ausgeschlossen werden. [160]

Das tribologisch unterstützte Sintern von oxidierten Verschleißpartikeln in der Kontaktzo-  
ne ist der dominierende Prozess für die Bildung eines Glazelayers. Diese Hypothese wird  
von vielen Veröffentlichungen bekräftigt [6, 17, 85, 117, 122, 125]. Festkörpersinterpro-  
zesse benötigen für eine verdichtende Wirkung Korngrenzen- und Gitterdiffusion (vgl. Ka-  
pitel 2.3). Neben der Partikelgröße, möglichen Druckspannungen, sowie dem Material ist  
die Diffusion und damit die Sintergeschwindigkeit maßgeblich von der Temperatur abhän-  
gig [43, S. 348–350]. Der Einfluss der Partikelgröße auf die Glazelayerbildung wurde be-  
reits von Kato und Komai [186] untersucht, und es konnte eine schnellere Ausbildung mit  
geringerer Partikelgröße gezeigt werden. Anhand der zuvor vorgestellten Analysen konnte  
nachgewiesen werden, dass sich sowohl der Oxidzustand als auch die nanokristalline Struk-  
tur der Verschleißpartikel zwischen den Modellexperimenten bei 200 & 600 °C nicht un-  
terscheiden. Dies ist im Einklang mit den in Kapitel 2.4.3 vorgestellten Mechanismen zur  
Partikelentstehung, die durch deren gleichzeitiges Auftreten ein breites Feld an Partikeln  
in unterschiedlichsten Größen und Oxidationszuständen erzeugen. Dennoch wurde ein ver-  
schleißmindernder Galzelayer nur bei 600 °C beobachtet. Da für die Versuche die gleichen  
Versuchsdauern und Normalkräfte verwendet wurden, können diese Parameter als bestim-  
mende Faktoren des Sinterprozesses ausgeschlossen werden. Folglich unterscheiden sich  
zwischen den Versuchen nur die Temperatur und die Partikelgröße und sind damit für die  
Glazelayerbildung verantwortlich. Da die Verteilung der Partikel- und Agglomeratgrößen  
von wenigen µm bis 800 nm reicht und damit den gesamten von Kato et al. [186] geprüften  
Größenbereich abdeckt, wird davon ausgegangen, dass die Partikelgröße nicht der domi-  
nierende Einflussfaktor des Sinterprozesses ist. Infolgedessen wird die Temperatur als ent-  
scheidender Einflussfaktor für den Sinterprozess angesehen, der die Glazelayerausbildung  
ermöglicht. Dies erklärt auch die Wirkung der zuvor diskutierten Grenztemperatur, ab der  
spontan der signifikante Verschleißrückgang einsetzt. Aber auch das tribologische Verhalten  
bei transienter Temperaturlösung (siehe Anhang) ist mit dieser Hypothese zu erklären. So-  
bald die für den kontinuierlichen Sinterprozess notwendige Grenztemperatur unterschritten  
wird, kommt es zum vermehrten Abtrag des Glazelayers, der folglich seine verschleißmin-  
dernde Wirkung verliert und durch andere Verschleißmechanismen überlagert wird. Dieses  
Verständnis wird durch eine neue Arbeit von Dreano et al. [7] gestützt, die ebenfalls eine  
temperaturabhängige Stabilität des Kobaltbasierten Glazelayers nachweisen. [160]

Ein ähnliches temperaturabhängiges Verschleißverhalten einer Kobalt-basierten Legierung wurde von Dreano et al. [117] für Fretting nachgewiesen. Hier wurde das Verschleißmaximum bereits bei 180 °C nachgewiesen, was von einem verschleißschützenden dritten Körper abgelöst wird und ab 400 °C in einen Bereich mit Glazelayerbildung übergeht. Die Temperaturdifferenz des Verschleißhochbereichs und den weiteren Mechanismenübergängen zu den vorgestellten Ergebnissen wird einerseits auf die veränderte Belastungssituation und den unterschiedlichen experimentellen Aufbauten zurückgeführt. Weiterhin wurde eine Verschiebung der Verschleißanteile oberhalb 400 °C wie im vorliegenden Fall nicht ermittelt, da deren Gegenkörper aus Aluminiumoxid minimale Anteile am Verschleißverhalten aufweist. Die tribologischen Eigenschaften von vergleichbaren Kobaltbasislegierungen wurden außerdem von Bolelli et al. [165], sowie das Material CoMo28Cr17Si3 (*Materialpaarung A*) von Tobar et al. [187] untersucht, jedoch nur bei Raumtemperatur, weshalb ein Vergleich und eine Bewertung nicht sinnvoll erscheint. [160]

Das ermittelte tribologische Verschleißverhalten kann nicht vollständig durch ein etabliertes Verschleißmodell (vgl. Kapitel 2.4.4) beschrieben und erklärt werden, da die komplexen Wechselwirkungen innerhalb des Kontaktsystems nicht nachgebildet werden können. Dem Modell nach Archard fehlt der Temperatureinfluss, bei Quinn wird die Glazelayerbildung nicht berücksichtigt, bei Jiang fehlt der abrasive Verschleißanstieg im untersten Temperaturbereich und Dreano geht von einer vollständigen Verschleißverhinderung bei ausgebildetem Glazelayer aus. Werden die wirkenden tribologischen Mechanismen in den jeweiligen Temperaturbereichen jedoch einzeln betrachtet, sind diese gut mit diesen Verschleißmodellen beschreib- bzw. nachvollziehbar. Im unteren Temperaturbereich der Abrasion kann das Verschleißmodell nach Archard herangezogen werden, um den zeitlich annähernd linearen Verschleißanstieg zu beschreiben. Der anschließende, temperaturbedingte Verschleißanstieg kann mit dem Verschleißmodell von Quinn erklärt werden, das ebenfalls einen exponentiellen Temperaturzusammenhang vorgibt. Und die im höchsten Temperaturbereich einsetzende Glazelayerausbildung kann mit dem Verschleißmodell nach Jiang oder auch Dreano beschrieben werden. Im Folgenden wird deshalb eine mechanismen-orientierte Bewertung und Diskussion fortgeführt, um die jeweiligen Einflüsse zu beschreiben.

Beispielsweise ist der Normalkrafteinfluss im Kontext der jeweils wirkenden tribologischen Mechanismen zu sehen, da durchaus unterschiedliche Effekte festgestellt wurden. Im abrasiven/oxidativen niedrigen/mittleren Temperaturbereich ist ein annähernd linearer Zusammenhang mit dem Verschleiß sichtbar (vgl. Abb. 6.11), der mit den Verschleißmodellen von Archard und Quinn übereinstimmt. Das Verschleißverhalten bei ausgebildetem Glazelayer wird hingegen nicht von der Normalkraft beeinflusst. Dieses Ergebnis steht im Kontrast zu Arbeiten von Kato [105], der eine starke Korrelation zwischen der aufgebrachten Normalkraft und dem Gleitweg feststellte, der zur Glazelayerbildung aus den zuvor in der Reibspur platzierten Oxidpartikeln erforderlich ist. Beim hier untersuchten tribologischen System wird vermutet, dass zunächst oxidierte Verschleißpartikel erzeugt werden müssen, um einen verschleißmindernden Glazelayer bilden zu können. Das benötigte Partikelvolumen ist somit für unterschiedliche Normalkräfte vergleichbar, weshalb kein Normalkrafteinfluss festgestellt wurde.

### Anwendungsnahe Systemexperiment

Das tribologische Verhalten und die wirkenden Mechanismen des Systemexperiments sind in der Abbildung 6.40 schematisch zusammengefasst. Auch hier tritt im **untersten Temperaturbereich bis 200 °C** Abrasion des weicheren, Chromärmeren Buchsenmaterials Co-Mo28Cr8Si2 auf. Dieser Mechanismus wird jedoch schon früh von vielen oxidierten Verschleißpartikeln begleitet, die an beiden Kontaktkörpern anhaften (vgl. Abb. 6.25, 6.26 und 6.27). Sie agglomerieren vor allem an den Wellen zu dickeren, schuppenartigen Strukturen (vgl. Abb. 6.27). Diese Verschleißpartikelansammlungen erinnern an Strukturen in Sand und können damit nur durch einen entsprechendes Partikelbett bzw. dritten Körper entstehen, das sich zwischen Welle und Buchse ausbildet. Durch die bereits bei tiefen Temperaturen anhaftenden Verschleißpartikel sind die hohen Oxidgehalte der XPS-Messungen (vgl. Abb. 6.28) zu erklären. Weiterhin führt die Ausbildung dieses Partikelbetts bzw. dritten Körpers zu einem breiten Verschleißplateau zwischen 100 - 400 °C, in dem sich das Gesamtverschleißvolumen aber auch das Reibverhalten nur geringfügig ändert (vgl. Abb. 6.23).

**Ab 500 °C** ist ein signifikanter Verschleißrückgang zu beobachten, der oberhalb 600 °C von

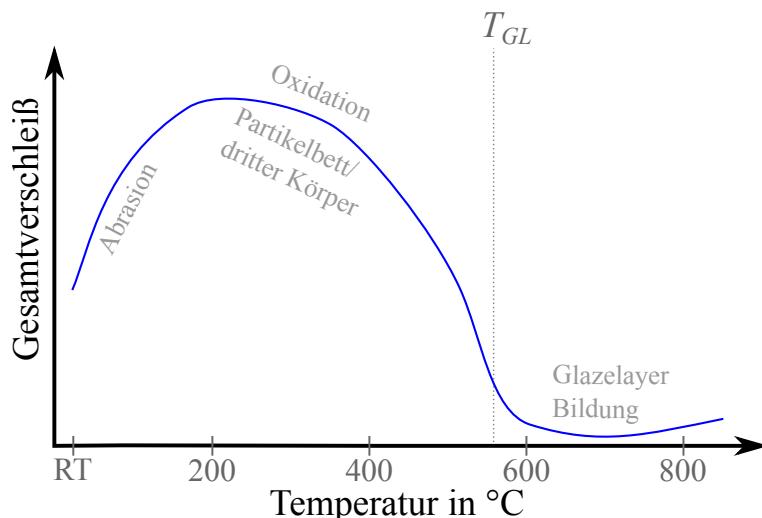


Abbildung 6.40: MP A: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des anwendungsnahen Systemexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft (schematische Darstellung)

einer ausgebildeten Triboschicht begleitet wird (vgl. Abb. 6.25, 6.26 und 6.27). Auch hierbei wird im Folgenden aufgrund der verschleiß- und reibungsmindernden Eigenschaften sowie der stark reflektierenden Oberfläche von einem Glazelayer gesprochen. Vor allem im Bereich der höchsten Temperaturen tritt wie auch am Modellexperiment eine deutliche Oxidation der Grundmaterialien auf (vgl. Abb. 6.25). Die gute Korrelation der Temperaturgrenzen, ab der im Modellexperiment und im Systemexperiment die Glazelayerbildung eintritt, bekräftigt die These eines thermisch bedingten Sinterprozesses, der für die Entstehung und kontinuierliche Erneuerung eines Glazelayers notwendig ist.

Der wichtige Mechanismus eines dritten Körpers, der in diesem Fall aus oxidierten Ver-

schleißpartikeln besteht und die Kontaktkörper trennt ist ein bekanntes Phänomen, das bereits ausführlich in Kapitel 2.4.2 beschrieben wurde. Veröffentlichte Arbeiten, die das tribologische Verhalten bis in den Hochtemperaturbereich mit einer anwendungsnahen Wellen-Buchsengeometrie überprüft haben und zum Vergleich und zur Diskussion herangezogen werden könnten, sind rar. Einzig die Arbeiten von Chen et al. [188] und Wollmann et al. [12] nutzen diese Kontaktgeometrie, haben jedoch nur Versuche in einem bestimmten Temperaturbereich durchgeführt. Zumindest Wollmann et al. [12] führen eine erhöhte Verschleißpartikelanhafung an der Welle auf, die mit den vorgestellten Ergebnissen übereinstimmen. Aber auch das Verschleißmodell von Jiang (vgl. Kapitel 2.4.4) geht von einer verschleißreduzierenden Partikelschicht aus, die sich ausbildet, wenn eine thermisch aktivierte Oxidationsreaktion zur Glazelayerentstehung unterschritten wird. Infolgedessen werden die ermittelten Ergebnisse und Mechanismen als plausibel eingestuft.

## 6.4.2 Atmosphäreneinfluss

### Modellexperiment

Um die Effekte zusammenzufassen, die bei einem Atmosphärenwechsel zu einer  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mischung statt Umgebungsluft im Modellexperiment auftreten, wurde die schematische Darstellung des Verschleißverhaltens erweitert und ist in Abbildung 6.41 dargestellt.

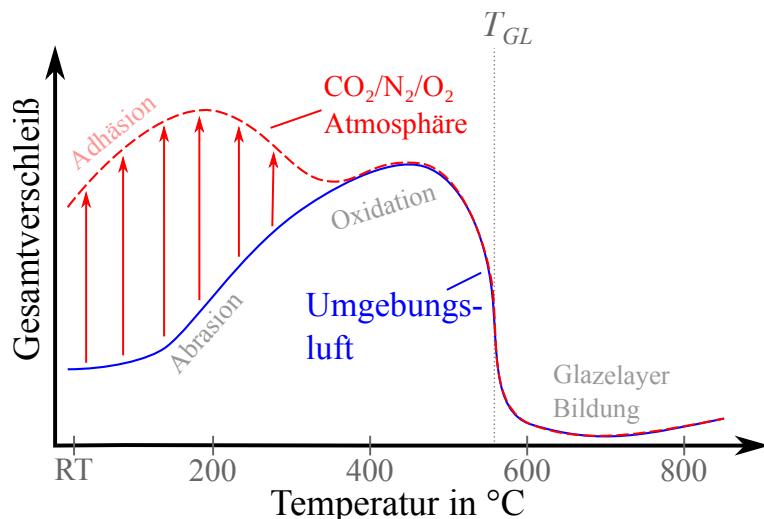


Abbildung 6.41: MP A: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des Modellexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft und  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Atmosphäre (schematische Darstellung adaptiert von [160])

Im **unteren Temperaturbereich bis 300 °C** wurde eine signifikante Verschleißerhöhung nachgewiesen (vgl. Abb. 6.13), die mit einem Mechanismenwechsel von Abrasion in Luft

zu Adhäsion in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung einhergeht. Dabei ist der atmosphärenbedingte Verschleißanstieg bei Raumtemperatur am größten und geht exponentiell mit steigender Temperatur zurück. Der Mechanismenwechsel ist an den Verschleißflächen beider Kontaktkörper mit anhaftenden Verschleißpartikeln sowie Materialübertrag auf dem Zylinder (vgl. Abb. 6.15) und einem hohen Verschleißvolumen sowie Materialausbrüche an der Platte sichtbar (vgl. Abb. 6.16). Weiterhin sind an der Platte eine hohe Anzahl anhaftender Verschleißpartikel festzustellen, welche die Poren der Plattenspritzschicht vollständig auffüllen (vgl. Abb. 6.17). Aber auch am Reibverhalten mit höheren Reibwerten und Schwankungen (vgl. Abb. 6.14), die für ein adhäsives Verschleißverhalten charakteristisch sind, ist der Mechanismenwechsel nachvollziehbar. Neben dem erhöhten Sauerstoffgehalt durch die oxidierten Verschleißpartikel die an der Platte anhaften, wurde in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre außerdem ein signifikant höherer und tiefreichender Kohlenstoffanteil nachgewiesen (vgl. Abb. 6.14), der teilweise als Karbid-Verbindung vorliegt (vgl. Abb. 6.19). Ein erhöhter Chromanteil der anhaftenden Verschleißpartikel (vgl. Tabelle 6.5) deutet darauf hin, dass eine tribochemische Reaktion des CO<sub>2</sub> stattfindet und Chromkarbide entstehen. Diese Hypothese wird auch durch die Positionierung der drei möglichen Metalle innerhalb der elektrochemischen Spannungsreihe (Mo -0,2 V [189]; Co -0,282 V [190]; Cr -0,76/-0,89 V [190, 191]) unterstützt, die für Chrom die höchste Neigung zur Elektronenabgabe nachweist. Infolgedessen wird davon ausgegangen, dass durch die tribochemische Reaktionen mit der CO<sub>2</sub>-haltigen Atmosphäre, als auch durch die langsamere Oxidation in der sauerstoffärmeren Umgebung die Adhäsionsneigung der Materialien und Verschleißpartikel signifikant erhöht wird und dieser Mechanismenwechsel ausgelöst wird. [160]

Die nachgewiesene Verschleißerhöhung und der Mechanismenwechsel zur Adhäsion ist im Einklang mit dem in Kapitel 2.4.3 vorgestellten Modellverständnis von Zum Gahr [89], der bei einer abnehmenden chemischen Reaktivität von Verschleißanstieg durch Adhäsion ausgeht. Dies wird mit der fehlenden/langsameren OXidschichtausbildung erklärt, welche die frisch erzeugten Metalloberflächen nicht überdecken und damit die Adhäsion mit Materialien gleicher Gitterstruktur unterstützt. Wie in Kapitel 2.4.5 beschrieben, wurde der signifikante Einfluss des Sauerstoffpartialdrucks auf das Verschleißverhalten auch von Esteves et al. [152], sowie Qiu und Chen [153] untersucht, wobei letztere ebenfalls zunehmende Adhäsionsanteile mit abnehmendem Sauerstoffpartialdruck nachwiesen.

Die Erkenntnisse von Velkavrh et al. [16, 17] und Ausserer et al. [18] gehen hingegen von einem dominierenden Einfluss der tribochemischen Reaktionen und deren Produkte aus, die auch hier durch die Karbidentstehung möglich ist. Dem entgegen spricht jedoch die nachgewiesene Abhängigkeit gegenüber der Atmosphärenzusammensetzung. Der Gesamtverschleiß lässt sich in Abhängigkeit des Sauerstoffanteils der Atmosphäre durch eine Hyperbelfunktion mit einem Exponenten von -1/2 beschreiben. Vergleichbare mathematische Zusammenhänge wurden bei Untersuchungen zu Oxidationskinetiken in unterschiedlichen Atmosphärenzusammensetzungen ermittelt. So wurde für reines Kobalt von Mrowec et al. [192] eine wurzelförmige Korrelation der parabolischen Oxidationsrate mit dem Sauerstoffpartialdruck ermittelt. Auch von Przybylski et al. [193] wurden Exponenten zwischen 0,5 – 1/2,6 für die Korrelation der Oxidationsrate von Kobaltgierungen mit dem Sauerstoffpartialdruck bei Temperaturen von 1000 °C festgestellt. Bringt man diese Erkenntnisse zusammen, verhält sich der Verschleiß antiproportional zur atmosphärenabhängigen Oxidationsrate. Folglich wird von einem dominierenden Einfluss der Oxidationsreaktion und damit

auch der Atmosphärenabhängigkeit ausgegangen, die zeitgleich auftretenden tribochemischen Reaktion spielen hingegen nur eine geringere Rolle. [160]

Neben den atmosphärenbedingten Effekten im untersten Temperaturbereich tritt für die **höheren Temperaturen** keine signifikante Änderung der tribologischen Mechanismen und des Verschleißverhaltens auf (vgl. Abb. 6.13). Die durchgeführten Analysen der Verschleißpartikel weisen einen breiten Bereich an Partikel- und Agglomeratgrößen und ähnliche Oxidationszustände nach, die bei 200 °C und bei 600 °C in Luft und in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre erzeugt wurden (vgl. Abb. 6.20 & 6.21). Wie zuvor diskutiert, wird für die Ausbildung eines Glazelayers das Erreichen einer spezifischen Grenztemperatur benötigt, um den thermisch abhängigen Sinterprozess zu starten. Da der Atmosphärenwechsel zur geringfügig sauerstoffhaltigen CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>-Atmosphäre die Oxidationsstadien der Verschleißpartikel nicht beeinflusst, wird infolgedessen auch die Glazelayerbildung im HT-Bereich nicht beeinflusst. Diese Erkenntnisse decken sich mit den in Kapitel 2.4.5 ausführlich erörterten Ergebnissen von Jiang et al. [88], sowie Hirsch und Neu [154], die für geringfügig sauerstoffhaltige Atmosphären keine Veränderung oder Verschiebung der Hochtemperaturmechanismen nachwiesen. [160]

### Anwendungsnahes Systemexperiment

Die Darstellung des temperaturabhängigen Verschleißverhaltens und den wirkenden Mechanismen des anwendungsnahen Systemexperiments wurden um die Veränderungen erweitert, die durch den Atmosphärenwechsel von Luft zu Abgas nachgewiesen wurden und ist in Abbildung 6.42 aufgeführt.

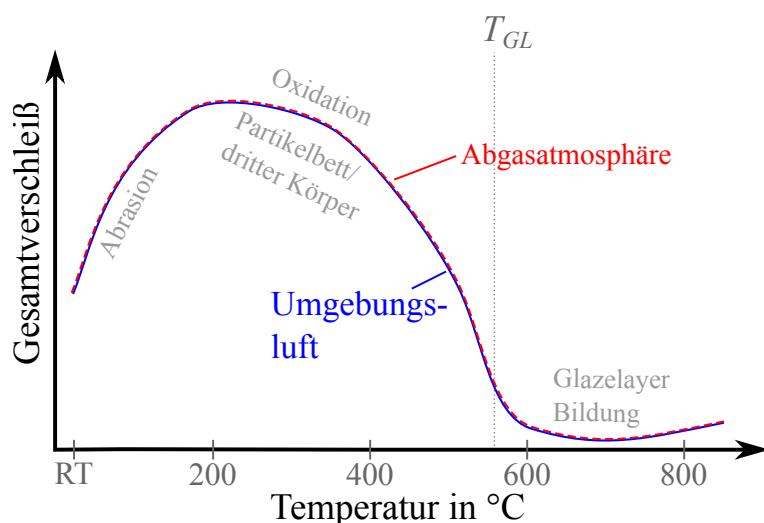


Abbildung 6.42: MP A: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des anwendungsnahen Systemexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft und Abgasatmosphäre (schematische Darstellung)

Im **gesamten untersuchten Temperaturbereich** wurde keine signifikante Änderung des Verschleißverhaltens und der tribologischen Mechanismen durch einen Atmosphärenwechsel zu Abgas nachgewiesen (vgl. Abb. 6.29). Die Verschleißflächen der Kontaktkörper zeigen im unteren Temperaturbereich wie nach Versuchen in Luft leichte abrasive Spuren sowie einen hohen Anteil anhaftender Verschleißpartikel, deren Zahl mit zunehmender Temperatur deutlich ansteigt (vgl. Abb. 6.31 & 6.32). Aufgrund deren schuppenartiger Agglomeration ist auch in Abgasatmosphäre von einer Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers auszugehen. Oberhalb 600 °C tritt ein verschleiß- und reibungsminimierender Glazelayer auf, der auf beiden Kontaktköpern ausgebildet ist (vgl. Abb. 6.31 & 6.32) und eine vergleichbare chemische Zusammensetzung wie bei Versuchen in Luft hat (vgl. Abb. 6.33).

Die Ausbildung eines Glazelayers im HT-Bereich ist nach den Versuchsergebnissen des Modellexperiments nicht überraschend. Hingegen ist hervorzuheben, dass auch bei niedrigen Temperaturen kein Effekt durch den Atmosphärenwechsel nachgewiesen werden konnte. Die XPS-Tiefenverläufe der Wellen, die bei 200 °C in Luft und Abgasatmosphäre getestet wurden, zeigen vergleichbare Ergebnisse (vgl. Abb. 6.33) mit einem leicht erhöhten Kohlenstoffanteil in Abgas. Die Verschleißflächen der Wellen sind bei dieser Temperatur mit einer Schicht an oxidierten Verscheißpartikeln belegt (vgl. Abb. 6.32), die in schuppenartigen Strukturen agglomerieren. Folglich ist für die in Luft und Abgasatmosphäre erzeugten Verschleißpartikel von einer ähnlichen chemischen Zusammensetzung aus zu gehen. Da diese Partikel die Grundlage des entstehenden Partikelbetts bzw. dritten Körpers bilden, der die Kontaktkörper trennt, ist auch dessen atmosphärenunabhängige Wirkung, zumindest für die hier geprüfte, sauerstoffreduzierte Atmosphäre nachvollziehbar. Möglicherweise ist das atmosphärenunabhängige tribologische Verhalten im Systemexperiment auch auf die vergleichsweise geschlossene Kontaktgeometrie zurückzuführen. Durch die geschlossene Geometrie kann die Wechselwirkung mit der Umgebungsatmosphäre stark reduziert sein und tribochemische Reaktionen unterbunden werden. Mit den hier vorliegenden Ergebnissen ist nicht zweifelsfrei zu belegen, ob das atmosphärenunabhängige tribologische Verhalten im Systemexperiment durch die geschlossene Kontaktgeometrie oder der atmosphärenunabhängigen Wirkung des Partikelbetts zu begründen ist.

Arbeiten, welche den Atmosphäreneinfluss auf den Mechanismus eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers untersuchen, sind nicht bekannt, da die meisten Atmosphärenuntersuchungen an Modellexperimenten durchgeführt wurden, an denen keine Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers nachgewiesen werden konnte [15–18, 145, 146, 148, 150, 152–154], oder Versuche bei entsprechend hohen Temperaturen durchgeführt wurden, bei der die Bildung eines Glazelayers eintritt [20, 21]. Bekannt ist hingegen, dass die Wechselwirkung der Partikel innerhalb des dritten Körpers den Verschleißmechanismus und -rate signifikant beeinflussen. Je nach Partikelkohäsion können körnige Ansammlungen, Partikelkompaktierung oder plastisch verformter Materialauftrag entstehen und das Grundmaterial unterschiedlich stark und tief belasten [194–196]. Da, wie zuvor erörtert, von ähnlichen Partikeln in den untersuchten Atmosphären auszugehen ist und die Verschleißverhalten identisch sind, kann dieser Effekt für die vorliegenden Ergebnisse ausgeschlossen werden.

Weiterhin ist durch die reale Abgasatmosphäre eine Beeinflussung des tribologischen Verhaltens durch den enthaltenen Ruß möglich. Eine Arbeit von Antusch et al. [197] untersucht die Effekte durch Rußzugabe bei einem geschmierten Versuch. Dabei wurde ein Verschleißanstieg nachgewiesen, der mit der Reaktion des Rußes mit den Anti-Wear-Additiven des

Schmierstoffs und dem damit reduzierten Verschleißschutz begründet wurde. Für trockene, reversierende Stahl-Stahl-Kontakte haben Bhowmick und Biswas [198] einen verschleißmindernden Effekt nachgewiesen, der auf die Wirkung des Rußes als Trockenschmierstoff zurückgeführt wurde. Abschließend ist nicht eindeutig zu unterscheiden, ob die atmosphärenunabhängige Wirkung des Partikelbetts bzw. dritten Körpers auf vergleichbare Verschleißpartikel zurückzuführen ist, durch den verschleißreduzierenden Effekt des Rußes überlagert wird, oder mit der geschlossenen Kontaktgeometrie zu begründen ist.

### 6.4.3 Kontaktgeometrieeinfluss

Beim Vergleich der Verschleißverhalten und tribologischen Mechanismen zwischen dem Modellexperiment und dem anwendungsnahen Systemexperiment, der in Abbildung 6.43 schematisch dargestellt ist, fällt auf, dass sich ausschließlich der untere Temperaturbereich unterscheidet. Beim Modellexperiment tritt Abrasion auf, die beim Wechsel in die abgasähnliche Atmosphäre von Adhäsion und einem signifikanten Verschleißanstieg begleitet wird. Beim Systemexperiment tritt hingegen ein Partikelbett bzw. dritter Körper auf, der nicht durch den Atmosphärenwechsel zu Abgas beeinflusst wird. Der ab  $600^{\circ}\text{C}$  ausgebildete, reibungsminimierende Glazelayer ist bei beiden Experimenten zu beobachten und wirkt verschleißmindernd.

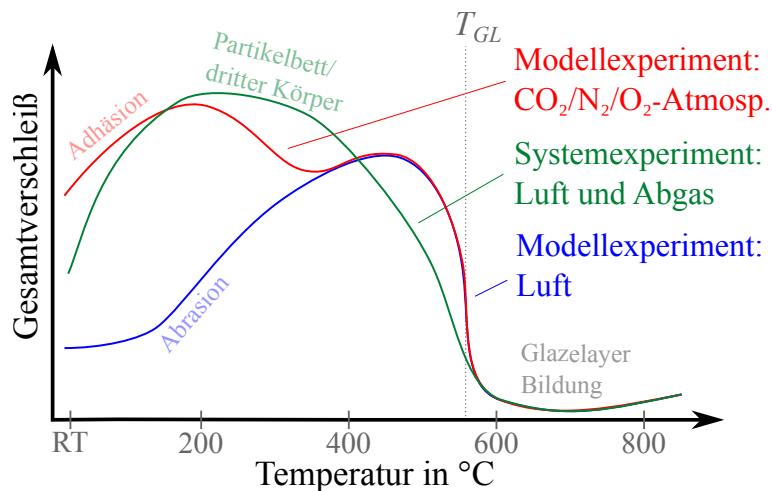


Abbildung 6.43: MP A: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des Modell- und Systemexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft, in abgasähnlicher Atmosphäre und in Abgas (Schema)

Um den Einfluss der Kontaktgeometrie auf das Verschleißverhalten und dessen Atmosphärenabhängigkeit zu untersuchen und die zuvor diskutierte atmosphärenunabhängige Wirkung des Partikelbetts bzw. dritten Körpers nachzuweisen, wurden anwendungsnahen Systemversuche mit geschlitzten Buchsen durchgeführt. Durch die eingebrachten Schlitze sollte

der Partikelauswurf aus der tribologischen Kontaktzone signifikant erhöht werden und die Ausbildung eines verschleißschützenden, atmosphärenunabhängigen Partikelbetts bzw. dritten Körpers im unteren Temperaturbereich unterbunden werden. In Diagramm 6.44 sind die Verschleißraten des Modellexperiments, des normalen Systemexperiments und des Systemexperiments mit geschlitzter Buchse für Luft und Abgas-/abgasähnlicher Atmosphäre bei 200 & 600 °C gegenübergestellt.

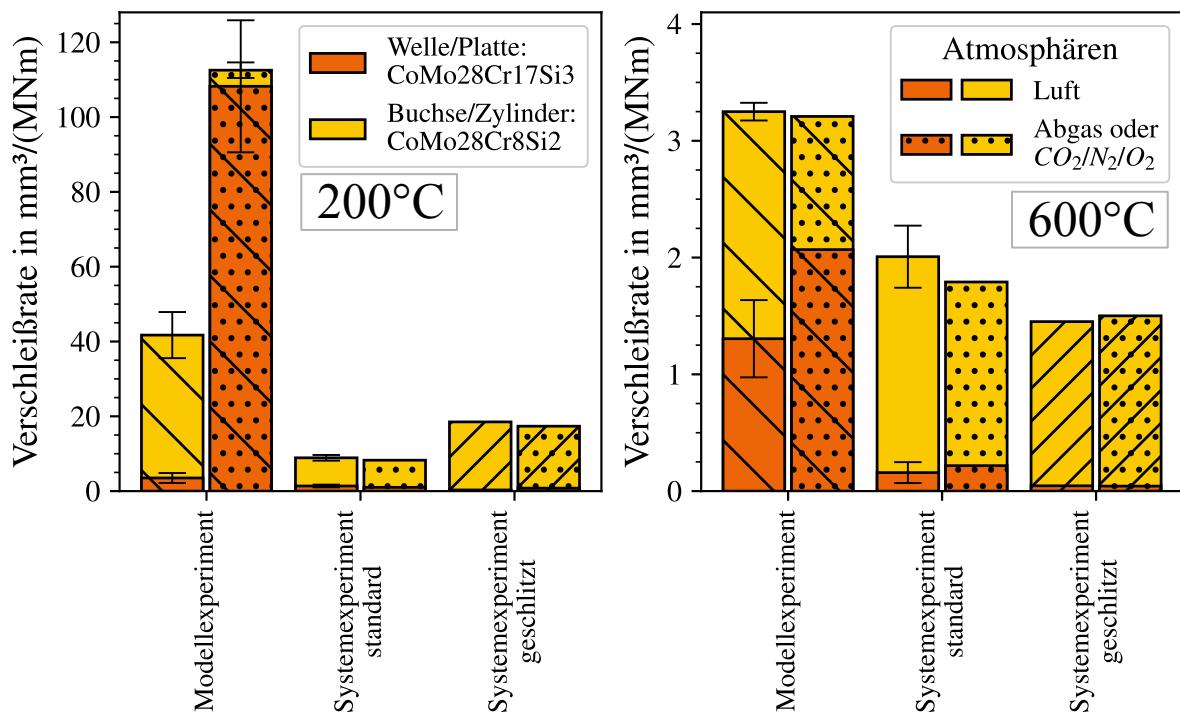


Abbildung 6.44: MP A: Atmosphärenabhängige Verschleißraten der unterschiedlichen Experimente bei 200 & 600 °C

Bei 200 °C sind die deutlich höheren Verschleißraten des Modellexperimentes gegenüber dem Systemexperiment direkt erkennbar. Durch die eingebrachten Schlitze steigt der Verschleiß in Luft zwar an, das Niveau des Modellperiments wird jedoch nicht erreicht. Vergleicht man die wirkenden tribologischen Mechanismen (vgl. Abb. 6.26 & 6.36), ist bei den geschlitzten Buchsen eine wesentlich stärker ausgeprägte Abrasion zu sehen, die nur minimal von anhaftenden Verschleißpartikeln begleitet wird. Folglich ist durch den erhöhten Partikelauswurf die Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers effektiv unterbunden worden. Damit wurde eindeutig gezeigt, dass die Kontaktgeometrie starken Einfluss auf das Verschleißverhalten und die wirkenden tribologischen Mechanismen hat. Die Auswirkungen durch die eingebrachten Schlitze in der Buchse auf die lokalen Kontaktpressungen wird als gering eingestuft. Einerseits wurden durch das gewählte Bearbeitungsverfahren gratfreie Kanten der Schlitze sichergestellt. Andererseits liegen die geometrischen Flächenpressungen nach Versuchsende mit 1,14 MPa mit geschlitzter Buchse und 0,73 MPa

mit normaler Buchse weit unterhalb des initialen Niveaus von 30 MPa. Damit dominiert die verschleißbedingte geometrische Anpassung der Kontaktkörper die Kontaktpressungen und führt mit zunehmender Versuchsdauer zu einer Angleichung zwischen normaler und geschlitzter Buchse. Wird die geometrische Pressung des Modellexperiments zum Vergleich hinzugezogen, die nach dem Versuch 2,32 MPa beträgt, sind ebenfalls nur leichte Unterschiede festzustellen. In der Berechnung der Verschleißraten wird jedoch durch die Normalkraft geteilt, die sich zwischen den Experimenten stark unterscheidet (Modellexperiment: 50 N; Systemexperiment: 240 N). In Folge dessen wird das Verschleißniveau des Systemexperiments durch eine fünffach höhere Normalkraft geteilt, obwohl die Kontaktpressungen nach dem Einlauf auf einem ähnlichen Niveau liegen. Damit sind die niedrigeren Verschleißraten am Systemexperiment mit normaler und geschlitzter Buchse teilweise auf die Berechnungsmethodik zurückzuführen. Da diese Verschleißeinheit jedoch international etabliert ist, wird davon abgesehen eine eigene Konvention zur Berechnung der Verschleißrate zu definieren.

Weiterhin ist durch den geringen Pressungsunterschied zwischen Modell- und Systemexperiment (normale und geschlitzte Buchse) im eingelaufenen Zustand von ähnlichen Kontakttemperaturen auszugehen. Diese These wird durch die, wie zuvor beschrieben, identischen Temperaturbereiche für die Entstehung des Glazelayers bekräftigt. Damit sind vergleichbare Belastungsbedingungen, also Kontaktdrücke und -temperaturen der tribologischen Systeme bei beiden Experimenten festzuhalten.

Durch den Wechsel der Atmosphäre wurde beim Modellexperiment, wie zuvor ausführlich diskutiert eine Verschleißerhöhung ermittelt. Beim normalen und dem geschlitzten Systemexperiment ist hingegen kein atmosphärenbedingter Effekt zu erkennen (vgl. Abb. 6.44). Bei der normalen Anordnung wird dies mit der Ausbildung des Partikelbetts bzw. dritten Körpers begründet, der einen Mechanismenwechsel und damit eine Verschleißveränderung verhindert. Bei der geschlitzten Buchse tritt eine minimale Verschleißverschiebung von der Buchse hin zur Welle auf, wie sie auch beim Modellexperiment zu beobachten ist. Der Gesamtverschleiß steigt jedoch mit geschlitzter Buchse nicht an. Der fehlende Anstieg ist hier entweder auf die stabilere Mikrostruktur mit geringerem Porenvolumen (vgl. Abb. 3.1) oder auf einen tribochemischen Einfluss durch den im Abgas enthaltenen Ruß zurückzuführen. Die genaue Ursache konnte innerhalb dieser Arbeit nicht ermittelt werden.

Auch **bei 600 °C** liegen die Verschleißraten des Modellexperiments auf einem höheren Niveau, wie die des Systemexperiments, obwohl bei allen Experimenten die Ausbildung eines verschleißreduzierenden Glazelayers auftritt. Die Verschleißwerte liegen insgesamt auf einem sehr niedrigen Niveau, weshalb mit einem erhöhten Fehlerbalken durch die in Kapitel 4.2 beschriebene Quantifizierungsmethodik ausgegangen werden muss. Aufgrund dessen werden die leichten Unterschiede des Systemexperimentes mit normaler und geschlitzter Buchse nicht näher diskutiert, zumal eine niedrigere Verschleißrate bei einem einfacheren Partikelauswurf nicht mit dem aktuellen Verständnis der tribologischen Mechanismen erklärt werden kann. Wie bereits in Kapitel 6.4.2 diskutiert, wurden in diesem hohen Temperaturbereich keine atmosphärenbedingten Veränderungen der Mechanismen festgestellt. Die Ergebnisse mit geschlitzten Buchsen zeigen, dass die Bildung eines verschleißmindernden Glazelayers unabhängig von der Kontaktgeometrie stattfindet nicht signifikant durch den Partikelauswurf beeinflusst wird. Dies bekräftigt das in Kapitel 6.4.1 dargelegte Verständnis des tribologisch unterstützten Sintermechanismus, der hauptsächlich von der Temperatur

abhängig ist und zur Ausbildung und zum kontinuierlichen Wiederaufbau des Glazelayers unabdingbar ist.

Im Allgemeinen wurde der Einfluss unterschiedlicher Kontaktflächen auf die Ausbildung eines dritten Körpers bereits von einigen Arbeiten untersucht [5, 67, 107]. Dabei wurde bei einer größeren Kontaktfläche ein Rückgang der Verschleißraten beobachtet und mit dem Rückgang des Partikelauswurfs erklärt. Neben der Kontaktfläche hat auch die Geometrie einen Einfluss auf den dritten Körper. Bei offenen Kontaktssystemen findet nach dem Partikelauswurf ein erneutes Eintreten in die Kontaktzone nur selten statt, bei geschlossenen Systemen ist es hingegen hoch wahrscheinlich, weshalb ein stärker ausgeprägter dritter Körper zu erwarten ist [199].

Als maßgeblicher Einflussfaktor auf die Ausbildung eines dritten Körpers ist jedoch die Länge der möglichen Partikelauswurfpfade zu sehen [67, 107, 200]. Dazu haben Baydoun et al. [200] mit geschlitzten Probenkörpern tiefgehend untersucht, wie sich unterschiedliche Bewegungsrichtungen in Kombination mit unterschiedlichen Kontaktbreiten auf einen Frettingkontakt auswirken. Es wurde nachgewiesen, dass hauptsächlich der Partikelauswurfpfad in Bewegungsrichtung sowie der Hub den dritten Körper beeinflusst, der Pfad rechtwinklig zur Bewegungsrichtung besitzt geringeren Einfluss. Diese Ergebnisse decken sich mit den Erkenntnissen von Hintikka et al. [111], die eine unterschiedliche Anzahl an Schlitzen in ein Ring-Platte-Kontakt einbringen. Mit abnehmender Länge des Partikelauswurfpfads bzw. mit einer zunehmenden Anzahl an Schlitzen steigt der Verschleiß an.

Bei näherer Betrachtung der Ergebnisse des Modellexperimentes zu unterschiedlichen Hüben kann der von Baydoun et al. [200] nachgewiesene Verschleißzusammenhang bestätigt werden. Dazu ist in Abbildung 6.45 der Summenverschleiß des Kontaktpaars über dem Überlappungsverhältnis für unterschiedliche Temperaturbereiche aufgetragen. Das Überlappungsverhältnis ist definiert als Quotient zwischen der gemessenen Verschleißfläche am Zylinder und der Verschleißfläche an der Platte. Bei einem Überlappungsverhältnis gegen null handelt es sich um einen idealen Linienkontakt. Je größer das Überlappungsverhältnis gegen eins steigt, desto mehr nähert es sich einem großflächigen Kontakt, der nur minimal gegeneinander bewegt wird (Fretting). Für die jeweiligen Partikelauswurfpfade bedeutet dies, dass bei einem kleinen Überlappungsverhältnis der Auswurfpfad klein ist und damit ein Partikelverlust sehr wahrscheinlich. Bei einem großen Überlappungsverhältnis ist der Auswurfpfad hingegen wesentlich größer und der Partikelverlust des Tribosystems damit unwahrscheinlicher bzw. ist die Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers zu erwarten. Werden die Verschleißtendenzen bei 200 & 400 °C analysiert, ist ein Verschleißrückgang mit ansteigendem Überlappungsverhältnis und damit längerem Partikelauswurfpfad zu erkennen. Bei 600 °C ist hingegen keine Tendenz zu erkennen. Diese Ergebnisse decken sich somit nicht nur mit denen von Baydoun et al. [200], sondern bestätigen die zuvor diskutierten Ergebnisse zum Einfluss der Kontaktgeometrie und des Partikelauswurfs.

Diese Ergebnisse des Modellexperiments bei unterschiedlichen Hüben und Frequenzen können außerdem zur Bewertung des Öffnungsgrads der Kontaktgeometrie herangezogen werden. Durch die eingebrachten Schlitze im Systemexperiment wird neben dem Partikelauswurf auch die Wechselwirkungsfläche oder Öffnung der Kontaktgeometrie gegenüber der Atmosphäre verändert. Wird im Folgenden davon ausgegangen, dass der auftretende Verschleiß ausschließlich durch die Oxidation und dem Abrieb der sich bildenden Deckschicht

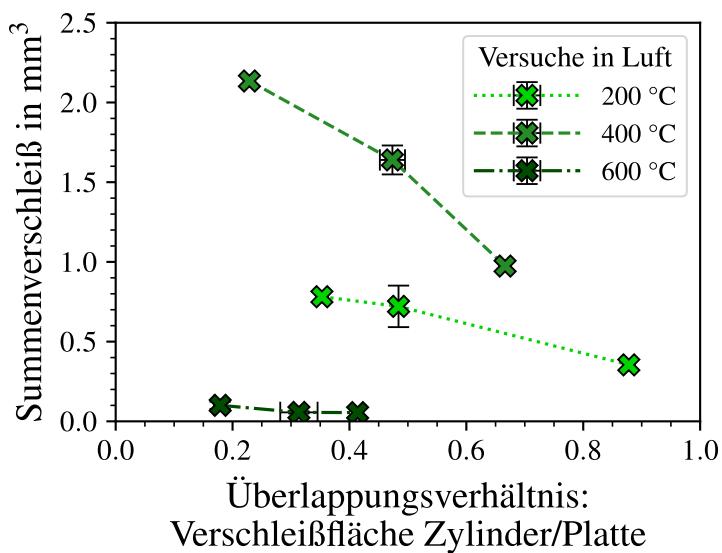


Abbildung 6.45: MP A: Gesamtverschleiß des tribologischen Modellsystems bei unterschiedlichen Frequenz-Hub-Kombinationen (gleiche mittlere Geschwindigkeit) aufgetragen über das Überlappungsverhältnis (Verschleißfläche Zylinder zu Verschleißfläche Platte); Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

entsteht, ist das höhere Verschleißniveau mit geschlitzer Buchse ebenfalls erklärbar. Wird dieses Verschleißmodell von Quinn und ein parabolisches Oxidationsverhalten der Werkstoffe zu Grunde gelegt, sind bei hohen Frequenzen die höchsten Verschleißwerte zu erwarten. Hier wird die initial sehr schnell aufwachsende Oxidschicht sehr oft abgerieben. Bei langsameren Frequenzen geht das Oxidschichtwachstum durch die bereits gebildete Deckschicht zurück, bevor der Gegenkörper die Position wieder überfährt. Somit wäre ein niedrigerer Verschleiß bei niedrigen Frequenzen zu erwarten. Werden nun die ermittelten Ergebnisse am Modellexperiment hinzugezogen (vgl. Abb. 6.12), sind genau gegenteilige Tendenzen ermittelt worden. Mit steigender Frequenz sinkt das Verschleißniveau. Folglich ist nicht die Oxidationsreaktion und damit verbunden die Öffnung des Kontaktsystems entscheidend, sondern, wie zuvor diskutiert die mit steigendem Hub erhöhten Partikelauswüfe aus der Kontaktzone.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die unterschiedliche Kontaktgeometrie und der damit verbundene, unterschiedliche Partikelauswurf als Ursache für die unterschiedlichen tribologischen Mechanismen und damit auch der Atmosphärenabhängigkeit im unteren Temperaturbereich angesehen wird. Das Auftreten eines verschleißreduzierenden Partikelbetts bzw. dritten Körpers bei einer geschlossenen Kontaktgeometrie lässt sich durch einen höheren Partikelauswurf unterbinden. Infolgedessen wird das Verschleißverhalten von Abrasion dominiert, die ebenfalls im vergleichsweise offenen Modellexperiment auftritt. Der Mechanismus des verschleiß- und reibungsmindernden Glazelayers im oberen Temperaturbereich wird hingegen nicht durch die Kontaktgeometrie oder den Partikelauswurf beeinflusst.

---

# 7 Ergebnisse und Diskussion

## *Materialpaarung B (Fe-Guss)*

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse der *Materialpaarung B* (Fe-Guss) vorgestellt, die mit dem Modellexperiment sowie dem Systemexperiment mit normaler und geschlitzter Buchse ermittelt wurden. In unterschiedlichen Abschnitten werden die Einflussfaktoren, wie Temperatur, Normalkraft, Gleitamplitude und Atmosphäre thematisiert. Im Anschluss findet eine Diskussion und Bewertung im Kontext des aktuellen Wissensstands statt.

### 7.1 Modellexperiment

#### 7.1.1 Temperatureinfluss

Das temperaturabhängige Reibungs- und Verschleißverhalten der *Materialpaarung B* für das Modellexperiment ist zusammenfassend in Abbildung 7.1 dargestellt. Dabei sind in Abbildung 7.1 a) die mittleren energetischen Reibwerte und die mittleren Verschleißvolumen von Zylinder und Platte der *Materialpaarung A* nach isothermen Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturen gegenübergestellt. Adhäsiver Materialtransfer und damit eine Volumenzunahme der Platte ist hierbei als negatives Verschleißvolumen aufgeführt. Das Verschleißverhalten des tribologischen Systems wird durch den Verschleiß des Zylinders dominiert und kann in drei unterschiedliche Bereiche unterteilt werden. Bei Raumtemperatur weist der Zylinder einen mittleren Verschleiß bei einem Reibwert von 0,7 auf, während die Platte weitgehend unverschlissen ist. An der Platte wurde bei dieser Temperatur kein nennenswerter Materialübertrag gemessen. Der zweite Abschnitt zwischen 100 - 400 °C ist von einem hohen Verschleiß des Zylinders gekennzeichnet, die Platte ist auch hier annähernd unverschlissen. Die mittlere Reibung liegt auch hier auf einem erhöhten Niveau zwischen 0,55 - 0,64. Der Materialübertrag auf die Platte nimmt mit der Temperatur zu und erreicht bei 400 °C sein Maximum. Außerdem wurde bei 400 °C die höchste Streuung des Zylinderverschleißes gemessen, was auf eine Veränderung der Verschleißmechanismen hinweist. Im dritten Bereich oberhalb 400 °C, dem Hochtemperaturbereich, geht der Zylinderverschleiß auf minimale Werte zurück, und auch der Materialübertrag auf die Platte nimmt ab. Die Reibung liegt auch für 500 - 600 °C auf einem erhöhten Niveau um 0,65. Für 700 & 800 °C wurde hingegen ein deutlicher Reibungsrückgang auf Werte um 0,5 nachgewiesen. Der Verschleiß der Platte steigt ausschließlich bei 800 °C minimal an, was mit der gewählten Achsenskalierung nicht eindeutig sichtbar ist. Bei den restlichen Temperaturen liegt die Platte annähernd

unverschlissen vor, vergleichbar mit den niedrigeren Temperaturbereichen. [163]

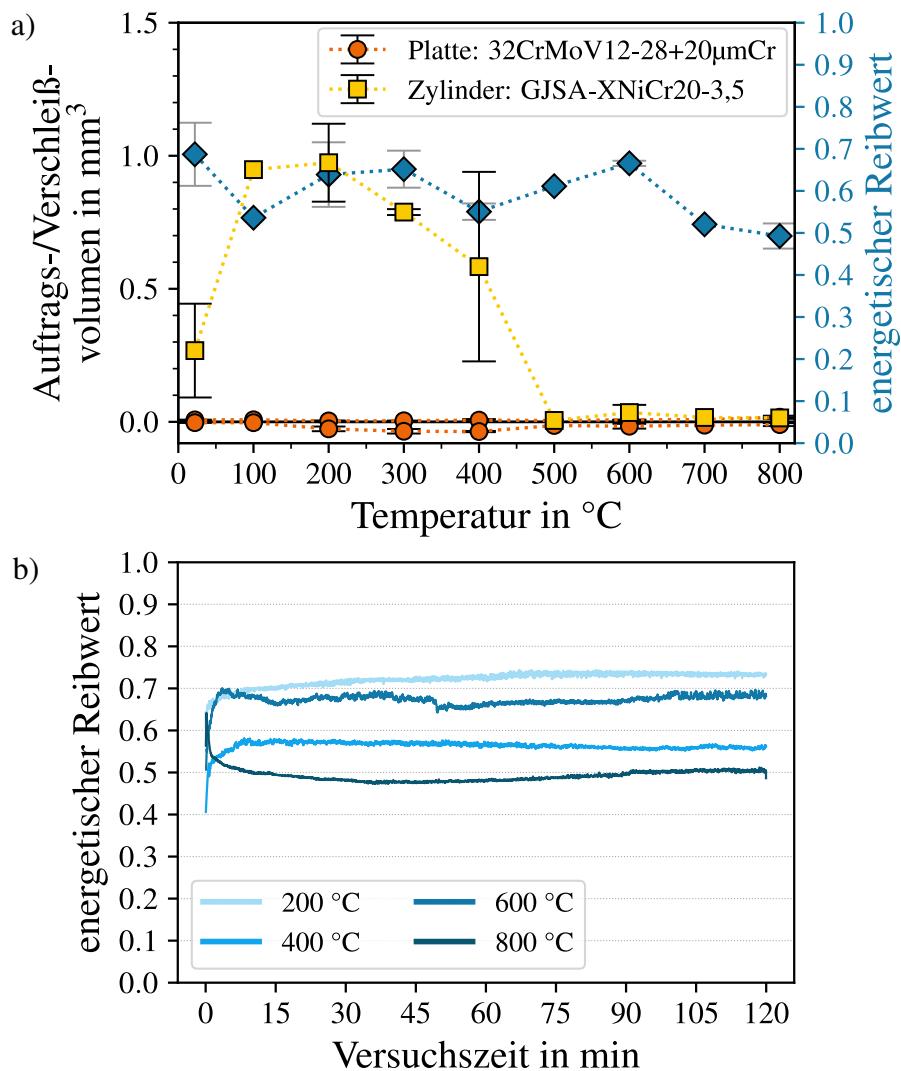


Abbildung 7.1: MP B: Temperaturabhängiges Reibungs- und Verschleißverhalten des **Mödellexperiments** (50 N, 1,6 mm, 15 Hz, 120 min); a) Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Platte und des Zylinders mit orangen Kreisen und gelben Quadrate entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; b) repräsentative Reibverläufe bei unterschiedlichen Temperaturen in Luft; [163]

Um das zeitabhängige Reibungsverhalten und einen möglichen Einlauf des tribologischen Systems zu analysieren, ist in Abbildung 7.1 b) der energetische Reibwert über der Versuchszeit für vier exemplarische, isotherme Versuche dargestellt. Bei 200 & 600 °C ist nach einem

kurzen Reibungsanstieg innerhalb von 5 - 10 min ein erhöhtes Reibniveau um 0,7 festzustellen, das mit einem leicht schwankenden Zeitverhalten einhergeht. Auch bei 400 °C ist dieser Reibungsanstieg und das leicht schwankende Zeitverhalten zu beobachten, das endgültige Reibniveau liegt hingegen leicht niedriger, bei 0,56. Das Reibverhalten bei 800 °C weist hingegen andere Charakteristika auf. Nach einem kurzen Einlauf und einem Reibungsrückgang innerhalb der ersten Minuten wird im Anschluss ein stabiles Niveau um 0,5 erreicht, bei dem keine signifikanten Schwankungen auftreten. [163]

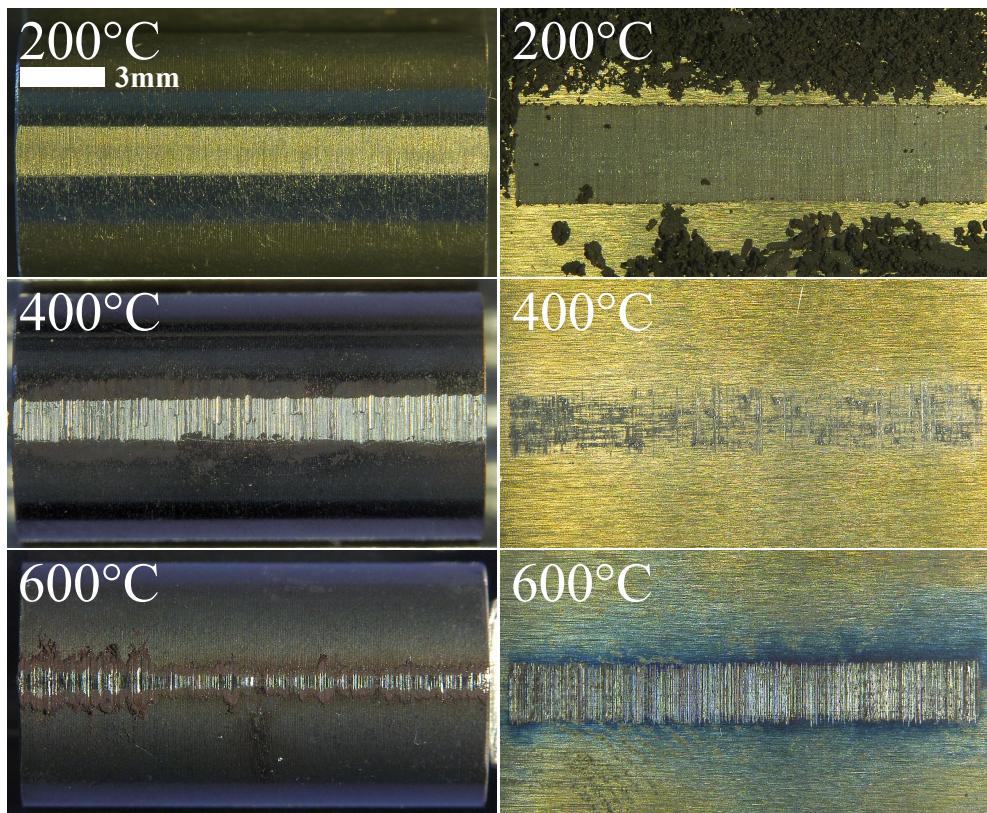


Abbildung 7.2: *MP B*: Fotografische Aufnahmen der verschleißbehafteten Probenkörper des **Modellexperiments** (links Zylinder, rechts Platten) mit Verschleißpartikeln nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft

Als Übersicht, sind in Abbildung 7.2 verschleißbehaftete Probenkörper nach isothermen Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturen in Luft aufgeführt. Dabei fallen zunächst die vorhandenen Verschleißpartikel auf, die bei 200 °C in einer großen Anzahl neben der Verschleißfläche auf der Platte liegen. Aber auch bei 400 & 600 °C sind anhaftende Verschleißpartikel am Rand der Zylinderverschleißspur zu sehen. Festzuhalten ist, dass sich die schwarz/grau Farbe der Partikel bei 200 & 400 °C zu einer rotbraunen Farbe bei 600 °C verändert. Weiterhin geben die Übersichtsbilder einen ersten Eindruck über die temperaturabhängig wirkenden tribologischen Mechanismen. Bei 200 °C ist der Zylinder abrasiv verschlissen und die Platte ist von leichtem Materialübertrag gekennzeichnet. Eine Auswertung

der Verschleißflächen ergab bei dieser Temperatur, dass sich die geometrische Flächenpressung durch den Verschleiß auf Werte von bis zu 2,11 MPa reduziert. Bei 400 °C ist eine stärkere Riefung am Zylinder festzustellen und die Adhäsion an der Platte wird von einzelnen abrasiven Riefen begleitet. Bei 600 °C ist der Zylinder nur minimal verschlissen und weist eine stark reflektierende Riefung auf. Auch die Platte zeigt diese starke Reflektion innerhalb der Verschleißfläche, die bei dieser Vergrößerung zusätzlich abrasiv zerfurcht scheint.

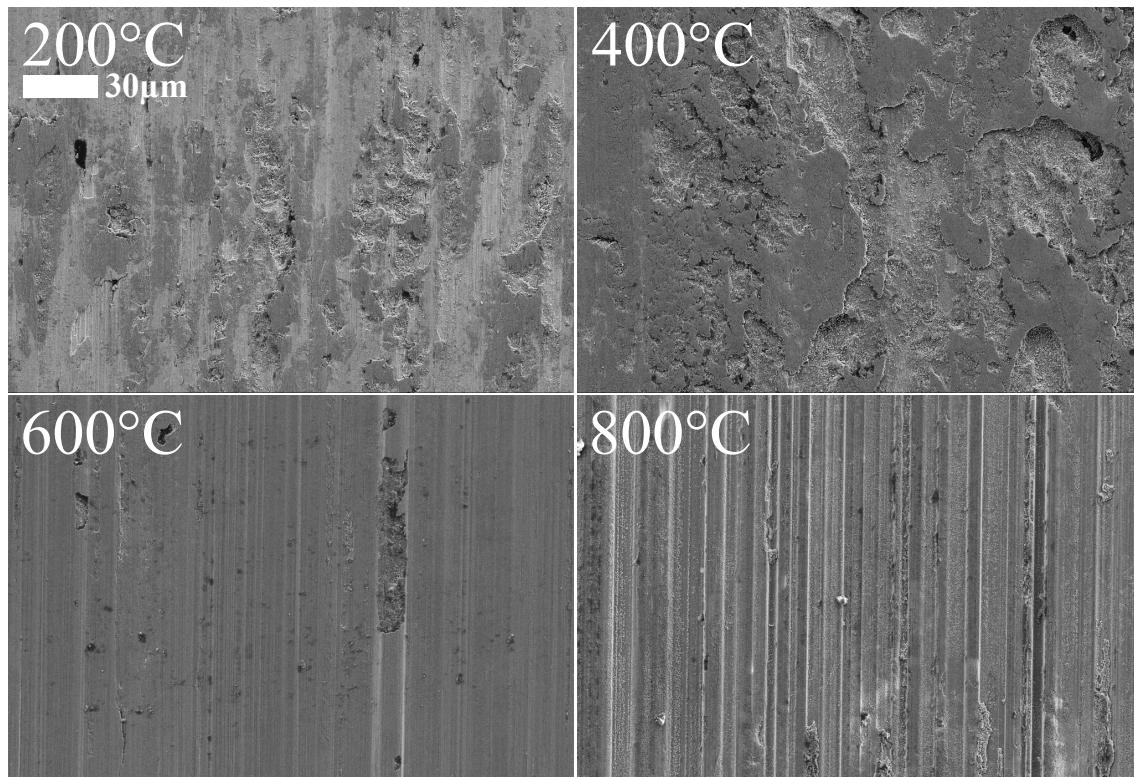


Abbildung 7.3: MP B: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Zylindern** (Modell-experiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; [163]

Um die dominierenden tribologischen Mechanismen eindeutig zu identifizieren, sind in den Abbildungen 7.3 und 7.4 die Verschleißflächen der Zylinder und Platten für ausgewählte Temperaturen mit höherer Vergrößerung dargestellt. Am Zylinder ist bei 200 °C ein leichter abrasiver Verschleiß sichtbar, der durch oxidierten Abrieb erzeugt wurde. Der oxidierte und damit dunkler dargestellte Abrieb haftet vereinzelt am Zylinder an und wirkt plastisch deformiert. Die Verschleißerscheinungen verändern sich signifikant mit einer Temperaturerhöhung auf 400 °C. Hier dominiert der anhaftende Abrieb die Verschleißfläche und bildet eine schuppenartige Struktur aus agglomerierten und kompaktierten Partikeln aus. Weiterhin sind auch einzelne Verschleißpartikel sichtbar, die sich in den Mulden ansammeln. Mit einer weiteren Temperaturerhöhung auf 600 & 800 °C sind erneut veränderte Verschleißerscheinungen sichtbar. Die Verschleißfläche des Zylinders wirkt deutlich glatter und ist hauptsächlich bei 800 °C stark abrasiv gerieft. Weiterhin sind vereinzelt Ausbrüche dieser

glatten Oberflächenschicht sichtbar, in der einzelne Verschleißpartikel anhaften. [163] Zusätzlich zu den Intensitätsaufnahmen des Konfokalmikroskops sind in der Abbildung 7.4

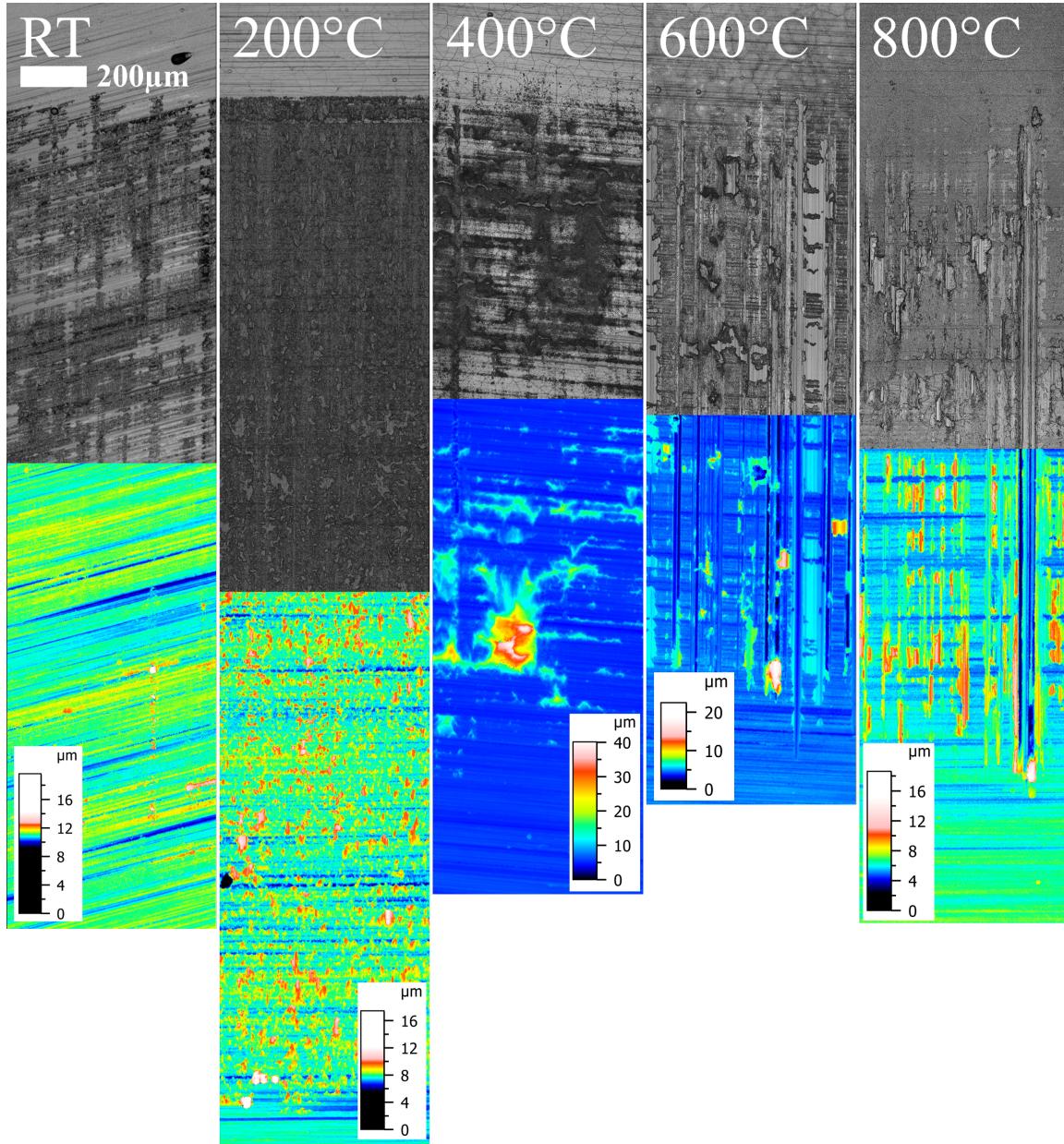


Abbildung 7.4: MP B: Konfokalmikroskopische Aufnahmen der Verschleißflächen der **Platten** (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; oben: Intensitätsdarstellung in schwarz/weiß, unten: Höhendarstellung in z-Richtung mit entsprechender farbiger Legende; [163]

die Höheninformationen verschleißbehafteter Platten nach Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturen dargestellt. Die Verschleißfläche bei Raumtemperatur zeigt viele kleine, aber einzeln anhaftende Partikel in den höheren Bereichen der Cr-Schicht. In einigen tieferen

Bereichen sind die Rillen des Endbearbeitungsprozesses sichtbar, und es haftet kein Material an. Mit steigender Temperatur auf 200 °C nimmt die Menge der anhaftenden Partikel deutlich zu und erstreckt sich über die gesamte Kontaktfläche, wobei sich teilweise kleine inselförmige Bereiche bilden. Aus dem Höheninformationsbild lässt sich ein durchschnittlicher Höhenunterschied dieser Bereiche von 1,75 µm gegenüber dem Grundmaterial ableSEN. Die Oberfläche der bei 400 °C getesteten Platte zeigt eher schuppenartig ausgebildete Anhaftungen und unverschlissene Bereiche der Beschichtung, in denen die zu Grunde liegende Cr-Beschichtung und ihre charakteristische Rissstruktur [165, 201] zu erkennen sind. Bei 600 °C wachsen die schuppenartigen Anhaftungen zu einer partiell ausgebildeten Triboschicht mit einer durchschnittlichen Höhe von 1,5 µm heran. Die Verschleißfläche weist außerdem deutliche abrasive Furchen auf. Bei 800 °C zeigt die Oberfläche einige Materialanhaltungen, aber auch ein Netzwerk an abrasiven Rillen. An einigen Rillenenden haften kleine Partikel oder Materialschuppen an. [163]

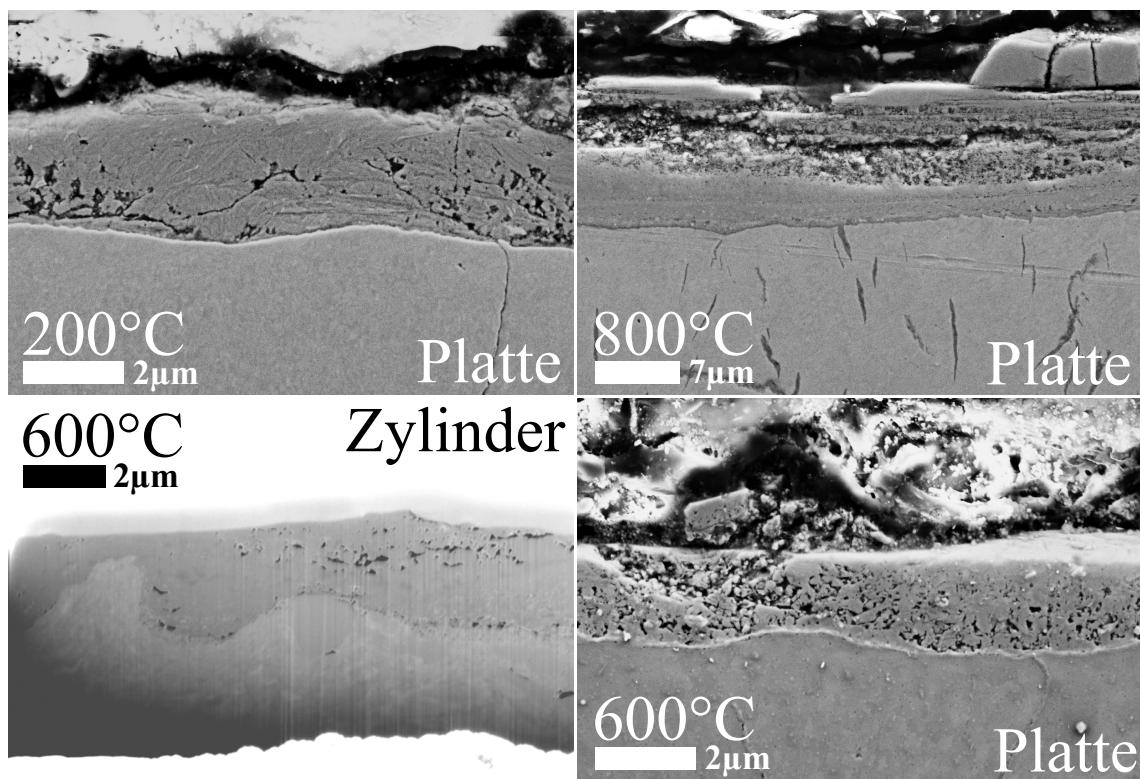


Abbildung 7.5: MP B: REM-Aufnahmen eines FIB-Schnitts (Zylinder) und klassischer metallurgischer Querschliffe (Platte) an Proben des Modellexperiments nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; [163]

Um die Struktur und Dicke der Triboschichten und des Materialübertrags zu untersuchen, wurden FIB-Schnitte sowie konventionelle metallurgische Querschnitte angefertigt, die in Abbildung 7.5 dargestellt sind. Die konventionellen metallurgischen Querschnitte wurden wegen der einfachen und schnellen Durchführung für Proben mit unterschiedlichen Ver-

suchstemperaturen angefertigt. Um mögliche Präparationsartefakte aufzudecken, wurde außerdem ein FIB-Schnitt als Referenz zu den konventionellen Querschliffen durchgeführt. Der bei 200 °C anhaftende Materialübertrag auf der intakten Chromschicht der Platte besteht aus kleinen Körnern, die plastisch verformt und abgeflacht wirken, und weist einige Poren auf. Bei 400 °C wurde ebenfalls eine 2 µm dicke Transferschicht mit einigen Rissen beobachtet und ist aufgrund der Ähnlichkeit mit 200 °C nicht aufgeführt. Mit steigender Temperatur auf 600 °C hat sich auf dem Zylinder eine etwa 3 µm dicke Triboschicht gebildet, die ebenfalls eine gewisse Porosität aufweist. Diese, im FIB-Schnitt nachgewiesene Porosität ist folglich nicht auf die Präparation zurückzuführen, weshalb auch die Porosität bei den konventionellen Querschliffen als Eigenschaft der Triboschichten anzusehen ist. Die 2 µm dicke, Triboschicht auf der verchromten Platte besteht aus zwei verschiedenen Bereichen. Der obere Teil der Schicht ist stark verdichtet und homogen, während der untere Teil porengereich ist und einzelne Partikel zu erkennen sind. Trotz der kompakten Struktur des oberen Teils sind genau in dem Bereich Ausbrüche zu erkennen, in dem der poröse untere Teil an die Oberfläche tritt. Die gleiche Schichtstruktur ist auch bei 800 °C auf der Platte dokumentiert, mit einer fünffachen Schichtdicke von etwa 10 µm. Auf dem Zylinder wurde bei dieser Temperatur ebenfalls eine 4 µm dicke, poröse Triboschicht beobachtet, die aufgrund der Ähnlichkeit zu 600 °C nicht aufgeführt ist. [163]

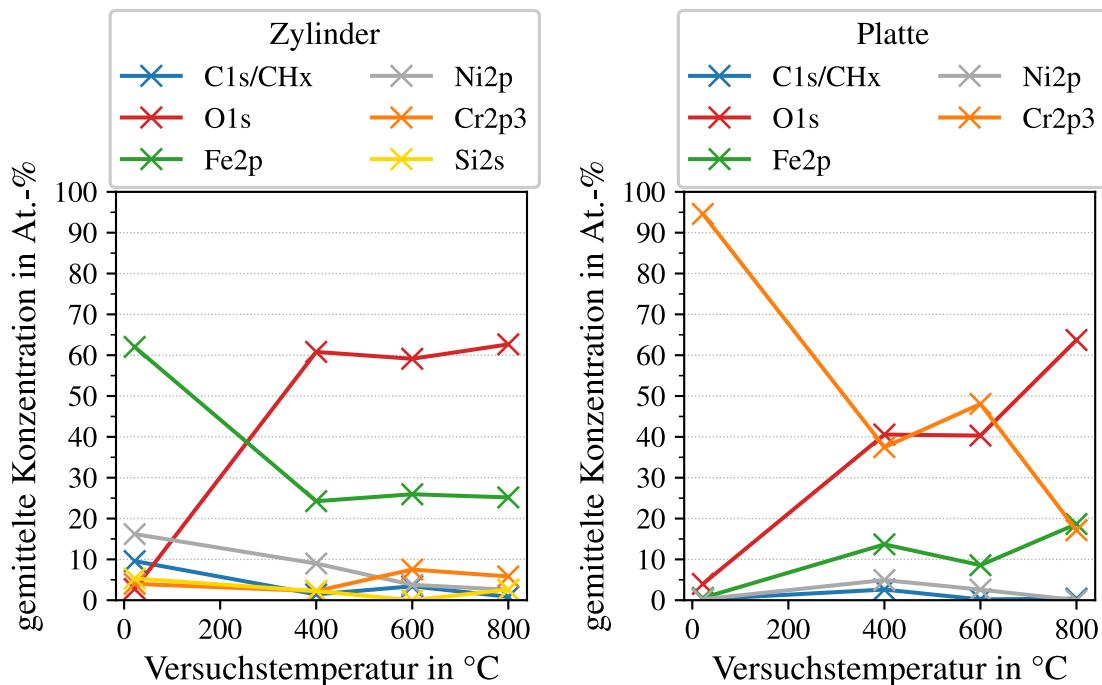


Abbildung 7.6: MP B: Elementkonzentrationen der XPS-Profilen gemittelt zwischen 450–550 nm Tiefe, gemessen an verschleißbehafteten Probenkörpern (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; [163]

Um den thermischen Einfluss auf das tribologische System auch im Bezug zur Materialzu-

sammensetzung zu analysieren, sind in Abbildung 7.6 die Elementkonzentrationen für eine Tiefe von 500 nm über der Versuchstemperatur aufgeführt. Die temperaturabhängige, oberflächennahe Zusammensetzung am Zylinder lässt sich klar in zwei Bereiche aufteilen. Bei RT liegt hauptsächlich das unoxidierte Grundmaterial bestehend aus Eisen, Nickel, Kohlenstoff und Silizium vor. Hingegen ist bei den höheren Temperaturen von 400, 600 und 800 °C eine signifikante Oxidation zu erkennen, die zu einem hohen Sauerstoffanteil von über 60 At.-% führt. Dies geht mit einem deutlichen Rückgang der Legierungsanteile einher, wobei ab 600 °C auch geringe Anteile an Chrom in der Triboschicht nachgewiesen wurden. Ausschließlich der Anteil an Nickel zeigt mit steigender Temperatur einen kontinuierlichen Rückgang, die restlichen Elementanteile sind für den gesamten höheren Temperaturbereich konstant. [163]

An den Platten zeigt sich ein deutlich inhomogeneres Bild der Materialzusammensetzungen. Zwar dominiert hier auch bei RT das Grundmaterial, bzw. bei diesem Probenkörper die Chromschicht die Zusammensetzung. Mit steigender Temperatur nimmt jedoch der Chromanteil deutlich auf unter 48 % ab. Die Schwankungen, die nicht zur generell abnehmenden Tendenz passen, werden auf temperaturbedingt unterschiedliche Bedeckungsanteile der Chromschicht zurückgeführt, die zusammen mit dem jeweils gewählten XPS-Analysebereichen zu unterschiedlichen Gehalten führen. Diese Schwankungen sind ebenfalls in den Sauerstoff- und Eisengehalten gut sichtbar, und verhalten sich antiproportional. Weiterhin sind besonders bei 400 & 600 °C leichte Anteile an Nickel nachgewiesen worden, die einen Materialübertrag vom Zylinder auf die hartverchromte Platte bekräftigen. Ähnlich wie an den Zylindern steigt der Sauerstoffgehalt an den Platten zwischen RT und 400 °C signifikant auf 40 At.-% an und bleibt auch bei 600 °C auf diesem Niveau. Erst bei 800 °C wurde ein erneuter Anstieg auf über 63 At.-% beobachtet. Außerdem wurde an den Platten bis 600 °C ein mit zunehmender Tiefe abfallender Sauerstoffgehalt nachgewiesen, was auf eine geringe Schichtdicke oder eine inhomogen ausgebildete Triboschicht hindeutet. Bei 800 °C wurde hingegen eine über der Tiefe konstante Zusammensetzung nachgewiesen, die mit der in Abbildung 7.6 nachgewiesenen hohen Schichtdicke von 10 µm gut zu korrelieren ist. [163]

### 7.1.2 Hub/Frequenzeinfluss

Neben dem Einfluss der Temperatur wurde das tribologische Verhalten der *Materialpaarung B* auch hinsichtlich unterschiedlicher Reversierstrecken/Hübe und Frequenzen untersucht. In Analogie zur *Materialpaarung A* (Kapitel 6.1.3) wurden unterschiedliche Frequenz-Hub-Kombinationen mit der gleichen mittleren Gleitgeschwindigkeit ausgewählt, um den Einfluss unterschiedlicher Oxidationszeiten auf den zugrundeliegenden Verschleißmechanismus zu ermitteln. Eine Zusammenfassung und Gegenüberstellung der gewählten Parameterkombinationen ist in Tabelle 6.3 zu finden. In Abbildung 7.7 ist der Gesamtverschleiß des tribologischen Systems für 200, 400, 600 und 800 °C über die jeweiligen Frequenzen bzw. Hübe dargestellt.

Grundsätzlich ist eine unterschiedliche Sensitivität gegenüber der Parametervariation zwischen den Temperaturen festzustellen. Bei 200 °C ist ein leichter Verschleißrückgang mit höherer Frequenz, bzw. ein leichter Verschleißanstieg mit größerem Hub ermittelt worden.

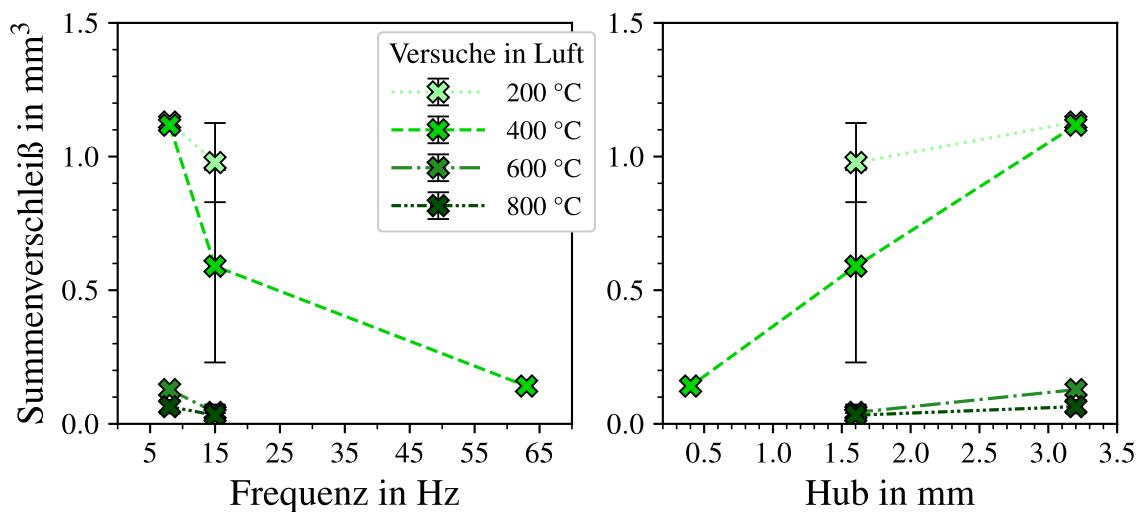


Abbildung 7.7: *MP B*: Gesamtverschleiß des tribologischen **Modellsystems** bei unterschiedlichen Frequenz-Hub-Kombinationen (gleiche mittlere Geschwindigkeit) und Temperaturbereichen (50 N, 0,4/1,6/3,2 mm, 8/15/63 Hz, 345,6 m); Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

Die größten Unterschiede durch die Parametervariation wurde bei 400 °C nachgewiesen, bei 600 & 800 °C sind nur minimale Verschleißveränderungen gemessen worden. Zusammenfassend lässt sich eine für den gesamten Temperaturbereich gültige Verschleißreduktion mit zunehmender Frequenz, bzw. ein Verschleißanstieg mit zunehmendem Hub festhalten. Auf eine Darstellung der Verschleißflächen wird an dieser Stelle verzichtet, da sich die temperaturspezifischen Verschleißmechanismen durch die Parametervariation nicht verändern und in Kapitel 7.1.1 bereits beschrieben wurden.

### 7.1.3 Atmosphäreneinfluss

In diesem Kapitel wird der Einfluss der Atmosphäre auf das tribologische Verhalten der *Materialpaarung B* im Modellexperiment vorgestellt. Um die Dieselabgasatmosphäre in der Anwendung zu simulieren, wurde wie in Kapitel 4.1.1 beschrieben eine CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung mit 5 Vol.-% Sauerstoff verwendet. Zunächst wird auf die Temperaturabhängigkeit des Atmosphäreneinflusses eingegangen, im Anschluss wird kurz auf unterschiedliche Atmosphärenzusammensetzungen eingegangen.

### Temperaturabhängiger Atmosphäreneinfluss

In Abbildung 7.8 sind die Reibungs- und Verschleißwerte von isothermen Modellversuchen in der  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Atmosphäre den Ergebnissen in Luft gegenübergestellt. Dabei sind in

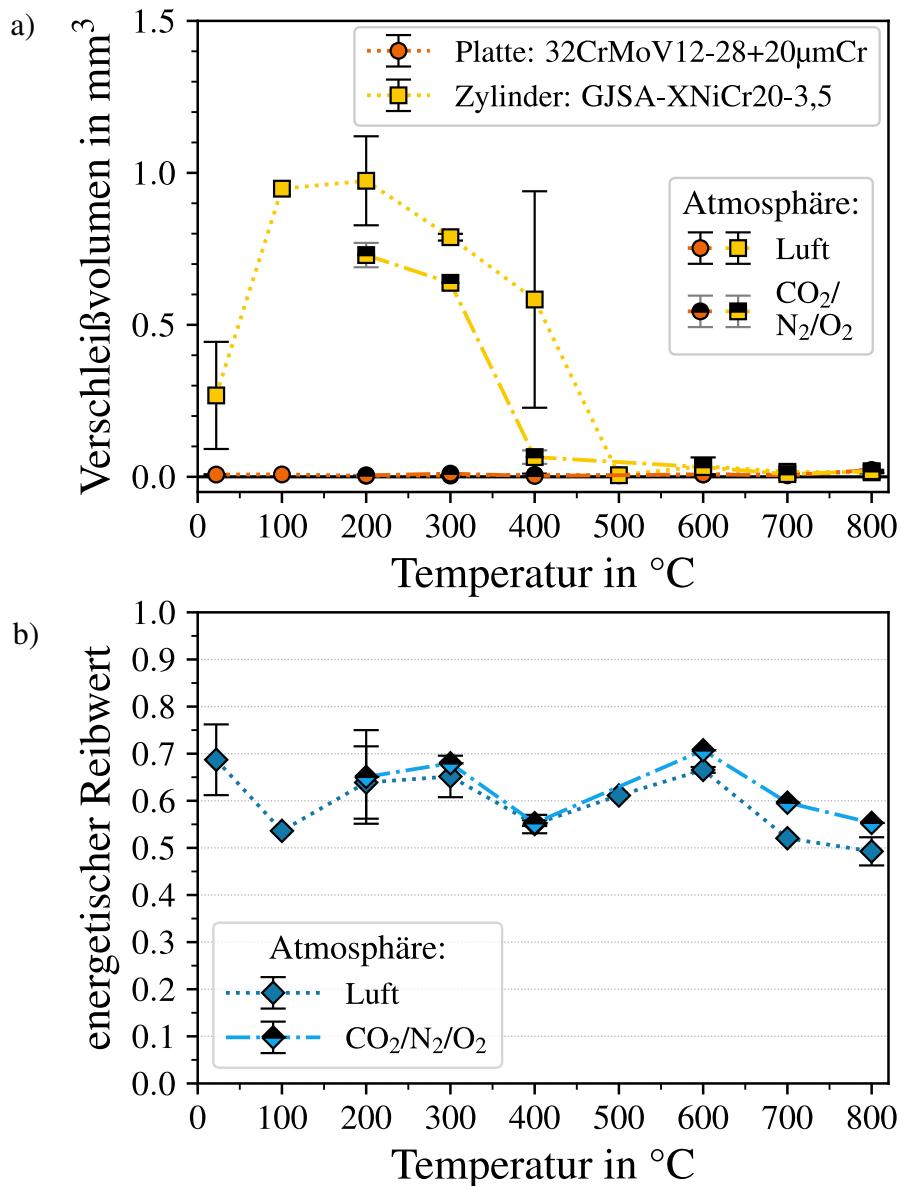


Abbildung 7.8: MP B: Temperatur- und atmosphärenabhängiges Reibungs- und Verschleißverhalten des **Modellexperiments** (50 N, 1,6 mm, 15 Hz, 120 min); Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [163]

Abbildung 7.8 a) die temperaturabhängigen Verschleißwerte der beiden Probenkörper aufgeführt und Abbildung 7.8 b) zeigt den gemittelten energetischen Reibwert über der Ver-

suchstemperatur. Auf eine Darstellung des temperaturabhängigen Transfervolumens wie in Kapitel 7.1.1 wird an dieser Stelle verzichtet, da keine atmosphärenbedingten Unterschiede nachgewiesen wurden. Wie bei den Versuchen in Luft ist das Verschleißverhalten in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung vom Zylinder dominiert. Die hartverchromte Platte ist im gesamten Temperaturbereich nur minimal verschlissen und zeigt keinen Unterschied zwischen den beiden getesteten Atmosphären. Im Temperaturbereich zwischen 100 - 400 °C, in dem die *Materialpaarung B* die höchsten Verschleißwerte aufweist, wurden durch den Atmosphärenwechsel von Luft zur CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung eine Verschleißreduktion am Zylinder festgestellt. Für den höchsten Temperaturbereich oberhalb von 400 °C sinkt der Zylinderverschleiß auf ein Minimum ab und auch der Materialübertrag auf die Platte geht zurück. Folglich wurden für den höchsten Temperaturbereich keine atmosphärenbedingten Unterschiede nachgewiesen. [163]

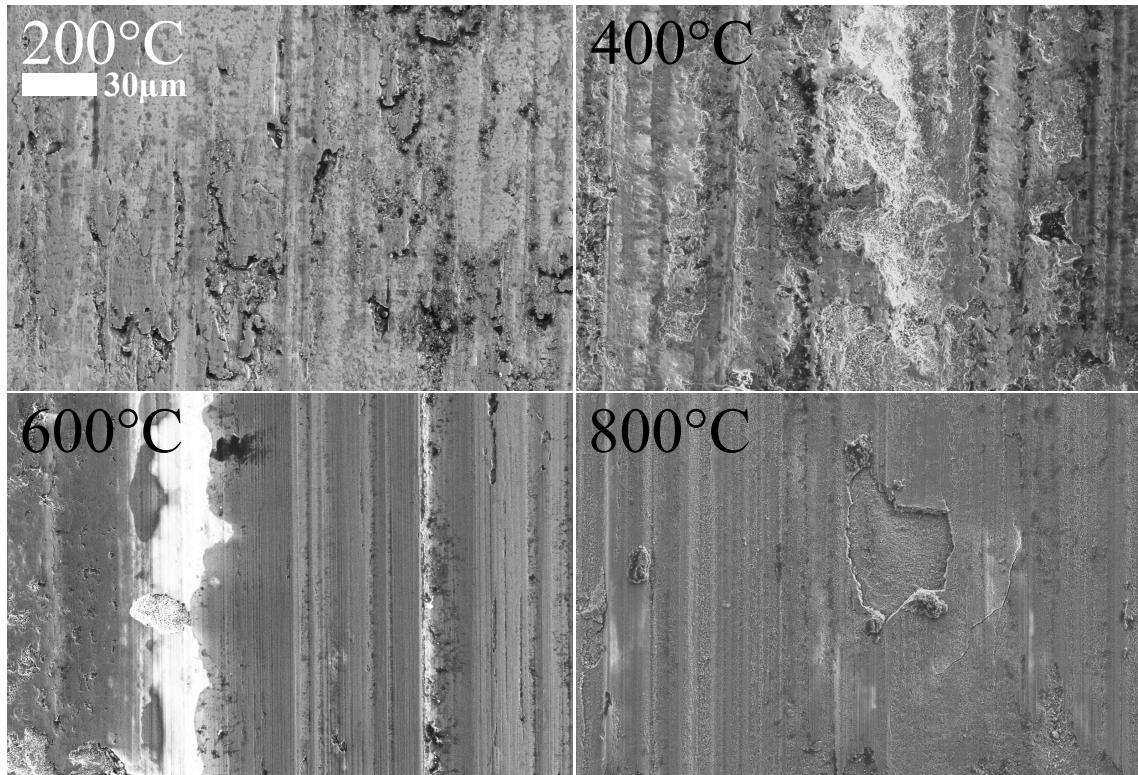


Abbildung 7.9: *MP B*: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Zylindern** (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix; [163]

Das in Abbildung 7.8 b) dargestellte, temperaturabhängige Reibverhalten weist im unteren Temperaturbereich bis 400 °C keine Unterschiede auf. Erst ab 600 °C wurde in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre gegenüber der Luatatmosphäre eine leicht erhöhte Reibung ermittelt. Es ist hervorzuheben, dass vergleichbar wie in Luft auch in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre ein thermisch bedingter Reibungsrückgang bei 700 & 800 °C auftritt. [163]

Zur Identifikation der dominierenden tribologischen Mechanismen, sind in den Abbildungen 7.9 & 7.10 die Verschleißflächen von Zylindern und Platten aufgeführt, die bei ausgewählten Temperaturen in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre getestet wurden. An der Verschleißfläche des Zylinders, der bei 200 °C getestet wurde, sind vereinzelt anhaftende, oxidierte und plastisch deformierte Verschleißpartikel neben deutlichen abrasiven Riefen sichtbar. Bei 400 °C dominiert der oxidierte Abrieb, der die Verschleißfläche nahezu vollständig belegt und eine schuppenartige Struktur aus agglomerierten und kompaktierten Partikeln ausbildet. In Mulden sind jedoch auch einzelne Partikel sichtbar. Mit einer Temperaturerhöhung auf 600 & 800 °C verändert sich das Verschleißbild signifikant. Es hat sich eine glatte Triboschicht gebildet, die leichte abrasive Spuren und teilweise Ausbrüche oder Abplatzungen ausweist. Neben plastisch deformierten Randbereichen sind außerdem einzelne Verschleißpartikel in den Ausbruchmulden sichtbar. [163]

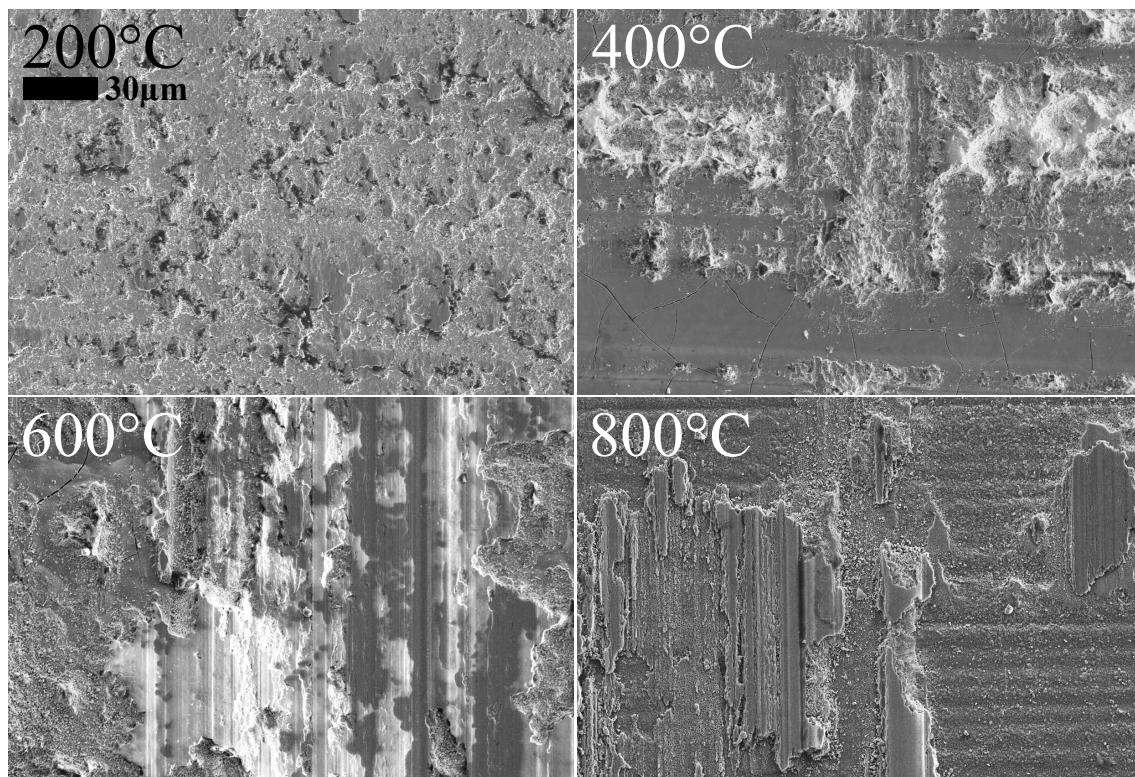


Abbildung 7.10: **MP B:** REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Platten** (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix; [163]

Die bei 200 °C in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre getestete Platte weist eine Vielzahl an anhaftenden Verschleißpartikeln und Materialübertrag auf, die eine schuppenartige Struktur ausbilden und die Verschleißfläche fast vollständig bedecken. Mit einer Temperaturerhöhung auf 400 °C nimmt die Bedeckung der Platte mit anhaftendem Verschleißmaterial zurück und tieferliegende Bereiche der Hartchromschicht, sowie deren Rissstruktur ist zu erkennen.

nen. Außerdem ändert sich die Struktur der Materialanhaltungen von Materialschuppen bei 200 °C zu gebirgsartigen Strukturen ohne starke Einglätzung. Wie an den Zylindern, ist auch an den verschleißbehafteten Platten beim Wechsel in den obersten Temperaturbereich von 600 - 800 °C eine signifikante Veränderung der Verschleißmechanismen zu beobachten. Bei diesen hohen Temperaturen dominiert eine teilflächige Triboschicht, die sich auf der Hartverchromung der Platte ausgebildet hat. Bei 600 °C hat diese Triboschicht eine glatte Oberfläche mit leichten abrasiven Reifen, bei 800 °C sind die abrasive Riefung deutlich stärker ausgeprägt. Die Triboschicht weist bei beiden Temperaturen Ausbrüche und Abplatzungen auf, und wird von vielen anhaftenden Verschleißpartikeln begleitet. [163]

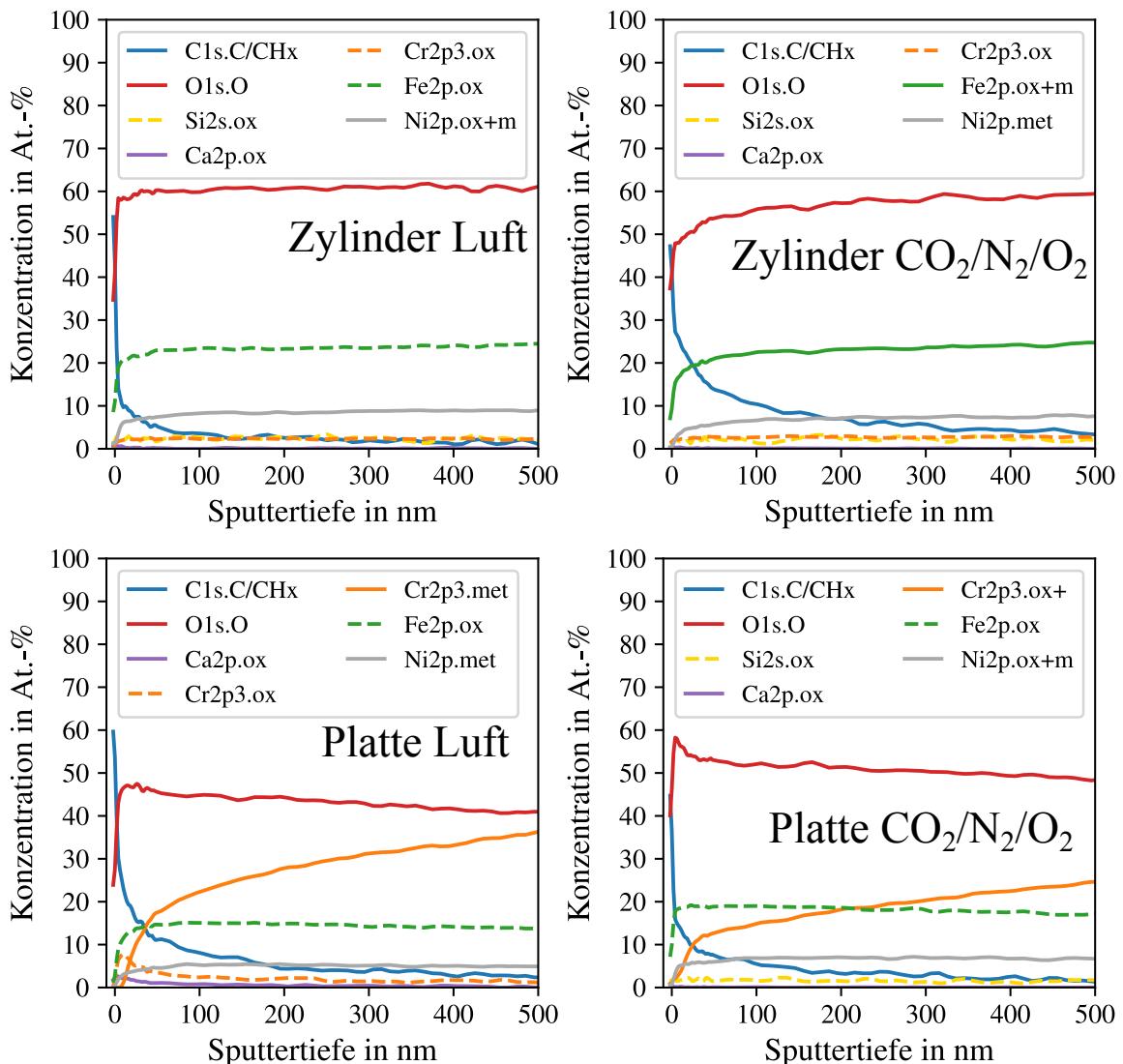


Abbildung 7.11: MP B: XPS-Tiefenprofile gemessen an verschleißbehafteten Zylindern und Platten (Modellexperiment) nach Versuchen bei 200 °C in Luft (links) und in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix (rechts); [163]

Um den nachgewiesenen, atmosphärenbedingten Verschleißrückgang im mittleren Temperaturbereich weiter zu analysieren, wurden an den bei 200 °C in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre getesteten Proben XPS-Tiefenverläufe gemessen. Diese Ergebnisse sind in Abbildung 7.12 weiteren Analyseergebnissen von in Luft getesteten Probenkörpern zum Vergleich gegenübergestellt. Die Tiefenverläufe der Zylinder zeigen bei beiden Atmosphären sehr konstante Anteile über der Tiefe, die für die Legierungselemente wie Eisen, Nickel, Silizium und Chrom sowie für Sauerstoff auch quantitativ zwischen den Atmosphären vergleichbar sind. Als einziger Unterschied wurde in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre ein deutlich höherer Kohlenstoffanteil, sowohl im oberflächennahen Bereich der Messung als auch in 500 nm Tiefe ermittelt. Beim Vergleich der Analyseergebnisse der Platten, fällt einerseits der höhere Eisen-, Nickel- und Sauerstoffgehalt und andererseits der niedrigere Chromgehalt in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre im Vergleich zu Luft auf. Diese Unterschiede werden wie zuvor in Kapitel 7.1.1 erörtert auf unterschiedliche Flächenanteile des anhaftenden Materialübertrags zwischen den XPS-Analysen zurückgeführt und werden deshalb nicht als Charakteristikum des Atmosphärenwechsels angesehen. Der Anteil an Kohlenstoff und auch die jeweiligen Tendenzen über der Tiefe sind für beide Atmosphären vergleichbar. [163]

### Einfluss der Atmosphärenzusammensetzung

Die Ergebnisse des vorherigen Kapitels zeigen, dass sich ein Atmosphärenwechsel von Luft zu einer CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung je nach Temperaturbereich stark unterschiedlich auf das tribologische Verhalten der *Materialpaarung B* auswirkt. Dabei wurden für den höchsten Temperaturbereich zwischen 600 - 800 °C keine atmosphärenbedingten Unterschiede nachgewiesen, der signifikante Verschleiß- und Reibungsrückgang sowie die Bildung einer Triboschicht auf den Kontaktkörpern trat in beiden Atmosphären auf. Um das scheinbar atmosphärenunabhängige Auftreten dieses tribologischen Verhaltens tiefergehend zu analysieren, wurden weitere isotherme Modellversuche zwischen 600 - 800 °C in einer N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre mit weiterhin 5 Vol.-% Sauerstoff durchgeführt (gleicher Sauerstoffgehalt wie in der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre). Die ermittelten Reibungs- und Verschleißwerte sind in Abbildung 7.12 den bereits vorgestellten Ergebnissen in Luft und der CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung gegenübergestellt.

Wie in den anderen beiden Atmosphären, wird auch in der N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung das Verschleißverhalten größtenteils vom Zylinder bestimmt, die hartverchromte Platte zeigt nur bei 800 °C einen leichten Anstieg vom ansonsten minimalen Niveau. Bei 600 °C in der N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre wurde mit einem Verschleißvolumen von 0,065 mm<sup>3</sup> ein leicht erhöhter Wert im Gegensatz zu den anderen beiden Atmosphären ermittelt. Setzt man diesen Wert jedoch in Relation zu Hochverschleiß mit ca. 1 mm<sup>3</sup> bei 200 °C, wird deutlich, dass auch hier ein signifikanter Verschleißrückgang stattgefunden hat. Bei 700 & 800 °C wurden in der N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre vergleichbare Verschleißwerte wie in den anderen beiden Atmosphären nachgewiesen. Weiterhin wurde mit den Versuchen in der N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung ebenfalls der bereits bekannte, temperaturbedingte Reibungsrückgang ermittelt. Zusammenfassend ist in diesem hohen Temperaturbereich keine Veränderung des tribologischen Verhaltens durch einen weiteren Atmosphärenwechsel festzustellen.

Auf eine Darstellung der Verschleißflächen wird verzichtet, da sich eine glatte, stark reflektierende Triboschicht ausgebildet hat, die sich nicht signifikant von der in Luft (Kapitel 7.1.1) und in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre (Kapitel 7.1.3) gebildeten unterscheidet.

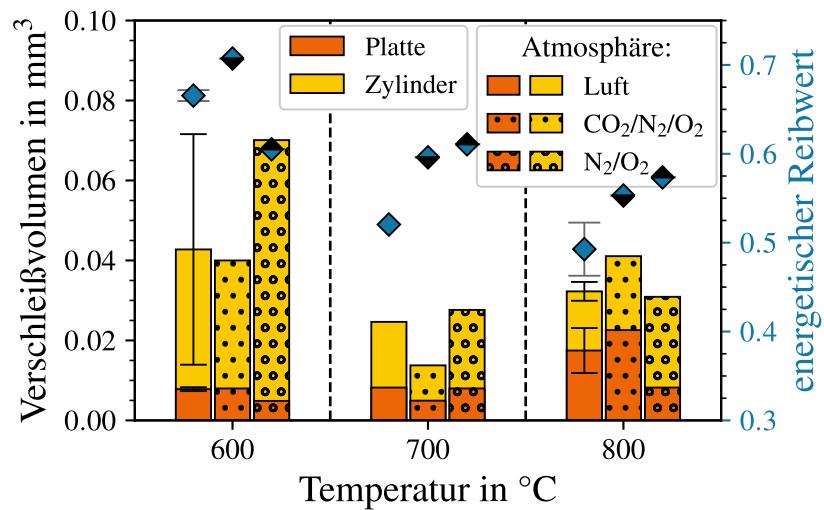


Abbildung 7.12: MP B: Atmosphärenabhängiges Verschleißverhalten des **Modellexperiments** zwischen 600 bis 800 °C (50 N, 1,6 mm, 15 Hz, 120 min); Verschleißvolumen der Platte mit orange Balken und des Zylinders mit gelben Balken dargestellt, je nach Atmosphäre unterschiedlich schattiert; blaue Rauten entsprechen dem mittlerem ECoF des Versuchs, je nach Atmosphäre mit unterschiedlichen Füllungen; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

## 7.2 Anwendungsnahes Systemexperiment

### 7.2.1 Temperatureinfluss

Das temperaturabhängige Reibungs- und Verschleißverhalten der *Materialpaarung B* im anwendungsnahen Systemexperiment ist zusammenfassend in Abbildung 7.13 dargestellt. Da-

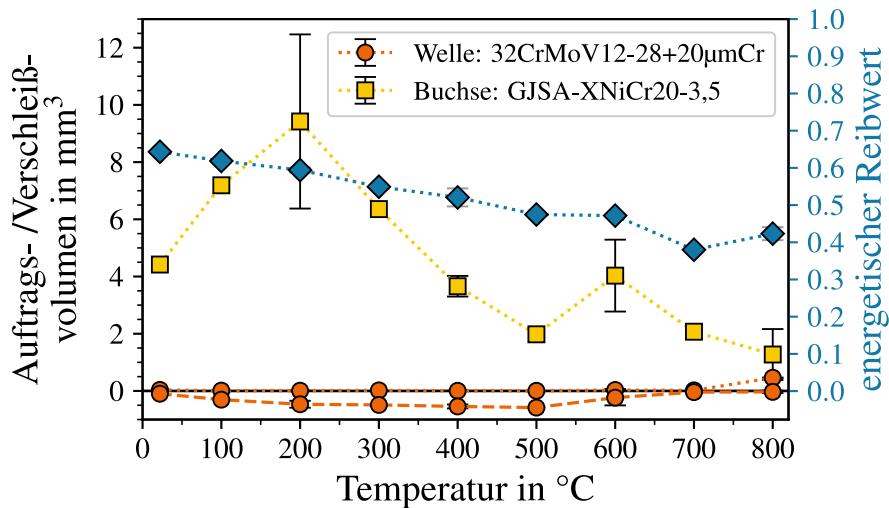


Abbildung 7.13: *MP B*: Reibungs- und Verschleißverhalten des anwendungsnahen **System-experiments** im untersuchten Temperaturbereich bis 800 °C (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Auftrags- (negative Werte) und Verschleißvolumen (positive Werte) in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen Kreisen und gelben Quadraten entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [11]

bei sind die Verschleißvolumen von Welle und Buchse, sowie der energetische Reibwert für isotherme Versuche in Luft aufgeführt. Ein Streubalken repräsentiert die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen. Die hartverchromte Welle besitzt über annähernd den gesamten, hier getesteten Temperaturbereich ein minimales, fast schon vernachlässigbares Verschleißvolumen, außer bei 800 °C wurde ein leichter Verschleißanstieg nachgewiesen. Um den adhäsiven Materialübertrag auf die Welle bewerten zu können, ist als negatives Verschleißvolumen die Volumenzunahme durch Materialtransfer dargestellt. Dieser adhäsive Materialübertrag auf die Welle steigt zwischen 22 - 200 °C leicht an, bleibt bis 500 °C auf einem konstanten Niveau und sinkt dann wieder ab. Das Verschleißverhalten der Buchse lässt sich in zwei Temperaturbereichen beschreiben. Im unteren Temperaturbereich zwischen 22 - 400 °C steigt der Verschleiß mit höherer Temperatur an, besitzt bei 200 °C den höchsten Wert und sinkt anschließend wieder ab. Zwischen 500 - 800 °C liegen die

Verschleißwerte auf einem gleichbleibend niedrigen Niveau, nur bei 600 °C wurde leicht erhöhter Verschleiß nachgewiesen. Die mittleren, energetischen Reibwerte folgen einem leicht abnehmenden Trend von 0.65 bei RT auf 0.46 bei 600 °C. Bei 700 & 800 °C sinkt der ECoF auf leicht niedrigere Werte zwischen 0.38 und 0.42 ab. [11]

Neben den gemittelten Reibungs- und Verschleißwerten bietet sich auch die Analyse der temperaturabhängigen Zeitverläufe an. Diese sind für einen exemplarischen Versuch bei 200 °C in Luft in Abbildung 7.14 aufgeführt. Der Versuch zeigt einen initialen, schnel-

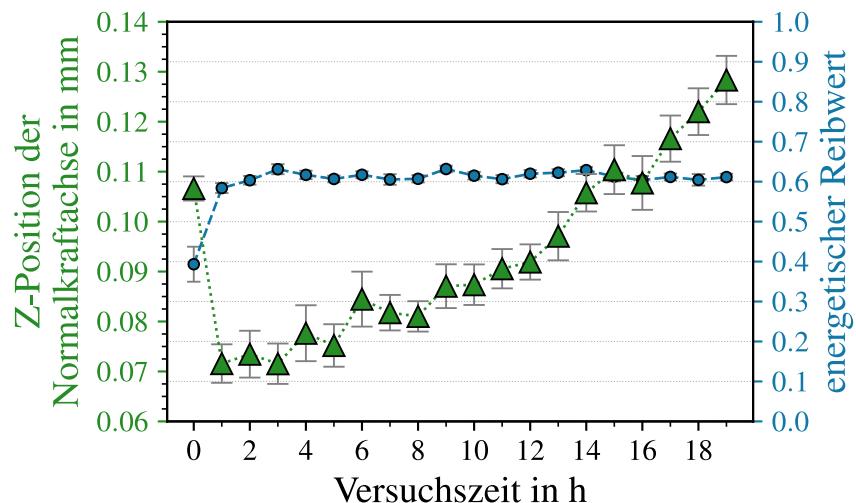


Abbildung 7.14: *MP B*: Zeitabhängiges Reib- und Verschleißverhalten des **Systemexperiments** bei 200 °C (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleiß anhand der Z-Position des Normalkraftzylinders abschätzbar; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung während der zweiminütigen Reibungsmessung; [11]

len Anstieg des ECoF in der ersten Stunde und bleibt dann auf einem stabilen Niveau bei 0.61. Die Höhenposition des hydraulischen Normalkraftzylinders lässt Rückschlüsse auf die zeitabhängige Verschleißentwicklung zu. Der Versuch startet bei einer Höhe von 0.107 mm während der ersten Reibzyklen, und nach einer Stunde ist der Zylinder auf eine Position bei 0.071 mm nach unten gefahren. Dieses nach unten Fahren des Zylinders kann nicht durch eine thermische Dehnung oder das Setzen des Probenkörpers im Halter erklärt werden, da beides zu einer höheren Z-Position führen würde. Es liegt die Vermutung nahe, dass diese Höhendifferenz von 36 µm auf ein sich ausgebildetes Partikelbett als dritter Körper zurückzuführen ist, das die Kontaktkörper getrennt und zu einer niedrigeren Z-Position der Normalkraftachse geführt hat. Im restlichen Verlauf des Versuchs ab 2 h ist ein annähernd linearer Trend zu höheren Positionen erkennbar, welcher einem kontinuierlichen Verschleißanstieg entspricht. [11]

Für höhere Temperaturen als 200 °C ist aufgrund der geringen Verschleißtiefen zusammen mit stärkeren thermischen Dehnungen keine belastbare Auswertung der Position des Normalkraftzylinders möglich. Folglich sind in Abbildung 7.15 ausschließlich die Reibverläufe

für ausgewählte Temperaturen zusammengefasst. Bei 400 °C ist das anfängliche Reibverhalten vergleichbar zu 200 °C zunächst steigt der ECoF auf 0.55 an und bleibt dann auf diesem hohen Niveau. Im weiteren Verlauf des Versuchs, ab 6 – 8 h hingegen unterscheidet sich das Verhalten zu dem von 200 °C, da der ECoF kontinuierlich bis auf Werte von 0.44 abfällt. Dieser Reibwertrückgang ist auch im Reibverhalten bei 600 °C zu sehen, der im Vergleich zu 400 °C bereits nach 3 h einsetzt und nach 12 h ein leicht niedrigeres Niveau bei 0.41 erreicht. Das Reibverhalten bei 800 °C steht in deutlichem Kontrast zu den niedrigeren Temperaturen, da es bereits mit einem ECoF von 0.4 startet und ein konstantes, stabiles Niveau um diesen Wert über den gesamten Versuch hält. [11]

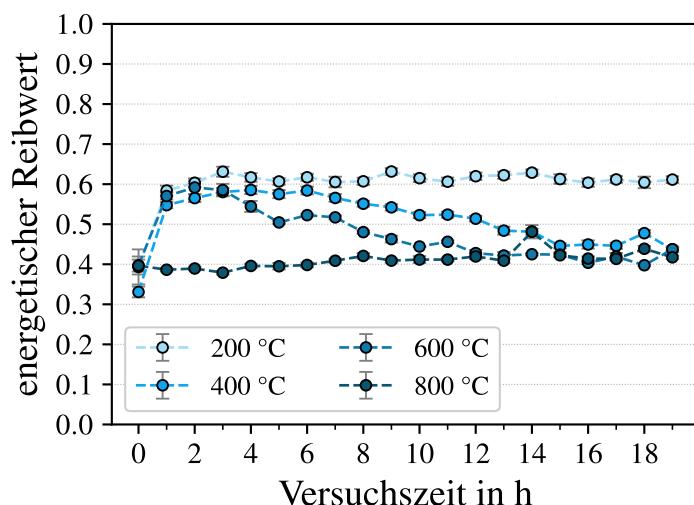


Abbildung 7.15: MP B: Zeitabhängiges Reibverhalten des Systemexperiments bei ausgewählten Temperaturen (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung während der zweiminütigen Reibungsmessung; [11]

Als Übersicht sind in Abbildung 7.16 die Verschleißflächen der Systemprüfkörper nach Versuchen in Luft gegenübergestellt. Dabei ist der Unterschied zwischen den bei 200 & 400 °C zu den bei 600 & 800 °C getesteten Proben gut sichtbar. Im unteren Temperaturbereich sind die Buchsen mit dunkelbraunen bis schwarzen Verschleißpartikeln belegt, was zu einer matten Verschleißfläche führt. Daneben sind vereinzelt abrasive Riefen im metallisch glänzenden Grundmaterial sichtbar. Aber auch die Verschleißflächen der Wellen sind von vielen anhaftenden Verschleißpartikeln gekennzeichnet, die bei 400 °C von vereinzelt ausgebildeten, schwarzen Triboschichten überlagert werden. Im oberen Temperaturbereich dominiert hingegen eine teilflächig ausgebildete, stark reflektierende Triboschicht, die hauptsächlich an den Wellen zu erkennen ist. Aber auch an den Buchsen sind kleinere Bereiche mit dieser Triboschicht zu sehen. Bei 600 °C haften erneut vereinzelt dunkelbraune Verschleißpartikel an, bei 800 °C wird die Oberfläche hingegen durch die starke Oxidation und die daraus entstehende Oxideckschicht gekennzeichnet. [11]

Mit Analysen der verschleißbehafteten Flächenanteilen wurde ein Absinken der Flächenpressung auf Werte von 0,71 MPa ermittelt. Damit findet durch die verschleißbedingte, geometrische Angleichung der Kontaktflächen eine signifikante Reduktion der Pressung von einem initialen, hohen Niveau bei 30 MPa statt.

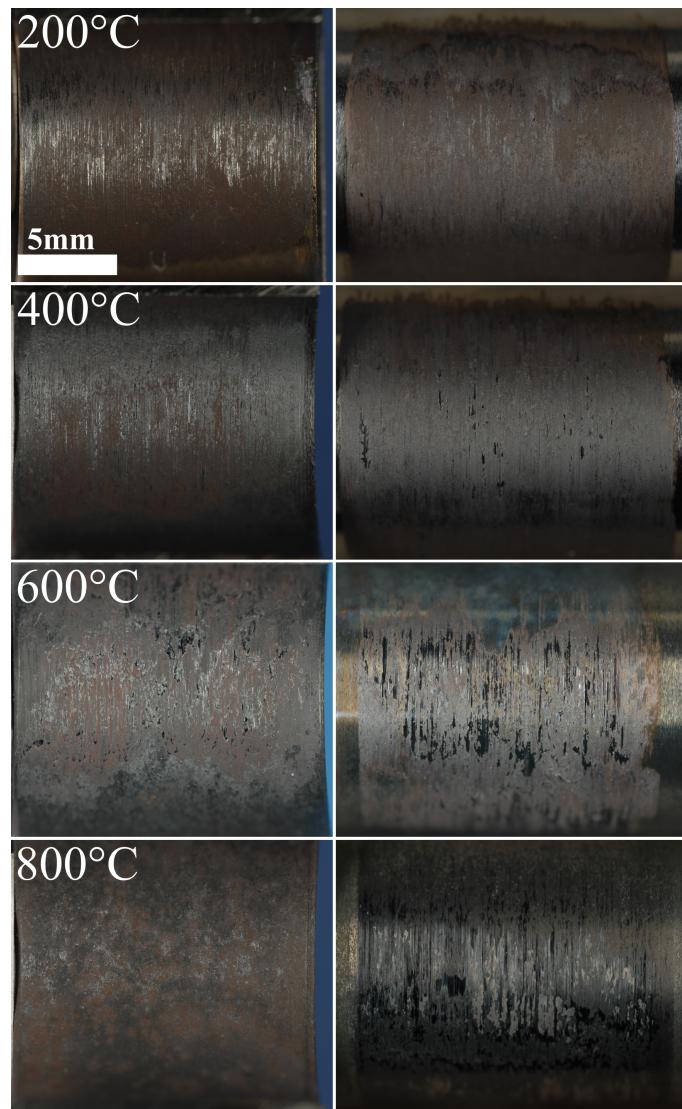


Abbildung 7.16: *MP B*: Fotografische Aufnahmen verschleißbehafteter Probenkörper des **Systemexperiments** (links Buchsen, rechts Wellen) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; alle Bilder haben den gleichen Maßstab; [11]

Zur genaueren Identifikation der wirkenden Verschleißmechanismen sind in Abbildung 7.17 Detailaufnahmen der Buchsenverschleißflächen dargestellt. Bei 200 °C ist die Kontaktfläche von großen, schuppenartigen Materialdeformationen sowie angehäuften Verschleißpartikeln gekennzeichnet, die von bis zu ca. 180 µm breiten abrasiven Furchen in Bewegungsrich-

tung durchzogen sind. Bei 400 °C gehen die großen Schuppen in deutlich kleinere über, die teilweise von einer aufgebrachten, plastisch deformierten Schicht überlagert werden. Abrasive Furchen durchziehen weiterhin die Verschleißfläche. Mit einem weiteren Temperaturanstieg auf 600 °C ist den Bildausschnitt annähernd vollständig von einer ausgebildeten Triboschicht dominiert, die von leicht tieferen Mulden mit anhaftenden Verschleißpartikeln durchzogen ist. Abrasive Spuren sind ab dieser Temperatur nicht mehr zu erkennen. Die Verschleißfläche der Buchse bei 800 °C ist hauptsächlich von einer starken Oxidation und der daraus resultierenden hohen Oberflächenrauheit und inselförmigen Ablösungen der Oxidschicht gekennzeichnet. Nur vereinzelt sind dunklere, höher gelegene Bereiche erkennbar, die eine Überlagerung durch eine Triboschicht zeigen. [11]

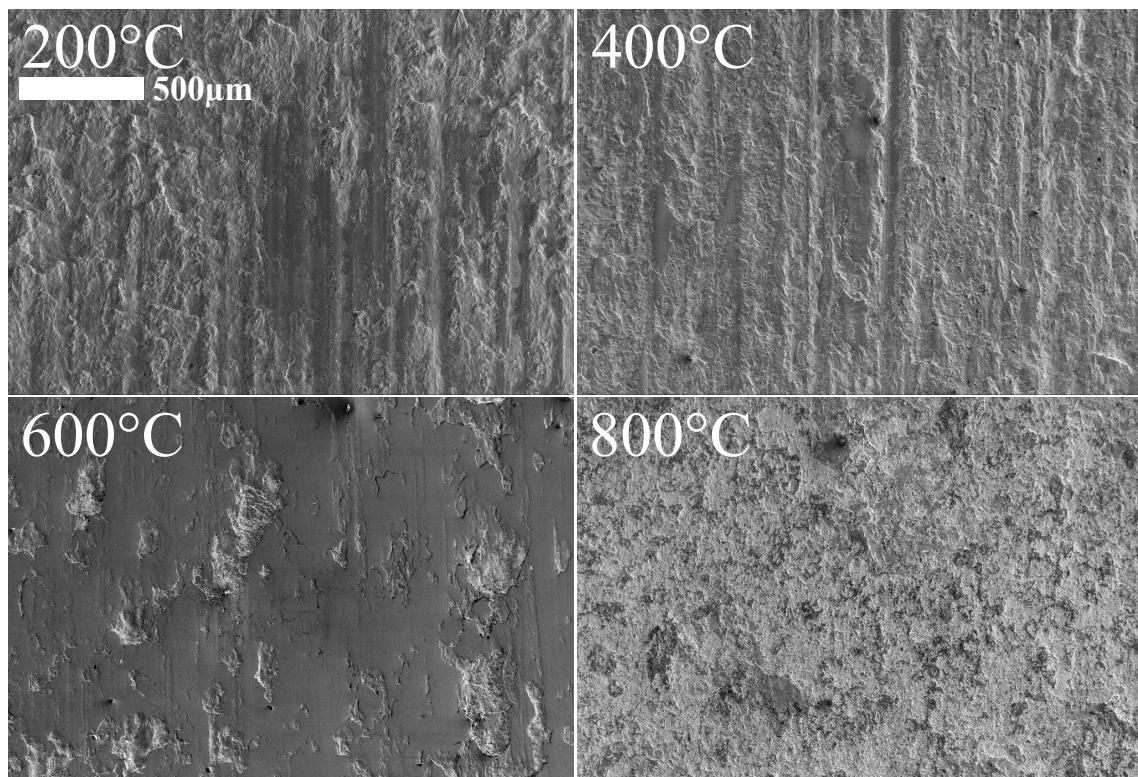


Abbildung 7.17: MP B: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Buchsen** (Systemexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; alle Aufnahmen haben den gleichen Maßstab; [11]

In Abbildung 7.18 sind die Detailaufnahmen der zugehörigen Wellen aufgeführt. Auf der Verschleißfläche der Welle ist bei 200 °C deutlich adhäsiver Materialübertrag von der Buchse zu sehen, der von vielen anhaftenden Verschleißpartikeln begleitet wird. Bei 400 °C ist die Welle ebenfalls mit adhäsivem Materialübertrag belegt, der eine schuppenartige Struktur aufweist und ähnlich wie die Buchse, teilweise von einer aufgebrachten, plastisch deformierten Schicht überlagert wird. Bei 600 °C ist hingegen eine ausgebildete Triboschicht zu sehen, die von einzelnen tieferen Bereichen oder Ausbrüchen durchzogen ist. Bei 800 °C

ist die Wellenverschleißfläche ebenfalls durch eine Triboschicht gekennzeichnet, die sowohl deutliche abrasive Furchen als auch Ablösungen und Bruchkanten aufweist. [11]

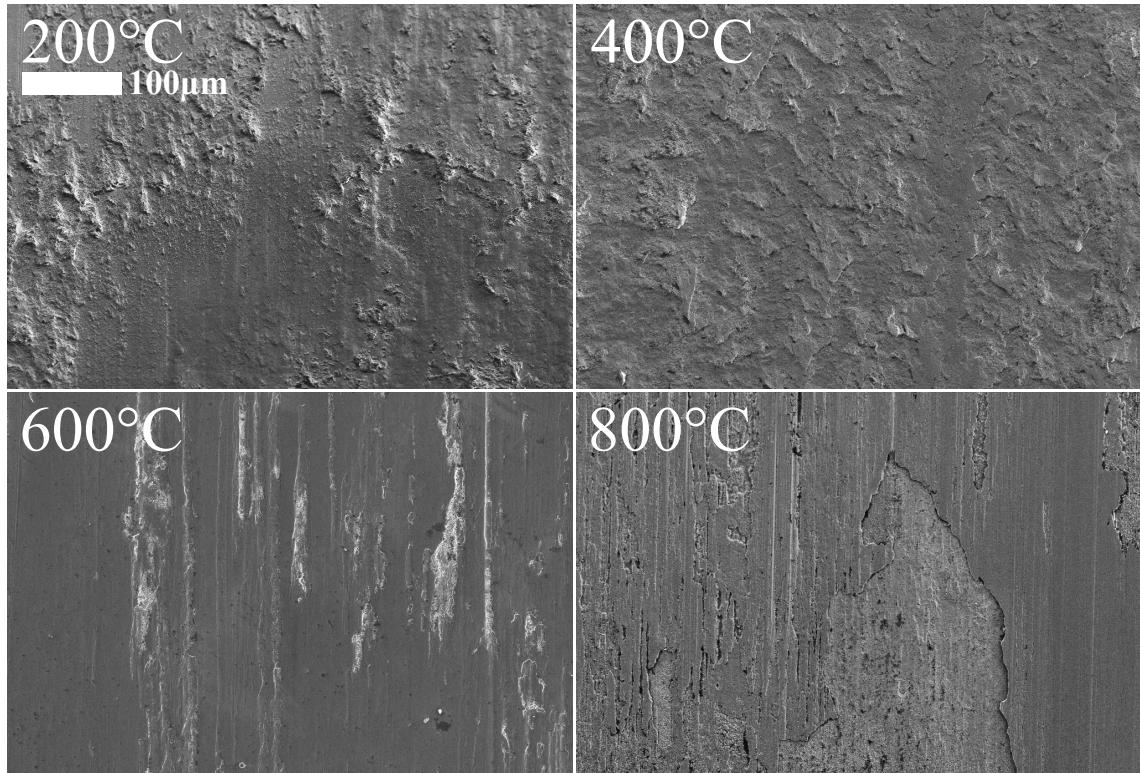


Abbildung 7.18: *MP B*: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Wellen** (Systemexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; alle Aufnahmen haben den gleichen Maßstab; [11]

Um unterschiedliche Oxidationszustände der Materialien im untersuchten Temperaturbereich bis 800 °C zu identifizieren und deren Auswirkung auf das tribologische Verhalten bewerten zu können, wurden die hartverchromten Wellen mittels Raman-Spektroskopie untersucht. Hier werden auszugsweise die Ergebnisse für Proben nach Versuchen bei 600 & 700 °C dargestellt, die jeweils repräsentativ für den darunter liegenden Temperaturbereich bzw. den darüber liegenden Temperaturbereich sind. Die Raman-Spektren, die an drei unterschiedlichen Positionen nach dem tribologischen Versuch bei 600 °C gemessen wurden, zeigen übereinstimmend einen großen Peak bei  $665 \text{ cm}^{-1}$  sowie einen leichten Peak bei  $300 - 320 \text{ cm}^{-1}$ . Diese Positionen sowie die Größenrelationen der Peaks stimmen mit denen von  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  (Magnetit) aus der RRUFF-Datenbank [202] überein. Folglich wird davon aus gegangen, dass hauptsächlich  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  bei Temperaturen bis inkl. 600 °C im tribologischen Kontakt entsteht. Auf der Welle nach einem Versuch bei 700 °C wurde ein signifikant anderes Raman-Spektrum nachgewiesen. Ein großer Peak ist nach wie vor bei  $665 \text{ cm}^{-1}$  zu sehen, ein zweiter jedoch bei  $1320 \text{ cm}^{-1}$ . Weitere kleine Peaks liegen bei  $220, 300, 410, 500$  und  $610 \text{ cm}^{-1}$ . Diese Positionen korrelieren hingegen mit denen von  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (Hämatit) aus der RRUFF-

Datenbank [203]. Da jedoch auch weiterhin ein großer Peak bei  $665\text{ cm}^{-1}$  dominiert, der bei  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  nach [203] nur eine geringe Ausbildung hat, wird davon ausgegangen, dass das vorliegende Oxid eine Mischung aus  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  und  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  ist, deren Spektren sich überlagern. [11]

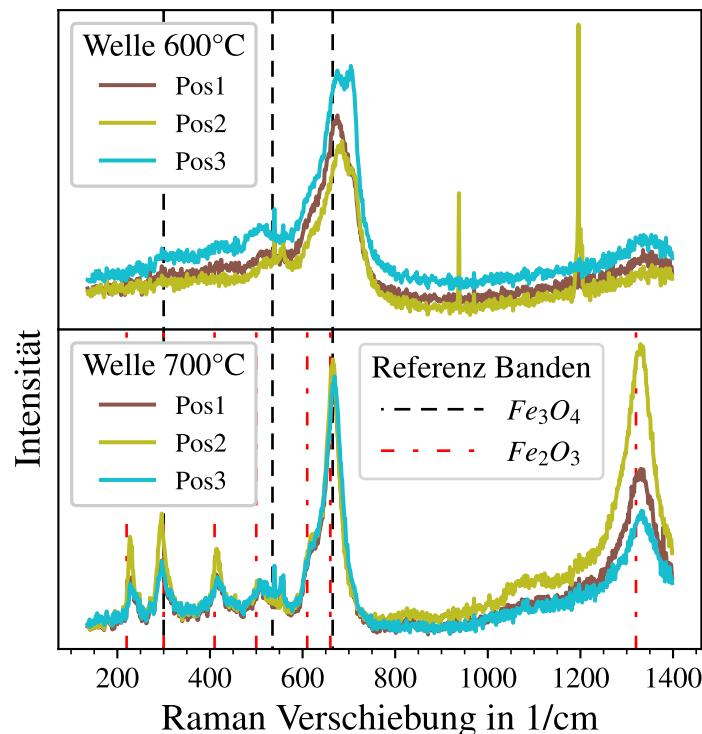


Abbildung 7.19: MP B: Raman-Spektren des Verschleißbereichs der Wellen an unterschiedlichen Positionen nach isothermen Versuchen bei  $600$  &  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  in Luft; [11]

Diese Analysen legen nahe, dass der ab  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  einsetzende signifikante Rückgang des Reibwerts auf einen Wechsel der sich bildenden Oxide und damit auch deren Gitterstruktur sowie mechanischen Eigenschaften zurückzuführen ist. Die bei  $500$  -  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  gebildete Triboschicht wirkt zwar verschleißmindernd, da diese aus  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  besteht, ist die Reibung weiterhin auf hohem Niveau. Erst ab  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  entsteht ein nachweisbarer Anteil an  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , der neben den guten Verschleißeigenschaften auch zu einem niedrigen Reibniveau führt. [11]

Zur detaillierten Analyse der Materialzusammensetzungen im Kontaktbereich, wurden sowohl an Wellen als auch an Buchsen in  $200\text{ K}$  Schritten XPS-Analysen durchgeführt. Die Tiefenprofile der Probenkörper wurden in der Abbildung 7.20 zusammengefasst, indem die chemischen Anteile in einer Tiefe zwischen  $250$  und  $350\text{ }\mu\text{m}$  gemittelt und über die entsprechende Versuchstemperatur aufgetragen wurden.

Bemerkenswert ist, dass die chemische Zusammensetzung des anhaftenden Materialübertrags bzw. der gebildeten Triboschicht an der Welle sich bis  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  nicht verändert. Da nur ein minimaler Chromanteil und ein deutlicher Nickelanteil, das als Legierungselement ausschließlich im Buchsenmaterial vorkommt, nachgewiesen wurde, ist damit der Material-

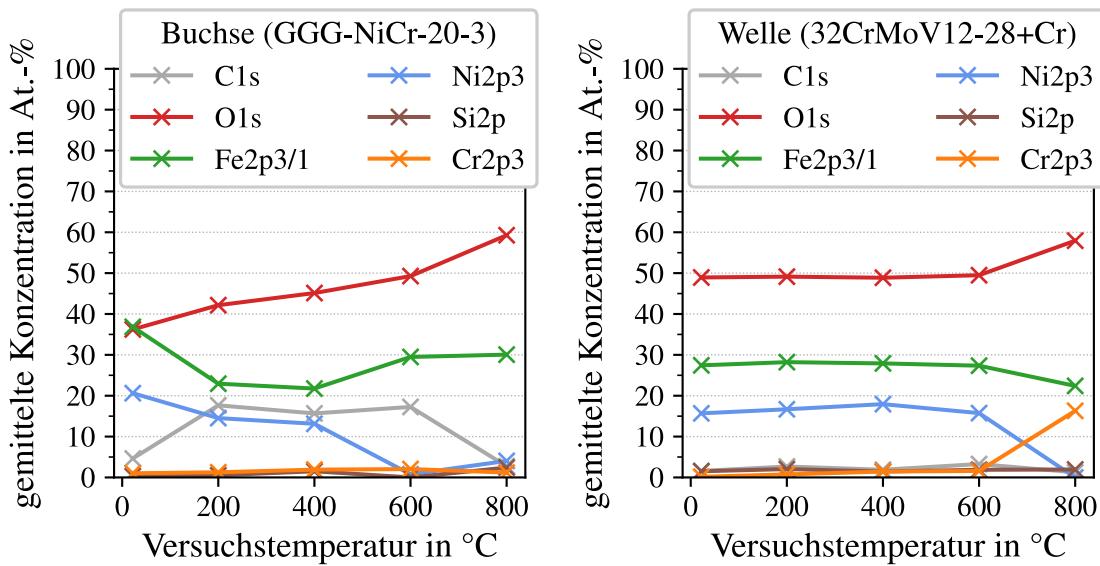


Abbildung 7.20: MP B: Elementkonzentrationen der XPS-Profile gemittelt zwischen 250 - 350 nm Tiefe, gemessen an verschleißbehafteten Probenkörpern (Systemexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; [11]

übertrag auf die Wellen auch chemisch nachgewiesen. Dieser Materialübertrag besteht zu 49 At.-% aus Sauerstoff, zu ca. 28 At.-% aus Eisen, zu 15-18 At.-% aus Nickel und aus geringen Mengen Silizium und Kohlenstoff. Bei Versuchen bei 800 °C steigt der Anteil an Chrom deutlich an, was auf einen nicht vollflächig ausgebildete Triboschicht zurückzuführen ist, da bei diesem Tiefenverlauf auch an der Oberfläche ein vergleichbarer Anteil an Chrom gemessen wurde. Außerdem steigt der Sauerstoffanteil signifikant auf 63 At.-% an und wird von einem Rückgang des Eisenanteils auf 17 At.-% begleitet. Dieses Ergebnis stützt die zuvor gewonnenen Erkenntnissen aus den Raman-Spektren, dass oberhalb 600 °C ein Wechsel der Oxidationsstadien von  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  zu  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  stattfindet, die im tribologischen Kontakt erzeugt werden und diesen signifikant beeinflussen. Der Anteil an Nickel sinkt bei 800 °C auf annähernd 0 At.-%. [11]

Die oberflächennahen chemischen Zusammensetzungen an der Buchse zeigen ein komplexeres, fluktuierenderes Temperaturverhalten. Der Sauerstoffgehalt steigt zwischen RT - 600 °C leicht, aber konstant an und nimmt bei 800 °C nochmals deutlich zu. Auch dieses Ergebnis bekräftigt den zuvor erörterten Wechsel der Oxidationszustände von  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  zu  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  oberhalb von 600 °C. Der Eisenanteil sinkt im von adhäsivem Materialübertrag auf die Welle dominierten Temperaturbereich bis 400 °C von 37 auf 22 At.-% ab. Auch an der Buchse wurde der zuvor festgestellte, temperaturbedingte Rückgang des Nickelanteils nachgewiesen. Vor allem bei 600 °C wurde nur ein minimaler Anteil an Nickel gemessen, aber auch bei 800 °C wurden nur 6 at.% festgestellt. Der gemessene Kohlenstoffanteil, der im Temperaturbereich zwischen 200 - 600 °C höhere Werte annimmt, wird hauptsächlich auf Verunreinigungen und Reinigungsrückstände zurückgeführt. Die Rückstände sind insbesondere in den porösen Materialanhaltungen und Partikelansammlungen zu finden, welche in diesem

Temperaturbereich auftreten. Die niedrigen Anteile der Legierungselemente Silizium und Chrom zeigen nur geringe Veränderungen für die unterschiedlichen Versuchstemperaturen. [11]

### 7.2.2 Normalkrafteinfluss

Zur Untersuchung des Normalkrafteinflusses auf das tribologische Verhalten im Systemexperiment, wurden zusätzliche Versuche bei 200 °C und 480 & 720 N durchgeführt. Die Reibungs- und Verschleißwerte sind in Abbildung 7.21 den bei 240 N ermittelten und zuvor ausführlich beschriebenen Ergebnissen gegenübergestellt. Wie zu erwarten wird auch bei höheren Normalkräften das Verschleißverhalten ausschließlich von der Buchse bestimmt, die hartverchromte Welle zeigt minimale Werte, die im Diagramm nicht zu erkennen sind. Interessanterweise wurde das größte Verschleißvolumen nicht bei der höchsten Normalkraft ermittelt, sondern tritt im mittleren Bereich auf. Die Reibung zeigt keinen signifikanten Normalkrafteinfluss und liegt auf einem ähnlichen Niveau zwischen 0,55 - 0,6.

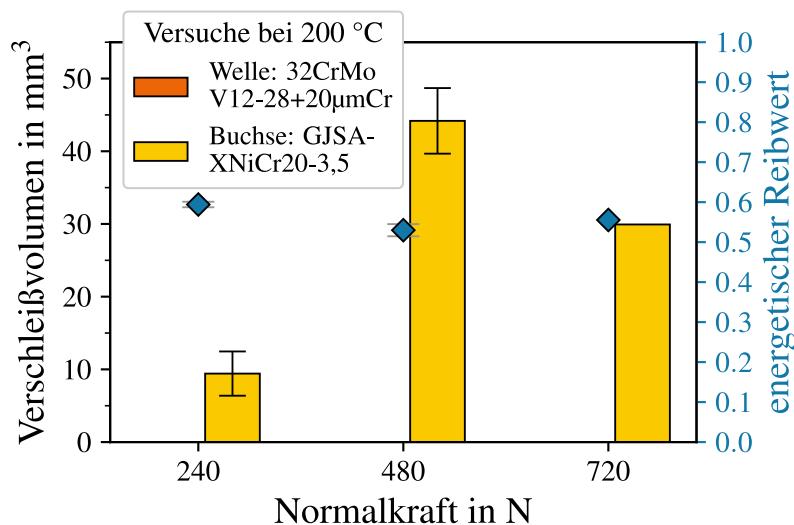


Abbildung 7.21: MP B: Normalkraftabhängiges Reib- und Verschleißverhalten des **System-experiments** bei 200 °C (240/480/720 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

Die Verschleißflächen der Buchsen zeigen bei den beiden höheren Normalkräften schuppenartige Materialdeformationen, angehäufte Verschleißpartikel, sowie tiefe abrasive Furchen. Die Wellen sind normalkraftübergreifend von starkem Materialübertrag gekennzeichnet, der

in schuppenartigen Strukturen auf der Chromschicht anhaftet. Die Verschleißcharakteristika der beiden höheren Normalkräfte sind damit vergleichbar zu den zuvor dargestellten Ergebnissen bei niedriger Normalkraft (vgl. Abbildung 7.17 & 7.18).

### 7.2.3 Atmosphäreneinfluss

In diesem Kapitel werden die in der Abgasatmosphäre ermittelten Ergebnisse des Systemexperiments vorgestellt und denen in Luft gegenübergestellt. Im Diagramm 7.22 sind die atmosphärenabhängigen Reibungs- und Verschleißwerte aufgeführt. Bis einschließlich 600 °C sind keine markanten Unterschiede zwischen den Atmosphären ersichtlich, bei 200 °C wur-

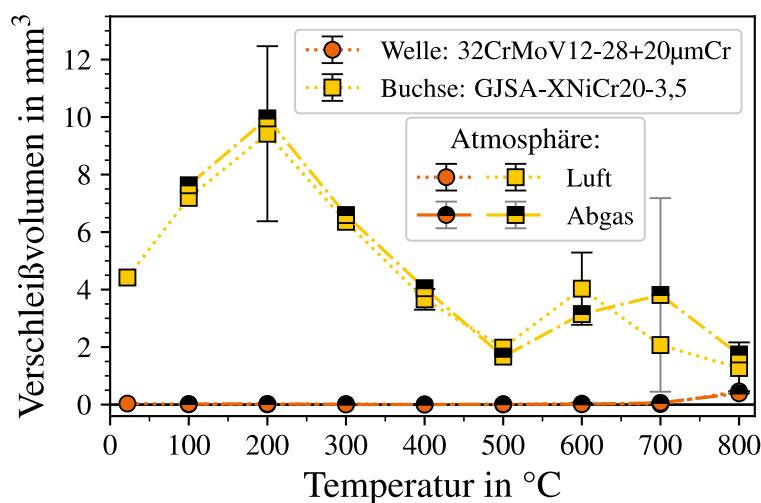


Abbildung 7.22: MP B: Temperatur und atmosphärenabhängiges Verschleißverhalten des **Systemexperiments** (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen der Welle mit orangen Kreisen und der Buchse mit gelben Quadraten dargestellt, halbseitig schwarze Markierungen symbolisieren Verschleißergebnisse von Versuchen in Abgas statt in Luft; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [11]

den der höchste Verschleiß gemessen, ab 500 °C liegt der Verschleiß auf einem niedrigen Niveau. Erst ab 700 °C treten Unterschiede zwischen den Atmosphären auf. Sowohl der mittlere Verschleiß der Buchse in Abgas liegt deutlich oberhalb des Wertes in Luft als auch die Standardabweichung der drei Versuche in Abgas ist deutlich größer als die bei 600 oder 800 °C in Luft ermittelten. Dies ist beides auf einen Versuch zurückzuführen, der in der Mitte der Buchse einen sehr hohen Verschleißwert aufweist, da hier ein 0,5-1 mm großer Materialbereich aus der Buchse ausgebrochen ist und an der Welle haftet. Dieses Phänomen ist auch in den nachfolgenden Bildern 7.26 und 7.25 dargestellt. Außerdem sind bei diesen Bedingungen zwei Versuche abgebrochen, da sich die Kontaktkörper verklemmt haben und die Drehmomentbegrenzung ausgelöst wurde. Dieser Versuchsabbruch trat bei keinen

anderen Versuchsbedingungen auf und ist damit nicht als normales Verhalten der Kontaktpaarung einzustufen. Auch bei 800 °C liegt der Verschleiß in Abgasatmosphäre leicht über dem in Luft und ist auf kleine Materialausbrüche an der Buchse zurückzuführen. Auch dieser Versuch in Abgas musste wiederholt werden, weil sich Welle und Buchse während des Versuchs verklemmten. [11]

Die temperaturabhängigen Reibwerte sind für beide Atmosphären in Diagramm 7.23 gegenübergestellt. Ähnlich wie das Verschleißverhalten, wird auch das Reibverhalten im unteren Temperaturbereich bis 400 °C nicht durch die Abgasatmosphäre verändert. Erst zwischen 500 – 700 °C ist ein signifikant höheres Rebniveau in Abgas als in Luft festzustellen. Bei 800 °C wird hingegen auch in Abgas das niedrige Rebniveau der Versuche in Luft reproduziert. [11]

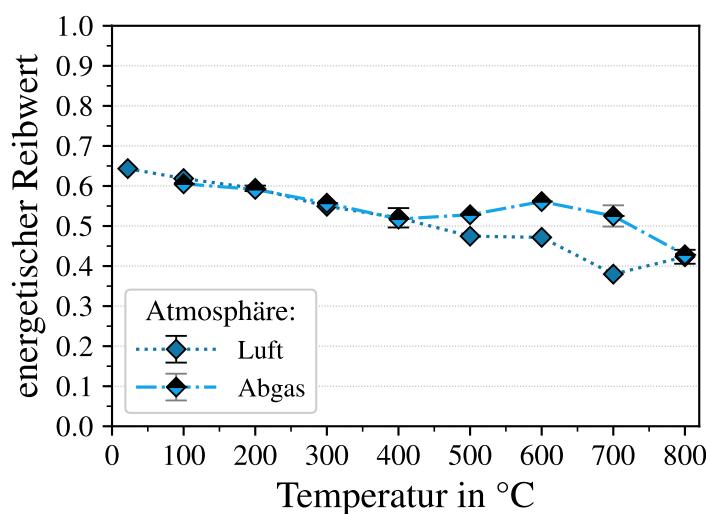


Abbildung 7.23: MP B: Temperatur und atmosphärenabhängiges Reibverhalten des anwendungsnahen **Systemexperiments** (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); dunkelblaue und hellblaue Rauten entsprechen dem mittlerem ECoF in Luft oder in Abgas, Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [11]

Um die Reibungsunterschiede zwischen den Atmosphären klarer herauszuarbeiten, sind in Abbildung 7.24 die Reibverläufe während der zweiminütigen Reibungsmessung zu unterschiedlichen Versuchszeiten dargestellt. Am Anfang dieses beispielhaft ausgewählten Versuchs bei 700 °C in Abgasatmosphäre startet der ECoF auf einem unruhigen Niveau von ca. 0,4 und erreicht nach 2-3 h ein stabiles und konstantes Level um 0,55, das fast über die gesamte restliche Versuchszeit vorherrscht. Es gibt jedoch zwei Zeitpunkte, nach 6 und 19 h, bei dem die Reibung signifikant von diesem stabilen Verhalten abweicht, stark schwankt und Reibwerte von 0,67 erreicht werden. Folglich geht die in der Abgasatmosphäre beobachtete Reibungserhöhung auch mit einem deutlich unruhigerem Zeitverhalten einher, das ein Charakteristikum der festgestellten adhäsiven Materialausbrüche ist. [11]

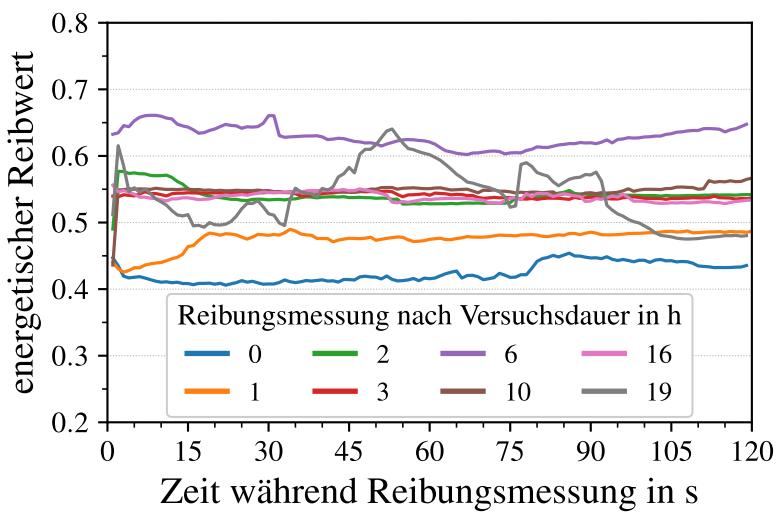


Abbildung 7.24: MP B: Zeitabhängiges Reibverhalten des **Systemexperiments** bei 700 °C in Abgas (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Darstellung des Verlaufs der zweiminütigen Reibungsmessung zu unterschiedlichen Versuchszeiten; [11]

Diese adhäsiven Materialausbrüche der Systemexperimente in Abgas bei 700 °C sind in den Abbildungen 7.26 und 7.25 für Welle und Buchse in einer Makro- bzw. REM-Aufnahme visualisiert. Zu Vergleichszwecken sind diese den Verschleißflächen von Versuchen in Luft gegenübergestellt. An der Welle sind sowohl eine deutlich stärkere abrasive Furchung des

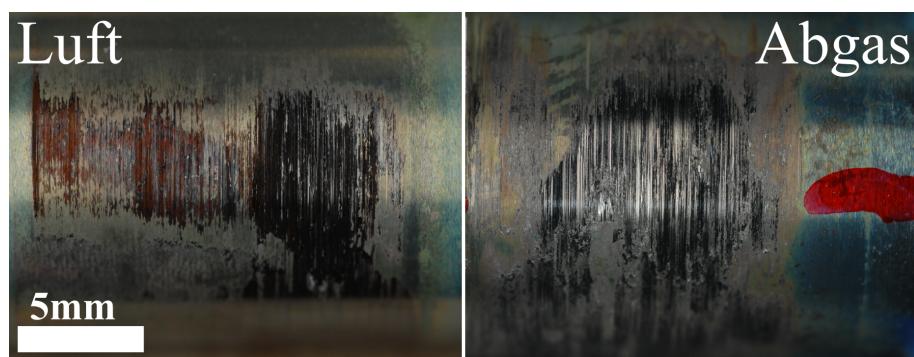


Abbildung 7.25: MP B: Fotografische Aufnahmen verschleißbehafteter **Wellen** nach Versuchen bei 700 °C in Luft und Abgas; beide Bilder haben den gleichen Maßstab; [11]

Glazelayers in Abgas als auch große raue Bereiche, teilweise mit inselförmigen Anhaftungen erkennbar. Die Triboschicht in Luft zeigt hingegen ein wesentlich homogeneres Erscheinungsbild, bei dem keine Anhaftungen oder raue Bereiche vorhanden sind. In Abbildung 7.25 der Buchsen sind diese adhäsiven Materialausbrüche detaillierter sichtbar. Die Buchse in Abgas zeigt zwei 600 - 800 µm große Materialausbrüche, die wieder auf der Buchsenoberfläche anhaften, von einer Triboschicht bedeckt sind und von deutlich sichtbaren, bis zu

200 µm tiefen Furchen in Bewegungsrichtung begleitet werden. Die restliche Kontaktfläche weist nur in den höheren Bereichen einen Tribolayer auf. Die in Luft getestete Buchse zeigt hingegen eine einheitliche, zusammenhängende Triboschicht, die nur vereinzelt durch 50 - 80 µm breite Riefen unterbrochen ist. [11]

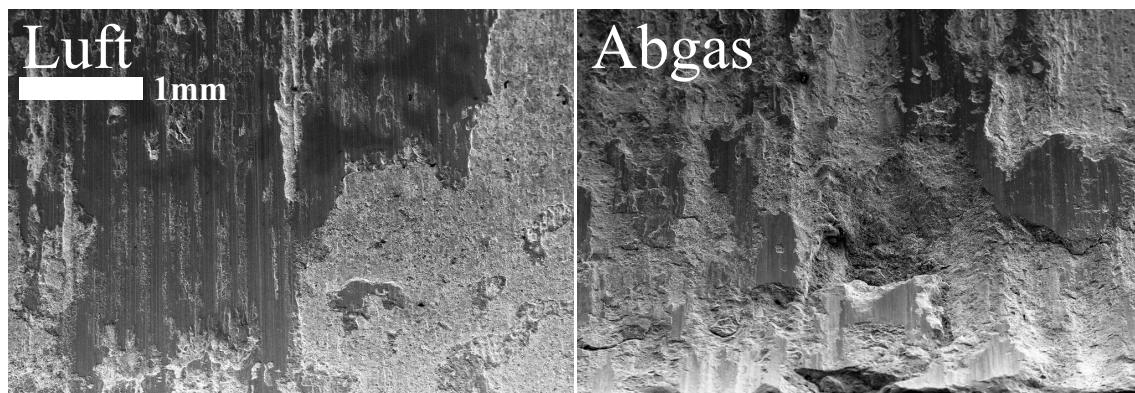


Abbildung 7.26: MP B: REM-Detailaufnahmen der **Wellenverschleißflächen** (Systemexperiment) nach Versuchen bei 700 °C in Luft und Abgas; beide Aufnahmen haben den gleichen Maßstab; [11]

Weiterhin ist in Abbildung 7.27 ein ungeätzter metallurgischer Querschliff einer in Abgas bei 700 °C getesteten Buchse sowie eine Referenz in Luft dargestellt. In Luft ist die tri-

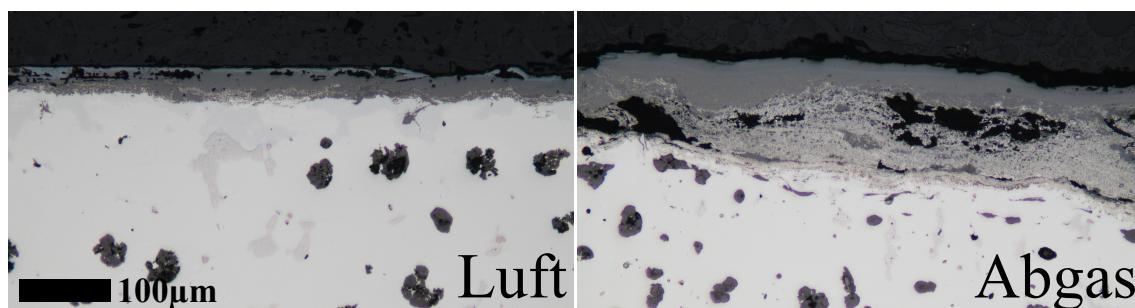


Abbildung 7.27: MP B: Lichtmikroskopische Aufnahmen metallurgischer Querschliffe an verschleißbehafteten **Buchsen** (Systemexperiment) nach Versuchen bei 700 °C in Luft und Abgas; beide Aufnahmen haben den gleichen Maßstab; [11]

bologisch belastete Buchsenoberfläche von einer dunkler dargestellten, anhaftenden Oxidschicht gekennzeichnet, die Tiefen von bis zu 27 µm einnimmt. Diese Schicht ist von Poren durchsetzt und besteht aus zwei farblich unterschiedlichen Bereichen. In zunehmender Tiefe wird diese Oxidschicht von einer Übergangsschicht abgelöst, die sowohl dunkle, oxidierte Bereiche, als auch helle Materialbereiche aufweist. Unterhalb von 40 µm dominiert die ursprüngliche Materialstruktur mit Kugelgraphit. Die in Abgas belastete Buchsenoberfläche

weist eine signifikant größere Oxidschicht auf, die bis zu 100 µm in die Tiefe reicht. Dabei sind ebenfalls farblich unterschiedliche Bereiche zu erkennen. Beim direkten Vergleich ist gut erkennbar, dass hauptsächlich der Übergangsbereich mit dunklen, aber auch hellen Stellen in Abgas signifikant größer ausgebildet ist und eine größere Anzahl an Poren aufweist. Weiterhin sind im angrenzenden Grundmaterial schmale, lange Graphitkörper sichtbar, die auf eine starke plastische Deformation des Grundmaterials schließen lassen. [11]

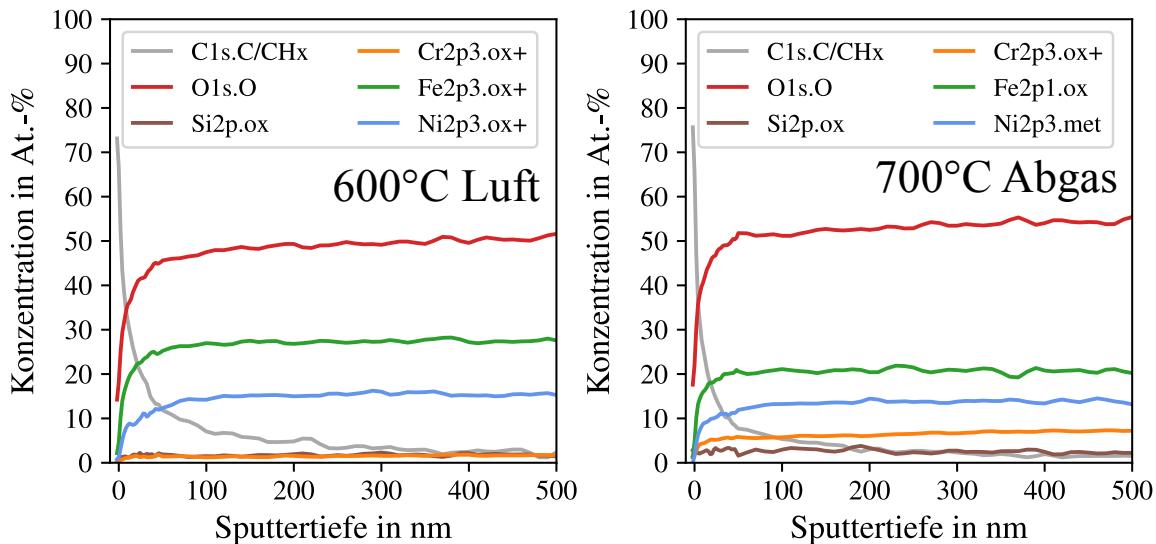


Abbildung 7.28: MP B: XPS-Tiefenprofile gemessen an verschleißbehafteten Wellen (Systemexperiment) nach Versuchen bei 600 bzw. 700 °C in Luft (links) und in Abgas (rechts); [11]

Zur chemischen Charakterisierung wurden XPS-Tiefenprofile an den bei 700 °C in Abgas getesteten Kontaktkörpern ermittelt, die auszugsweise für die Welle in Abbildung 7.28 dargestellt ist. Als Vergleichsbasis ist außerdem eine XPS-Messung einer bei 600 °C in Luft getesteten Welle aufgeführt. Auf der einen Seite sind bei dem Versuch in Abgas ein um 5 - 6 At.-% höherer Chromanteil im Vergleich zu Luft nachgewiesen worden. Dieser Unterschied wird auf unterschiedliche Bedeckungsbereiche der Triboschicht zurückgeführt. Auf der anderen Seite zeigt die Tiefenzusammensetzung in Abgas ein um 9 - 10 At.-% höheren Sauerstoffanteil, sowie ein um 10 - 12 At.-% niedrigeren Eisenanteil als in Luft. Diese Verschiebung wird mit dem bei diesen Temperaturen nachgewiesenen Wechsel der Oxidationsstufen des Eisens von  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  zu  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  begründet (vgl. Kapitel 7.2.1). [11] Weiterhin wurden Raman-Spektren an unterschiedlichen Positionen in der Verschleißfläche der Wellen nach einem Versuch bei 700 °C in Abgas gemessen. Sie zeigen ein mit Abbildung 7.19 (700 °C) vergleichbaren Verlauf. Dies deutet auf eine vergleichbare Oxidationsstufe der Eisenoxide in beiden Atmosphären hin, bestehend aus einer Mischung von  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  und  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ .

## 7.3 Systemexperiment mit geschlitzter Buchse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse vorgestellt, die mit geschlitzten Buchsen im Systemexperiment ermittelt wurden. Dabei wird zunächst auf den Temperatureinfluss und im Anschluss auf den Atmosphäreneinfluss eingegangen.

### 7.3.1 Temperatureinfluss

Um den Einfluss der Kontaktgeometrie und vor allem den eines erhöhten Partikelauswurfs auf die temperaturabhängigen, tribologischen Mechanismen zu untersuchen, wurden bei 200 & 700 °C Systemexperimente mit geschlitzten Buchsen durchgeführt. Die Versuchstem-

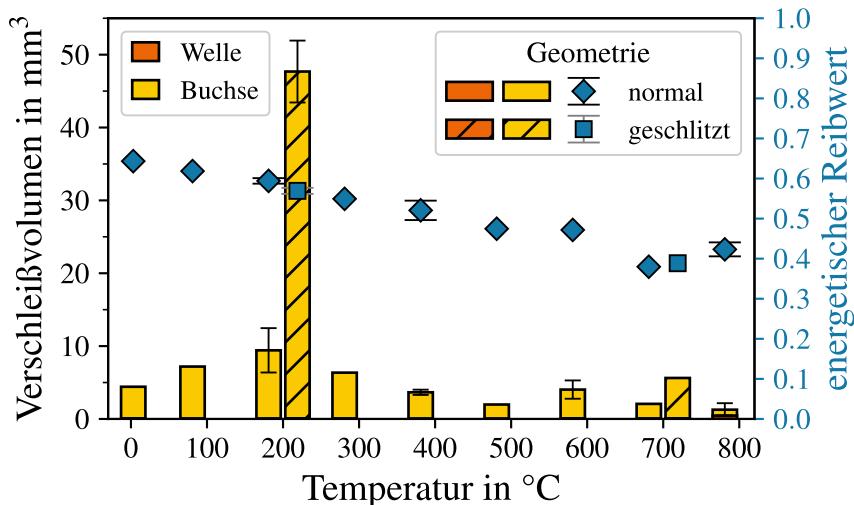


Abbildung 7.29: MP B: Temperaturabhängiges Reibungs- und Verschleißverhalten des anwendungsnahen **Systemexperiments** mit **unterschiedlichen Kontaktgeometrien** (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten/Quadraten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen/Marker zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [11]

peratur von 200 °C wurde ausgewählt, da bei dieser Temperatur der höchste Verschleißwert mit den normalen Buchsen ermittelt wurde und vor allem weil hier ein adhäsives Verschleißregime mit hoher Partikelerzeugung vorherrscht. Die Temperatur von 700 °C wurde wegen der Ausbildung einer verschleiß- und reibungsmindernden Triboschicht gewählt. In Abbildung 7.29 sind die mit geschlitzten Buchsen ermittelten Verschleiß- und Reibwerte denen mit normalen Buchsen gegenübergestellt, um den Unterschied der Kontaktgeometrie gegenüber thermisch bedingten Unterschieden herauszuarbeiten.

Es ist direkt erkennbar, dass durch die eingebrachten Schlitze bei 200 °C ein signifikanter

Verschleißanstieg um das Fünffache an der Buchse ausgelöst wird, der wesentlich größer ausfällt als die temperaturbedingten Verschleißveränderungen. Das minimale Verschleißniveau an der Welle wird durch die zusätzlichen Schlitze in der Buchse nicht verändert. Die Reibung sinkt hingegen leicht von einem Niveau bei 0.59 mit normalen Buchsen auf ein Niveau von 0.57 mit Schlitzten. Bei 700 °C kommt es durch die eingebrachten Schlitze ebenfalls zu einer Verschleißerhöhung im Vergleich zu den normalen Versuchen. Wird hingegen das Niveau bei 200 °C berücksichtigt, wurde auch mit geschlitzten Buchen ein signifikanter Verschleiß- und Reibungsrückgang durch eine Temperaturerhöhung auf 700 °C ermittelt. [11]

In Abbildung 7.30 ist die zeitliche Entwicklung des Verschleißes und der Reibung eines exemplarischen Versuchs mit geschlitzter Buchse bei 200 °C in Luft dargestellt. Die initial niedrige Reibung erreicht bereits nach der ersten Stunde ein stabiles Niveau von 0,55, das sich im Laufe der restlichen Versuchszeit zu leicht höheren Werten um 0,6 verschiebt. Weiterhin wurde ein annähernd linearer Verschleißanstieg mit der Versuchszeit aufgezeichnet, der keine Rückschlüsse auf ein sich gebildetes Partikelbett in der ersten Stunde durch ein entsprechendes Ausfahren des Zylinders erlaubt. Durch die verschleißbedingte Anpassung der Kontaktbereiche beträgt die geometrische Flächenpressung nach den Versuchen 1,11 MPa. [11]

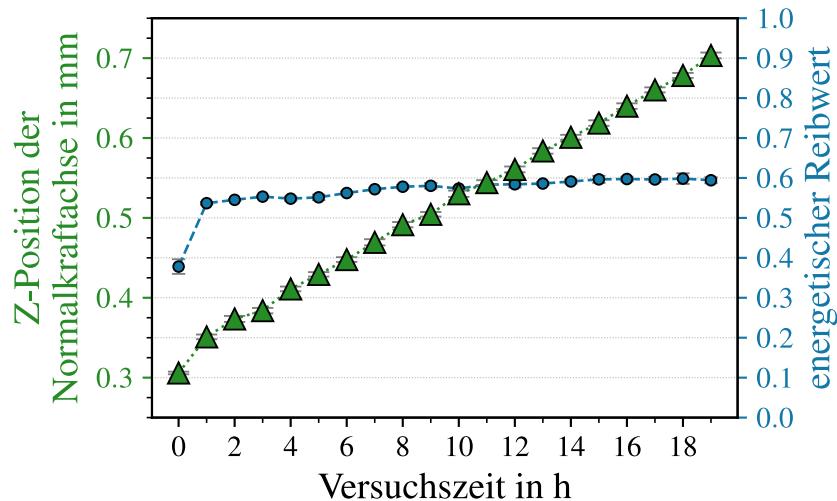


Abbildung 7.30: MP B: Zeitabhängiges Reib- und Verschleißverhalten des **Systemexperiments mit geschlitzter Buchse** bei 200 °C (240 N, 14,4°, 15 Hz, 19 h); Verschleiß anhand der Z-Position des Normalkraftzylinders abschätzbar; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung während der zweiminütigen Reibungsmessung; [11]

Um die dominierenden tribologischen Mechanismen zwischen den Versuchen mit Standardbuchsen und geschlitzten Buchsen vergleichen zu können, wurden in Abbildung 7.31 die Verschleißflächen mit je zwei unterschiedlichen Vergrößerungen gegenübergestellt. Die zwei linken Bilder zeigen die normalen Buchsen, welche durch 100 - 200 µm breite Riefen

in Bewegungsrichtung, große, schuppenartig deformierte Materialkörner an der Oberfläche sowie angehäuften Verschleißpartikeln charakterisiert sind. Vor allem die anhaftenden Partikel, aber auch abrasive Spuren am Grund der Furchen sind bei höherer Vergrößerung gut zu erkennen. Die beiden rechten Bilder sind an den geschlitzten Buchsen aufgenommen. Die Schlitze sind bei geringer Vergrößerung eindeutig sichtbar, werden jedoch durch die plastische Deformation des Buchsenmaterials gegenüber dem initialen Zustand verkleinert. Hier ist ein leicht verändertes Verschleißbild sichtbar, die Oberfläche ist zwar weiterhin von abrasiven Furchen und leichten plastischen Deformationen gekennzeichnet, die jedoch deutlich schmäler ( $15 - 20 \mu\text{m}$ ) und weniger tief sind. Weiterhin sind nur kleine, anhaftende Verschleißpartikel zu sehen, welche keine schuppenartigen Formen mehr einnehmen und generell weniger vorhanden zu sein scheinen. Beim Vergleich des anhaftenden Materialübertrags auf die Chromschicht der Wellen fällt auf, dass dieser bei geschlitzten Buchsen von wesentlich kleineren Partikeln gekennzeichnet ist. [11]

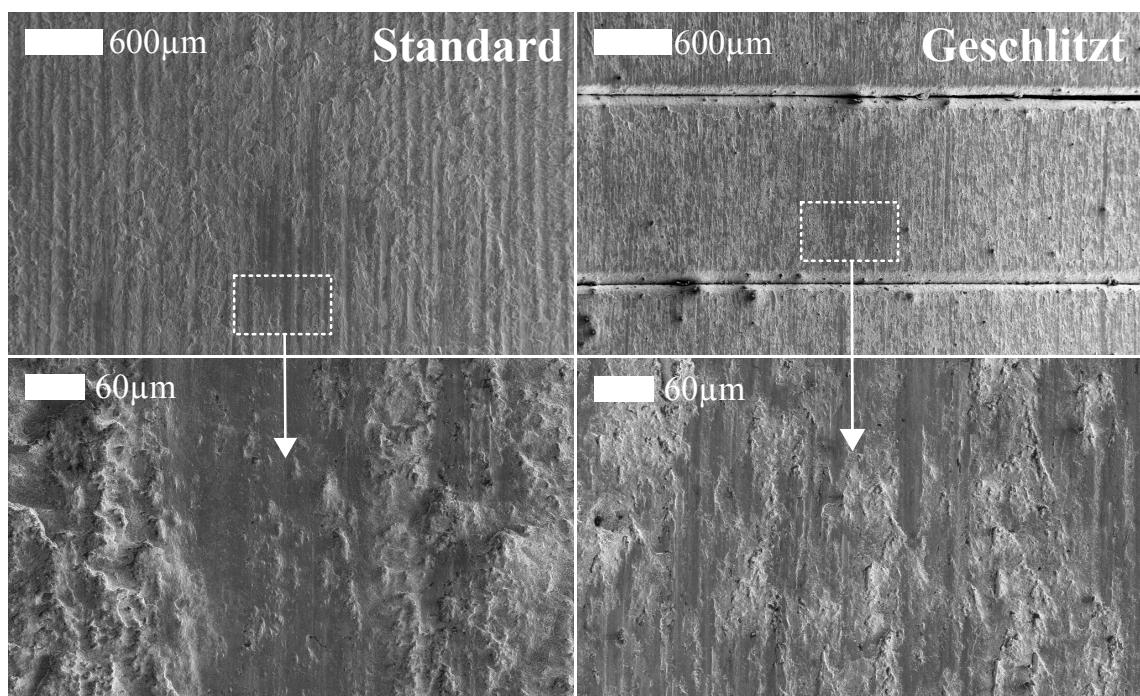


Abbildung 7.31: MP B: REM-Detailaufnahmen der **Buchsenverschleißflächen** nach Versuchen bei  $200^\circ\text{C}$  mit normaler und geschlitzter Buchse in Luft; [11]

Die bei  $700^\circ\text{C}$  mit geschlitzter Buchse getestete Welle ist in Abbildung 7.32 einer mit normaler Buchse gepaarten Welle gegenübergestellt. Beim Vergleich der Verschleißflächen wird ersichtlich, dass die eingebrachten Schlitze in der Kontaktgeometrie die Ausbildung der Triboschicht bei dieser Temperatur nicht beeinträchtigt. Auch die geschlitzte Buchse als Gegenkörper zeigt diese teilflächig ausgebildete Triboschicht, weshalb im oberen Temperaturbereich mit der geschlitzten Kontaktgeometrie die gleichen tribologischen Mechanismen nachgewiesen wurden, welche bei der normalen Kontaktgeometrie auftreten.

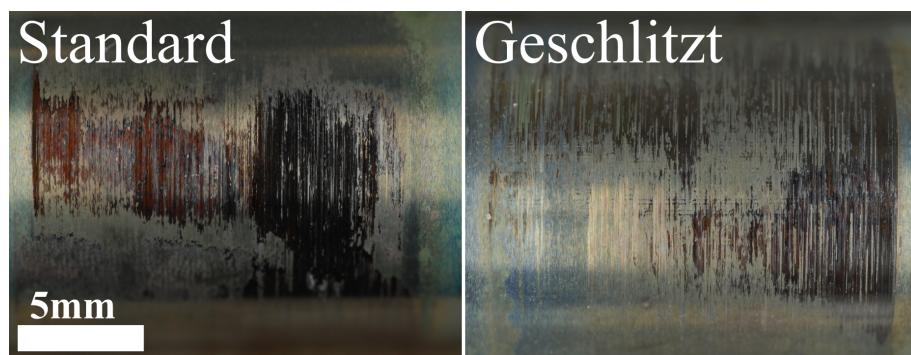


Abbildung 7.32: MP B: Fotografische Aufnahmen verschleißbehafteter **Wellen** nach Versuchen bei 700 °C in Luft mit normaler und geschlitzter Buchse; beide Bilder haben den gleichen Maßstab

### 7.3.2 Normalkrafteinfluss

In Anlehnung an Kapitel 7.2.2 wurde mit den geschlitzten Buchsen ebenfalls bei 200 °C der Normalkrafteinfluss analysiert. Die ermittelten Reibungs- und Verschleißwerte sind in Abbildung 7.33 über der Normalkraft aufgetragen. Das Verschleißverhalten wird mit den geschlitzten Buchsen ausschließlich von der Buchse dominiert, die hartverchromten Wellen

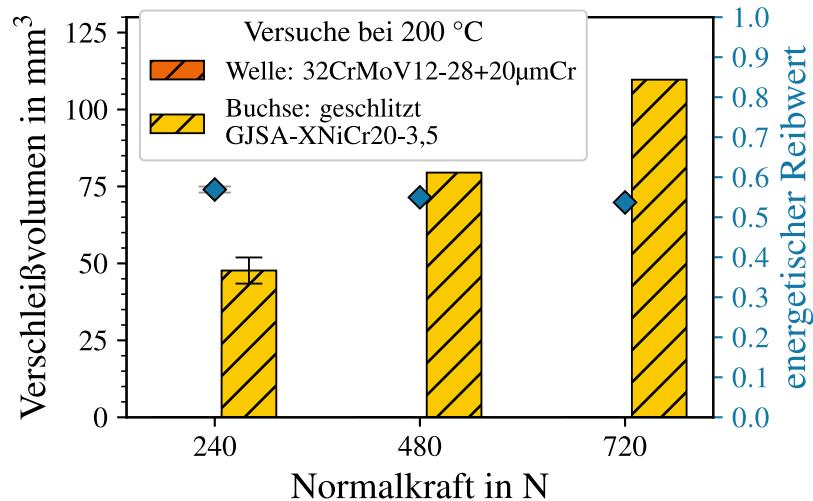


Abbildung 7.33: MP B: Normalkraftabhängiges Reib- und Verschleißverhalten des **Systemexperiments mit geschlitzter Buchse** bei 200 °C (240/480/720 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen/Marker zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

zeigen nur minimalen Verschleiß. Mit steigender Normalkraft wurde ein annährend linearer Verschleißanstieg ermittelt, die Reibung wird hingegen nicht signifikant durch die Normalkraft beeinflusst. Die Verschleißflächen nach Versuchen mit höheren Normalkräften zeigen vergleichbare Charakteristika wie bei der niedrigen Normalkraft (vgl. Abbildung 7.31), also abrasive Riefen und kleine, anhaftende Verschleißpartikel, weshalb auf eine erneute Darstellung verzichtet wird.

### 7.3.3 Atmosphäreneinfluss

Um den Einfluss der Abgasatmosphäre auf das tribologische Verhalten des Systemexperiments mit geschlitzten Buchsen zu analysieren, wurden bei 200 & 700 °C zusätzliche Versuche in Abgas durchgeführt. In Abbildung 7.34 sind die Ergebnisse in Luft und in Abgas der normalen Versuche und der Versuche mit geschlitzten Buchen zusammengefasst.

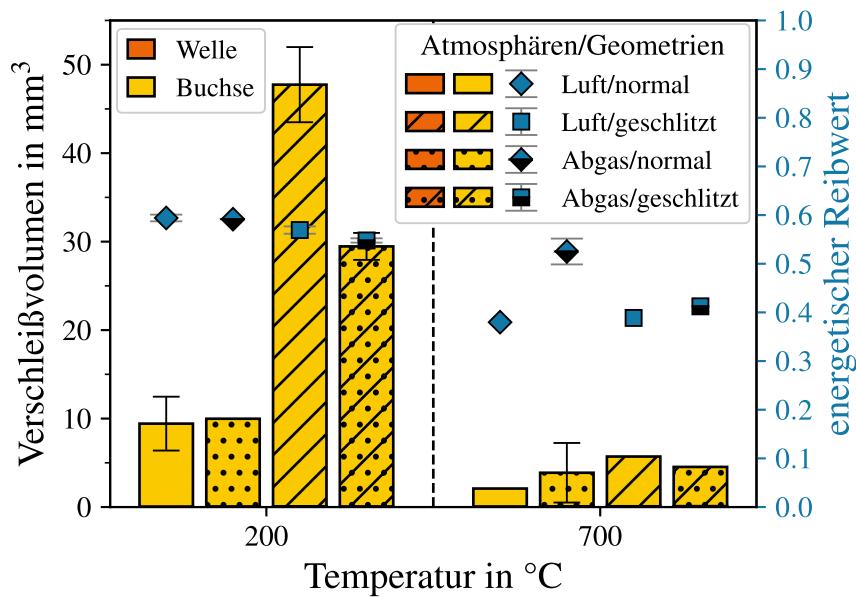


Abbildung 7.34: MP B: Atmosphärenabhängiges Reib- und Verschleißverhalten des anwendungsnahen **Systemexperiments** mit **unterschiedlichen Kontaktgeometrien** bei 200 und 700 °C (240 N, 14,4 °, 15 Hz, 19 h); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse und sind je nach Geometrie und Atmosphäre schraffiert, energetischer Reibwert mit blauen Rauten/Quadraten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen/Marker zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen; [11]

Im adhäsiven Bereich bei 200 °C nimmt der Buchsenverschleiß in Abgasatmosphäre um

40 % gegenüber Luft ab, das minimale Niveau des Wellenverschleißes wird nicht beeinflusst. Dieser Trend ist nur bei den geschlitzten Buchsen zu beobachten, bei den normalen Buchsen ist kein atmosphärenbedingter Unterschied festzustellen. Neben der Verschleißreduktion mit geschlitzten Buchsen in Abgasatmosphäre ist außerdem ein leichter Reibungsrückgang von 0,58 auf 0,55 zu beobachten. Folglich beeinflussen die eingebrachten Schlitze in den Buchsen das Reibungs- und Verschleißverhalten und auch dessen Atmosphärenabhängigkeit signifikant. Bei 700 °C und der sich ausbildenden Triboschicht wurden keine eindeutigen Unterschiede zwischen den Atmosphären bei Versuchen mit geschlitzten Buchsen nachgewiesen. Dieses Ergebnis entspricht den Versuchen mit normalen Buchsen, bei denen ebenfalls kein signifikanter Unterschied zwischen den Atmosphären ermittelt wurde. [11]

Die geschlitzten Buchsen, die bei 200 °C in der Abgasatmosphäre getestet wurden zeigen ein vergleichbares Verschleißbild wie die in Luft getesteten Buchsen von Abbildung 7.31. Eine abrasive, aber schmale Riefung wird von vereinzelten, kleinen, anhaftenden und deformierten Verschleißpartikeln begleitet. Die getesteten Wellen zeigen wie auch nach Versuchen in Luft anhaftenden Materialübertrag. Das bei 700 °C getestete, geschlitzte Kontaktssystem zeigt in der Abgasatmosphäre identische Verschleißmerkmale wie in Luft und wird von der ausgebildeten Triboschicht dominiert.

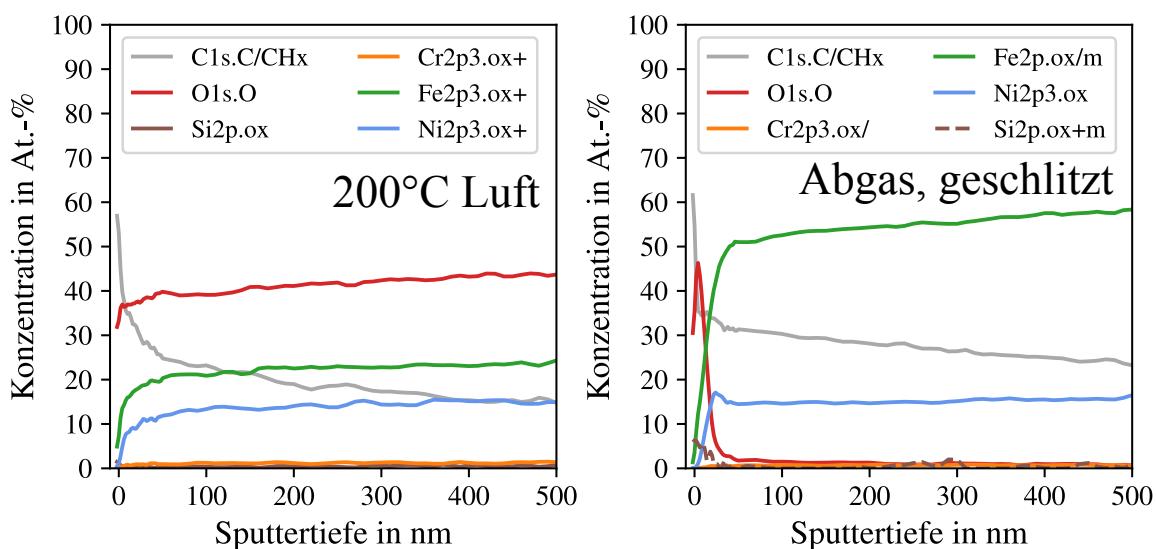


Abbildung 7.35: MP B: XPS-Tiefenprofile gemessen an verschleißbehafteten **Buchsen/geschlitzten Buchsen** (Systemexperiment) nach Versuchen bei 200 °C in Luft (links) und in Abgas (geschlitzt, rechts); [11]

Um den atmosphärenbedingten Verschleißrückgang in Abgas tiefer zu analysieren, wurden an geschlitzten Buchsen XPS-Tiefenprofile ermittelt. In Abbildung 7.35 sind auszugsweise die Ergebnisse der geschlitzten Buchse in Abgas einer normalen Buchse in Luft gegenübergestellt, beides wurde bei 200 °C getestet. Der Unterschied zwischen den Analysen ist direkt ersichtlich, mit normaler Buchse in Luft bildet sich eine tribologisch durchmischte und oxidierte Schicht an der Materialoberfläche aus, die weiter in das Grundmaterial hinein reicht

als der verwendete Tiefenmessbereich von 500 nm. Bei der geschlitzten Buchse in Abgas ist dieser oxidierte Bereich nur auf den ersten 50 nm Tiefe festzustellen. In größerer Tiefe dominiert hier die Zusammensetzung des Buchsenmaterials. Ein weiterer Unterschied neben den Oxidationstiefen wird bei genauerer Analyse des Kohlenstoffanteils sichtbar. In Luft zeigt sich ein oberflächennahes Maxima von 58 At.-%, nach 100 nm sinkt der Kohlenstoffgehalt auf 23 At.-% und in 500 nm Tiefe beträgt er 16 At.-%. Die in Abgas getestete, geschlitzte Buchse startet bei 61 At.-% Kohlenstoff an der Oberfläche, hat nach 100 nm weiterhin einen Anteil von 30 At.-% und in 500 nm Tiefe ein Gehalt von 25 At.-%. Folglich wurde an der geschlitzten, in Abgas getesteten Buchse ein signifikant höherer Kohlenstoffanteil an der Oberfläche und auch in der Tiefe ermittelt als nach Versuchen in Luft. [11]

## 7.4 Diskussion

### 7.4.1 Dominierende Verschleißmechanismen

#### Modellexperiment

Im Modellexperiment zeigt die *Materialpaarung B*, bestehend aus einem austenitischen Gusseisen und einem hartverchromten Stahl, unterschiedlichste tribologische Mechanismen. Diese Mechanismen sind stark temperaturabhängig und bedingen das resultierende Reibungs- und Verschleißverhalten. Zur Visualisierung ist in Abbildung 7.36 das temperaturabhängige Verschleißverhalten mit den entsprechend dominierenden tribologischen Mechanismen schematisch dargestellt.

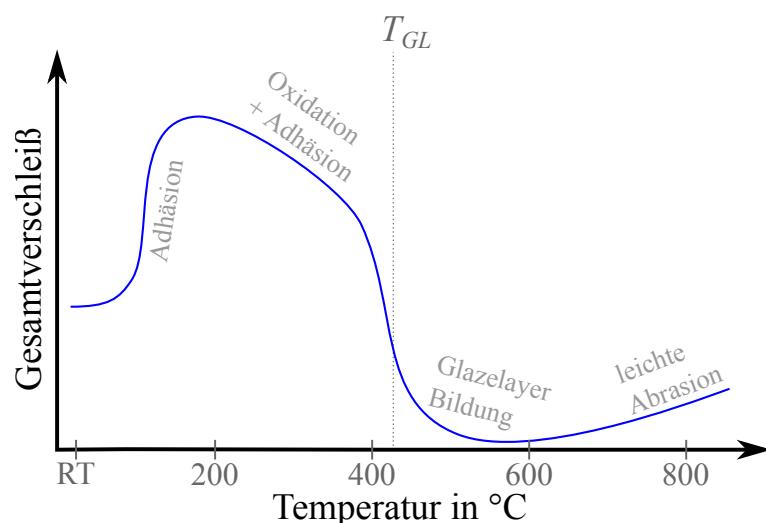


Abbildung 7.36: *MP B*: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des Modellexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft (schematische Darstellung adaptiert von [163])

Grundsätzlich und temperaturunabhängig wird das tribologische System vom Verschleiß des Graugusses dominiert (vgl. Abb. 7.1), der hartverchromte Gegenkörper zeigt nur geringe Verschleißspuren. Damit scheint die Hartchromschicht mit ihrer höheren Härte eine effektive Verschleißschutzschicht zu sein. Das Verschleißniveau liegt **bei Raumtemperatur** auf mittlerer Höhe (vgl. Abb. 7.1) und die Verschleißflächen sind durch die leichte Adhäsion auf der Chromschicht gekennzeichnet (vgl. Abb. 7.4). Im **mittleren Temperaturbereich zwischen 100 - 400 °C** kommt es zu einem Übergang in den Hochverschleißbereich (vgl. Abb. 7.1). Dabei tritt starke Adhäsion auf der Hartchromschicht auf (vgl. Abb. 7.4), aber auch am Gusseisen haftet oxidiertes und tribologisch durchmisches Material in Form von agglomerierenden Verschleißpartikeln an (vgl. Abb. 7.3). Der bis zu  $3\text{ }\mu\text{m}$  dicke, adhäsive Materialübertrag auf der Hartchromschicht besteht aus einzelnen, plastisch deformierten Partikeln und einzelnen Poren und wurde anhand von metallurgischen Querschliffen analysiert (vgl. Abb. 7.5). Der in diesem Temperaturbereich gestiegene Oxidgehalt wurde eindeutig mittels XPS-Analysen (vgl. Abb. 7.6), sowohl am Gusszylinder, als auch an der hartverchromten Platte nachgewiesen. Das sich verändernde Verschleißbild der anhaftenden Partikel (vgl. Abb. 7.4), die zunächst vollflächig in vielen kleinen insel förmigen Aggregationen anhaften und erst mit höherer Temperatur größere Schuppen bilden, wird nach Jiang et al [87] auf die temperaturabhängige Adhäsionsneigung der Partikel zurückgeführt. Sie postulieren, dass die freie Energie der Partikel mit einem Arrhenius-Zusammenhang beschrieben werden kann. [163]

**Ab einer spezifischen Grenztemperatur von 500 °C** setzt ein deutlich veränderter Verschleißmechanismus ein. Bei diesen Temperaturen ist die thermische Energie zusammen mit den hohen Kontakt drücken ausreichend, um ein Sintern der Verschleißpartikel und damit die Ausbildung eines homogenen, partikelbasierten Glazelayer zu ermöglichen (vgl. Abb. 7.4 & 7.3). Die Einstufung als Glazelayer wird einerseits mit dessen reibungs- und verschleißreduzierenden Wirkung (vgl. Abb. 7.1) und andererseits mit dessen stark reflektierenden, glatten Oberfläche begründet (vgl. Abb. 7.2). Die schichtartige Struktur des eisenbasierten Glazelayers mit porösem Untergrund und dichter Deckschicht ist in metallurgischen Querschliffen nachgewiesen worden (vgl. Abb. 7.5) und verändert sich nicht im untersuchten Temperaturbereich. Die chemische Zusammensetzung des Glazelayers unterscheidet sich zwischen 600 & 800 °C deutlich (vgl. Abb. 7.6). Bei 600 °C besteht der Glazelayer aus einer Mischung aus Eisen-, Nickel- und Chromoxiden. Bei 800 °C besteht dieser hauptsächlich aus  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , zu dem die rötliche Färbung [204] der Verschleißpartikel passt (vgl. Abbildung 7.2). Mit diesem temperaturbedingten Unterschied in der Glazelayerzusammensetzung wird die ab 700 °C einsetzende, signifikante Reibungsreduktion begründet. Einen ähnlichen Reibwertrückgang, der mit einem Übergang der Oxidationsstufen des Eisens in Verbindung gebracht wurde, ist von einigen anderen Arbeiten bekannt [205–207]. Bei 800 °C tritt eine einsetzende Deckschichtbildung am Gusszylinder auf und es setzt eine signifikant stärkere abrasive Riefung des Glazelayers ein, weshalb der Verschleiß bei dieser Temperatur erneut ansteigt. [163]

Für den verschleißdominierenden Gusszylinder wurden keine thermisch bedingten Unterschiede in der Mikrostruktur nachgewiesen. Dieses Ergebnis wird durch das Phasendiagramm von Silman [208] bekräftigt, das ausschließlich eine Lösung des minimalen Ferritanteils im Austenit oberhalb 600 °C aufführt. Der Warmarbeitsstahl zeigt hingegen eine Kornvergrößerung bei den höchsten Temperaturen, die auf einen Rückgang der mechanischen

schen Festigkeit schließen lässt. Nichtsdestotrotz zeigt die Hartverchromung des Warmarbeitsstahls keine Anzeichen von Delamination und schützt das Grundmaterial auch bei den hohen Temperaturen vor dem direkten tribologischen Kontakt. Dementsprechend spielen thermisch induzierte Phasenübergänge und damit einhergehende Änderungen der Materialeigenschaften für das untersuchte Materialsystem nur eine untergeordnete Rolle. [163] Zur Diskussion des tribologisch unterstützten Sinterprozesses, der nach vielen neuen Veröffentlichungen als Ursache für die niedrigen Verschleißraten des Glazelayers und dessen kontinuierlichen Wiederaufbau [6, 17, 85, 117, 122, 125] gesehen wird, wird an dieser Stelle auf Kapitel 6.4.1 verwiesen.

Tribologische Ergebnisse im untersuchten Temperaturbereich mit diesen, oder ähnlichen eisenbasierten Materialien, die zum Vergleich und zur Bewertung herangezogen werden können, sind rar. Marmoriertes Gusseisen wurde von Zambrano et al. [209] bei bis zu 600 °C untersucht. Dabei wurde eine verschleißmindernde Oxidschicht im obersten Temperaturbereich festgestellt. Die verschleißmindernde Wirkung von Chrom-Beschichtungen wurde zumindest bei RT in einigen Arbeiten nachgewiesen [165, 201, 210]. [163]

Ähnlich wie bei *Materialpaarung A* (vgl. Kapitel 6.4.1) kann auch das hier diskutierte tribologische Verhalten der *Materialpaarung B* nicht durch ein bereits etabliertes Verschleißmodell (vgl. Kapitel 2.4.4) vollständig beschrieben und erklärt werden. Gerade für die starke Adhäsion, die im unteren Temperaturbereich das Verschleißverhalten dominiert, sind keine einfachen Modellbeschreibungen bekannt, welche die unterschiedlichen Einflussfaktoren wie Temperatur, Zeit etc. berücksichtigen. Zur Beschreibung des oberen Temperaturbereichs und der Ausbildung eines Glazelayers können hingegen die Verschleißmodelle von Jiang oder auch Dreano mit entsprechend angepassten Konstanten herangezogen werden.

### Anwendungsnahe Systemexperiment

In Abbildung 7.37 sind die wirkenden Mechanismen des Systemexperiments mit entsprechenden Temperaturbereichen schematisch zusammengefasst. Vergleichbar zum Modellexperiment tritt auch hier im **untersten Temperaturbereich** Adhäsion des Gusseisens auf der hartverchromten Welle auf (vgl. Abb. 7.18). Der Materialübertrag besteht aus vielen oxidierten Verschleißpartikeln und ist bereits bei Raumtemperatur mit den XPS-Ergebnissen am signifikanten Sauerstoff- und Eisengehalt auf der Welle zu erkennen (vgl. Abb. 7.20). Besonders an den Wellen agglomerieren diese Verschleißpartikel zu dicken, schuppenartigen Strukturen (vgl. Abb. 7.18), aber auch an den Buchsen sind Materialschuppen erkennbar, die durch einzelne, breite abrasive Riefen getrennt sind (vgl. Abb. 7.17). Aufgrund dieser Verschleißerscheinungen und der beobachteten, initialen Positionsänderung des Normalkraftzylinders/der Buchse (vgl. Abb. 7.14), wird in diesem Temperaturbereich von der Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers ausgegangen. Innerhalb des breiten Verschleißbereichs zwischen RT - 400 °C, in dem sich dieses Partikelbett ausgebildet, findet keine signifikante Veränderung des Reibverhaltens (vgl. Abb. 7.13) statt, und auch die Verschleißerscheinungen an den Kontaktkörpern verändern sich nur geringfügig (vgl. Abb. 7.17 & 7.18). Weiterhin ist mit der Ausbildung des Partikelbetts bzw. dritten Körpers der außergewöhnliche Normalkraftzusammenhang zu erklären, bei dem der höchste Verschleiß bei mittlerer Kraft ermittelt wurde (vgl. Abb. 7.21). Beim Verschleißmodell nach Archard (vgl.

Kapitel 2.4.4), das sowohl für Abrasion, aber auch für Adhäsion herangezogen wird, wird hingegen von einer linearen Normalkraftabhängigkeit ausgegangen, die hier nicht zutrifft. Stattdessen wird vermutet, dass die unterschiedlichen Normalkräfte die Partikelwechselwirkungen innerhalb des dritten Körpers beeinflussen und zu unterschiedlichen Verschleißraten führen. Signifikant unterschiedliche Belastungen des Grundmaterials, die durch unterschiedliche Partikelkohäsion hervorgerufen werden, wurden bereits mehrfach nachgewiesen [194–196]. Eine weitere mögliche Ursache für den außergewöhnlichen Normalkraftzusammenhang kann die Veränderung der Partikelbewegung innerhalb des Partikelbetts bzw. dritten Körpers sein. Aus dem Bereich der Abrasion ist dieser starke Zusammenhang zwischen der Bewegungsform der Abrasivpartikel und den resultierenden Verschleißraten bekannt und mehrfach untersucht worden [108, 110, 211–213]. Es kommt entweder zum Abrollen der Partikel mit entsprechender Verschleißreduktion [214–216] oder zum Abgleiten mit hohem Verschleiß. Dieser Wechsel wird direkt durch die Mobilität der Partikel bzw. die Kontaktressenzurkraft beeinflusst [108]. Beim Abrollen der harten Partikel liegen normalerweise charakteristische Indents vor [108, 211], die bei keinem der hier vorgestellten Welle-Buchse-Experimente sichtbar waren. Weiterhin werden für Abrasionsversuche sehr harte Partikel eingesetzt, bei den vorliegenden Versuchen handelt es sich hingegen um Verschleißpartikel, die einen ähnlichen Oxidationszustand wie die Oberflächen der Kontaktkörper annehmen. Folglich ist eine direkte Übertragung der bei Abrasionsversuchen gewonnenen Erkenntnisse auf das Systemexperiment nicht möglich. Jedoch bekräftigen diese Ergebnisse die Hypothese, dass leichte Veränderungen (Partikelgröße, -zusammensetzung, -kohäsion oder/und deren Bewegungsmuster) innerhalb des Partikelbetts bzw. dritten Körpers, die nach dem Versuch nicht einfach zu bestimmen sind, große Einflüsse auf das Verschleißverhalten haben und damit auch der ermittelte Normalkraftzusammenhang erklärt werden kann. Zusammenfassend wird im Temperaturbereich zwischen RT – 400 °C von einer Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers ausgegangen, der sowohl Auswirkungen auf das Verschleißniveau, die Verschleißerscheinungen und oberflächennahen Materialzusammensetzungen hat, aber auch den Normalkraftzusammenhang signifikant beeinflusst. [11]

**Ab einer Temperatur von 400 °C** setzt ein deutlicher Verschleißrückgang ein (vgl. Abb. 7.13), der ab 500 °C von einer teilflächig ausgebildeten Triboschicht begleitet wird. Diese Triboschicht wird aufgrund ihrer verschleißreduzierenden Eigenschaften und der glatten, stark reflektierenden Oberfläche (vgl. Abb. 7.16) als Glazelayer eingeordnet. Da identische Temperaturbereiche für die Glazelayerentstehung beim Modell- und Systemexperiment vorliegen, ist davon auszugehen, dass der thermisch bedingte, tribologisch unterstützte Sinterprozess oxidiertes Verschleißpartikel zur Bildung und kontinuierlichen Erneuerung des Glazelayers notwendig ist. Weiterhin wurde ab 700 °C mittels Raman-Spektroskopie eine Veränderung der chemischen Zusammensetzung des Glazelayers von Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> zu einer Mischung aus Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> und Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ermittelt (vgl. Abb. 7.19), der mit den Analyseergebnissen des Modellexperiments übereinstimmt. Da bei dieser Temperatur ebenfalls ein signifikanter Reibwertrückgang einsetzt (vgl. Abb. 7.13), wird dies mit der Änderung der Oxidationszustände erklärt. Unterschiedliche Reibeigenschaften der Eisenoxide wurden ebenfalls in anderen Arbeiten nachgewiesen [205–207]. Bei der höchsten Temperatur ist die Gussbuchse von einer starken Oxidation und Deckschichtbildung gekennzeichnet, sodass nur kleine Bereiche mit ausgebildetem Glazelayer zu erkennen sind (vgl. Abb. 7.17). Gleichzeitig steigt die abrasive

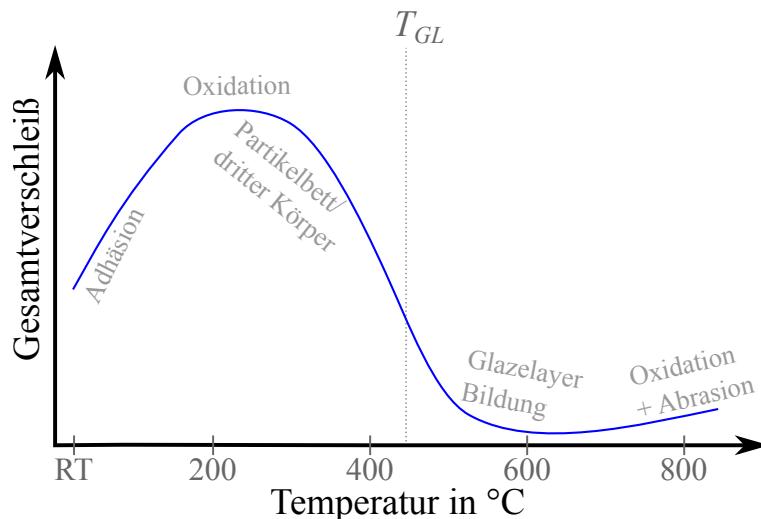


Abbildung 7.37: MP B: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des anwendungsnahen Systemexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft (schematische Darstellung)

Riefung des Glazelayers signifikant an (vgl. Abb. 7.18), wodurch der leichte Anstieg des Verschleißniveaus der Wellen zu begründen ist (vgl. Abb. 7.13). [11]

Ein verschleißreduzierendes Partikelbett bzw. dritter Körper (vgl. Kapitel 2.4.2, das im Temperaturbereich unterhalb der Glazelayerbildung entsteht, wird im Verschleißmodell von Jiang (vgl. Kapitel 2.4.4) beschrieben. Aber auch Wollmann et al. [12] zeigen eine erhöhte Anhaftung von Verschleißpartikeln an der Welle bei einer anwendungsnahen Wellen-Buchsenkontaktgeometrie. Folglich werden die ermittelten Ergebnisse und die abgeleiteten tribologischen Mechanismen als plausibel eingeschätzt.

#### 7.4.2 Atmosphäreneinfluss

##### Modellexperiment

In Abbildung 7.38 wurde die schematische Darstellung des Verschleißverhaltens und der dominierenden tribologischen Mechanismen des Modellexperiments um den Atmosphärenwechsel von Umgebungsluft zu einer  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mischung erweitert.

Im **unteren Temperaturbereich bis 400 °C** wurde ein Verschleißrückgang in der  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Atmosphäre nachgewiesen (vgl. Abb. 7.8). Die dominierenden Mechanismen, wie die Adhäsion des Gussmaterials und die einsetzende Oxidation der Verschleißpartikel ändert sich hingegen durch den Atmosphärenwechsel nicht. Dadurch sind die Verschleißflächen zwischen den beiden Atmosphären vergleichbar. Jedoch wurde ein höherer Kohlenstoffanteil bei den in der  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mischung getesteten Kontaktkörpern nachgewiesen (vgl. Abb. 7.11). Es wird vermutet, dass die geringere Sauerstoffkonzentration zusammen mit der bevorzugten Reaktion mit Eisen zu einer geringeren Oxidation des Kugelgraphits im Gusseisen führt.

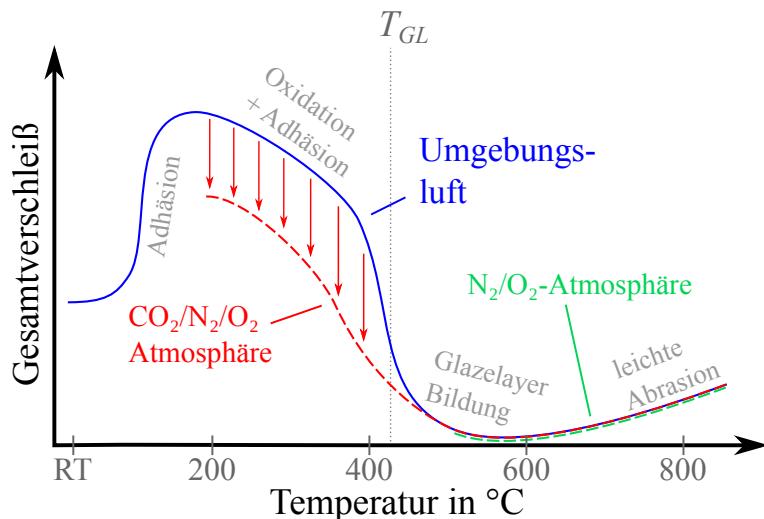


Abbildung 7.38: MP B: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des Modellexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft,  $\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ - und  $\text{N}_2/\text{O}_2$ -Atmosphäre (schematische Darstellung adaptiert von [163])

Folglich kann der im tribologischen Kontakt länger vorhandene Graphit aus dem Gusseisen seine reibungs- und verschleißreduzierende Wirkung [217] besser ausbilden. Eine mögliche andere Erklärung wurde von Velkavrh et al. [16, 17] postuliert, welche die tribologischen Eigenschaften eines Wälzlagerstahls in einer reinen  $\text{CO}_2$ -Atmosphäre untersucht haben. Sie beobachteten eine tribochemische Reaktion des  $\text{CO}_2$  mit den Materialoberflächen unter der Bildung einer CO-reichen, verschleißmindernden Triboschicht. Eine Absorption von  $\text{CO}_2$ -Molekülen auf oxidischen Oberflächen und die Interaktion mit  $\text{O}_2$  und OH für die Bildung von Karbonaten und Bikarbonaten wurde außerdem von Ferretto et al. [218] sowie von Ismail et al. [219] nachgewiesen. Die vorgestellten XPS-Analyseergebnisse lassen jedoch keinen Rückschluss auf gebildete Karbonate zu, weshalb diese Erklärung weniger plausibel scheint. Weiterhin wurden bei den XPS-Analysen keine messbaren Stickstoffgehalte ermittelt, die einen Hinweis auf eine Nitrierung in der sauerstoffreduzierten Atmosphäre geben würden. [163]

Der hier nachgewiesene atmosphärenbedingte Verschleißrückgang steht im kompletten Gegensatz zum Modellverständnis von Zum Gahr [89]. Dieses Verständnis geht bei einer abnehmenden chemischen Reaktivität von einem Verschleißanstieg durch eine steigende Adhäsionsneigung aus. Zunehmende Adhäsionsanteile und Verschleißniveaus mit abnehmendem Sauerstoffpartialdruck wurden ebenfalls von Qiu und Chen [153] ermittelt. Von Esteves et al. [152] wurde hingegen ein Verschleißrückgang mit dem Wechsel in eine Stickstoffatmosphäre nachgewiesen und mit unterschiedlichen tribologischen Eigenschaften der entstehenden Oxide begründet. Folglich ist festzuhalten, dass ein Atmosphärenwechsel nicht automatisch mit einer Verschiebung der Adhäsionsneigung einhergeht, sondern die jeweilige, tribochemische Wechselwirkung der Atmosphäre mit den Materialoberflächen entscheidend ist. [163] Weiterhin ist hervorzuheben, dass durch den Atmosphärenwechsel von Umgebungsluft zur

$\text{CO}_2/\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mischung, aber auch zur  $\text{N}_2/\text{O}_2$ -Mischung keine Veränderung des tribologischen Verhaltens und der Mechanismen im **oberen Temperaturbereich** einsetzt (vgl. Abb. 7.12). Aufgrund der Ergebnisse von *Materialpaarung A* wird auch bei *Materialpaarung B* von keiner atmosphärenbedingten Veränderung der Verschleißpartikel sowie deren Zusammensetzung erwartet. Sobald die spezifische Grenztemperatur erreicht wird und der tribologisch unterstützte Sinterprozess einsetzt, kann folglich in beiden Atmosphären ein Glazelayer ausgebildet werden. Dies ist im Einklang mit den Ergebnissen von Jiang et al. [88], sowie Hirsch und Neu [154], die für geringfügig sauerstoffhaltige Atmosphären keine Veränderung oder Verschiebung der Hochtemperaturmechanismen nachgewiesen haben. Eine ausführliche Beschreibung dieser Arbeiten findet sich in Kapitel 2.4.5. [163]

### Anwendungsnahe Systemexperiment

Für das anwendungsnahe Systemexperiment ist das temperaturabhängige Verschleißverhalten und die tribologischen Mechanismen in Abbildung 7.39 um die atmosphärenbedingten Veränderungen erweitert, die sich durch einen Wechsel von Umgebungsluft zur Abgasatmosphäre ergeben.

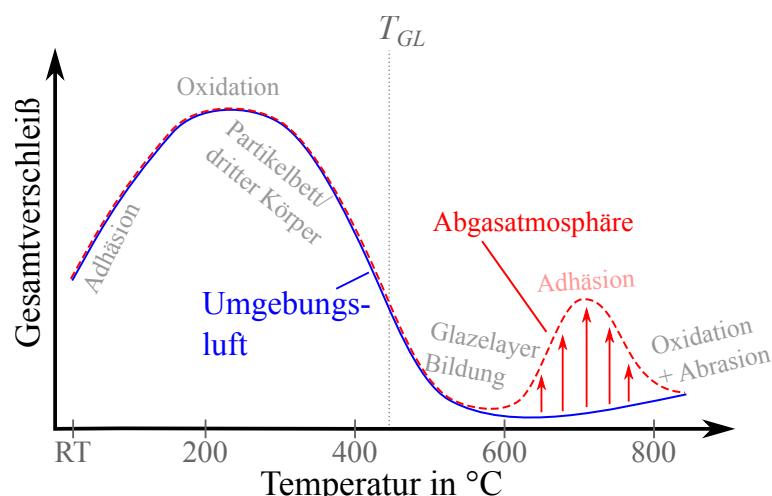


Abbildung 7.39: *MP B*: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des anwendungsnahen Systemexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft und Abgasatmosphäre (schematische Darstellung)

Der vom dritten Körper dominierte, **untere Temperaturbereich** wird nicht durch einen Atmosphärenwechsel beeinflusst (vgl. Abb. 7.22). Dies wird auf die trennend wirkende, jedoch gasdurchlässige Schicht an Abrieb sowie den weiterhin vorhandenen Restgehalt an  $\text{O}_2$  im Abgas zurückgeführt. Dadurch kann das Tribosystem an jeglichen Stellen weiterhin mit Sauerstoff reagieren, oxidierte Oberflächen und Partikel erzeugen und die gleichen tribologischen Mechanismen ausbilden, wie in Luft. Eine signifikante Hydroxitbildung durch den erhöhten Wassergehalt im Abgas wurde nicht eindeutig nachgewiesen, da eine damit

einhergehende rot/gelbliche Färbung der Verschleißpartikel [220] nicht beobachtet wurde. Für einen Nachweis von geringen Mengen an Hyd oxiden, deren Entstehung im Tribosystem wahrscheinlich ist, sind tiefgehende chemische Analysen der Partikel notwendig, die innerhalb dieses Forschungsprojekts nicht durchführbar waren. Für eine weitere, tiefgreifende Diskussion der atmosphärenunabhängigen Wirkung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers wird auf Kapitel 6.4.2 verwiesen. [11]

Wie bereits beim Modellexperiment wurde auch beim Systemexperiment die Ausbildung des reibungs- und verschleißmindernden Glazelayers bei **hohen Temperaturen** nicht durch den Atmosphärenwechsel beeinträchtigt. Interessanterweise wurde jedoch bei 700 °C eine Veränderung des Verschleißverhaltens in der Abgasatmosphäre nachgewiesen (vgl. Abb. 7.22). Einerseits sind deutlich höhere Reibwerte festzustellen, die mit einem volatilen Zeitverhalten einhergehen (vgl. Abb. 7.24). Andererseits sind große adhäsive Ausbrüche an der Buchse festzustellen, die teilweise noch an der Welle anhaften und bereichsweise von einem Glazelayer überlagert werden (vgl. Abb. 7.25 & 7.26). Die XPS und Raman-Analysen zeigen keine eindeutigen atmosphärenbedingten Unterschiede (vgl. Abb. 7.28), sodass die Veränderung des tribologischen Verhaltens nicht mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen erklärt werden kann. Die metallurgischen Querschliffe zeigen hingegen eine signifikant tiefergehende Oxidation und damit einhergehend auch eine höhere Porosität an der Buchse, die in Abgas getestet wurde (vgl. Abb. 7.27). Möglicherweise führt die veränderte Atmosphärenzusammensetzung mit möglichen Verbrennungsrückständen zu einer schnelleren Oxidationsreaktion, die das Grundmaterial tiefgreifender schädigt. Mit zunehmender Deckschichtdicke steigt die Delaminationsneigung (vgl. Verschleißmodell von Quinn, Kapitel 2.4.4), womit ein Ausbrechen oxidierter Materialbereiche im Abgas zu erklären ist. Diese Hypothese und die zu Grunde liegenden Ergebnissen benötigen jedoch noch weitere, tiefergehende Untersuchungen, um die atmosphärenbedingten Verschleißveränderung, die nur bei dieser Temperatur von 700 °C auftritt, zweifelsfrei begründen zu können. [11]

### 7.4.3 Kontaktgeometrieeinfluss

Zum Vergleich der Verschleißverhalten und tribologischen Mechanismen, die im Modellexperiment und im Systemexperiment nachgewiesen wurden, sind in Abbildung 7.40 die schematischen Darstellungen zusammengefasst. Einerseits sind im **unteren Temperaturbereich bis 400 °C** unterschiedliche Verschleißmechanismen und Atmosphäreneffekte zwischen den Experimenten sichtbar. Beim Systemexperiment bildet sich atmosphärenunabhängig ein Partikelbett bzw. dritter Körper aus, beim Modellexperiment dominiert hingegen die Adhäsion und bei einem Atmosphärenwechsel zur CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mischung wurde ein Verschleißrückgang nachgewiesen. Aber auch im **oberen Temperaturbereich ab 500 °C**, der bei beiden Experimenten von der Ausbildung eines Glazelayers dominiert ist, sind leichte Unterschiede sichtbar. Im Modellexperiment wurden keine Einflüsse durch den Atmosphärenwechsel nachgewiesen, im Systemexperiment kam es bei 700 °C im Abgas zu einem Verschleißanstieg.

Zur Überprüfung des Kontaktgeometrieeinflusses wurden anwendungsnahe Systemexperimente mit geschlitzten Buchsen durchgeführt. Ziel war es, den Partikelauswurf durch die eingebrachten Schlitzte auch bei der Welle-Buchse-Kontaktgeometrie signifikant zu erhöhen

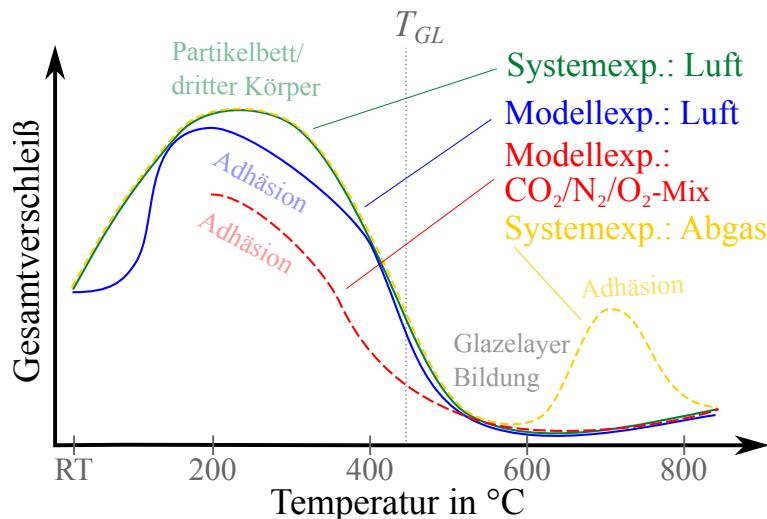


Abbildung 7.40: MP B: Temperaturabhängiges Verschleißverhalten des Modell- und Systemexperiments mit entsprechend wirkenden tribologischen Mechanismen in Luft, in abgasähnlicher Atmosphäre und in Abgas (schematische Darstellung)

und damit die Bildung des verschleißschützenden, atmosphärenunabhängigen Partikelbetts bzw. dritten Körpers zu unterbinden. Für einen Vergleich sind in Abbildung 7.41 die Verschleißraten der Experimente für beide Atmosphären bei 200 & 700 °C gegenübergestellt. Mit geschlitzten Buchsen wurden **bei 200 °C** Verschleißraten ermittelt, die eher an das Niveau des Modellexperiments heranreichen. Ein gewisser Anteil des Verschleißvolumens an der geschlitzten Buchse ist dabei auf die plastische Verformung und Versetzungsbewegung durch die tribologisch erzeugten Scherkräfte zurückzuführen, welche nachweislich zu einer Verengung der Schlitze führt. Beim Vergleich der geometrischen Flächenpressungen nach Versuchsende (Systemexperiment normale Buchse: 0,71 MPa; geschlitzte Buchse: 1,11 MPa) wird klar, dass sich die Pressungen durch die eingebrachten Schlitte in der Kontaktgeometrie nur geringfügig unterscheiden und sogar im Bereich des Modellexperiments mit 2,11 MPa liegen. Damit ist der nachgewiesene Verschleißanstieg mit geschlitzten Buchsen weder auf signifikante Pressungsunterschiede, noch auf resultierende Kontakttemperaturen zurückzuführen. Hervorzuheben ist stattdessen, dass sich die Verschleißmechanismen zwischen den Experimenten deutlich angleichen. So sind an den geschlitzten Buchsen keine schuppenartigen Strukturen durch anhaftende und plastisch verformte Verschleißpartikel mehr festzustellen, nur eine leichte Adhäsion von Abriebpartikeln wie beim Modellexperiment tritt auf (vgl. Abb. 7.31). Weiterhin ist mit geschlitzten Buchsen der gleiche Atmosphäreneffekt wie im Modellexperiment mit einem leichten Rückgang des Verschleißniveaus festzustellen. Bei beiden Experimenten, dem Modell- und Systemexperiment mit geschlitzten Buchsen wurden dabei höhere Kohlenstoffgehalte im oberflächennahen Materialbereich nachgewiesen (vgl. Abb. 7.11 & 7.35). Aufgrund dessen wird bei beiden Experimenten die Verschleißreduktion mit einer tribochemischen Reaktion mit CO<sub>2</sub> oder der geringeren Oxidation des Graphits sowie dem ggf. vorhandenen Ruß begründet, dessen verschleißmin-

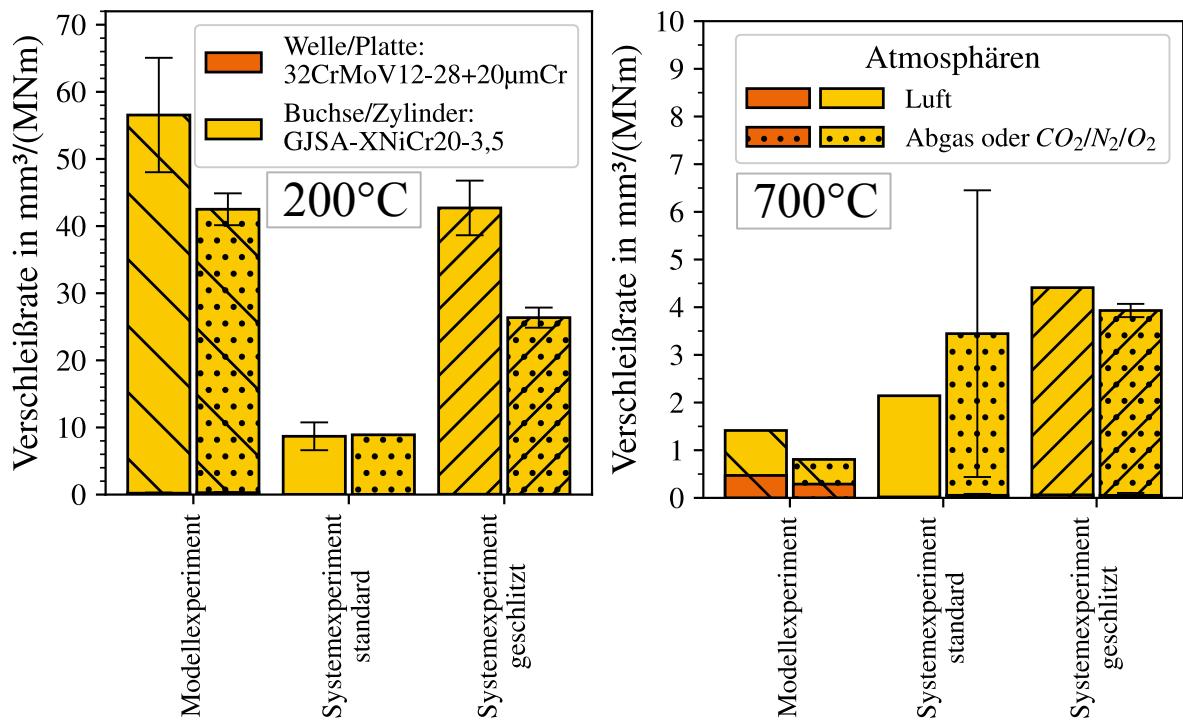


Abbildung 7.41: MP B: Atmosphärenabhängige Verschleißraten der unterschiedlichen Experimente bei 200 & 700 °C; [11]

dernde Wirkung unterstützt wird. Die atmosphärenunabhängige Wirkung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers ist damit jedoch nicht zweifelsfrei nachgewiesen, da auch die offenen Kontaktgeometrien des Modell- und Systemversuchs mit geschlitzter Buchse den Atmosphäreneffekt bedingen können. Jedoch ist festzuhalten, dass sich mit der geschlitzten Kontaktgeometrie nicht nur die Verschleißraten der Experimente angleichen, sondern zusätzlich die gleichen Atmosphäreneffekte beobachtet wurden. [11]

Bei 700 °C wurden mit den geschlitzten Buchsen höhere Verschleißraten als mit normalen Buchsen oder dem Modellexperiment ermittelt. Ein Unterschied der dominierenden tribologischen Mechanismen, in diesem Fall der Ausbildung des Glazelayers, wurde zwischen den drei Experimenten nicht nachgewiesen. Dies ist möglicherweise mit dem erhöhten Partikelauswurf zu erklären, der zu einer langsameren Ausbildung des Glazelayers führt. Da die Verschleißwerte auf einem sehr niedrigen Niveau liegen, ist außerdem mit einem erhöhten Fehler durch die in Kapitel 4.2 beschriebene Quantifizierungsmethodik auszugehen. Werden die Ergebnisse in der Abgas-/abgasähnlichen Atmosphäre betrachtet, wurde beim Systemexperiment mit geschlitzter Buchse genauso wie beim Modellexperiment kein Atmosphäreneffekt nachgewiesen. Da der bei 700 °C in Abgas auftretende adhäsive Verschleißanstieg des Systemexperiments jedoch noch nicht vollständig verstanden, weitere Male reproduziert und tiefergehender untersucht werden muss, wird auf eine weitere Diskussion dieser Ergebnisse verzichtet. Stattdessen wird sich auf die belastbaren Verschleiß- und Mechanismenunterschiede im unteren Temperaturbereich fokussiert.

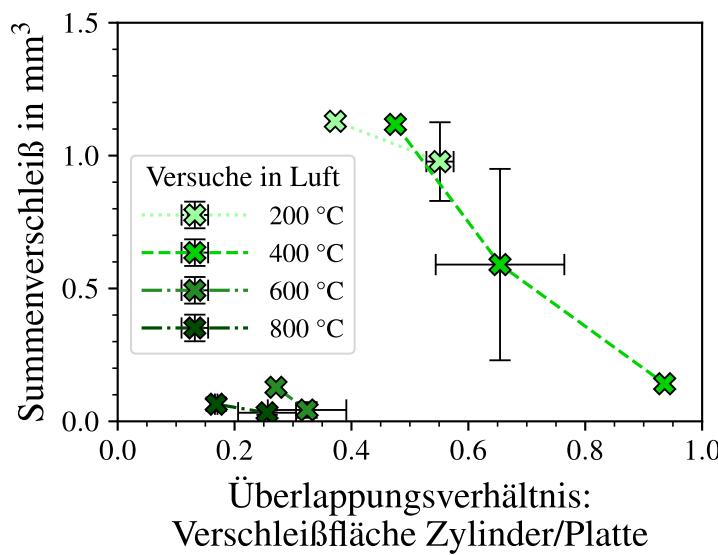


Abbildung 7.42: MP B: Gesamtverschleiß des tribologischen Modellsystems bei unterschiedlichen Frequenz-Hub-Kombinationen (gleiche mittlere Geschwindigkeit) aufgetragen über das Überlappungsverhältnis (Verschleißfläche Zylinder zu Verschleißfläche Platte); Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

Der signifikante Einfluss der Kontaktflächengröße und die damit zusammenhängende Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers wurde wiederholt nachgewiesen [5, 67, 107]. Durch einen geringeren Partikelauswurf wurde der Verschleißrückgang mit größerer Kontaktfläche begründet. Aber auch die Kontaktgeometrie hat einen Einfluss, da bei offenen Systemen ein Wiedereintreten von Verschleißpartikel in die Kontaktzone erschwert wird [199]. Wie bereits in Kapitel 6.4.3 diskutiert, ist für die Bildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers die Länge der möglichen Partikelauswurfpfade maßgeblich entscheidend. Mit abnehmender Länge des Partikelauswurfpfads bzw. mit einer zunehmenden Anzahl an Schlitten ist ein Verschleißanstieg zu erwarten [67, 107, 111, 200]. [11]

Dieser Zusammenhang zwischen Verschleiß und der Länge des Partikelauswurfpfads von Baydoun et al. [200], wurde für die *Materialpaarung B* mit den Modellexperimenten bei unterschiedlichen Hüben nachgewiesen. Dazu ist in Abbildung 7.42 der Summenverschleiß des Kontaktsystems über dem Überlappungsverhältnis für unterschiedliche Temperaturbereiche dargestellt. Das Überlappungsverhältnis gibt das Verhältnis zwischen der gemessenen Kontaktfläche am Zylinder und der Verschleißfläche an der Platte an. Folglich ist bei einem kleinen Überlappungsverhältnis der Partikelauswurfpfad kurz und bei einem Überlappungsverhältnis gegen eins groß. Folglich ist bei einem kleinen Überlappungsverhältnis die Wahrscheinlichkeit für einen Partikelauswurf groß. Besonders bei den unteren beiden Temperaturen, 200 & 400 °C, bei denen das Tribosystem hauptsächlich von Adhäsion gekennzeichnet ist, wurde ein deutlicher Verschleißrückgang mit steigendem Überlappungsverhältnis ermittelt. Damit wurde die zuvor diskutierte Verschleißabhängigkeit gegenüber

der Partikelauswurfpfadlänge eindeutig nachgewiesen.

Aufgrund identischer Verschleißmechanismen, einem vergleichbaren Atmosphäreneinfluss und höheren Verschleißraten für das Modellexperiment und das Systemexperiment mit geschlitzten Buchsen wird dem sich nicht ausbildenden Partikelbett als dritter Körper eine signifikante Rolle als Verschleißmechanismus zugeordnet. Dieser dritte Körper tritt nur beim Systemexperiment mit normalen Buchsen auf, dessen Geometrie den Partikelauswurf erschwert. Daraus wird schlussgefolgert, dass die Kontaktgeometrie und vor allem die Auswurf- und Wiedereintrittswahrscheinlichkeit von Verschleißpartikeln ein signifikant wichtiger Einflussfaktor für ungeschmierte, tribologische Systeme ist.

# 8 Kapitelübergreifende Diskussion

Im folgenden Kapitel werden die beiden untersuchten Materialsysteme verglichen, sowie die materialübergreifende Anwendung bereits etablierter Verschleißmodelle überprüft. Abschließend wird die genutzte Versuchsmethodik bewertet und Handlungsempfehlungen für die experimentelle tribologische Materialcharakterisierung bei hohen Temperaturen gegeben.

## 8.1 Einflüsse in der Hochtemperaturtribologie

Die, in der vorliegenden Arbeit untersuchten Einflüsse auf das Verschleißverhalten der beiden Materialpaarungen, sowie weitere wichtige Eigenschaften sind in Tabelle 8.1 zusammengefasst.

Bei beiden Materialien dominiert der Temperatureinfluss, sodass zur besseren Beschreibung des tribologischen Verhaltens die Aufteilung in ein unteres und ein oberes Temperaturregime vorgenommen wird. Im unteren Temperaturbereich dominiert bei Materialpaarung A im Modellversuch die Abrasion mit hoher Reibung und erhöhter Verschleißrate. Materialpaarung B verschleißt hingegen adhäsiv, mit mittlerer Reibung und sehr hoher Verschleißrate. Im Systemexperiment dominiert hingegen Materialübergreifend die Ausbildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers, mit vergleichbaren Reibwerten und Verschleißraten. Im oberen Temperaturbereich, der ab 500 bis 600 °C je nach Materialpaarung definiert ist, wurde bei beiden Experimenten und Materialien die Ausbildung eines verschleiß- und reibungsminimierenden Glazelayers nachgewiesen.

Kein bereits etabliertes Verschleißmodell ist ohne Anpassungen in der Lage dieses temperaturabhängige tribologische Verhalten der Materialien, egal ob adhäsiv oder abrasiv, abzubilden. Besonders, wenn berücksichtigt wird, dass sich im unteren Temperaturbereich je nach Partikelauswurf bzw. Kontaktgeometrie, die dominierenden Mechanismen verändern. Infolgedessen würde nur die Weiterentwicklung des Verschleißmodells nach Jiang (vgl. Kapitel 2.4.4) sinnvoll erscheinen, dass auf einer komplexen Beschreibung der Verschleißpartikel beruht und damit um den Geometrieeinfluss erweitert werden müsste. Es ist jedoch in Frage zu stellen, ob diese Modellbeschreibung durch die Erweiterung noch praktikabel ist, da Sie bereits in der jetzigen Form keine Anwendung findet.

Im oberen Temperaturregime mit Glazelayerausbildung wurde kein eindeutiger Geometrieeinfluss nachgewiesen, sowohl für *Materialpaarung A*, als auch *Materialpaarung B*. Dies stützt die Hypothese eines thermisch aktivierten, tribologisch unterstützten Sinterprozesses, der Materialübergreifend zur Bildung eines Glazelayers führt [6, 17, 85, 117, 122, 125].

Tabelle 8.1: Einflüsse auf das tribologische Verhalten zweier Materialpaarungen

Eigenschaften	<i>Materialpaarung A</i>		<i>Materialpaarung B</i>	
	Modellexp.	Systemexp.	Modellexp.	Systemexp.
<b>Hochverschleißbereich</b>	RT – 500 °C	RT – 500 °C	RT – 400 °C	RT – 400 °C
Verschleißmechanismus	Abrasion	Partikelbett bzw. 3. Körper	Adhäsion	Partikelbett bzw. 3. Körper
energetischer Reibwert	0,6 - 0,7	0,5 - 0,65	0,55 - 0,65	0,5 - 0,65
maximale Verschleißraten in $10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$	95	10,5	56,5	10,5
<b>HT-Regime (Glazelayer)</b>	600 – 800 °C	600 – 800 °C	500 – 800 °C	500 – 800 °C
energetischer Reibwert	0,75 bzw. 0,33 für $\geq 700 \text{ }^\circ\text{C}$	0,6 bzw. 0,35 für $\geq 700 \text{ }^\circ\text{C}$	0,6 bzw. 0,5 für $\geq 700 \text{ }^\circ\text{C}$	0,47 bzw. 0,4 für $\geq 700 \text{ }^\circ\text{C}$
<b>Zeiteinfluss</b>	nach Einlauf linearer Verschleißanstieg	nicht untersucht	nach Einlauf linearer Verschleißanstieg ( $T < T_{GL}$ ) <sup>a</sup>	nach Einlauf linearer Verschleißanstieg ( $T < T_{GL}$ )
<b>Normalkrafteinfluss</b>	linearer Verschleißanstieg für $T < T_{GL}$	nicht untersucht	linearer Verschleißanstieg <sup>a</sup> für $T < T_{GL}$	parabolischer Verschleißanstieg für $T < T_{GL}$
<b>Hubeinfluss</b>	linearer Verschleißanstieg	nicht untersucht	linearer Verschleißanstieg	nicht untersucht
<b>Atmosphäreneinfluss (Abgas)</b>	Verschleißanstieg im Hochverschleißbereich	kein Effekt	Verschleißrückgang im Hochverschleißbereich	Verschleißanstieg ausschließlich bei 700 °C
Mechanismus in Abgasatmosphäre	Adhäsion	wie in Luft	Triboschichtbildung (C-reich)	Adhäsion/Oxidation

<sup>a</sup>Zu erwarten nach Systemexperimenten mit geschlitzter Buchse

Zwischen den untersuchten Materialpaarungen unterscheidet sich jedoch die Grenztemperatur, oberhalb derer ein Glazelayer ausgebildet wird (*Materialpaarung A*:  $T \geq 600 \text{ }^\circ\text{C}$ ; *Materialpaarung B*:  $T \geq 500 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Folglich müsste ein weiterentwickeltes, partikelbasiertes Verschleißmodell zusätzlich die Sintereigenschaften von unterschiedlichen Oxiden berücksichtigen. Spätestens mit dieser Erweiterung würde das Modell zu einer hochkomplexen Beschreibung heranwachsen, dessen einfache Anwendung stark beschränkt ist und damit auch dessen Nutzen sinkt.

Neben der Temperatur ist die Belastungsdauer bzw. der Reibweg ein weiterer wichtiger Einflussfaktor auf das tribologische Verhalten. Vor allem an *Materialpaarung B* wurde im Modell- und Systemexperiment ermittelt, dass nach einem initialen Einlauf des Systems zur geometrischen Anpassung der Kontaktflächen und zur Ausbildung der tribologischen Mechanismen, ein annähernd linearer Verschleißanstieg mit der Belastungsdauer folgt. Dieser Verschleißanstieg wurde auch im oberen Temperaturbereich mit ausgebildetem Glazelayer nachgewiesen und steht damit in klarem Kontrast zu den Verschleißmodellen nach Jiang und Dreano (vgl. Kapitel 2.4.4 & 2.4.4), die von einer vollständigen Verschleißverhinderung ausgehen. Folglich kann zur Abschätzung und Beschreibung der zeitlichen Verschleißentwicklung unabhängig vom dominierenden Mechanismus (Abrasion, Adhäsion, dritter Körper, Glazelayer) das Verschleißmodell nach Archard herangezogen werden.

In erster Näherung kann auch der Normalkrafteinfluss mit einem linearen Verschleißanstieg bei beiden Materialsystemen durch das Verschleißmodell nach Archard beschrieben werden. Hierbei sind jedoch Ausnahmen für die Bildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers und im Glazelayerregime zu machen. Im Systemexperiment mit *Materialpaarung B* wurde nämlich die höchste Verschleißrate nicht bei der höchsten Normalkraft ermittelt, was auf eine Veränderung der Partikelströme innerhalb des dritten Körpers sowie deren Agglomerationsverhalten hindeutet. Weiterhin wurde im Modellexperiment der *Materialpaarung A* bei hohen Temperaturen und der Glazelayerbildung keine signifikante Veränderung des Verschleißniveaus bei höheren Normalkräften ermittelt. Dies wird auf den notwendigen Einlauf des Tribosystems zur Bildung des Glazelayers zurückgeführt, den auch Dreano et al. [117] für einen Kobalt-basierten Glazelayer ermittelten. Die Normalkraft scheint hier nur einen geringen Effekt auf die Einlaufprozesse zu haben, die wiederum den größten Teil des messbaren Verschleißniveaus aus machen, weshalb keine Unterschiede festgestellt wurden.

Weiterhin wurde am Modellexperiment mit beiden Materialpaarungen der Einfluss des Hubes / der Frequenz untersucht. Bei einer Zunahme der Frequenz wurde ein Verschleißrückgang ermittelt, der nicht durch die stärkere Oxidation und das Verschleißmodell nach Quinn (vgl. Kapitel 2.4.4) erklärt werden kann. Vielmehr nimmt der Verschleiß mit zunehmendem Hub annähernd linear zu, sowohl für den unteren als auch für den oberen Temperaturbereich. Als Ursache wird die mit dem Hub zunehmende Partikelauswurfrate gesehen, da der Anteil des Kontaktbereichs im Bezug zur Gesamtverschleißfläche abnimmt und damit ein Auswurf von Partikeln aus dem Kontaktbereich wahrscheinlicher wird. Ein vergleichbarer Einfluss wurde von Shipway et al. [143] ermittelt, und in deren Verschleißmodell des ratenbestimmenden Prozesses (vgl. Kapitel 2.4.4) implementiert. Dabei wurde für Fretting ebenfalls ein Zusammenhang zwischen dem aufgebrachten Hub und der Partikelauswurfrate postuliert, der von Baydoun et al. [200] eindeutig nachgewiesen wurde. Folglich ist das Verschleißmodell des ratenbestimmenden Prozesses nach Shipway nicht nur für Fretting anwendbar, sondern auch auf reversierende Modellexperimente mit Hüben im mm-Bereich erweiterbar. Besonderes Augenmerk dieser Arbeit liegt in der Identifikation des Atmosphäreneinflusses von Dieselabgas auf das tribologische Verhalten. Im Modellversuch, bei dem sich kein signifikantes Partikelbett bzw. dritter Körper ausbildet, wurde im unteren Temperaturbereich Effekte durch eine dieselabgasähnliche Atmosphäre festgestellt. Bei der abrasiv verschleißenden *Materialpaarung A* führt der Atmosphärenwechsel zu einem Verschleißanstieg gekoppelt mit einem Mechanismenwechsel zur Adhäsion. Bei der adhäsiv verschleißenden *Materialpaarung B* tritt hingegen ein atmosphärenbedingter Verschleißrückgang mit einer

kohlenstoffhaltigen Triboschichtbildung auf. Folglich ist die Modellvorstellung von Zum Gahr [89], die mit einer Abnahme der chemischen Reaktivität durch den geringeren Sauerstoffanteil von einem adhäsiv bedingten Verschleißanstieg ausgeht, nicht auf jegliche Materialsysteme übertragbar. Vielmehr sind, wie Velkavrh et al. [16, 17] sowie Ausserer et al. [18] postuliert haben, nicht der Sauerstoffgehalt oder die chemische Reaktivität der Gase entscheidend, sondern die auftretenden triboochimischen Reaktionen und Wechselwirkungen bestimmen das tribologische Verhalten in diesen Atmosphären. Folglich ist es nicht möglich grundsätzliche Verständnismodelle zum Atmosphäreneinfluss zu entwickeln und zu etablieren, da dies individuell vom Materialsystem und der Atmosphärenzusammensetzung abhängig ist. Wenn zusätzlich berücksichtigt wird, dass beim Systemexperiment im unteren Temperaturbereich diese atmosphärenbedingten Effekte nicht auftreten, und somit neben den triboochimischen Reaktionen auch die Kontaktgeometrie den Atmosphäreneinfluss bedingt, wird die Beschreibung durch ein Verschleißmodell hochkomplex.

Für den Hochtemperaturbereich und die dabei dominierenden Eisen- und Kobalt-basierten Glazelayer wurde unabhängig von der Kontaktgeometrie keine signifikante Beeinflussung durch den Atmosphärenwechsel zu Dieselabgas ermittelt. Einzig die adhäsive Verschleißerhöhung bei 700 °C der *Materialpaarung B* gilt es weiter zu untersuchen und tiefgehend zu analysieren. Damit wurde eindeutig nachgewiesen, dass der geringe Sauerstoffanteil von ca. 3,5 Vol.% im Dieselabgas für die Erzeugung von oxidierten Verschleißpartikeln und die anschließende Glazelayerbildung ausreichend ist. Dieses Ergebnis wird ebenfalls durch das Verschleißmodell von Jiang (vgl. Kapitel 2.4.4) abgebildet, das damit bekräftigt wird und zur Abschätzung des Atmosphäreneinflusses auf die Glazelayerbildung im HT-Bereich herangezogen werden kann. Weiterhin wird die Arbeit von Hirsch und Neu [154] bestätigt, die selbst mit 0,5 Vol.% Sauerstoff bei Temperaturen von 550 °C keine Veränderung der tribologischen Mechanismen ermittelt haben. Eine Verhinderung der Glazelayerausbildung und ein Anstieg der Adhäsion, die in Inertgasatmosphären nachgewiesen wurde [19–21], ist somit nur bei sehr geringen Sauerstoffanteilen zu erwarten.

## 8.2 Materialbewertung

Da in dieser Arbeit zwei unterschiedliche Materialpaarungen tiefgehend untersucht wurden, ist mit den vorgestellten Ergebnissen und diskutierten Erkenntnissen außerdem eine Materialbewertung möglich.

Wie bereits bei der vorherigen Diskussion der Einflussfaktoren spielt auch bei der Materialauswahl die Temperatur eine dominierende Rolle. Da für die Materialpaarungen unterschiedliche Temperaturen nachgewiesen wurden, oberhalb derer eine verschleiß- und reibungsmindernde Glazelayer-Bildung auftritt (*Materialpaarung A*:  $T \geq 600^\circ\text{C}$ ; *Materialpaarung B*:  $T \geq 500^\circ\text{C}$ ), ergibt sich damit ein wichtiges Auslegungskriterium. Folglich ist beispielsweise die Nutzung der *Materialpaarung B* bereits bei Einsatztemperaturen um  $500^\circ\text{C}$  sinnvoll. Jedoch ist diese *Materialpaarung B* hinsichtlich der maximalen Einsatztemperaturen begrenzt, da bei  $800^\circ\text{C}$  eine starke Oxidation des Grundmaterials auftritt. Für höhere Temperaturen ist demnach *Materialpaarung A* zu empfehlen.

Werden die tribologischen Kontaktstellen hingegen hauptsächlich im unteren Temperaturbereich belastet, in dem das Hochverschleißregime dominiert, ist besonderes Augenmerk auf die Kontaktgeometrie und die möglichen Partikelauswurfpfade zu legen. Werden ausreichend Partikel im Kontakt gehalten, sodass sich ein Partikelbett bzw. dritter Körper ausbildet, zeigen beide Materialpaarungen vergleichbare Verschleißraten und Reibwerte. Damit wäre ein Einsatz der preiswerteren und umweltschonenderen *Materialpaarung B* mit austenitischem Gusseisen zu vertreten. Tritt jedoch erhöhter Partikelauswurf aus der Kontaktgeometrie, wie beim Modellexperiment oder mit geschlitzten Buchsen auf, ist die verschleißresistenter *Materialpaarung A* zu wählen. Liegt besonderer Fokus auf niedriger Reibung bei hohem Partikelauswurf, wird *Materialpaarung B* empfohlen.

## 8.3 Methodenbewertung

Neben der Bewertung der untersuchten Einflussfaktoren auf das tribologische Verhalten und der Werkstoffbewertung ist mit dieser Arbeit zusätzlich die Bewertung der verwendeten experimentellen Methoden möglich. Die Modellexperimente sind geeignet um schnell und effizient das zu erwartende tribologische Verhalten bei offenen Kontaktgeometrien sowie die Temperaturbereiche der Glazelayerentstehung zu identifizieren. Da mit der gewählten Linieneinkontaktgeometrie nach dem Einlauf ähnliche geometrische Pressungen wie beim Systemexperiment, sowie in der Anwendung sichergestellt wurden, sind vergleichbare Kontakttemperaturen zu erwarten. Dies zeigt sich durch die zwischen den Experimenten vergleichbaren Temperaturbereiche der tribologischen Mechanismen und Verschleißraten. Bei der Auswahl der Kontaktgeometrie für Modellexperimente sollte neben vergleichbaren Pressungsniveaus auf ähnliche Partikelauswurfwege und Bewegungsmuster wie in der Anwendung geachtet werden. Ansonsten können veränderte tribologische Mechanismen auftreten, die wiederum die Auswirkungen der weiteren Einflussfaktoren beeinträchtigen und gegebenenfalls die Übertragung auf die Anwendung stark einschränken. Auf Grund dieser Erkenntnisse wird empfohlen, wie in Abbildung 8.1 schematisch aufgeführt, neben den bekannten und vielfach

untersuchten Einflussfaktoren eines tribologischen Systems auch die Kontaktgeometrie und hier besonders den Partikelauswurf zu berücksichtigen. Werden diese Randbedingungen bei der Definition und Auswahl der Kontaktgeometrie berücksichtigt, kann bereits mit einfachen Modellexperimenten das zu erwartende Verschleißverhalten abgeschätzt werden.

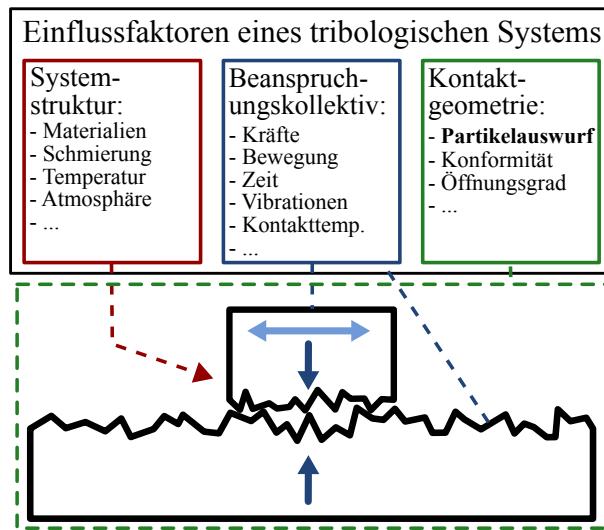


Abbildung 8.1: Einflussfaktoren auf ein tribologisches System, unterteilt in Systemstruktur, Beanspruchungskollektiv sowie die Kontaktgeometrie (aus [11] adaptiert von [51])

Hingegen muss zur Ermittlung von Verschleißraten, die direkt auf die Anwendung übertragbar sind und zur Auslegung der Systeme benötigt werden, bei der tribologischen Charakterisierung die gleiche Kontaktgeometrie wie in der Anwendung genutzt werden. Nur so kann sichergestellt werden, dass sich einerseits die tribologischen Mechanismen aus der Anwendung ausbilden und andererseits Effekte, die sich durch veränderte Atmosphären in der Anwendung ergeben, belastbar wiedergegeben werden. Dies zeigt, dass zusätzlich zu Modellexperimenten aufwändige und kostenintensive Systemexperimente benötigt werden, um eine anwendungsspezifische tribologische Werkstoffqualifizierung korrekt und belastbar durchzuführen.

# 9 Zusammenfassung und Ausblick

## 9.1 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurden unterschiedliche Einflüsse in der Hochtemperaturtribologie systematisch untersucht, um das Verständnis der dominierenden Verschleißmechanismen sowie deren Wechselwirkungen weiterzuentwickeln und die Anwendung etablierter Verschleißmodelle zu überprüfen. Besonderer Fokus lag dabei auf der Untersuchung des Atmosphäreneinflusses, der sich durch die abzubildende Anwendung in Abgassträngen von Verbrennungsmotoren ergibt, sowie auf dem Einfluss unterschiedlicher Kontaktgeometrien, da sich das verwendete Modell- und Systemexperiment in diesem Punkt deutlich unterscheiden. Die tiefgehenden Untersuchungen wurden an zwei Materialpaarungen durchgeführt, einerseits einer abrasiv verschleißenden Kobaltbasis-Paarung (*Materialpaarung A*) und andererseits einer adhäsiv verschleißenden Gusseisen/hartverchromter Warmarbeitsstahl-Paarung (*Materialpaarung B*).

Als wichtiger Einflussfaktor auf das tribologische Verhalten beider Materialpaarungen ist die Temperatur anzusehen, da mit diesem Faktor die wirkenden Verschleißmechanismen beeinflusst und verändert werden. Im unteren Temperaturbereich bis 400 - 500 °C tritt unabhängig vom Experiment und der Materialpaarung ein Hochverschleißbereich auf, der von Abrasion, Adhäsion oder der Bildung eines Partikelbetts bzw. dritten Körpers gekennzeichnet ist. Das Verschleißverhalten im oberen Temperaturbereich ab 600 °C ist experiment- und materialübergreifend von der Ausbildung eines Glazelayers charakterisiert, der verschleiß- und reibungsmindernd wirkt. Weitere Einflussfaktoren wie die Normalkraft, der Hub/die Reversierstrecke und die Zeit zeigen in den jeweiligen Temperaturbereichen bekannte Auswirkungen, die durch etablierte, mathematische Verschleißmodelle von Archard, Quinn, Jiang oder auch Dréano abgeschätzt werden können. Jedoch ist keines dieser Modelle in der Lage die Verschleißverhalten über den gesamten untersuchten Temperaturbereich bis 800 °C wiederzugeben, weshalb deren Anwendung nur in einzelnen Temperaturbereichen zu empfehlen ist.

Der Einfluss der Umgebungsatmosphäre auf die Verschleißverhalten ist ebenfalls stark temperaturabhängig und wirkt sich sehr unterschiedlich auf die jeweilige Materialpaarung aus. Bei der abrasiv verschleißenden *Materialpaarung A* kommt es bei einem Wechsel von Luft in eine abgasähnliche CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Atmosphäre zu einem signifikanten Verschleißanstieg. Neben einem Wechsel der Verschleißmechanismen von Abrasion zu Adhäsion tritt eine tribochemischen Karbidbildung auf. Dieser Atmosphärenwechsel bewirkt bei der adhäsiven *Materialpaarung B* einen leichten Verschleißrückgang, der mit einer sinkende Graphitoxidation, dessen verschleißmindernden Wirkung, und/oder einer tribochemischen Karbonatbildung zu erklären ist. Das bei der geschlossenen Kontaktgeometrie des Systemexperiments

materialübergreifend auftretende Partikelbett bzw. dritter Körper wird hingegen nicht durch den Atmosphärenwechsel zu Abgas beeinflusst. Weiterhin wurde experimentübergreifend das Glazelayerregime im Hochtemperaturbereich durch den Wechsel zu einer geringfügig sauerstoffhaltigen Atmosphären nicht signifikant verändert. Folglich ist bei einem Wechsel zu sauerstoffreduzierten Atmosphären nicht automatisch mit steigenden adhäsiven Verschleißanteilen zu rechnen. Vielmehr sind die resultierenden triboochemischen Reaktionen zwischen den Atmosphärenbestandteilen und den Materialoberflächen und deren Produkte entscheidend und bedingen das tribologische Materialverhalten.

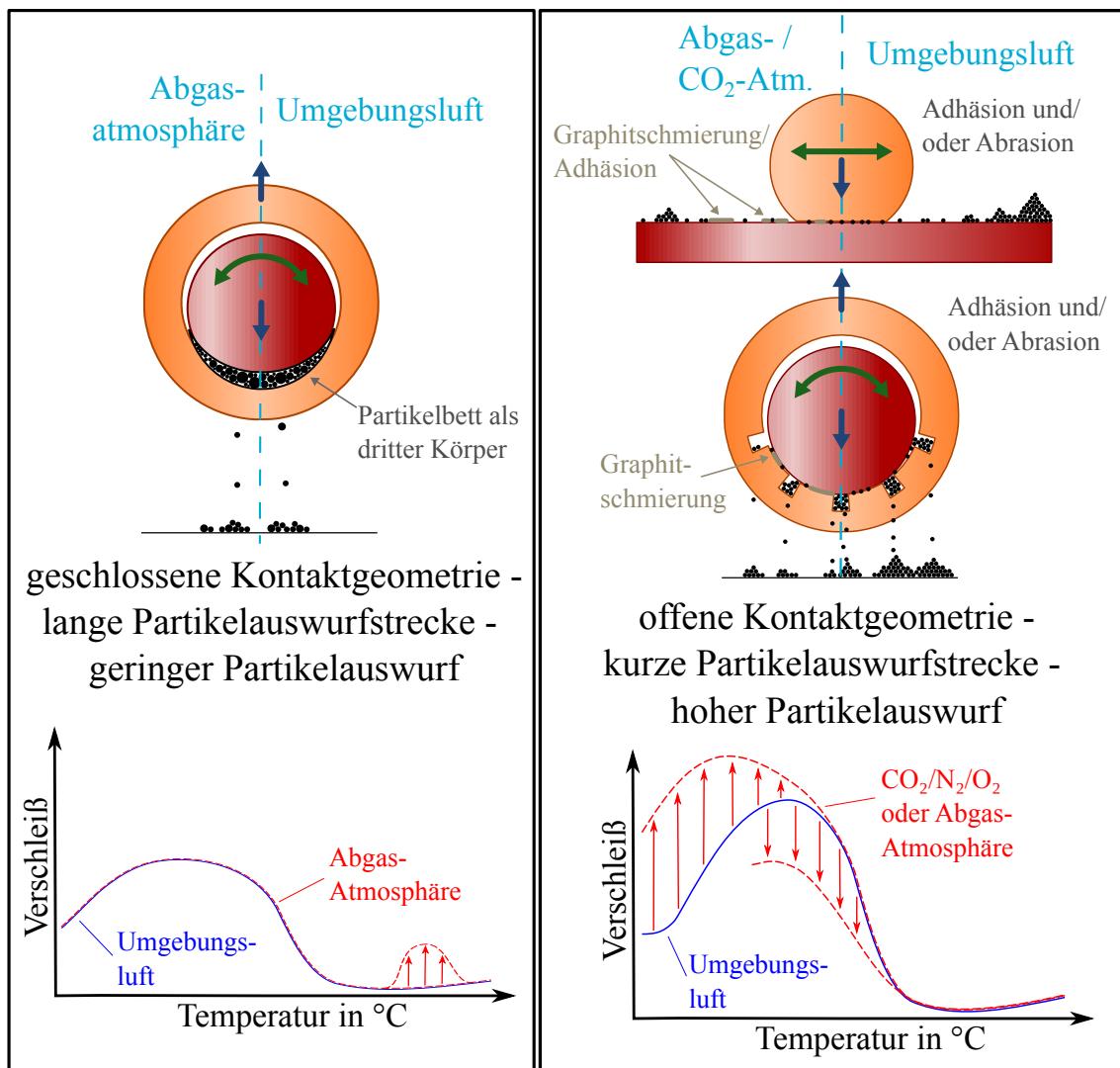


Abbildung 9.1: Schematische Darstellung des Kontaktgeometrieeinflusses auf die tribologischen Mechanismen und die resultierenden, atmosphärenabhängigen Verschleißverhalten beider Materialsysteme; adaptiert von [11]

Mit den Unterschieden zwischen den beiden verwendeten experimentellen Methoden, sowie den zusätzlichen Versuchen mit geschlitzter Wellen-Buchsen-Kontaktgeometrie wurde

gezeigt, welche entscheidende Rolle die verwendete Kontaktgeometrie spielt. Die ermittelten Zusammenhänge dieser Arbeit sind in Abbildung 9.1 schematisch dargestellt. Bei einem geschlossenen Kontakt mit langer Partikelauswurfstrecke wie im Systemexperiment bildet sich unabhängig vom Materialsystem ein verschleißminderndes Partikelbett aus. Dabei wird die verschleißmindernde Wirkung und Ausbildung nicht durch einen Atmosphärenwechsel zu Abgas beeinflusst. Bei einem offenen Kontakt mit kurzer Partikelauswurfstrecke, wie im Modellexperiment oder mit geschlitzter Buchsengeometrie treten hingegen höhere Verschleißraten auf und die Verschleißverhalten werden durch die klassischen Mechanismen wie Abrasion und Adhäsion dominiert. Hier kommt es bei einem Atmosphärenwechsel je nach Materialsystem zu unterschiedlichen tribochemischen Reaktionen, die sowohl zu einem Verschleißanstieg als auch zu einem Rückgang führen können. Folglich ist neben der Systemstruktur sowie dem Beanspruchungskollektiv mit vielen bereits gut beschreibbaren Parametern auch die Kontaktgeometrie und hier besonders der Partikelauswurf eine weiterer wichtiger Einflussfaktor eines tribologischen Systems.

## 9.2 Ausblick

In der Diskussion dieser Arbeit wurde ersichtlich, dass die *Materialpaarung B* bei 700 °C tiefergehender analysiert und weitere Experimente durchgeführt werden müssen um den adhäsiven Verschleißanstieg im Abgas belastbar nachzuweisen und begründen zu können.

Weiterhin zeigt diese Arbeit auf, dass die Atmosphäre für ungeschmierte tribologische Systeme ein wichtiger Einflussfaktor ist, der das Verhalten signifikant verändern kann. Gerade im Hinblick auf die abzubildende Anwendung in Abgassträngen von Verbrennungsmotoren führt der zukünftige Technologiewechsel zu Wasserstoff als Energieträger zu unbekannten Auswirkungen auf die tribologischen Systeme. Durch die Wasserstoffverbrennung ist mit höheren Wassergehalten im Abgas zu rechnen, wie neuere Veröffentlichungen zeigen [221, 222]. Das Ziel weiterführender Untersuchungen am Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik IWM innerhalb des öffentlich geförderten IGF-Projekts (Nr. 01IF23507N) ist den Einfluss dieser veränderten Atmosphären, die annähernd kein CO<sub>2</sub> beinhalten, zu analysieren.

Auf den Erkenntnissen des Kontaktgeometrieeinflusses und der Wirkung der Verschleißpartikel als trennender dritter Körper aufbauend, sind weiterführende Untersuchungen auch in diesem Themenbereich anzustreben. Da es im wissenschaftlichen Kontext an tiefergehenden sowie publizierten Arbeiten mangelt, die sich explizit mit den erzeugten Verschleißpartikeln bei Systemexperimenten befassen ist hier ein entsprechender Verständnisgewinn zu erwarten. Ein erster Schritt in diese Richtung wurde von Scherret [223] gemacht, der beispielsweise die Partikelgrößenverteilungen systematisch untersuchte. Aber auch Prüftechnisch können die bereits etablierten Methoden beispielsweise durch einen angeschlossenen Partikelzähler/-analysator weiterentwickelt werden, der eine In-Situ Verschleißratenbestimmung ermöglicht. Möglicherweise ist anhand der gemessenen Größenverteilungen oder Zusammensetzungen auch ein Rückschluss auf die aktuell wirkenden Verschleißmechanismen möglich, was gerade für Versuche mit transienter Temperaturlösung ein großer Vorteil wäre.

---

# Literatur

- [1] D. Linsler, F. Schröckert und M. Scherge. „Influence of subsurface plastic deformation on the running-in behavior of a hypoeutectic AlSi alloy“. In: *Tribology International* 100 (2016), S. 224–230.
- [2] T. Amann, F. Gatti, N. Oberle et al. „Galvanically induced potentials to enable minimal tribochemical wear of stainless steel lubricated with sodium chloride and ionic liquid aqueous solution“. In: *Friction* 6.2 (2018), S. 230–242.
- [3] F. Gatti, T. Amann, A. Kailer et al. „Towards programmable friction: control of lubrication with ionic liquid mixtures by automated electrical regulation“. In: *Scientific reports* 10.1 (2020). 17634.
- [4] H. Czichos, R. S. Cowan, K.-H. Habig et al., Hrsg. *Tribologie-Handbuch: Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*. 5. Aufl. Wiesbaden, Deutschland: Springer Vieweg, 2020.
- [5] S. Fouvry und R. Merhej. „Introduction of a power law formulation to quantify the contact size effects on friction and wear responses of dry oscillating sliding contacts: Application to a chromium steel interface“. In: *Wear* 301.1-2 (2013), S. 34–46.
- [6] A. Dreano, S. Fouvry und G. Guillonneau. „Understanding and formalization of the fretting-wear behavior of a cobalt-based alloy at high temperature“. In: *Wear* 452-453 (2020). 203297.
- [7] A. Dreano, S. Baydoun, S. Fouvry et al. „Influence of a pre-existing glaze layer on the fretting-wear response of HS25 cobalt-based alloy subjected to various temperature conditions“. In: *Wear* 488-489 (2022).
- [8] J. Hardell und B. Prakash. „High-temperature friction and wear behaviour of different tool steels during sliding against Al–Si-coated high-strength steel“. In: *Tribology International* 41.7 (2008), S. 663–671.
- [9] A. Renz, B. Prakash, J. Hardell et al. „High-temperature sliding wear behaviour of Stellite®12 and Tribaloy®T400“. In: *Wear* 402-403 (2018), S. 148–159.
- [10] A. Roy, V. Jalilvand, S. Mohammadkhani et al. „Enhanced Wear Resistance of Cobalt Oxide Over Nickel Oxide“. In: *Tribology Letters* 71.3 (2023). 99.
- [11] T. König, Z. Sang, P. Daum et al. „Importance of contact geometry for experimental tribological research of austenitic cast iron at high temperatures“. In: *Wear* (2025). 206001.
- [12] T. Wollmann, S. Nitschke, T. Klauke et al. „Investigating the friction, wear and damage behaviour of plain bearing bushes of the variable stator vane system“. In: *Tribology International* 165 (2022). 107280.

- 
- [13] K. Meyer und L. Deters. „Hochtemperatur-Verschleißverhalten der Wastegate-Lagerung von Abgasturboladern für Otto-Motoren“. Dissertation. Aachen, Deutschland: Shaker-Verlag: Fortschritte in der Maschinenkonstruktion; Fakultät für Maschinenbau, Universität Magdeburg, 2011.
  - [14] R. van Basshuysen und F. Schäfer, Hrsg. *Handbuch Verbrennungsmotor: Grundlagen, Komponenten, Systeme, Perspektiven*. 8., vollst. überarb. u. erw. Auflage. SpringerLink Bücher. Wiesbaden, Deutschland: Springer Vieweg, 2017.
  - [15] A. F. Smith. „Influence of environment on the unlubricated wear of 316 stainless steel at room temperature“. In: *Tribology International* 19.1 (1986), S. 3–10.
  - [16] I. Velkavrh, F. Ausserer, S. Klien et al. „The effect of gaseous atmospheres on friction and wear of steel–steel contacts“. In: *Tribology International* 79 (2014), S. 99–110.
  - [17] I. Velkavrh, F. Ausserer, S. Klien et al. „The influence of temperature on friction and wear of unlubricated steel/steel contacts in different gaseous atmospheres“. In: *Tribology International* 98 (2016), S. 155–171.
  - [18] F. Ausserer, S. Klien, I. Velkavrh et al. „Investigations of the sliding and wear behaviour in various gaseous atmospheres using a SRV testing apparatus“. In: *Tribologie und Schmierungstechnik* 63 (2016), S. 22–28.
  - [19] A. Ahmadi, F. Sadeghi und S. Shaffer. „In-situ friction and fretting wear measurements of Inconel 617 at elevated temperatures“. In: *Wear* 410-411 (2018), S. 110–118.
  - [20] M. S. Rahman, J. Ding, A. Beheshti et al. „Helium Tribology of Inconel 617 at Elevated Temperatures up to 950°C: Parametric Study“. In: *Nuclear Science and Engineering* 193.9 (2019), S. 998–1012.
  - [21] R. C. Bill. „The role of oxidation in the fretting wear process“. In: *International Conference on Wear of Materials* AVRACOM-TR-80-C-15; NASA-TM-81570 (1980).
  - [22] T. Eidenböck, K. Mayr, W. Neuhauser et al. „Der Neue Sechszylinder-Dieselmotor Von BMW Mit Drei Turboladern Teil 1: Triebwerk Und Aufladesystem“. In: *MTZ - Motortechnische Zeitschrift* 73.10 (2012), S. 754–760.
  - [23] F. Schmitt. „Leistungsstarke Turboaufladung für Pkw-Dieselmotoren“. In: *MTZ - Motortechnische Zeitschrift* 75.3 (2014), S. 26–35.
  - [24] F. Eichler, J. Kahrstedt, E. Pott et al. „Euro-6-Motoren für die Nutzfahrzeuge von Volkswagen“. In: *MTZ - Motortechnische Zeitschrift* 76.7-8 (2015), S. 38–45.
  - [25] R. Berndt, R. Pohlke, C. Severin et al. „Mehrstufige Aufladung für Downsizing mit abgesenktem Verdichtungsverhältnis“. In: *MTZ - Motortechnische Zeitschrift* 76.9 (2015), S. 26–35.
  - [26] H. Wei, T. Zhu, G. Shu et al. „Gasoline engine exhaust gas recirculation – A review“. In: *Applied Energy* 99 (2012), S. 534–544.

- 
- [27] S. Schneider, R. Lutz und J. Curras-Gude. „Kombinierte Hochdruck-Niederdruck-Abgasrückführung für Nutzfahrzeug-Dieselmotoren“. In: *MTZ - Motortechnische Zeitschrift* 81.1 (2020), S. 16–23.
- [28] A. Horvath, H. F. Seitz, J. Gelter et al. „Der zukünftige Motor für schwere Nutzfahrzeuge - Grundmotorkonzept zur maximalen CO<sub>2</sub>-Reduktion“. In: *MTZ - Motortechnische Zeitschrift* 81.10 (2020), S. 68–72.
- [29] Deutsche Energie-Agentur GmbH (dena), Hrsg. *dena-Leitstudie Aufbruch Klimaneutralität*. Berlin Deutschland, 1. Okt. 2021. URL: [https://www.dena.de/fileadmin/dena/Publikationen/PDFs/2021/Abschlussbericht\\_dena-Leitstudie\\_Aufbruch\\_Klimaneutralitaet.pdf](https://www.dena.de/fileadmin/dena/Publikationen/PDFs/2021/Abschlussbericht_dena-Leitstudie_Aufbruch_Klimaneutralitaet.pdf) (besucht am 12.05.2025).
- [30] G. Luderer, C. Kost und D. Sörgel, Hrsg. *Deutschland auf dem Weg zur Klimaneutralität 2045 - Szenarien und Pfade im Modellvergleich*. Potsdam Deutschland: Potsdam Institute for Climate Impact Research, 2021.
- [31] e-mobil BW GmbH – Landesagentur für neue Mobilitätslösungen und Automotive Baden-Württemberg, Hrsg. *Systemvergleich zwischen Wasserstoffverbrennungsmotor und Brennstoffzelle im schweren Nutzfahrzeug: Eine technische und ökonomische Analyse zweier Antriebskonzepte*. Stuttgart Deutschland, 1. Juni 2021. URL: [https://www.e-mobilbw.de/fileadmin/media/e-mobilbw/Publikationen/Studien/e-mobilBW-Studie\\_H2-Systemvergleich.pdf](https://www.e-mobilbw.de/fileadmin/media/e-mobilbw/Publikationen/Studien/e-mobilBW-Studie_H2-Systemvergleich.pdf) (besucht am 12.05.2025).
- [32] A. Geyer, K. Wintrich und L. Steinert. *Auslegung von Hochtemperatur-Buchsen (Wastegate): Werkstoffkombinationen, thermisches Verhalten und Korrosion*. Dresden, Deutschland: Aufladetechnische Konferenz, 2010.
- [33] A. A. Schmidt, J. Plánka, T. Schmidt et al. „Validation of a dry sliding wear simulation method for wastegate bearings in automotive turbochargers“. In: *Tribology International* 155.10 (2021). 106711.
- [34] T. Schellack. *Werkstoffeinsatz in der Waste-Gate-Kinematik des Abgasturboladers – Vorentwicklung und Lieferantenbewertung*. Györ, Ungarn: 5. Györer Tribologie- und Effizienztagung, 2018.
- [35] J. Bartling. *Pierburg pneumatische Abgasklappe*. Hrsg. von TZR-Motorsport. URL: <https://www.tzr-motorsport.de/Powersprint-pneumatischeAbgasklappe> (besucht am 03.04.2025).
- [36] Turbo & DPF Technology GmbH. *Turbolader Volkswagen T4*. URL: <https://turbocenter-owl.de/turbolader/vw/t4/turbolader-volkswagen-t4> (besucht am 03.04.2025).
- [37] KraftHand Medien GmbH. *3D-Schnitt VTG-Turbolader*. URL: [https://static.krafthand.de/uploads/2017/11/252517\\_e4d2ad1f86-1074x600.jpg](https://static.krafthand.de/uploads/2017/11/252517_e4d2ad1f86-1074x600.jpg) (besucht am 03.04.2025).
- [38] G. P. Merker. *Grundlagen Verbrennungsmotoren: Funktionsweise, Simulation, Messtechnik*. 7. Aufl. ATZ/MTZ-Fachbuch. Wiesbaden, Deutschland: Springer Fachmedien, 2014.
- [39] K. Schreiner. *Basiswissen Verbrennungsmotor*. Wiesbaden, Deutschland: Springer Fachmedien, 2020.

- 
- [40] K. H. Dietsche und Robert Bosch GmbH. *Kraftfahrtechnisches Taschenbuch*. Springer Vieweg, 2007.
  - [41] R. Bürgel, H. Jürgen Maier und T. Niendorf. *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen*. 4. Aufl. Praxis. Wiesbaden, Deutschland: Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien, 2011.
  - [42] C. Wagner. „Beitrag zur Theorie des Anlaufvorgangs“. In: *Zeitschrift für Physikalische Chemie* 21B.1 (1933), S. 25–41.
  - [43] M. N. Rahaman. *Ceramic processing*. 2. Aufl. Boca Raton, USA: CRC Press, 2017.
  - [44] P. Beiss. *Pulvermetallurgische Fertigungstechnik*. Berlin, Heidelberg, Deutschland: Springer, Imprint und Springer Vieweg, 2013.
  - [45] W. Schattenberg und K.-P. Wieters. *Pulvermetallurgie: Technologien und Werkstoffe*. 2. Aufl. VDI-Buch. Berlin, Deutschland: Springer, 2007.
  - [46] R. L. Coble. „Sintering Crystalline Solids. I. Intermediate and Final State Diffusion Models“. In: *Journal of Applied Physics* 32.5 (1961), S. 787–792.
  - [47] R. M. German. „1 - Thermodynamics of sintering“. In: *Sintering of Advanced Materials*. Hrsg. von Z. Z. Fang. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. Woodhead Publishing, 2010, S. 3–32.
  - [48] R. M. German. *Powder metallurgy science*. New York und Chichester: Wiley, 1984.
  - [49] P. Jost. *Lubrication (Tribology): A report on the present position and industry's needs*. Hrsg. von Department of Education and Science. London, 1966.
  - [50] W. J. Bartz. *Zur Geschichte der Tribologie*. Bd. 1. Handbuch der Tribologie und Schmierungstechnik. Ehningen bei Böblingen, Deutschland: Expert, 1988.
  - [51] L. Deters, A. Fischer, E. Santner et al. *Arbeitsblatt 7: Tribologie: Definitionen, Begriffe, Prüfung*. Hrsg. von Gesellschaft für Tribologie e.V. Jülich Deutschland, 2002. URL: [https://neu.gft-ev.de/wp-content/uploads/2002\\_AB\\_7\\_Tribologie.pdf](https://neu.gft-ev.de/wp-content/uploads/2002_AB_7_Tribologie.pdf) (besucht am 09.11.2024).
  - [52] J. Williams. „The Invention of Tribology: Peter Jost's Contribution“. In: *Lubricants* 12.3 (2024). 65.
  - [53] H. Jost. „Tribology — Origin and future“. In: *Wear* 136.1 (1990), S. 1–17.
  - [54] JSPMI. *State-of-art report on lubrication practice in Japan*. Hrsg. von Technical Research Institute. Japan, 1970.
  - [55] BMFT. *Forschungsbericht T76-36 Tribologie: (Nr: BMFT-FB-T76-36)*. Hrsg. von Bundesministerium für Forschung und Technologie. Westdeutschland, 1976.
  - [56] ASME. *Strategy for Energy Conservation Through Tribology*. New York, USA: American Society of Mechanical Engineers, 1977.
  - [57] ASME. *Strategy for Energy Conservation Through Tribology*. 2. Auflage. New York, USA: American Society of Mechanical Engineers, 1981.

- 
- [58] CMES. *An investigation on the application of tribology in China*. Hrsg. von Chinese Mechanical Engineering Society. Beijing, China, 1986.
  - [59] K. Holmberg und A. Erdemir. „Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions“. In: *Friction* 5.3 (2017), S. 263–284.
  - [60] K. Holmberg und A. Erdemir. „The impact of tribology on energy use and CO<sub>2</sub> emission globally and in combustion engine and electric cars“. In: *Tribology International* 135 (2019), S. 389–396.
  - [61] K. Meyer und H. Kloss. *Reibung und Verschleiss geschmierter Reibsysteme: Eine physikalisch-chemische Betrachtung geschmierter Reibsysteme*. Reihe Technik. Ehingen bei Böblingen: expert-Verl., 1993.
  - [62] F. Bauer. *Tribologie: prägnant und praxisrelevant*. Wiesbaden, Deutschland: Springer Fachmedien, 2021.
  - [63] M. Godet. „The third-body approach: A mechanical view of wear“. In: *Wear* 100.1-3 (1984), S. 437–452.
  - [64] Y. Berthier, M. Godet und M. Brendle. „Velocity Accommodation in Friction“. In: *Tribology Transactions* 32.4 (1989), S. 490–496.
  - [65] Y. Berthier. „Experimental evidence for friction and wear modelling“. In: *Wear* 139.1 (1990), S. 77–92.
  - [66] S. Descartes und Y. Berthier. „Rheology and flows of solid third bodies: background and application to an MoS<sub>1.6</sub> coating“. In: *Wear* 252.7-8 (2002), S. 546–556.
  - [67] G. Colas, A. Saulot, C. Godeau et al. „Decrypting third body flows to solve dry lubrication issue – MoS<sub>2</sub> case study under ultrahigh vacuum“. In: *Wear* 305.1-2 (2013), S. 192–204.
  - [68] N. Fillot, I. Iordanoff und Y. Berthier. „Wear modeling and the third body concept“. In: *Wear* 262.7-8 (2007), S. 949–957.
  - [69] M. Scherge, D. Shakhvorostov und K. Pöhlmann. „Fundamental wear mechanism of metals“. In: *Wear* 255.1-6 (2003), S. 395–400.
  - [70] P. Berlet, M. Dienwiebel und M. Scherge. „The effect of sample finishing on the tribology of metal/metal lubricated contacts“. In: *Wear* 268.11-12 (2010), S. 1518–1523.
  - [71] M. Scherge, J. Kramlich, R. Böttcher et al. „Running-in due to material transfer of lubricated steel/PA46 (aliphatic polyamide) contacts“. In: *Wear* 301.1-2 (2013), S. 758–762.
  - [72] D. Shakhvorostov, K. Pöhlmann und M. Scherge. „Structure and mechanical properties of tribologically induced nanolayers“. In: *Wear* 260.4-5 (2006), S. 433–437.
  - [73] D. Shakhvorostov, B. Gleising, R. Büscher et al. „Microstructure of tribologically induced nanolayers produced at ultra-low wear rates“. In: *Wear* 263.7-12 (2007), S. 1259–1265.

- 
- [74] M. Dienwiebel, K. Pöhlmann und M. Scherge. „Origins of the wear resistance of AlSi cylinder bore surfaces studies by surface analytical tools“. In: *Tribology International* 40.10-12 (2007), S. 1597–1602.
- [75] R. Kumar, I. Hussainova, R. Rahmani et al. „Solid Lubrication at High-Temperatures-A Review“. In: *Materials* 15.5 (2022). 1695.
- [76] R. Kumar und M. Antonov. „Self-lubricating materials for extreme temperature tribological applications“. In: *Materials Today: Proceedings* 44 (2021), S. 4583–4589.
- [77] J.-H. Ouyang, Y.-F. Li, Y.-Z. Zhang et al. „High-Temperature Solid Lubricants and Self-Lubricating Composites: A Critical Review“. In: *Lubricants* 10.8 (2022). 177.
- [78] M. Sarkar und N. Mandal. „Solid lubricant materials for high temperature application: A review“. In: *Materials Today: Proceedings* 66 (2022), S. 3762–3768.
- [79] F. P. Bowden und T. P. Hughes. „The friction of clean metals and the influence of adsorbed gases. The temperature coefficient of friction“. In: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* 172.949 (1939), S. 263–279.
- [80] T. Quinn. „Oxidational wear“. In: *Wear* 18.5 (1971), S. 413–419.
- [81] T. Quinn. „Oxidational wear modelling Part III. The effects of speed and elevated temperatures“. In: *Wear* 216.2 (1998), S. 262–275.
- [82] F. H. Stott, Glascott J. und G. C. Wood. „Models for the generation of oxides during sliding wear“. In: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* 402.1822 (1985), S. 167–186.
- [83] F. H. Stott, D. S. Lin und G. C. Wood. „The structure and mechanism of formation of the ‘glaze’ oxide layers produced on nickel-based alloys during wear at high temperatures“. In: *Corrosion Science* 13.6 (1973), S. 449–469.
- [84] F. H. Stott. „The role of oxidation in the wear of alloys“. In: *Tribology International* 31.1-3 (1998), S. 61–71.
- [85] F. H. Stott. „High-temperature sliding wear of metals“. In: *Tribology International* 35.8 (2002), S. 489–495.
- [86] J. Jiang, F. H. Stott und M. M. Stack. „A mathematical model for sliding wear of metals at elevated temperatures“. In: *Wear* 181-183 (1995), S. 20–31.
- [87] J. Jiang, F. H. Stott und M. M. Stack. „The role of triboparticulates in dry sliding wear“. In: *Tribology International* 31.5 (1998), S. 245–256.
- [88] J. Jiang, F. H. Stott und M. M. Stack. „A generic model for dry sliding wear of metals at elevated temperatures“. In: *Wear* 256.9-10 (2004), S. 973–985.
- [89] K.-H. Zum Gahr. *Microstructure and wear of materials*. Bd. 10. Tribology series. Amsterdam und New York: Elsevier, 2010.
- [90] F. F. Ling und S. L. Pu. „Probable interface temperatures of solids in sliding contact“. In: *Wear* 7.1 (1964), S. 23–34.

- 
- [91] J. F. Archard. „The temperature of rubbing surfaces“. In: *Wear* 2.6 (1959), S. 438–455.
  - [92] T. F. J. Quinn. „The Effect of “Hot-Spot” Temperatures on the Unlubricated Wear of Steel“. In: *A S L E Transactions* 10.2 (1967), S. 158–168.
  - [93] J. Kruger und H. T. Yolken. „Room Temperature Oxidation of Iron at Low Pressures“. In: *CORROSION* 20.1 (1964), S. 29–33.
  - [94] C. Rynio. „Mechanische und mikrostrukturelle Untersuchungen zum Hochtemperaturverschleiß von Ventilwerkstoffen für Dieselmotoren“. Dissertation. Fakultät für Maschinenbau, Ruhr-Universität Bochum, 2014.
  - [95] A. Iwabuchi, H. Kubosawa und K. Hori. „The dependence of the transition from severe to mild wear on load and surface roughness when the oxide particles are supplied before sliding“. In: *Wear* 139.2 (1990), S. 319–333.
  - [96] A. Iwabuchi. „The role of oxide particles in the fretting wear of mild steel“. In: *Wear* 151.2 (1991), S. 301–311.
  - [97] D. J. Barnes, J. E. Wilson, F. H. Stott et al. „The influence of oxide films on the friction and wear of Fe-5% Cr alloy in controlled environments“. In: *Wear* 45.2 (1977), S. 161–176.
  - [98] P. Heilmann, J. Don, T. C. Sun et al. „Sliding wear and transfer“. In: *Wear* 91.2 (1983), S. 171–190.
  - [99] Y. Z. Zhan und G. Zhang. „Mechanical Mixing and Wear-Debris Formation in the Dry Sliding Wear of Copper Matrix Composite“. In: *Tribology Letters* 17.3 (2004), S. 581–592.
  - [100] K. Hiratsuka und K. Muramoto. „Role of wear particles in severe–mild wear transition“. In: *Wear* 259.1-6 (2005), S. 467–476.
  - [101] E. R. Leheup und R. E. Pendlebury. „Unlubricated reciprocating wear of stainless steel with an interfacial air flow“. In: *Wear* 142.2 (1991), S. 351–372.
  - [102] C. Colombie, Y. Berthier, A. Floquet et al. „Fretting: Load Carrying Capacity of Wear Debris“. In: *Journal of Tribology* 106.2 (1984), S. 194–201.
  - [103] S. Baydoun, P. Arnaud und S. Fourny. „Modelling adhesive wear extension in fretting interfaces: An advection-dispersion-reaction contact oxygenation approach“. In: *Tribology International* 151 (2020). 106490.
  - [104] H. Kato. „Severe–mild wear transition by supply of oxide particles on sliding surface“. In: *Wear* 255.1-6 (2003), S. 426–429.
  - [105] H. Kato. „Effects of supply of fine oxide particles onto rubbing steel surfaces on severe–mild wear transition and oxide film formation“. In: *Tribology International* 41.8 (2008), S. 735–742.
  - [106] T. Zhu, P. H. Shipway und W. Sun. „The dependence of wear rate on wear scar size in fretting; the role of debris (third body) expulsion from the contact“. In: *Wear* 440-441 (2019). 203081.

- 
- [107] J. Aleksejev, Z. Clark, J. E. Huber et al. „Experimental investigation of debris entrapment in annular contacts“. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology* 235.4 (2021), S. 687–697.
- [108] R. C. Cozza. „Effect of sliding distance on abrasive wear modes transition“. In: *Journal of Materials Research and Technology* 4.2 (2015), S. 144–150.
- [109] R. Gåhlin und S. Jacobson. „The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces“. In: *Wear* 224.1 (1999), S. 118–125.
- [110] D. Grasser, S. Corujeira Gallo, M. Pereira et al. „Experimental investigation of the effect of insert spacing on abrasion wear resistance of a composite“. In: *Wear* 494-495 (2022). 204277.
- [111] J. Hintikka, A. Lehtovaara und A. Mäntylä. „Third Particle Ejection Effects on Wear with Quenched and Tempered Steel Fretting Contact“. In: *Tribology Transactions* 60.1 (2017), S. 70–78.
- [112] Z. Lin, B. Gao, X. Li et al. „Effect of abrasive grain size on surface particle deposition behaviour of PTFE/bronze composites during abrasive wear“. In: *Tribology International* 139 (2019), S. 12–21.
- [113] M. M. de Oliveira, H. L. Costa, W. M. Silva et al. „Effect of iron oxide debris on the reciprocating sliding wear of tool steels“. In: *Wear* 426-427 (2019), S. 1065–1075.
- [114] J. F. Archard und W. Hirst. „The wear of metals under unlubricated conditions“. In: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* 236.1206 (1956), S. 397–410.
- [115] E. B. Sciulli und G. M. Robinson. „A Study of the Effect of Wear Particles and Adhesive Wear at High Contact Pressures“. In: *ASLE Transactions* 1.2 (1958), S. 312–318.
- [116] J. Jiang, F. H. Stott und M. M. Stack. „Some frictional features associated with the sliding wear of the nickel-base alloy N80A at temperatures to 250 °C“. In: *Wear* 176.2 (1994), S. 185–194.
- [117] A. Dreano, S. Fouvy, S. Sao-Joao et al. „The formation of a cobalt-based glaze layer at high temperature: A layered structure“. In: *Wear* 440-441 (2019). 203101.
- [118] C. Rynio, H. Hattendorf, J. Klöwer et al. „The evolution of tribolayers during high temperature sliding wear“. In: *Wear* 315.1-2 (2014), S. 1–10.
- [119] I. A. Inman, P. S. Datta, H. L. Du et al. „High Temperature Tribocorrosion“. In: *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. Elsevier, 2017.
- [120] F. H. Stott und G. C. Wood. „The influence of oxides on the friction and wear of alloys“. In: *Tribology International* 11.4 (1978), S. 211–218.
- [121] P. J. Blau. „Elevated-temperature tribology of metallic materials“. In: *Tribology International* 43.7 (2010), S. 1203–1208.
- [122] S. R. Pearson, P. H. Shipway, J. O. Abere et al. „The effect of temperature on wear and friction of a high strength steel in fretting“. In: *Wear* 303.1-2 (2013), S. 622–631.

- 
- [123] P. D. Wood, H. E. Evans und C. B. Ponton. „Investigation into the wear behaviour of Tribaloy 400C during rotation as an unlubricated bearing at 600°C“. In: *Wear* 269.11-12 (2010), S. 763–769.
- [124] A. Viat, G. Guillonneau, S. Fouvry et al. „Brittle to ductile transition of tribomaterial in relation to wear response at high temperatures“. In: *Wear* 392-393 (2017), S. 60–68.
- [125] C. Zhang und R. W. Neu. „Understanding the role of glaze layer with aligned images from multiple surface characterization techniques“. In: *Wear* 477 (2021). 203837.
- [126] X. Jin, P. H. Shipway und W. Sun. „The Role of Temperature and Frequency on Fretting Wear of a Like-on-Like Stainless Steel Contact“. In: *Tribology Letters* 65 (2017). 77.
- [127] L. Xin, Z. Wang, J. Li et al. „Microstructural characterization of subsurface caused by fretting wear of Inconel 690TT alloy“. In: *Materials Characterization* 115 (2016), S. 32–38.
- [128] A. Dreano, S. Fouvry und G. Guillonneau. „A combined friction energy and tribo-oxidation formulation to describe the high temperature fretting wear response of a cobalt-based alloy“. In: *Wear* 426-427 (2019), S. 712–724.
- [129] T. W. Scharf, S. V. Prasad, P. G. Kotula et al. „Elevated temperature tribology of cobalt and tantalum-based alloys“. In: *Wear* 330-331 (2015), S. 199–208.
- [130] D. A. Rigney. „Sliding Wear of Metals“. In: *Annual Review of Materials Science* 18.1 (1988), S. 141–163.
- [131] R. Valiev, R. Islamgaliev und I. Alexandrov. „Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation“. In: *Progress in Materials Science* 45.2 (2000), S. 103–189.
- [132] D. Kuhlmann-Wilsdorf. „The theory of dislocation-based crystal plasticity“. In: *Philosophical Magazine A* 79.4 (1999), S. 955–1008.
- [133] C. Haug, F. Ruebeling, A. Kashiwar et al. „Early deformation mechanisms in the shear affected region underneath a copper sliding contact“. In: *Nature Communications* 11 (2020). 839.
- [134] C. Haug. „Tribologisch induzierte Verformungsmechanismen und Reibung in Abhängigkeit von der Kristallorientierung in Kupfer“. Dissertation. Karlsruhe, Deutschland: Fakultät für Maschinenbau, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), 2022.
- [135] C. Zhang und R. W. Neu. „Temperature-frequency wear mechanism maps for a heat-resistant austenitic stainless steel“. In: *Wear* 522 (2023). 204844.
- [136] X. Jin, P. H. Shipway und W. Sun. „The role of frictional power dissipation (as a function of frequency) and test temperature on contact temperature and the subsequent wear behaviour in a stainless steel contact in fretting“. In: *Wear* 330-331 (2015), S. 103–111.
- [137] J. F. Archard. „Contact and Rubbing of Flat Surfaces“. In: *Journal of Applied Physics* 24.8 (1953), S. 981–988.

- 
- [138] J. S. Jensen und R. Aghababaei. „Experimental investigation of three-body wear for rubber seals in abrasive slurry environment“. In: *Wear* 534-535 (2023). 205131.
  - [139] G. Fleischer, H. Gröger und H. Thum. *Verschleiß und Zuverlässigkeit*. VEB Verlag Technik, 1980.
  - [140] I. Garcia, A. Ramil und J. P. Celis. „A mild oxidation model valid for discontinuous contacts in sliding wear tests: role of contact frequency“. In: *Wear* 254.5-6 (2003), S. 429–440.
  - [141] A. Dréano, S. Fouvry und G. Guillonneau. „A tribo-oxidation abrasive wear model to quantify the wear rate of a cobalt-based alloy subjected to fretting in low-to-medium temperature conditions“. In: *Tribology International* 125 (2018), S. 128–140.
  - [142] O. Barrau, C. Boher, R. Gras et al. „Wear mechanisms and wear rate in a high temperature dry friction of AISI H11 tool steel: Influence of debris circulation“. In: *Wear* 263.1-6 (2007), S. 160–168.
  - [143] P. H. Shipway, A. M. Kirk, C. J. Bennett et al. „Understanding and modelling wear rates and mechanisms in fretting via the concept of rate-determining processes - Contact oxygenation, debris formation and debris ejection“. In: *Wear* 486-487 (2021). 204066.
  - [144] A. Alazizi, A. J. Barthel, N. D. Surdyka et al. „Vapors in the ambient—A complication in tribological studies or an engineering solution of tribological problems?“ In: *Friction* 3.2 (2015), S. 85–114.
  - [145] P. de Baets, G. Kalacska, K. Strijckmans et al. „Experimental study by means of thin layer activation of the humidity influence on the fretting wear of steel surfaces“. In: *Wear* 216.2 (1998), S. 131–137.
  - [146] G. Bregliozi, S.-U. Ahmed, A. Di Schino et al. „Friction and Wear Behavior of Austenitic Stainless Steel: Influence of Atmospheric Humidity, Load Range, and Grain Size“. In: *Tribology Letters* 17.4 (2004), S. 697–704.
  - [147] Z. Chen, X. He, C. Xiao et al. „Effect of Humidity on Friction and Wear—A Critical Review“. In: *Lubricants* 6.3 (2018), S. 74.
  - [148] D. Klaffke. „On the repeatability of friction and wear results and on the influence of humidity in oscillating sliding tests of steel-steel pairings“. In: *Wear* 189.1-2 (1995), S. 117–121.
  - [149] J. K. Lancaster. „A review of the influence of environmental humidity and water on friction, lubrication and wear“. In: *Tribology International* 23.6 (1990), S. 371–389.
  - [150] W. Liew. „Effect of relative humidity on the unlubricated wear of metals“. In: *Wear* 260.7-8 (2006), S. 720–727.
  - [151] H. Mishina. „Atmospheric characteristics in friction and wear of metals“. In: *Wear* 152.1 (1992), S. 99–110.
  - [152] M. Esteves, A. Ramalho und F. Ramos. „Fretting behavior of the AISI 304 stainless steel under different atmosphere environments“. In: *Tribology International* 88 (2015), S. 56–65.

- 
- [153] M. Qiu und L. Chen. „Tribological characteristics of chromium steels in three various atmospheres under high-speed conditions“. In: *Wear* 268.11-12 (2010), S. 1342–1346.
- [154] M. R. Hirsch und R. W. Neu. „Influence of temperature on the fretting response between AISI 301 stainless steel and AISI 52100 steel“. In: *Tribology International* 68 (2013), S. 77–84.
- [155] Deloro Wear Solutions GmbH. *Technical Data Tribaloy T800*. Koblenz, Germany. URL: [https://www.deloro.com/fileadmin/users/redakteur/006\\_Downloads/Data\\_Sheets/Deloro\\_MDS\\_Tribaloy800\\_rev00.pdf](https://www.deloro.com/fileadmin/users/redakteur/006_Downloads/Data_Sheets/Deloro_MDS_Tribaloy800_rev00.pdf) (besucht am 12.05.2025).
- [156] Deloro Wear Solutions GmbH. *Technical Data Tribaloy T400*. Koblenz, Germany. URL: [https://www.deloro.com/fileadmin/users/redakteur/006\\_Downloads/Data\\_Sheets/Deloro\\_MDS\\_Tribaloy400\\_rev00.pdf](https://www.deloro.com/fileadmin/users/redakteur/006_Downloads/Data_Sheets/Deloro_MDS_Tribaloy400_rev00.pdf) (besucht am 12.05.2025).
- [157] A. Halstead und R. D. Rawlings. „Structure and hardness of Co–Mo–Cr–Si wear resistant alloys (Tribaloys)“. In: *Metal Science* 18.10 (1984), S. 491–500.
- [158] W. Xu, R. Liu, P. C. Patnaik et al. „Mechanical and tribological properties of newly developed Tribaloy alloys“. In: *Materials Science and Engineering: A* 452-453 (2007), S. 427–436.
- [159] J. Peng, X. Fang, V. Marx et al. „Isothermal oxidation behavior of TribaloyTM T400 and T800“. In: *npj Materials Degradation* 2.1 (2018), S. 1–7.
- [160] T. König, E. Wolf, P. Daum et al. „Influencing factors on high temperature tribology“. In: *Wear* 566-567 (2025). 205758.
- [161] Deutsches Institut für Normung e. V. *Werkzeugstähle: DIN 4957:2018-11*. Berlin, Deutschland: Beuth Verlag, 2018.
- [162] Deutsches Institut für Normung e. V. *Gießereiwesen - Austenitische Gusseisen: DIN 13835*. Berlin, Deutschland: Beuth Verlag, 2012.
- [163] T. König, T. Kimpel, D. Kürten et al. „Influence of atmospheres on the friction and wear of cast iron against chromium plated steel at high temperatures“. In: *Wear* 522 (2023). 204695.
- [164] G. M. Balamurugan, M. Duraiselvam und V. Anandakrishnan. „Comparison of high temperature wear behaviour of plasma sprayed WC–Co coated and hard chromium plated AISI 304 austenitic stainless steel“. In: *Materials & Design* 35.2 (2012), S. 640–646.
- [165] G. Bolelli, V. Cannillo, L. Lusvarghi et al. „Mechanical and tribological properties of electrolytic hard chrome and HVOF-sprayed coatings“. In: *Surface and Coatings Technology* 200.9 (2006), S. 2995–3009.
- [166] S. Fourny, P. Duó und P. Perruchaut. „A quantitative approach of Ti–6Al–4V fretting damage: friction, wear and crack nucleation“. In: *Wear* 257.9-10 (2004), S. 916–929.
- [167] I. Llavori, A. Zabala, A. Aginagalde et al. „Critical Analysis of Coefficient of Friction Derivation Methods for Fretting under Gross Slip Regime“. In: *Tribology International* 143 (2020). 105988.

- 
- [168] X. Jin, W. Sun und P. H. Shipway. „Derivation of a wear scar geometry-independent coefficient of friction from fretting loops exhibiting non-Coulomb frictional behaviour“. In: *Tribology International* 102 (2016), S. 561–568.
- [169] ASTM International. *Guide for Determining Friction Energy Dissipation in Reciprocating Tribosystems: G0203-10*. West Conshohocken, USA, 2016.
- [170] R. T. Borlinghaus. *Konfokale Mikroskopie in Weiß, Optische Schnitte in allen Farben*. Berlin, Deutschland: Springer-Verlag, 2016.
- [171] confovis GmbH. *Optische Messverfahren: die patentierte Lösung von Confovis*. Jena, Deutschland, 2024. URL: <https://www.confovis.com/loesungen/oberflaechenmesstechnik/optische-messverfahren/> (besucht am 29.10.2024).
- [172] H. Lüth. *Solid Surfaces, Interfaces and Thin Films*. 6. Aufl. Graduate texts in physics. Berlin, Deutschland: Springer International Publishing und Imprint Springer, 2015.
- [173] J. Goldstein, D. E. Newbury, J. R. Michael et al. *Scanning electron microscopy and x-ray microanalysis*. 4. Aufl. New York, USA: Springer, 2018.
- [174] D. C. Bell und A. J. Garratt-Reed. *Energy Dispersive X-ray Analysis in the Electron Microscope*. 1. Aufl. London, England: Taylor and Francis, 2005.
- [175] M. T. Otten. „High-angle annular dark-field imaging on a TEM/STEM system“. In: *Journal of electron microscopy technique* 17.2 (1991), S. 221–230.
- [176] J. Bauch und R. Rosenkranz. *Physikalische Werkstoffdiagnostik: Ein Kompendium wichtiger Analytikmethoden für Ingenieure und Physiker*. 1. Aufl. Berlin, Deutschland: Springer Vieweg, 2017.
- [177] R. D. Leapman und J. A. Hunt. „Comparison of detection limits for EELS and EDXS“. In: *Microscopy Microanalysis Microstructures* 2.2-3 (1991), S. 231–244.
- [178] R. F. Egerton. *Electron Energy-Loss Spectroscopy in the Electron Microscope*. 3. Aufl. New York, USA: Springer-Verlag, 2011.
- [179] J. Toporski, T. Dieing und O. Hollricher, Hrsg. *Confocal Raman Microscopy*. 2. Aufl. Bd. 66. Springer Series in Surface Sciences. Cham: Springer International Publishing, 2018.
- [180] J. R. Ferraro. *Introductory Raman spectroscopy*. 2. Aufl. Amsterdam, Niederlande: Academic Press, 2007.
- [181] E. Smith und G. Dent. *Modern Raman Spectroscopy: A practical approach*. 1. Aufl. Chichester, England: John Wiley and Sons, 2005.
- [182] D. A. Skoog und J. J. Leary. *Instrumentelle Analytik: Grundlagen - Geräte - Anwendungen*. Springer-Lehrbuch. Berlin, Deutschland: Springer-Verlag, 1996.
- [183] A. Korashy, H. Attia, V. Thomson et al. „Characterization of fretting wear of cobalt-based superalloys at high temperature for aero-engine combustor components“. In: *Wear* 330-331 (2015), S. 327–337.

- 
- [184] R. T. Foley, M. B. Peterson und C. Zapf. „Frictional Characteristics of Cobalt, Nickel, and Iron as Influenced by Their Surface Oxide Films“. In: *A S L E Transactions* 6.1 (1963), S. 29–39.
- [185] B. Rivas-Murias und V. Salgueiriño. „Thermodynamic CoO-Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> crossover using Raman spectroscopy in magnetic octahedron-shaped nanocrystals“. In: *Journal of Raman Spectroscopy* 48.6 (2017), S. 837–841.
- [186] H. Kato und K. Komai. „Tribofilm formation and mild wear by tribo-sintering of nanometer-sized oxide particles on rubbing steel surfaces“. In: *Wear* 262.1-2 (2007), S. 36–41.
- [187] M. J. Tobar, J. M. Amado, C. Álvarez et al. „Characteristics of Tribaloy T-800 and T-900 coatings on steel substrates by laser cladding“. In: *Surface and Coatings Technology* 202.11 (2008), S. 2297–2301.
- [188] S. Chen, N. Yin, Q. Yu et al. „A novel tribometer for investigating bushing wear“. In: *Wear* 430-431 (2019), S. 263–271.
- [189] W. M. Haynes. *CRC Handbook of Chemistry and Physics*. 93. Aufl. Boca Raton, USA und London, England: CRC und Taylor & Francis, 2012.
- [190] D. C. Harris, G. Werner und T. Werner. *Lehrbuch der Quantitativen Analyse*. 8. Aufl. Berlin, Deutschland: Springer-Verlag, 2014.
- [191] T. Pearson, S. Handy und R. L. Forst. „Elektrochemische Untersuchungen zum Korrosionsmechanismus dekorativer Chromoberflächen durch Calciumchlorid“. In: *Galvanotechnik* 08 (2009). 1736.
- [192] S. Mrowec und K. Przybylski. „Self-diffusion and defect structure in cobaltous oxide“. In: *Oxidation of Metals* 11.6 (1977), S. 383–403.
- [193] K. Przybylski und D. Szwagierczak. „Kinetics and mechanism of high-temperature oxidation of dilute cobalt-chromium alloys“. In: *Oxidation of Metals* 17.3-4 (1982), S. 267–295.
- [194] O. Bouillanne, G. Mollon, A. Saulot et al. „How vorticity and agglomeration control shear strength in soft cohesive granular flows“. In: *Granular Matter* 24 (2022). 55.
- [195] O. Bouillanne, G. Mollon, A. Saulot et al. „Wear in Progress: How Third Body Flow Controls Surface Damage“. In: *Tribology Letters* 72 (2024). 84.
- [196] Y. Zhang, G. Mollon und S. Descartes. „Significance of third body rheology in friction at a dry sliding interface observed by a multibody meshfree model: Influence of cohesion between particles“. In: *Tribology International* 145 (2020). 106188.
- [197] S. Antusch, M. Dienwiebel, E. Nold et al. „On the tribochemical action of engine soot“. In: *Wear* 269.1-2 (2010), S. 1–12.
- [198] H. Bhowmick und S. K. Biswas. „Tribology of ethylene-air diffusion flame soot under dry and lubricated contact conditions“. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 44.48 (2011). 485401.
- [199] M. Godet. „Third-bodies in tribology“. In: *Wear* 136.1 (1990), S. 29–45.

- 
- [200] S. Baydoun, S. Fouvry und S. Descartes. „Modeling contact size effect on fretting wear: a combined contact oxygenation - third body approach“. In: *Wear* 488-489 (2022). 204168.
- [201] B. Podgornik, O. Massler, F. Kafexhiu et al. „Crack density and tribological performance of hard-chrome coatings“. In: *Tribology International* 121.182 (2018), S. 333–340.
- [202] Lloyd Twaites. *Name: Magnetite; RRUFF ID: R060191; unpolarized 532nm laser*. Hrsg. von RRUFF Database. Tuscon, USA. URL: <https://rruff.info/magnetite/display=default/R060191> (besucht am 20.08.2024).
- [203] University of Arizona Mineral Museum 12904. *Name: Hematite; RRUFF ID: R040024; unpolarized 532nm laser*. Hrsg. von RRUFF Database. Tuscon, USA. URL: <https://rruff.info/haematite/display=default/R040024> (besucht am 20.08.2024).
- [204] H. RÖMPP Team und Sitzmann. *Eisenoxide*. Thieme Gruppe, 2013. URL: <https://roempp.thieme.de/lexicon/RD-05-00473> (besucht am 09.04.2025).
- [205] P. L. Hurricks. „The fretting wear of mild steel from room temperature to 200°C“. In: *Wear* 19.2 (1972), S. 207–229.
- [206] P. L. Hurricks. „The fretting wear of mild steel from 200° to 500°C“. In: *Wear* 30.2 (1974), S. 189–212.
- [207] T. Kayaba und A. Iwabuchi. „The fretting wear of 0.45% C steel and austenitic stainless steel from 20 to 650 °C in air“. In: *Wear* 74.2 (1981), S. 229–245.
- [208] G. I. Silman. „Compilative Fe – Ni phase diagram with author’s correction“. In: *Metal Science and Heat Treatment* 54.3-4 (2012), S. 105–112.
- [209] O. A. Zambrano, J. J. Coronado und S. A. Rodríguez. „Tempering Temperature Effect on Sliding Wear at High Temperatures in Mottled Cast Iron“. In: *Tribology Letters* 57 (2015). 19.
- [210] M. A. Mekicha, M. B. de Rooij, D. Matthews et al. „The effect of hard chrome plating on iron fines formation“. In: *Tribology International* 142 (2020). 106003.
- [211] J. C. Poletto, P. D. Neis, D. Fauconnier et al. „A systematic investigation of grooving and rolling abrasive mechanisms using surface topography“. In: *Wear* 548-549 (2024). 205389.
- [212] D. Grasser, S. Corujeira Gallo, M. P. Pereira et al. „Wear simulation and validation of composites (insert-reinforced matrix) in the dry sand rubber wheel test“. In: *Minerals Engineering* 207 (2024). 108583.
- [213] L. Fang, X. L. Kong, J. Y. Su et al. „Movement patterns of abrasive particles in three-body abrasion“. In: *Wear* 162-164 (1993), S. 782–789.
- [214] J. Tong, T.-b. Lü, Y.-h. Ma et al. „Two-body abrasive wear of the surfaces of Pangolin scales“. In: *Journal of Bionic Engineering* 4.2 (2007), S. 77–84.
- [215] I. M. Hutchings. „Mechanisms of wear in powder technology: A review“. In: *Powder Technology* 76.1 (1993), S. 3–13.

- 
- [216] E. Rabinowicz, L. A. Dunn und P. G. Russell. „A study of abrasive wear under three-body conditions“. In: *Wear* 4.5 (1961), S. 345–355.
  - [217] C. E. Morstein und M. Dienwiebel. „Graphite lubrication mechanisms under high mechanical load“. In: *Wear* 477 (2021). 203794.
  - [218] L. Ferretto und A. Glisenti. „Study of the surface acidity of an hematite powder“. In: *Journal of Molecular Catalysis A: Chemical* 187.1 (2002), S. 119–128.
  - [219] Ismail, Cadenhead und Zaki. „Surface Reactivity of Iron Oxide Pigmentary Powders toward Atmospheric Components: XPS, FESEM, and Gravimetry of CO and CO<sub>2</sub> Adsorption“. In: *Journal of colloid and interface science* 194.2 (1997), S. 482–488.
  - [220] GESTIS-Stoffdatenbank. *Eisen(III)-oxidhydrat*. Hrsg. von Institut für Arbeitsschutz der Deutschen Gesetzlichen Unfallversicherung. Sankt Augustin, Deutschland. URL: <https://gestis.dguv.de/> (besucht am 09. 04. 2025).
  - [221] D. Seboldt, M. Mansbart, P. Grabner et al. „Wasserstoffmotoren für zukünftige Pkw und leichte Nutzfahrzeuge“. In: *MTZ - Motortechnische Zeitschrift* 82.2 (2021), S. 46–51.
  - [222] M. C. T. Fouquet. „Niedrigstemissionskonzept für einen wasserstoffbetriebenen Verbrennungsmotor“. Dissertation. München, Deutschland: Lehrstuhl für Verbrennungskraftmaschinen, Technische Universität München, 2011.
  - [223] R. Scherret. „Bestimmung und Charakterisierung von Verschleißpartikeln eines tribologischen Systems“. Masterarbeit. Wildau, Deutschland: Fachbereich Ingenieur- und Naturwissenschaften, Technische Hochschule Wildau, 2024.

---

# Anhang

## A.1 Weiterführende Analysen

**Materialpaarung A: Konfokalmikroskopische Darstellung der Verschleißflächen des Modellexperiments**

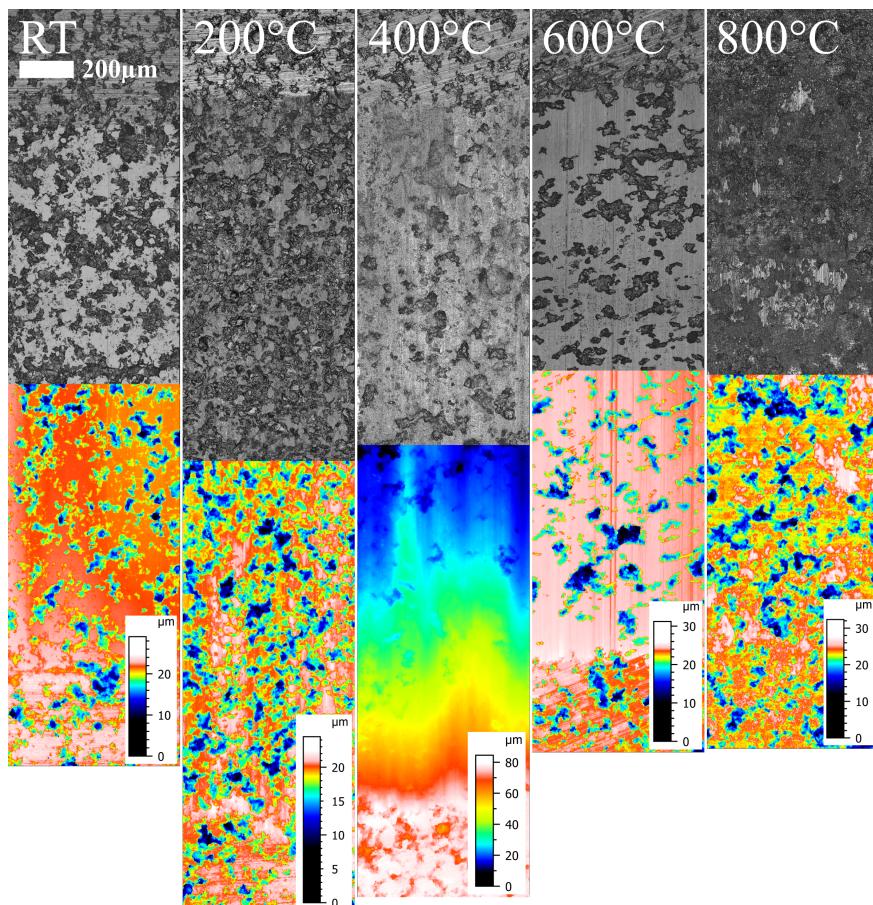


Abbildung A.1: MP A: Konfokalmikroskopische Aufnahme der Verschleißflächen der Platte (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; oben: Intensitätsdarstellung in schwarz/weiß, unten: Höhendarstellung in z-Richtung mit entsprechender farbiger Legende; [160]

---

## **Materialpaarung A: REM-Aufnahmen und EDX-Analysen an Verschleißflächen des Modellexperiments**

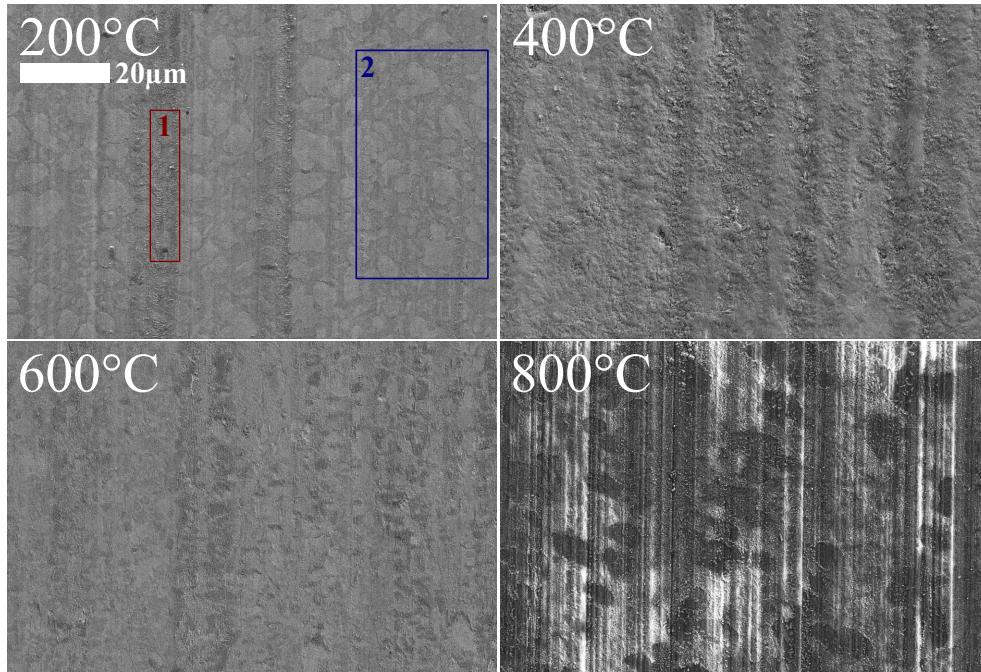


Abbildung A.2: MP A: REM-Detailaufnahmen der Verschleißfläche an **Zylindern** (Modellexperiment) nach Versuchen bei ausgewählten Temperaturen in Luft; EDX-Analysebereiche 1 und 2 in rot und blau (Ergebnisse in Tabelle 1)

Tabelle 1: EDX-Elementanalyse in ausgewählten Bereichen an der Verschleißfläche eines **Zylinders** (Modellexperiment) nach einem Versuch bei 200 °C in Luft (vgl. Abbildung A.2); Anteile in At.-%

Element/Bereich	1 (anhaftende Partikel)	2 (Grundmaterial)
C	20,8	26
O	45,1	9
Si	2,2	3,9
Mo	19,9	12,4
Cr	3,6	6,4
Co	22	42,3

---

## **Materialpaarung A: TEM-Analysen der Verschleißpartikel aus dem Modellexperiment**

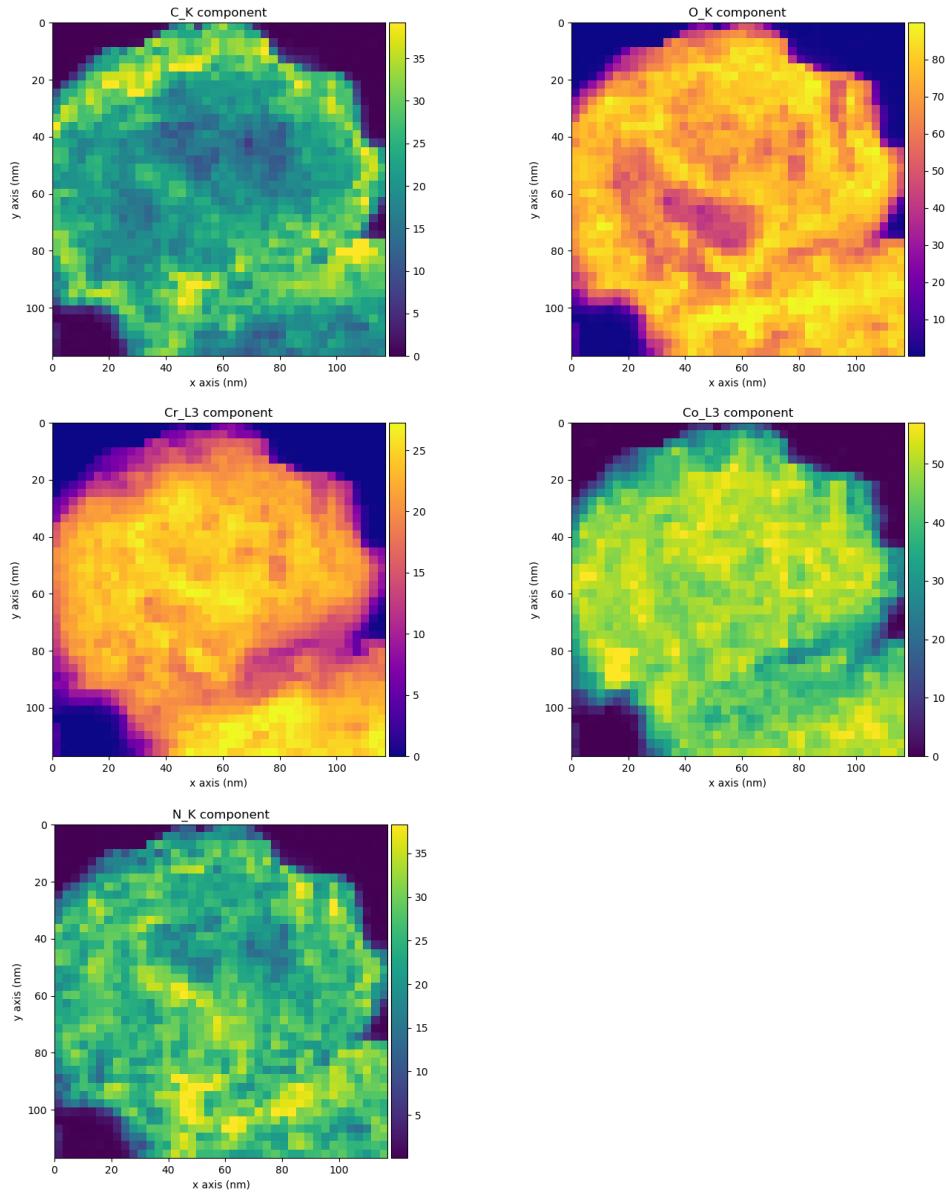


Abbildung A.3: MP A: flächenbasierte EELS-Analyse eines Verschleißpartikels aus einem Versuch bei 200 °C in Luft; [160]

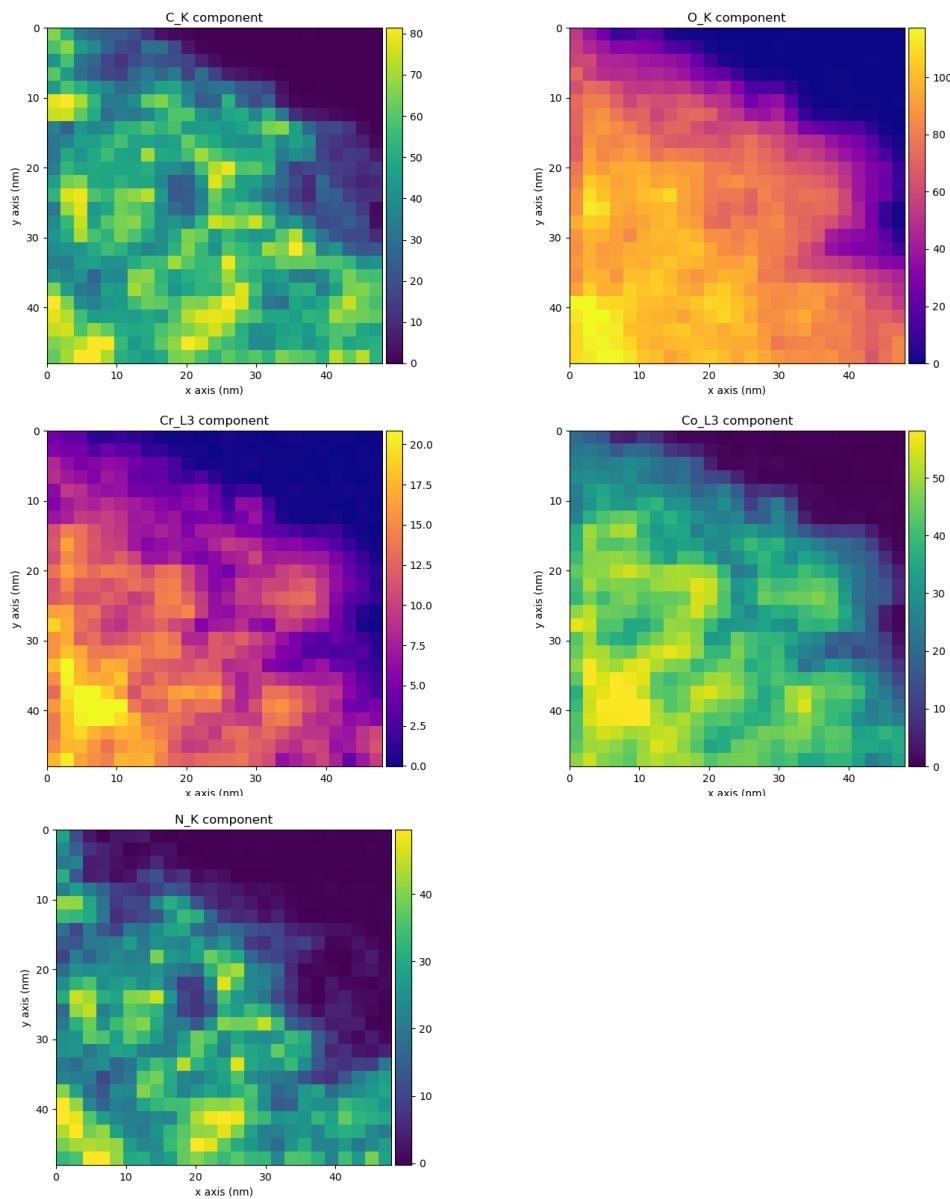


Abbildung A.4: *MP A*: flächenbasierte EELS-Analyse eines Verschleißpartikels aus einem Versuch bei 600 °C in Luft; [160]

---

**Materialpaarung A: zeitliche Verschleißentwicklung des Modellexperiments bei 800 °C in Luft**

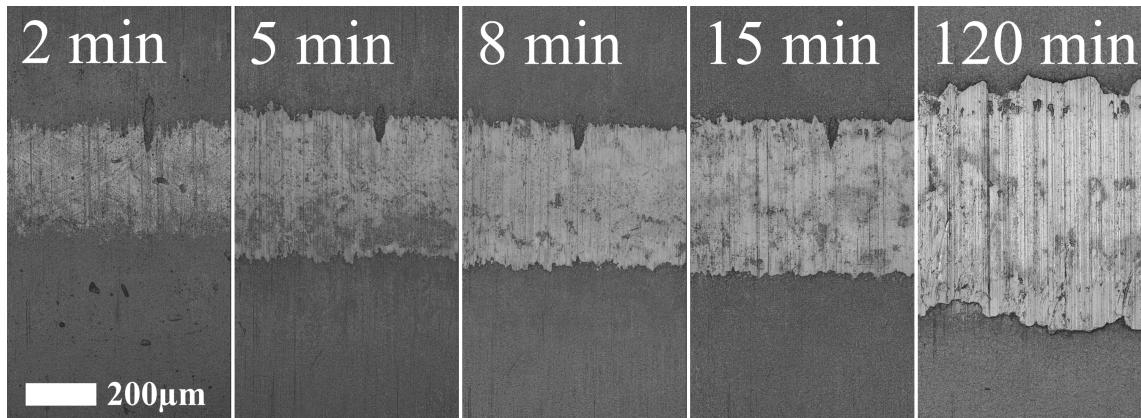


Abbildung A.5: MP A: Konfokalmikroskopische Aufnahmen (Intensität) der zeitlichen Entwicklung der Zylinderverschleißfläche bei 800 °C in Luft

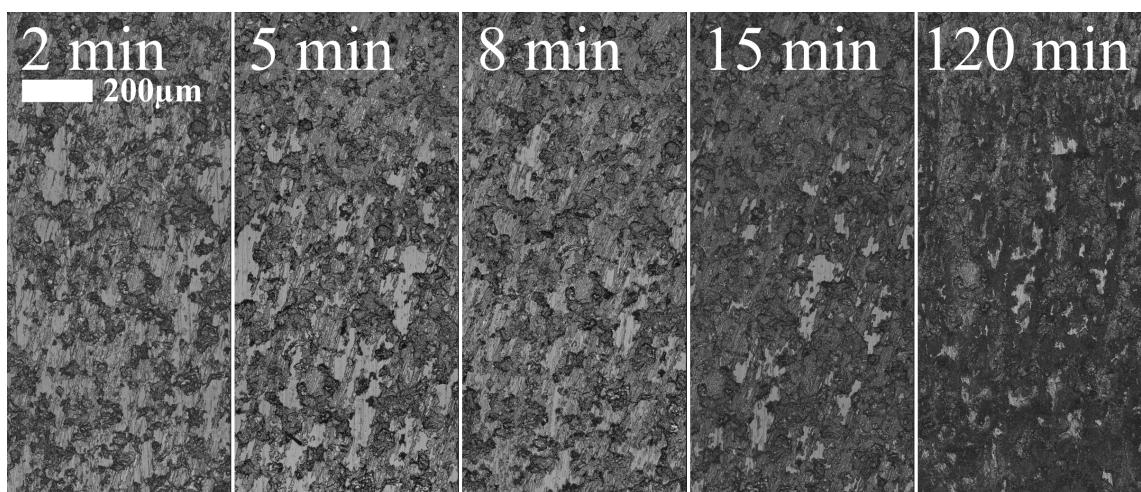


Abbildung A.6: MP A: Konfokalmikroskopische Aufnahmen (Intensität) der zeitlichen Entwicklung der Plattenverschleißfläche bei 800 °C in Luft

---

**Materialpaarung A: XPS-Analysen an Modellversuchskörpern  
getestet in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix**

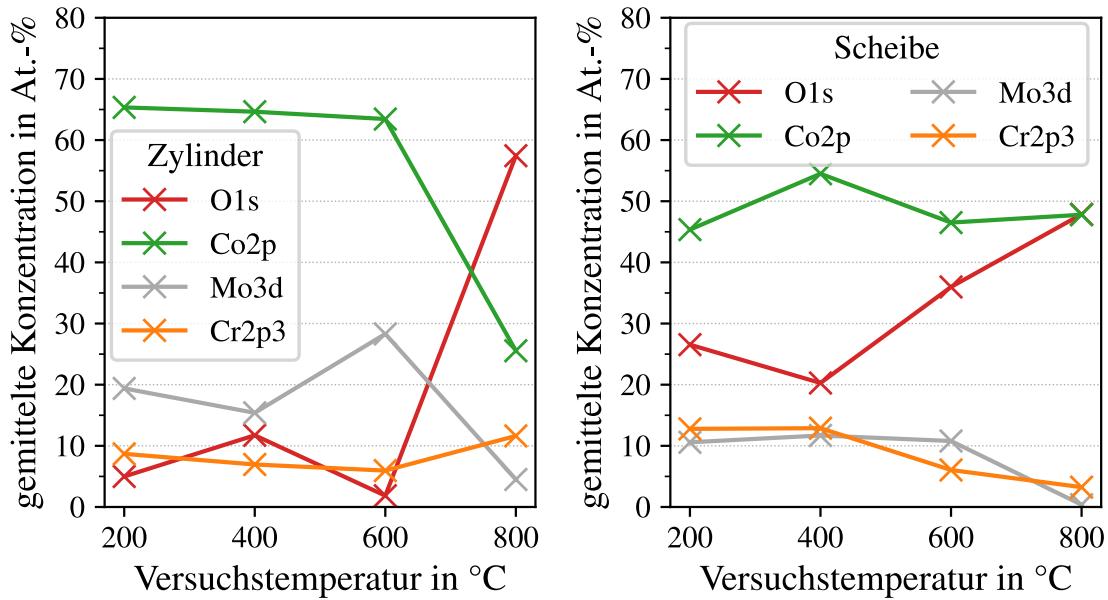


Abbildung A.7: MP A: Elementkonzentrationen der XPS-Profile gemittelt zwischen 450-550 nm Tiefe an Modellversuchskörpern bei ausgewählten Temperaturen in CO<sub>2</sub>/N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Mix; [160]

## **Materialpaarung A: XPS-Analysen an Wellen und Buchsen (Systemexperiment) getestet in Luft und Abgas**

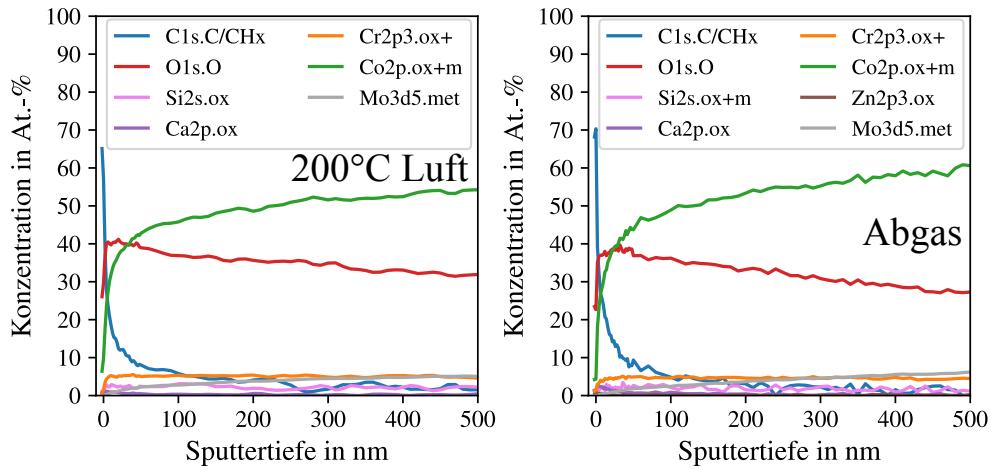


Abbildung A.8: **MP A:** XPS-Tiefenprofile gemessen an verschleißbehafteten **Buchsen** (Systemexp.) nach Versuchen bei **200 °C** in Luft (links) und in Abgas (rechts)

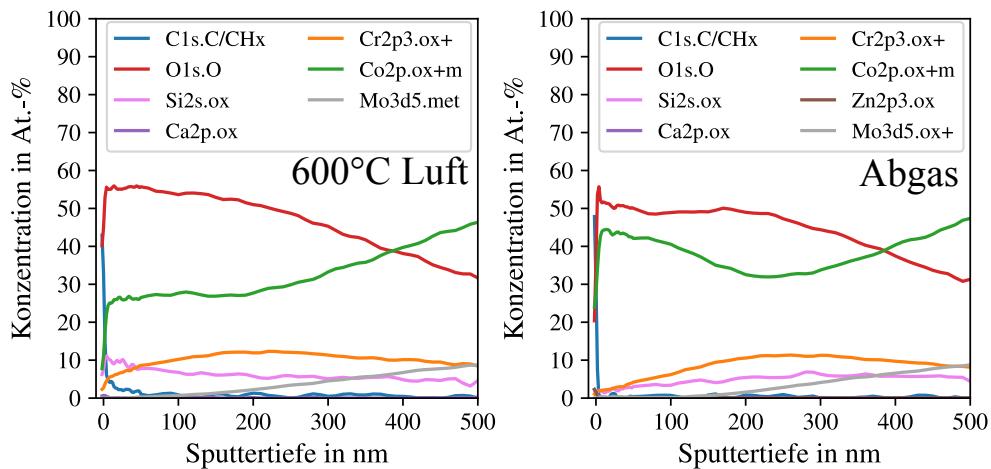


Abbildung A.9: **MP A:** XPS-Tiefenprofile gemessen an verschleißbehafteten **Wellen** (Systemexp.) nach Versuchen bei **600 °C** in Luft (links) und in Abgas (rechts)

---

**Materialpaarung A: zeitabhängiges Reib- und Verschleißverhalten des Systemexperiments mit geschlitzter Buchse bei 200 °C**

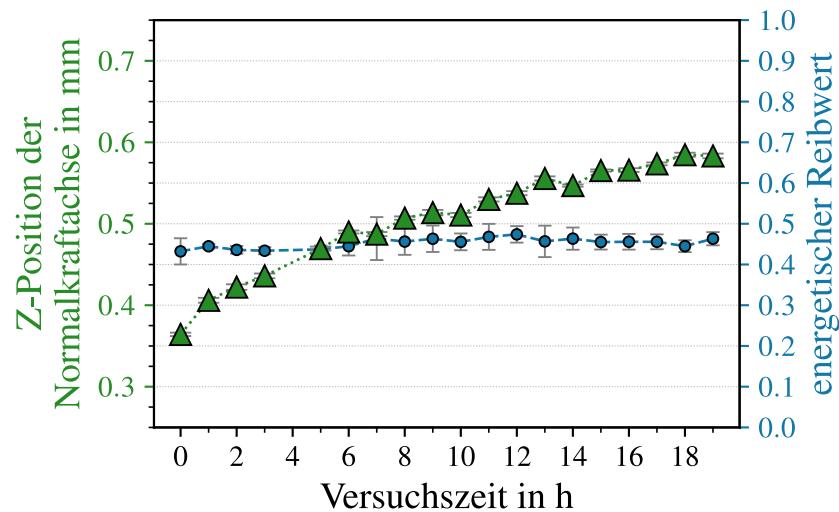


Abbildung A.10: MP A: zeitabhängiges Reib- und Verschleißverhalten des Systemexperiments mit geschlitzter Buchse bei 200 °C; Verschleiß anhand der Z-Position des Normalkraftzylinders abschätzbar; Markierungen zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung während der zweiminütigen Reibungsmessung

## A.2 Tribologisches Materialverhalten bei transienter Temperaturführung

**Materialpaarung A:** transiente Temperaturführung im Modellexperiment

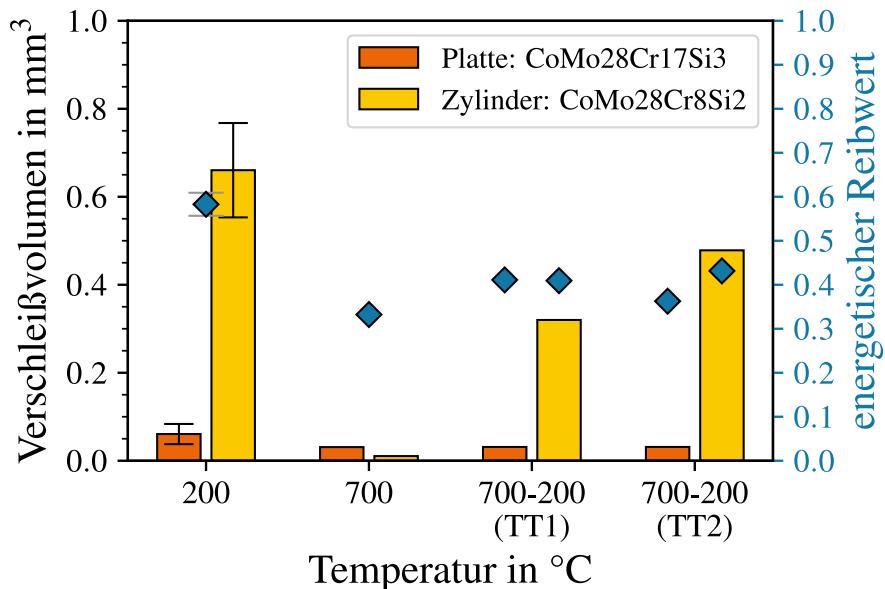


Abbildung A.11: MP A: Reib- und Verschleißverhalten des Modellexperiments bei ausgewählten isothermen Versuchen (200 & 700 °C) sowie transienter Versuchsführung (TT1 & TT2); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Platte und des Zylinders mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen/Marker zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

---

## **Materialpaarung A: transiente Temperaturführung im Systemexperiment**

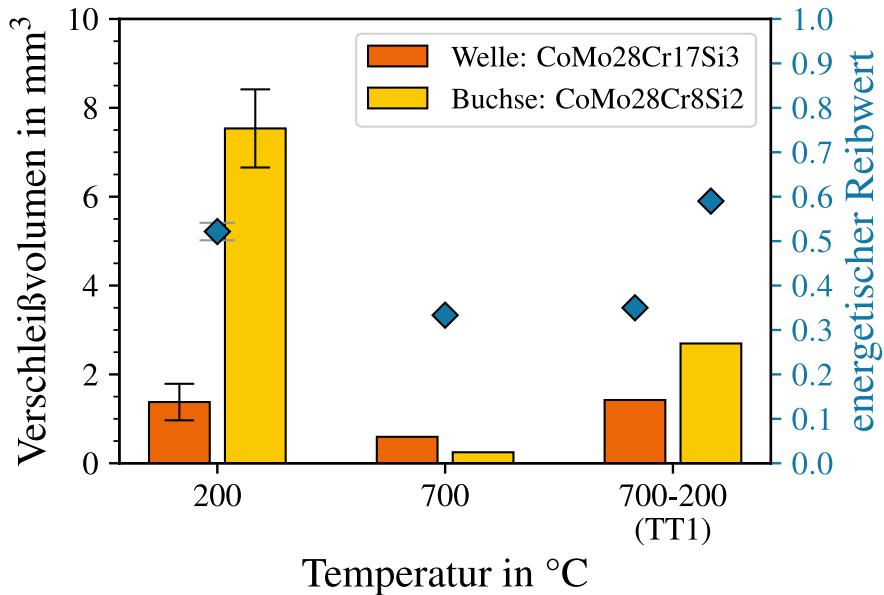


Abbildung A.12: *MP A*: Reib- und Verschleißverhalten des Systemexperiments bei ausgewählten isothermen Versuchen (200 & 700 °C) sowie transienter Versuchsführung (TT1); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen/Marker zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen

---

## **Materialpaarung B: transiente Temperaturführung im Systemexperiment**

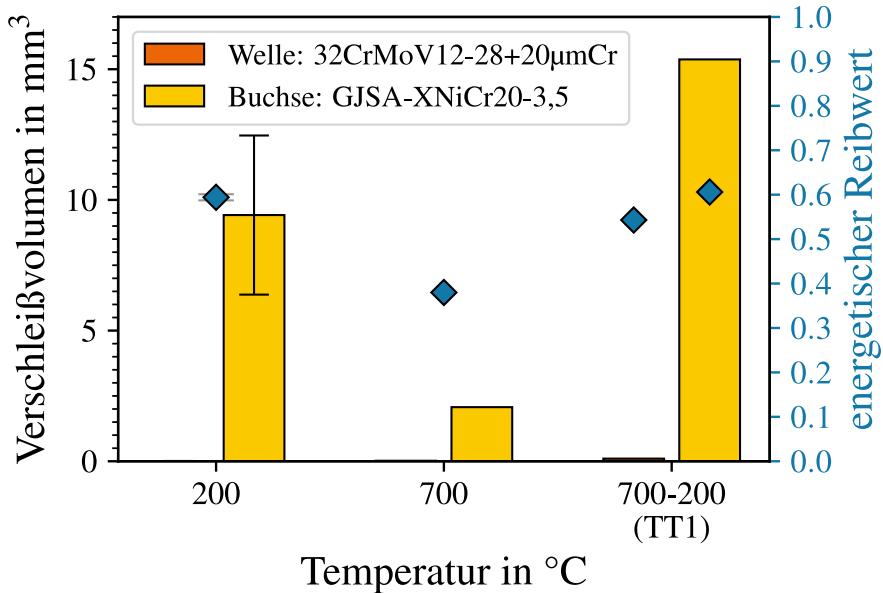


Abbildung A.13: MP B: Reib- und Verschleißverhalten des Systemexperiments bei ausgewählten isothermen Versuchen (200 & 700 °C) sowie transienter Versuchsführung (TT1); Verschleißvolumen in mm<sup>3</sup> der Welle und der Buchse mit orangen und gelben Balken entsprechen der linken Achse, energetischer Reibwert mit blauen Rauten entspricht der rechten Achse; Balkenhöhen/Marker zeigen den Mittelwert und die Streubalken die Standardabweichung von drei unabhängigen Versuchen