
Herstellung multiphasiger Al_2O_3 -Frikionsmaterialien und ihre tribologische Charakterisierung im ungeschmierten Gleitkontakt mit Stahl

Zur Erlangung des akademischen Grades
eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

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

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Ronald Wallstabe

aus Parchim

Hauptreferent: o. Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Zum Gahr
Korreferent: o. Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Albert Albers

Tag der mündlichen Prüfung: 22. April 2010

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	III
Abstract	IV
Abkürzungsverzeichnis	V
Symbolverzeichnis	VIII
1 Einführung und Grundlagen	1
1.1 Einleitung und Motivation	1
1.2 Frikionssysteme	2
1.2.1 Kupplungen und Bremsen	2
1.2.2 Frikionsmaterialien	4
1.3 Ingenieurkeramik	8
1.4 Lasermaterialbearbeitung von Keramik	13
1.5 Tribologisches Verhalten	14
1.5.1 Grundlagen von Reibung und Verschleiß	14
1.5.2 Ungeschmierte Keramik/Metall-Paarungen	20
1.6 Zielsetzung	23
2 Materialien und experimentelle Methoden	24
2.1 Versuchsmaterialien und Probengeometrien	24
2.1.1 Monolithische Ingenieurkeramik	24
2.1.2 Zusatzstoffe	25
2.1.3 Stahl- und Gusseisenwerkstoffe	27
2.2 Prozess der Laserrandschichtmodifikation	27
2.3 Tribologische Charakterisierung	29
2.3.1 Versuchsaufbau und -durchführung	29
2.3.2 Versuchsauswertung	31
2.4 Messung mechanischer und thermophysikalischer Eigenschaften	34
2.4.1 Härte und E-Modul	34
2.4.2 Temperaturleitfähigkeit und Wärmekapazität	35
2.5 Licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen	36
2.6 Chemische und strukturelle Analyse	37

3	Ergebnisse	39
3.1	Entwicklung der Prozesstechnik zur Laserrandschichtmodifikation	39
3.2	Ausgangs- und Referenzmaterialien	47
3.2.1	Mikrostruktur	47
3.2.2	Thermophysikalische Kennwerte	51
3.3	Lasermodifizierte Randschichten	53
3.3.1	Mikrostruktur	53
3.3.2	Chemische Zusammensetzung	55
3.3.3	Mechanische und thermophysikalische Eigenschaften	57
3.3.4	Oberflächenqualität der keramischen Pellets	59
3.4	Reibungs- und Verschleißverhalten	60
3.4.1	Referenzmaterialien	60
3.4.2	Einfluss der Materialpaarung	66
3.4.3	Einfluss der Laserrandschichtmodifikation	76
3.4.4	Einfluss der Flächenpressung	84
3.4.5	Reibungsverhalten bei niedriger Gleitgeschwindigkeit	91
3.4.6	Aufbau der Reibschichten und chemische Zusammensetzung	99
4	Diskussion	101
4.1	Analytische Betrachtung der Laserrandschichtmodifikation	101
4.1.1	Thermisch induzierte Spannungen	101
4.1.2	Verbesserung der thermophysikalischen Eigenschaften	104
4.2	Reibungsverhalten	107
4.2.1	Abschätzung der Kontakttemperaturen	110
4.2.2	Einfluss der Reibschichten	121
4.2.3	Einfluss der Wärmeleitfähigkeit	124
4.3	Verschleißverhalten	127
4.3.1	Scheibenmaterial GJV-300	129
4.3.2	Einfluss des Chromgehaltes	130
4.4	Zusammenhang zwischen Reibung und Verschleiß	139
4.5	Auswahl geeigneter Materialpaarungen	142
5	Zusammenfassung	147
6	Literatur	151
	Danksagung	i
	Lebenslauf	ii

Kurzfassung

In hochbeanspruchten Friktionssystemen wird von den Reibpartnern neben einem hohen Verschleißwiderstand eine hinreichend hohe, sowie von den Beanspruchungs- und Umgebungsbedingungen unabhängige, Reibungszahl gefordert. Eine signifikante Erhöhung der zu übertragenden Leistung ist mit konventionellen Frikionsmaterialien nicht zu erzielen. Hier besitzen Ingenieurkeramiken wie Al₂O₃ oder SiC ein ausgezeichnetes Potential, da sie deutlich höhere mechanische Beanspruchungen und Einsatztemperaturen zulassen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde Aluminiumoxid modifiziert. Dies erfolgte mithilfe eines neu entwickelten lasergestützten Aufheizvorgangs und anschließendem Aufschmelzen der Randschicht mittels CO₂-Laser, wobei gleichzeitig Zusatzstoffe wie z. B. TiN, WC, Cr und Ni eingebracht wurden. Eine systematische Variation der Zusatzstoffe führte zur Ausbildung verschiedener multiphasiger Gefüge, welche anschließend mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) und oberflächenanalytischen Methoden (WDX, EDX) charakterisiert wurden. Die so modifizierten Keramiken wurden in einem Labor-Tribometer im einsinnigen Gleitkontakt in Paarung mit verschiedenen Stählen und einem Grauguss mit Vermiculargraphit untersucht. Darüberhinaus wurden auch kommerzielle monolithische Keramiken (Al₂O₃, SiC) und ein organisches Frikionsmaterial unter identischen Bedingungen getestet. Die Nachuntersuchungen der beanspruchten Oberflächen wurden mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM), energiedispersiver Röntgenanalyse (EDX), Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES) und optischer Profilometrie durchgeführt. Die Ergebnisse der tribologischen Untersuchungen zeigten, dass die multiphasigen Keramiken eine geringere Abhängigkeit der Reibungszahl von der Gleitgeschwindigkeit als die monolithischen aufwiesen. Der Grauguss GJV-300 und die hochlegierten Stähle X105CrMo17 und X5CrNi18-10 zeigten in Paarung mit SiC eine wesentlich geringere Verschleißbeständigkeit als gegen den Stahl C45E. Der GJV-300 verschliss hauptsächlich infolge von Oberflächenzerrüttung und die hochlegierten Stähle aufgrund tribochemischer Reaktionen, insbesondere mit dem Legierungselement Chrom. Die multiphasigen Keramiken wiesen im Vergleich zu den monolithischen einen höheren Verschleißwiderstand auf.

Abstract

Development of multi-phase Al₂O₃ friction materials and their tribological performance under dry sliding conditions against steel

High performance friction systems such as dry clutches require, besides a good wear resistance, a sufficiently high friction coefficient that is nearly independent from sliding speed and environmental conditions. Nowadays used organic-based friction materials have reached their limitations regarding higher power densities. Engineering ceramics like Al₂O₃ and SiC offer a great potential since remarkably higher thermal and mechanical loads are possible.

Within the scope of the present study alumina was modified using a newly developed laser-assisted preheating process and subsequent melting of its surface using a CO₂-laser and simultaneously injecting additives like TiN, WC, Cr and Ni into the molten pool. A systematic variation of additives and process parameters led to different multiphase microstructures. Subsequently these were characterized using Scanning Electron Microscopy (SEM) and surface analysis methods (WDX, EDX). Finally the tribological properties were investigated using a laboratory tribometer. The surface-modified ceramics were tested in unidirectional sliding motion against steel discs. As reference also monolithic ceramics and an organic friction lining were investigated under identical conditions. Worn surfaces were analysed using Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive X-ray (EDX), Auger Electron Spectroscopy (AES) and optical profilometry. The tribological results of the surface-modified ceramics were compared to those of monolithic Al₂O₃ and SiC ceramics and showed a reduced dependence of friction coefficient on sliding speed. The cast iron GJV-300 and the high-alloyed steels (X105CrMo17, X5CrNi18-10) mated against SiC showed an inferior wear resistance. For the GJV-300 couple this was mainly caused by surface fatigue while for the couples with the high-alloyed steels the main causes were tribochemical reactions, especially with the alloying element chromium. The multi-phase ceramics showed a higher wear resistance compared to monolithic ceramics.

Abkürzungsverzeichnis

Al ₂ O ₃	-	Aluminiumoxid
Al25	-	Aluminiumoxid-Keramik, Fa. Friatec
AES	-	Auger-Elektronen-Spektroskopie
At.-%	-	Atomprozent
B ₄ C	-	Borkarbid
C	-	Kohlenstoff
CaF ₂	-	Calciumfluorid
cBN	-	kubisches Bornitrid
CMC	-	keramikbasierter Verbundwerkstoff (ceramic matrix composite)
CO ₂	-	Kohlendioxid
Cr	-	Chrom
Cr ₃ C ₂	-	Chromkarbid
Cr ₇ C ₃	-	Chromkarbid
Cr ₂₃ C ₆	-	Chromkarbid
CrO ₃	-	Chrom(VI)-oxid
Cr ₂ O ₃	-	Chrom(III)-oxid
Cr ₃ Si	-	Chromsilizid
Cr ₅ Si ₃	-	Chromsilizid
Cr ₅ Si ₇	-	Chromsilizid
Cr ₂ SiO ₄	-	Chromorthosilikat
Cu	-	Kupfer
EDX	-	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
eff.	-	effektiv
Fe ₃ C	-	Eisenkarbid
FEHA	-	Feinmechanische Werke Halle
FeO	-	Eisen(II)-oxid
Fe ₂ O ₃	-	Eisen(III)-oxid

Fe ₃ O ₄	-	Eisen(II,III)-oxid
gegl.	-	weichgeglüht
IR	-	Infrarot
LiMi	-	Lichtmikroskop
Ma.-%	-	Masseprozent
MMC	-	metallbasierter Verbundwerkstoff (metal matrix composite)
mod.	-	laserrandschichtmodifiziert
Ni	-	Nickel
norm.	-	normalisiert
Pb	-	Blei
PMC	-	polymerbasierter Verbundwerkstoff (polymer matrix composite)
r. F.	-	relative Luftfeuchte, %
RE	-	Rückstreu-Elektronen
REM	-	Rasterelektronenmikroskop
RT	-	Raumtemperatur
Si ₃ N ₄	-	Siliziumnitrid
SiC	-	Siliziumkarbid
SiO ₂	-	Siliziumoxid
Sn	-	Zinn
SPS	-	Spark Plasma Sintering auch Field Assisted Sintering (FAST)
SSiC	-	drucklos gesintertes Siliziumkarbid (sintered SiC)
Ti	-	Titan
TiC	-	Titankarbid
TiN	-	Titannitrid
Valeo	-	Valeo820DS
Vol.-%	-	Volumenprozent
WC	-	Wolframkarbid
WDX	-	Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie
WLFK	-	Wärmeleitfähigkeit
X105	-	X105CrMo17
X5	-	X5CrNi18-10
XRD	-	Röntgen-Diffraktometrie
ZrB ₂	-	Zirkonborid
ZTA	-	mit Zirkonoxid verstärktes Al ₂ O ₃ (zirconia toughened alumina)

Versuchsmaterialien

100Cr6	-	niedriglegierter Stahl
AlN	-	Aluminiumnitrid
Al24	-	Aluminiumoxid-Keramik (leicht porös), Fa. Friatec
Al24-TTB	-	mit TiN, TiC und B ₄ C modifizierte Al24-Keramik
Al24-WT	-	mit WC und TiN modifizierte Al24-Keramik
Al24-WTNCT	-	mit WC, TiN, Ni, Cu und Ti modifizierte Al24-Keramik
Al24-ZbCN	-	mit ZrB ₂ , Cr und Ni modifizierte Al24-Keramik
C15E	-	unlegierter Einsatzstahl
C45E	-	unlegierter Vergütungsstahl
EKasicF	-	Siliziumkarbid-Keramik (SSiC), Fa. ESK
F99,7	-	Aluminiumoxid-Keramik, Fa. Friatec
GJV-300	-	Grauguss mit Vermiculargraphit
Valeo820DS	-	kommerzieller organischer Kupplungsbelag, Fa. Valeo
X105CrMo17	-	hochlegierter Stahl
X5CrNi18-10	-	hochlegierter Stahl (austenitisch)

Symbolverzeichnis

Symbol	Einheit	Beschreibung
α_{th}	1/K	thermischer Ausdehnungskoeffizient
$d\mu/dv$	(m/s) ⁻¹	Reibungszahlgradient
ϵ	-	Dehnung
ϵ^*	W $\sqrt{s}/(m^2 \cdot K)$	Effusivität
ϵ_1^*	W $\sqrt{s}/(m^2 \cdot K)$	Effusivität des Pellets
ϵ_2^*	W $\sqrt{s}/(m^2 \cdot K)$	Effusivität der Scheibe
κ	m ² /s	Temperaturleitfähigkeit
λ	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
λ_{Al24}	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit des Al24-Substrats
λ_{eff}	W/(m·K)	effektive Wärmeleitfähigkeit des Verbundkörpers
λ_{grenz}	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit der Grenzschicht
λ_i	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit der beteiligten Materialien
λ_{mod}	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit der lasermodifizierten Randschicht
μ	-	Reibungszahl
$\mu_{0,001m/s}$	-	Reibungszahl bei 0,001 m/s (Quasi-Haftreibung)
$\mu_{12,5m/s}$	-	Reibungszahl bei 12,5 m/s (minimale Reibungszahl)
μ_{max}	-	maximale Reibungszahl
μ_{mittel}	-	mittlere Reibungszahl
ν	-	Querkontraktionszahl
ρ	g/cm ³	Dichte
σ	N/mm ²	mechanische Spannung
σ_b	N/mm ²	4-Punkt-Biegefestigkeit
σ_o	N/mm ²	Lageparameter der Weibull-Verteilung
σ_u	N/mm ²	minimale Festigkeit
$\sigma_{Bauteil}$	N/mm ²	Bauteilfestigkeit
σ_{Probe}	N/mm ²	Festigkeit des Probekörpers

Symbol	Einheit	Beschreibung
a^*	μm	Mikrokontaktradius
A	mm^2	Fläche
A_n	mm^2	nominelle Kontaktfläche
a_r	mm	Radius der nominellen Kontaktfläche
b	μm	Breite der Verschleißspur
c	μm	Größe innerer Kerben, z. B. Risse
c_p	$\text{J}/(\text{g}\cdot\text{K})$	spezifische Wärmekapazität
c_{p1}	$\text{J}/(\text{g}\cdot\text{K})$	spezifische Wärmekapazität des Pellets
c_{p2}	$\text{J}/(\text{g}\cdot\text{K})$	spezifische Wärmekapazität der Scheibe
d	μm	Durchmesser der Mikrokontakte
d_m	μm	mittlere Partikelgröße oder Korngröße
D	m	Probendicke
E	GPa	Elastizitätsmodul
F	-	Ausfallwahrscheinlichkeit
F_N	N	Normalkraft
F_R	N	Reibungskraft
h_1^*	mm	Höhe vor tribologischer Beanspruchung
h_2^*	mm	Höhe nach tribologischer Beanspruchung
H_f	N/mm^2	Härte bei Blitztemperatur
H_s	N/mm^2	Härte des weicheren Materials
HV	-	Vickershärte
k_v	$\text{mm}^3/(\text{Nm})$	volumetrischer Verschleißkoeffizient
k_l	$\mu\text{m}/(\text{Nm})$	linearer Verschleißkoeffizient
K_{Ic}	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	Bruchzähigkeit
m	kg	Masse
m^*	-	Weibull-Modul
m_1	kg	Masse des Pellets
m_2	kg	Masse der Scheibe
M_f	$^\circ\text{C}$	Martensitfinishtemperatur
M_s	$^\circ\text{C}$	Martensitstarttemperatur
n	min^{-1}	Drehzahl (Prüfmaschine)
N	-	Anzahl der Mikrokontakte
p	MPa	nominelle Flächenpressung

Symbol	Einheit	Beschreibung
p_{crit}	MPa	kritische Belastung
ρ_R	W/mm ²	spezifische Reibleistung
P_L	W	Laserleistung
P_R	W	Reibleistung
Pe	-	Peclet-Zahl
Q	J	Wärmemenge
r	mm	mittlerer Reibradius
R	mm	Krümmungsradius der Pellet-Stirnfläche
R_a	μm	arithmetischer Mittenrauwert
R_k	μm	Kernrautiefe
R_m	MPa	Zugfestigkeit
R_{pk}	μm	reduzierte Spitzenhöhe
R_r	μm	mittlerer Krümmungsradius der Oberflächenrauheitsspitzen
R_{vk}	μm	reduzierte Riefentiefe
s	m	Gleitweg
s_1^*	mm	Durchmesser vor tribologischer Beanspruchung
s_2^*	mm	Durchmesser nach tribologischer Beanspruchung
s_F^*	km	Gesamtfahrleistung aus Wurzelabschätzung
s_R^*	km	Rutschweg der Kupplung für Wurzelabschätzung
S	J/mm	Streckenenergie bei der Laserbearbeitung
$t_{1/2}$	s	Zeit zum Erreichen der 0,5-fachen Sättigungstemperatur
t_b	s	Beanspruchungsdauer
t_{ges}	μm	Gesamtdicke des Verbundkörpers
t_{grenz}	μm	Dicke der Grenzschicht
t_m	s	Messintervall
t_{mod}	μm	Dicke der lasermodifizierten Randschicht
T_1	°C	Temperatur in der Verschleißspur der Scheibe
T_2	°C	Temperatur am Scheibenumfang
T_3	°C	Temperatur am Pelletumfang
T_4	°C	Temperatur innerhalb der Klimakammer
T_5	°C	Temperatur im Pellet (1,5 mm unterhalb des Reibkontakts)
T_{b1}	°C	Bulktemperatur des Pellets
T_{b2}	°C	Bulktemperatur der Scheibe

Symbol	Einheit	Beschreibung
T_{kf}	°C	Schmelztemperatur
T_S	°C	Kontakttemperatur
T_U	°C	Umgebungstemperatur
ΔT	K	Temperaturdifferenz
ΔT_1	K	Temperaturerhöhung des Pellets
ΔT_2	K	Temperaturerhöhung der Scheibe
ΔT_b	K	Erhöhung der Bulktemperatur des Grundmaterials
ΔT_{b1}	K	Erhöhung der Bulktemperatur des Pellets
ΔT_{b2}	K	Erhöhung der Bulktemperatur der Scheibe
ΔT_f	K	Temperaturänderung infolge Blitztemperatur am Mikrokontakt
v	m/s	Gleitgeschwindigkeit
v_{max}	m/s	maximale Gleitgeschwindigkeit
v_{ri}	m/s	charakteristische Geschwindigkeit
V_1	-	Verhältnis der Effusivität bezogen aufs Pellet
$V_{Bauteil}$	m ³	beanspruchtes Bauteilvolumen
V_{Probe}	m ³	Volumen des Probekörpers
\dot{V}_{Ar}	l/h	Argon Volumenstrom
\dot{V}_P	mm ³ /s	theoretischer Pulvervolumenstrom
W_{grenz}	µm	Auslegungsgrenze Summenverschleiß für Wurzelabschätzung
W_l	µm	linearer Verschleißbetrag
W_l^*	µm	linearer Summenverschleiß aus Wurzelabschätzung
$W_{l/s}$	µm/km	lineare Verschleißintensität
$W_{l/\sqrt{s}}$	µm/ $\sqrt{\text{km}}$	lineare Verschleißintensität für Wurzelabschätzung
W_R	Nm	Reibarbeit
W_v	mm ³	volumetrischer Verschleißbetrag
z_1	mm	Eindringtiefe Pellet
z_2	mm	Eindringtiefe Scheibe
z_{ges}	mm	Gesamtdicke der Wärmeeindringzone
$Z(v_{ri})$	-	Geschwindigkeitsfunktion

1 Einführung und Grundlagen

1.1 Einleitung und Motivation

Die Entwicklung und Anwendung neuer Hochleistungsmaterialien können in Bezug auf ihre tribologischen Eigenschaften zu einer beträchtlichen Verbesserung von technischen Komponenten und Systemen führen [1]. Die Triebkräfte zur fortwährenden Entwicklung neuer Materialien sind z. B. verbessertes Funktionsverhalten, gesteigerte Zuverlässigkeit, Langlebigkeit, höhere Effizienz, Miniaturisierung und eine gesteigerte Produktivität.

In hochbeanspruchten Frikionssystemen, wie z. B. Bremsen oder Kupplungen, wird von den eingesetzten Tribopaarungen eine hinreichend hohe, sowie von den Beanspruchungs- und Umgebungsbedingungen unabhängige, Reibungszahl und ein hoher Verschleißwiderstand gefordert. Die konventionell eingesetzten organisch basierten Frikionsmaterialien kommen hinsichtlich ihrer mechanischen und thermischen Belastbarkeit an ihre Grenzen [2–5]. Eine signifikante Erhöhung der Leistungsdichte, d. h. eine größere übertragbare Leistung bei gleichem Bauraum, ist somit unter Verwendung dieser Frikionsmaterialien nicht zu erzielen. Hier besitzen ingenieurkeramische Werkstoffe wie Al₂O₃ oder SiC ein ausgezeichnetes Potential, da diese deutlich höhere Druckbeanspruchungen und vor allem deutlich höhere Einsatztemperaturen zulassen [6]. Man geht davon aus, dass der Abfall der Reibungszahl mit zunehmender Temperatur der Reibpartner, das sogenannte „fading“, durch den Einsatz keramischer Werkstoffe vermieden werden kann [7].

Hinsichtlich des, insbesondere für den PKW-Bereich entscheidenden, Komfortverhaltens können monolithische Keramiken in Paarung mit metallischen Scheiben noch nicht mit den konventionellen organisch basierten Frikionsmaterialien mithalten [8, 9]. Ein Lösungsansatz ist die Entwicklung von keramisch basierten Verbundwerkstoffen [10]. In bisherigen Untersuchungen zeigte sich, dass auch schon die Veränderung einer im Reibkontakt befindlichen Randschicht zu Verbesserungen im Reibungs- und Verschleißverhalten führte [11–13]. Die Randschicht der Keramik wurde hierbei durch einen lasergestützten Prozess verändert.

Durch die Entwicklung einer verbesserten Prozesstechnik sollten im Rahmen der vorliegenden Arbeit randschichtmodifizierte Keramiken erzeugt werden, die eine höhere Leistungsfähigkeit im untersuchten tribologischen System aufweisen. Hierbei sollten insbesondere das Komfort- und Verschleißverhalten verbessert werden.

1.2 Friktionssysteme

1.2.1 Kupplungen und Bremsen

Kupplungen und Bremsen sind zwei der wichtigsten Vertreter von Friktionssystemen. Nach [14] können beide Aggregate den energiedeterminierten tribotechnischen Systemen zugeordnet werden. Ein wesentlicher Unterschied in tribologischer Hinsicht ist, dass im Kraftfahrzeugbereich der Friktionskontakt in Kupplungssystemen durch die konstruktive Kapselung vor äußeren Umwelteinflüssen geschützt ist, wohingegen der Kontakt in Bremssystemen diesen Einflüssen direkt ausgesetzt ist.

In beiden technischen Systemen liegen anfangs hohe Relativgeschwindigkeiten vor. Bei der Bremse wird diese durch die vorliegende Geschwindigkeit der Bremsscheibe bestimmt und bei der Kupplung am Anfang des Synchronisationsvorgangs durch die Motordrehzahl, wobei die Abtriebsseite steht und die Antriebsseite mit Motordrehzahl rotiert. In beiden Fällen soll durch Reibung ein Angleichen der Geschwindigkeiten zwischen den beteiligten Reibpartnern ermöglicht werden. Abgesehen von Unterschieden in der konstruktiven Umsetzung besteht ein Unterschied in der jeweiligen Endgeschwindigkeit. Bei Bremssystemen beträgt sie im Fall einer Vollbremsung 0 m/s und beim Kupplungssystem entspricht sie der jeweiligen Geschwindigkeit, welche vom mittleren Reibradius der Kupplungsscheibe und der Drehzahl der Antriebswelle abhängig ist. Für die thermische Belastung ist die Reibleistung entscheidend, welche im Gegensatz zur Reibarbeit auch die Zeit berücksichtigt [5], d. h. über welchen Zeitraum die Reibarbeit eingebracht wird. Durch die Unterschiede in der Dauer der Vorgänge, d. h. Brems- bzw. Synchronisationsvorgang ergeben sich leicht geringere thermische Beanspruchungen bei der Kupplung, da die Synchronisationszeit in Abhängigkeit vom Betriebszustand im Allgemeinen kürzer ist als die Dauer eines Bremsvorganges. Die Möglichkeit der konvektionellen Kühlung ist sowohl bei Kupplungssystemen als auch bei Bremssystemen, z. B. durch innenbelüftete Bremsscheiben, vorhanden.

Aus Sicht der Systemdynamik stellen alle technischen Systeme, welche Reibung beinhalten, nichtlineare offene dissipative Systeme dar. Auf Störungen reagieren diese Systeme im nicht-stabilen Fall mit periodischen oder chaotischen Schwingungen. Es lässt sich ableiten, dass die Stabilität eines Gleit- oder Friktionssystems ohne Dämpfung einzig vom Zusammenhang zwischen Gleitgeschwindigkeit und Reibungszahl abhängig ist. Das System ist stabil (schwingungsdämpfend), wenn die Reibungszahl mit der Gleitgeschwindigkeit zunimmt. Wenn die Reibungszahl hingegen mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit abnimmt, ist das System instabil, d. h. es treten reiberregte Schwingungen auf [15]. Dieser Zusammenhang ist schematisch in Abbildung 1.1 dargestellt. Es kann ein sogenannter Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ eingeführt werden, welcher den jeweiligen Anstieg der Kurve darstellt. Falls $d\mu/dv$ einen positiven Wert aufweist, ist das Systemverhalten stabil bzw. schwingungsdämpfend und falls der Wert negativ ist, reagiert das System instabil bzw. schwingungsanregend. Für den Fall, dass der Reibungszahlgradient $d\mu/dv = 0$ ist, verhält sich das System neutral [16].

Kupplungen müssen insbesondere im PKW-Bereich ein gutes Komfortverhalten aufweisen. Ein hierfür entscheidender Punkt ist das sog. Kupplungsrupfen, welches ebenfalls eine reiberregte Schwingung darstellt und u. a. in [17] ausführlich beschrieben wurde. Hierbei wurden insbesondere die Ursachen, eine Modellbildung und auch mögliche Gegenmaßnahmen betrachtet. Darüber hinaus existieren weitere Veröffentlichungen, die sich mit der Analyse und Simulation [18, 19] sowie der möglichen Vermeidung von Kupplungsrupfen mittels aktiver Dämpfungsmaßnahmen befassen [20].

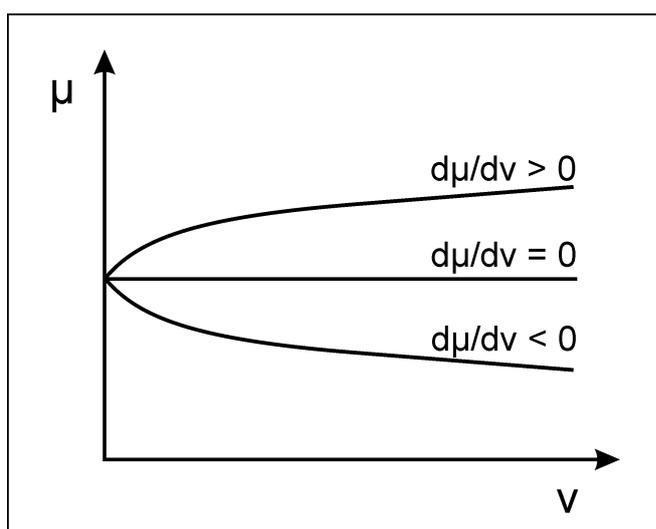


Abb. 1.1: Schematische Darstellung des Reibungsverhaltens in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit nach [16].

1.2.2 Friktionsmaterialien

Es existiert kein monolithisches Material, welches alle Anforderungen an ein Friktionsmaterial für Kupplungs- oder Bremssysteme optimal erfüllt. Aus diesem Grund bestehen Friktionsmaterialien im Allgemeinen aus mehreren Komponenten und lassen sich als Verbundwerkstoffe auffassen. Eine mögliche Einteilung nach ihrem Hauptbestandteil bzw. dem Matrixmaterial zeigt Abbildung 1.2. Prinzipiell lassen sich folgende Gruppen unterscheiden: die PMCs (polymer matrix composites), die MMCs (metal matrix composites) und Sintermetalle, die monolithischen Keramiken und CMCs (ceramic matrix composites) sowie die C/C-Materialien (carbon/carbon composites). Die wesentlichen Bestandteile von Friktionsmaterialien lassen sich nach [4] in Abrasivstoffe, „friction modifier“, Füll- und Verstärkungsmaterialien und Matrixmaterial untergliedern. Diese Einteilung für organisch basierte Friktionsmaterialien ist prinzipiell auch auf die weiteren Gruppen übertragbar, wobei die CMCs und C/C-Materialien meist keine zusätzlichen „friction modifier“ oder Abrasivstoffe enthalten.

Die Abrasivstoffe sollen hierbei den Aufbau der Reibschichten kontrollieren und die Reibung erhöhen. Dies sind beispielsweise Aluminiumoxid, Quarz (Siliziumoxid), Zirkonsilikat und Eisenoxide. Die sogenannten „friction modifier“ passen den Reibungszahlwert an, in-

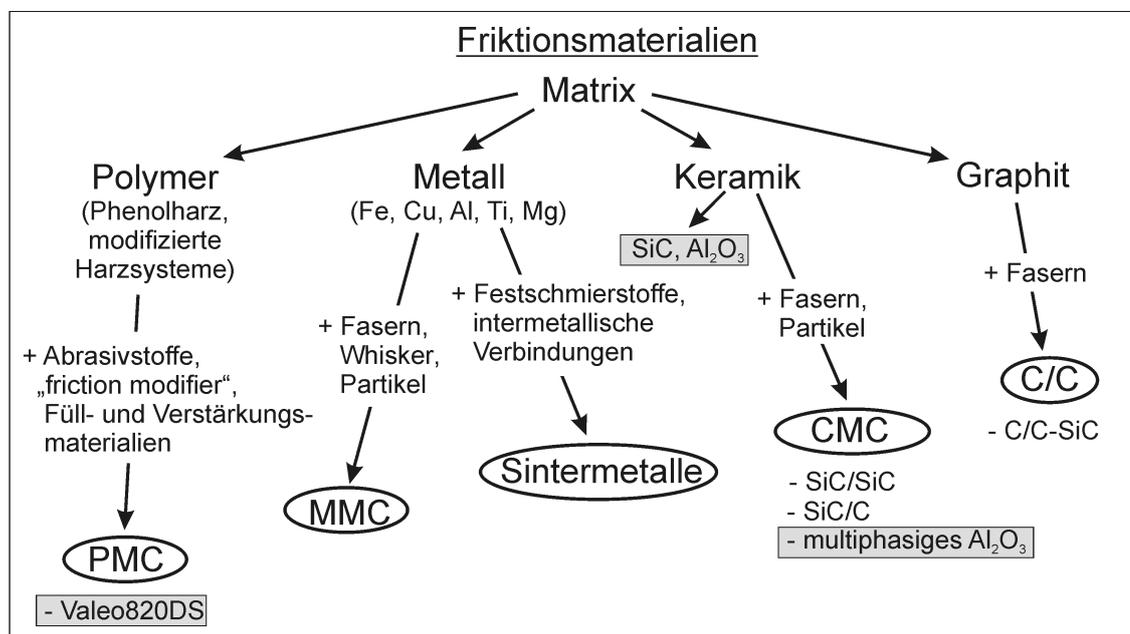


Abb. 1.2: Einteilung von Friktionsmaterialien nach ihrem Hauptbestandteil bzw. Matrixmaterial: PMC - polymer matrix composite, MMC - metal matrix composite, CMC - ceramic matrix composite und C/C - carbon/carbon composite. Die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Materialien sind grau hinterlegt.

dem sie entweder schmieren, die Reibung erhöhen oder durch die Reaktion mit Sauerstoff die Grenzflächenschicht bzw. Reibschicht beeinflussen. Beispiele hierfür sind Messing, Graphit, Kupfer, Bleioxid sowie verschiedene Metallsulfide und -oxide. Die metallischen Materialien, wie z.B. Kupfer, werden teilweise in Drahtform zugegeben und dienen überdies zur Verbesserung der Wärmeleitfähigkeit. Als Füll- und Verstärkungsmaterialien wurden und werden teilweise Asbest, Zinkoxid, Baumwolle, Diolefin sowie Altgummi verwendet. Einige der Materialien, wie z. B. Bleioxid und Asbest, sind mittlerweile aus Umweltschutzgründen ersetzt worden. Asbest-Fasern wurden in der Regel durch Kevlar-Fasern ersetzt. Häufig werden auch Glas- oder Aramidfasern zur mechanischen Verstärkung eingesetzt. Das Matrixmaterial organischer Friktionsmaterialien besteht hauptsächlich aus Phenolharz oder anderen modifizierten Harzsystemen. Das übliche Herstellungsverfahren ist ein Pressvorgang mit kombinierter Aushärtung der organischen Matrix.

In [21] wurde die Zusammensetzung und das tribologische Verhalten eines kommerziellen Bremsbelages in Paarung mit einer Grauguss-Scheibe untersucht. Der getestete Bremsbelag bestand zu 31% aus Stahl-, Aramid- und Glasfasern, zu 8% aus Binder und 11% nicht spezifiziertem Material, zu 15% aus Messing und Bronze, zu 15% aus Graphit, zu 8% aus Metallsulfiden und zu 5% aus Quarz sowie zu 8% aus den Füllstoffen Ton und verschiedenen Eisenoxiden. Es kam zur Ausbildung einer Reibschicht mit ca. 1 μm Dicke. Der bei organischen Belägen bekannte Hysterese-Effekt der Reibungszahl, d. h. die Reibungszahl bei zunehmender Flächenpressung unterscheidet sich von der bei abnehmender Flächenpressung, wurde durch die Ausbildung und Zerstörung von sekundären Kontaktbereichen erklärt. Diese befanden sich um die primären Kontaktbereiche, welche sich während des Reibvorganges um die enthaltenen metallischen Fasern ausgebildet hatten. Der Einfluss verschiedener Zusammensetzungen dieser Verbundwerkstoffe war ebenfalls Gegenstand diverser Untersuchungen [2, 22, 23]. Durch einen kombinatorischen Ansatz wurde in [24] versucht, ein geeignetes Friktionsmaterial auf Polymerbasis zu entwickeln. Hierbei zeigte sich, dass in Paarung mit Grauguss ein nichtlinearer Zusammenhang zwischen Menge der zugesetzten Stoffe und sowohl Reibung als auch Verschleiß bestand. Es war zwar möglich, den Verschleiß durch entsprechende Kombination der Zusatzmaterialien (Graphit, Molybdendisulfid, Aluminiumoxid) zu reduzieren, allerdings konnte die Reibungszahl auch durch Kombination mehrerer abrasiv wirkender Zusatzmaterialien nicht erhöht werden.

Metallbasierte Friktionsmaterialien lassen sich in MMCs und Sintermetalle unterteilen. Sintermetalle werden als Friktionsmaterialien in hochbeanspruchten Kupplungen von

Nutzfahrzeugen wie z. B. LKW, Traktoren oder Mähdreschern eingesetzt. Sie lassen sich nach ihren Hauptbestandteilen in eisen- und kupferbasierte Materialien untergliedern [25]. Die eisenbasierten Materialien wurden in den 1950er Jahren erstmals in der Serienproduktion eingesetzt, wohingegen die kupferbasierten Beläge bereits in den 1930er Jahren ihren Eingang in die Massenfertigung fanden. Ein Patent [26] benennt bspw. ein kupferbasiertes Material, welches 3-20 Ma.-% Zinn (Sn), 15-25 Ma.-% intermetallische Verbindungen 0,5-3 Ma.-% Festschmierstoffe enthält. Die Dispersoide bestehen aus Fe-Mo, FeCr, FeTi, FeW, und/oder FeB. Die verwendeten Festschmierstoffe sind Graphit, Vanadiumdisulfid (VS_2) und/oder Kalziumdifluorid (CaF_2). Da die eisenbasierten Friktionssysteme temperaturbeständiger sind als die kupferbasierten, kommen diese auch in hochbeanspruchten trockenlaufenden Friktionssystemen zum Einsatz. Ein Patent [27] umfasst ein Material mit folgenden Bestandteilen: 2-4 Ma.-% Chrom (Cr), 3-8 Ma.-% Mangan (Mn), 4-7 Ma.-% Pulvergemisch und dem restlichen Anteil Eisen (Fe). Das Pulvergemisch bestand hierbei aus 10-12 Ma.-% Eisenborid (FeB), 15-18 Ma.-% Eisenborid (Fe_2B), 10-12 Ma.-% Titandiborid (TiB_2), 22-25 Ma.-% Eisenkarbiden, 4-6 Ma.-% freiem Kohlenstoff und dem Rest Eisen. Untersuchungen eines bronzebasierten Reibbelages in Paarung mit Grauguss zeigten, dass durch Zugabe von 4 % Aluminiumoxid-Partikel die Reibungszahl deutlich gesteigert werden konnte [28]. Die tribologischen Versuche wurden nach der amerikanischen Anweisung zur Bremsbelagprüfung SAE-J661 durchgeführt. Der Gegenkörper war eine Grauguss-Scheibe mit einer Härte von 250 HV. Die Reibungszahl stieg bei Zugabe von 4 % Aluminiumoxid auf Werte zwischen 0,40 und 0,35 im untersuchten Temperaturbereich von 100 °C bis 350 °C. Das bronzebasierte Grundmaterial lag im selben Temperaturbereich bei Werten zwischen 0,25 und 0,20. Bei beiden untersuchten Materialien fiel der Wert der Reibungszahl mit zunehmender Temperatur.

Die Matrixmaterialien der MMCs sind z. B. Aluminium (Al), Magnesium (Mg), Titan (Ti), Kupfer (Cu) und deren Legierungen. Diese Matrixmaterialien werden mit Whiskern, keramischen Partikeln oder auch verschiedenen Fasern verstärkt. Für metallbasierte Verbundmaterialien existieren diverse Patente [29–32]. Metallische Matrixmaterialien auf Basis von Kupfer-, Eisen- und Nickellegierungen ertragen im Vergleich zu organisch basierten Materialien wesentlich höhere thermische und mechanische Beanspruchungen. Aus diesem Grund finden sie neben den sog. C/C-Materialien (carbon/carbon) vor allem in hochbeanspruchten Friktionssystemen der Luftfahrtindustrie Verwendung [4].

Keramikbasierte Reibmaterialien wurden bereits 1960 patentiert, allerdings verhinderten damals deren Sprödigkeit, Herstellungsprobleme und Kosten der Ausgangsmaterialien

eine breitere Verwendung. Inzwischen ist das wissenschaftliche Interesse auf diesem Gebiet gemessen an den Publikationen wieder gestiegen [33]. Eine vergleichsweise neue Entwicklung ist hierbei der Einsatz von faserverstärkten keramischen Materialien in Friktionssystemen. Ein wichtiger Vertreter für diese Gruppe ist mit SiC-Fasern verstärktes Siliziumkarbid, welches mittlerweile z.B. in den hochbeanspruchten Bremsen von Zügen eingesetzt wird.

Die C/C-Materialien bestehen aus kohlefaserverstärktem Graphit und bieten eine ausgezeichnete Temperaturbeständigkeit bis ca. 2000 °C im Vakuum und je nach Faserorientierung eine sehr gute Wärmeabfuhr [33]. In oxidierender Umgebung sinkt die maximale Einsatztemperatur auf ca. 1600 °C. Die gute Wärmeleitfähigkeit und der niedrige thermische Ausdehnungskoeffizient führen zu einer guten Thermoschockbeständigkeit [34]. Die Eigenschaften von C/C-Materialien sind sehr stark von den verwendeten C-Fasern, ihrem Anteil in der Matrix und dem Herstellungsverfahren des Verbundwerkstoffs abhängig [33]. Die bereits erwähnten Eigenschaften und ihre geringe Dichte prädestinieren sie für den Einsatz als Friktionsmaterialien in ungeschmierten Friktionssystemen. Sie kommen hierbei insbesondere in Bremssystemen von Flugzeugen in Eigenpaarung zum Einsatz [35].

Zu erwähnen ist auch die Verwendung von C/C-SiC als Friktionsmaterial für Bremsysteme [36, 37]. Diese werden durch einen Infiltrationsprozess von flüssigem Silizium in eine poröse Kohlefaserepreform hergestellt. Sie besitzen eine hervorragende Thermoschockstabilität. Der Reibungszahlwert betrug bei einer Flächenpressung von 0,34 MPa in Eigenpaarung ca. 0,4 bei einer Gleitgeschwindigkeit von etwa 15 m/s und ca. 0,8 gegen Ende des Bremsvorgangs bei nahezu 0 m/s. Die verrichtete Reibarbeit war 145 kJ [36].

Die Vor- und Nachteile der einzelnen Gruppen von Friktionsmaterialien ergeben sich wie folgt. Die Gruppe der polymerbasierten Verbundwerkstoffe (PMCs) ist, aufgrund des einfachen Herstellungsverfahrens und der günstigen Ausgangsstoffe, am kostengünstigsten. PMCs bieten darüber hinaus ein gutes Reibungszahlniveau von ca. 0,30 bis 0,40 und ein günstiges Komfortverhalten bei moderaten Belastungen ($p < 0,5$ MPa). Sie sind allerdings nur begrenzt mechanisch und thermisch belastbar [38] und weisen bei Überschreitung dieser Belastungsgrenzen einen sehr hohen Verschleiß auf. Die mechanische und thermische Belastbarkeit ist bei metallbasierten Verbundwerkstoffen (MMCs) in Abhängigkeit vom verwendeten Matrixmaterial höher, jedoch ist die Herstellung aufwendiger und kostenintensiver als bei PMCs. Das Reibungszahlniveau liegt in der Regel höher bei gleichzeitig schlechterem Komfortverhalten im Vergleich zu den PMCs. Bei noch höherer thermischer Beanspruchung können nur noch keramikbasierte Verbundwerkstoffe (CMCs) oder

C/C-Materialien verwendet werden. Die Vorteile sind neben der höheren thermischen Belastbarkeit ein günstigeres Verschleißverhalten und ein relativ hohes Reibungszahlniveau. Insbesondere C/C-Materialien sind aufgrund der relativ hohen Produktionskosten auf Hochtechnologieanwendungen beschränkt.

1.3 Ingenieurkeramik

Als Ingenieurkeramik bezeichnet man im Allgemeinen Keramik, die industriell aus chemisch reinen Ausgangsstoffen hergestellt wurde. Im Gegensatz hierzu steht beispielsweise die Silikatkeramik, welche aus natürlichen Ausgangsstoffen wie z. B. Feldspat, Quarz sowie Ton oder Kaolin hergestellt wird [39]. Der Formgebungsprozess bei der Herstellung von Ingenieurkeramik erfolgt über ein Verdichten des pulverförmigen Ausgangsmaterials und anschließendem Sintern. Das Sintern kann je nach Ausgangsstoffen und gewählten Parametern auf verschiedene Arten erfolgen. Beispiele hierfür sind das drucklose Sintern, Flüssigphasensintern, Reaktionsphasensintern und das Heißisostatische Pressen (HIP) [40, 41]. Desweiteren gibt es noch eine Vielzahl anderer Herstellungsmöglichkeiten, wie z. B. Elektrophorese, Chemisches Abscheiden aus der Dampfphase (CVD) oder Lasersintern [42]. Man unterscheidet im Allgemeinen Oxid- und Nichtoxidkeramik. Zur ersten Gruppe gehört z. B. das Aluminiumoxid, welches aufgrund seiner kostengünstigen Ausgangsstoffe und Herstellung die verbreitetste Ingenieurkeramik ist [43]. Weitere wichtige Oxidkeramiken sind Zirkonoxid (ZrO_2) und Magnesiumoxid (MgO). Zur Gruppe der Nichtoxidkeramik gehören z. B. das Siliziumkarbid (SiC), Siliziumnitrid (Si_3N_4) und Borkarbid (B_4C). Dichtes Siliziumkarbid kann auf verschiedene Arten hergestellt werden: durch Reaktionsphasensintern (Reaktionsgebundenes siliziuminfiltriertes Siliziumkarbid - $SiSiC$), durch druckloses Sintern unter Schutzgasatmosphäre (SSiC), durch heiß-isostatisches Pressen (HPSiC oder HIPSiC) oder durch Flüssigphasensintern (LP-SiC). Die mechanischen und physikalischen Eigenschaften von Siliziumkarbid variieren teilweise deutlich in Abhängigkeit vom Herstellungsverfahren [39].

Einige der im Folgenden genannten Vor- und Nachteile stellen nur eine allgemeine Tendenz dar und sind nicht für alle Ingenieurkeramiken gültig. Nach [44] sind die wichtigsten Vorteile von Keramik: niedrige elektrische Leitfähigkeit, niedrige thermische Leitfähigkeit, geringe Dichte, hohe Festigkeit bei hohen Temperaturen, Verschleißbeständigkeit, Korrosionsbeständigkeit und spezielle physikalische Eigenschaften (optische, elektrische, magnetische). Die wichtigsten Nachteile sind: niedrige Zugfestigkeit bei Raumtempera-

tur, Sprödigkeit, eine große Streuung der Festigkeit und unterkritisches Risswachstum. Unterkritisches Risswachstum tritt vor allem bei Oxidkeramik auf, aber auch bei nichtoxidischer Keramik mit amorpher oxidischer Korngrenzenphase [39]. Es gilt zu beachten, dass die Korrosions- und Verschleißbeständigkeit stark systemabhängig sind. Sowohl Oxid- als auch Nichtoxidkeramik können in Abhängigkeit von den Systembedingungen Korrosion aufweisen [45, 46]. So ist z. B. Aluminiumoxid unter bestimmten Voraussetzungen anfällig gegenüber hydrothormaler Korrosion.

Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften sind sehr stark vom Aufbau der Keramik und den vorliegenden Bindungen abhängig. So weist z. B. das überwiegend kovalent gebundene SiC eine höhere Härte im Vergleich zum überwiegend ionisch gebundenen Al_2O_3 auf. Wie auch bei metallischen Materialien sind die mechanischen Kennwerte von Keramik temperaturabhängig. In der Regel weist Keramik mit zunehmender Temperatur einen niedrigeren Elastizitätsmodul, geringere Härte, Biegefestigkeit und auch Bruchzähigkeit auf [40].

Die Härte und der E-Modul sind eng miteinander verknüpft und unter anderem von der vorhandenen Porosität abhängig. Die Werte beider Eigenschaften sinken mit zunehmender Porosität. Die Härte von einkristallinem Siliziumkarbid, Mullit und Aluminiumoxid in Abhängigkeit von der Temperatur ist in Abb. 1.3 dargestellt. Es wird ersichtlich, dass die Härte mit zunehmender Temperatur abnimmt. Der Mullit-Einkristall weist die geringste Temperaturabhängigkeit auf. Er liegt zwar bei Raumtemperatur unterhalb des einkristallinen Aluminiumoxids, aber besitzt ab ca. $300\text{ }^\circ\text{C}$ eine höhere Härte. Folglich ist die Härte bei Raumtemperatur für das Hochtemperaturverhalten nur bedingt aussagekräftig. Bei polykristallinen Materialien kommt noch der Einfluss des Gefüges hinzu. Die absolute Härte bei Raumtemperatur ist in diesem Fall geringer, da die Korngrenzenfestigkeit unterhalb der des Kristalls liegt. Mit zunehmender Temperatur wird die Härte überwiegend durch die Mobilität von Versetzungen bestimmt. Die Korngrenzen wirken als Hindernisse und somit liegt die Härte bei einem polykristallinen Aufbau über der des Einkristalls [47]. So sinkt z. B. die Härte von polykristallinem Siliziumkarbid in einem Temperaturintervall von Raumtemperatur bis $800\text{ }^\circ\text{C}$ von ca. 30 GPa auf 20 GPa [48]. Bei polykristallinem Aluminiumoxid nimmt die Härte im selben Temperaturintervall von ca. 19 GPa auf 9 GPa ab [49]. Für Aluminiumoxid wurde in [50] ein Einfluss der Korngröße auf die Härte mit unterschiedlichen Prüflasten ermittelt. Bei hohen Prüflasten zeigte sich, dass die Härte mit zunehmender Korngröße abnahm.

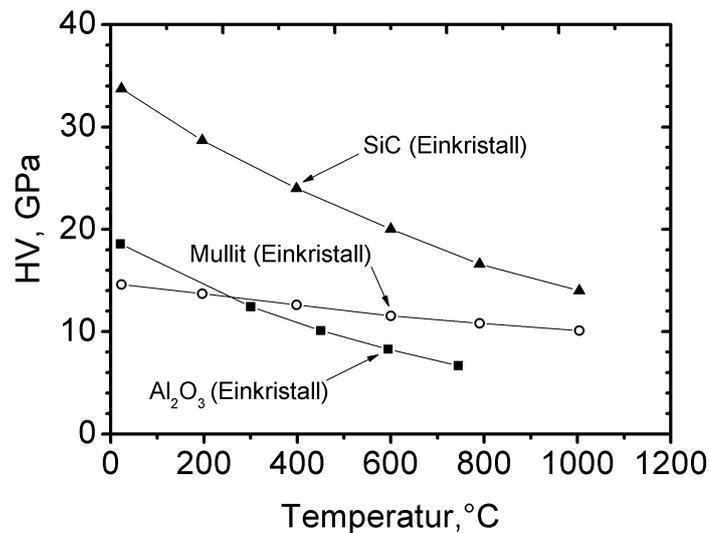


Abb. 1.3: Vickers-Härte (Prüflast 2 N) in Abhängigkeit von der Temperatur von Aluminiumoxid-, Siliziumkarbid- und Mullit-Einkristall nach [47].

Die Festigkeit von Keramik wird meist anhand der Biegefestigkeit angegeben [44]. In Abbildung 1.4 ist ein Übersichtsdiagramm der Biegefestigkeit verschiedener keramischer Werkstoffe und von Vergleichsmaterialien dargestellt. Sie ist sehr stark von der Anzahl, Größe und Verteilung von Defekten abhängig, wobei insbesondere Oberflächenfehler und eine große Oberflächenrauheit diese stark herabsetzen können. Die Streuung der Festigkeitswerte keramischer Werkstoffe ist wesentlich größer als bei metallischen Werkstoffen und mathematisch am besten mit der Weibull-Verteilung beschreibbar. Die Ausfallwahrscheinlichkeit F [39] berechnet sich nach Gl. (1.1).

$$F = 1 - \exp \left\{ - \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_o} \right)^{m^*} \right\} \quad (1.1)$$

F = Ausfallwahrscheinlichkeit; σ = mechanische Spannung; σ_u = minimale Festigkeit; σ_o = Lageparameter der Weibull-Verteilung, Festigkeit bei 63,2% - Ausfallwahrscheinlichkeit; m^* = Weibull-Modul. Üblicherweise wird $\sigma_u = 0$ gesetzt.

Da das Versagen immer von vorhandenen Defekten sowohl im Volumen als auch an der Oberfläche ausgeht, ist die Streuung der Fehlergrößen direkt für die Streuung der Festigkeit verantwortlich [44, 51]. Der Weibull-Modul m^* ist ein Maß für die Streuung der Festigkeit. Je größer der Weibull-Modul m^* ist, umso homogener ist der Werkstoff und umso schmaler wird dessen Festigkeitsverteilung. Die nach heutigem Stand der Technik bei Ingenieurkeramik erzielbaren Weibull-Moduli liegen bei Werten zwischen 10 und 20.

Diese Zusammenhänge sind ebenfalls ursächlich für den ausgeprägten Größeneinfluss auf die erzielte Festigkeit, d. h. kleinere Proben besitzen aufgrund der geringeren Wahrscheinlichkeit des Vorhandenseins eines kritischen Fehlers eine höhere Festigkeit [44, 51]. Die Bauteilfestigkeit ergibt sich nach [39] wie in Gl. (1.2). Hierbei ist zu beachten, dass für das Bauteilvolumen das beanspruchte Volumen eingesetzt werden muss und die Beanspruchung von Probe und Bauteil gleichartig sein muss. Diese Gleichung gilt jedoch nicht für Druckbeanspruchung.

$$\sigma_{\text{Bauteil}} = \sigma_{\text{Probe}} \cdot \left(\frac{V_{\text{Probe}}}{V_{\text{Bauteil}}} \right)^{1/m^*} \quad (1.2)$$

σ_{Bauteil} = Bauteilfestigkeit; σ_{Probe} = Festigkeit des Probekörpers; V_{Probe} = Volumen des Probekörpers; V_{Bauteil} = beanspruchtes Bauteilvolumen; m^* = Weibull-Modul.

Die Bruchzähigkeit K_{Ic} beschreibt den Widerstand eines Werkstoffes gegenüber instabiler Rissausbreitung. Sie kann auch als Energieabsorptionsvermögen vor einem Bruch aufgefasst werden. Das Versagen von Keramik ist mithilfe der Methoden der Linear-Elastischen Bruchmechanik (LEBM) beschreibbar. Die Werte der Bruchzähigkeit liegen in den meisten Fällen eine Größenordnung niedriger als bei metallischen Werkstoffen. So besitzt z. B. Aluminiumoxidkeramik eine Bruchzähigkeit K_{Ic} von 3,5-5,0 MPa $\sqrt{\text{m}}$ wohingegen Stahl einen Wert von ca. 50 MPa $\sqrt{\text{m}}$ aufweist (z. B. 40CrMo4 mit 60 MPa $\sqrt{\text{m}}$). Eine Ausnahme bei den Keramiken stellt das Zirkonoxid (ZrO_2) mit K_{Ic} -Werten von 6,0-11,0 MPa $\sqrt{\text{m}}$ dar.

Physikalische Eigenschaften

Die Dichte der wichtigsten keramischen Materialien ist generell niedriger als die von Stählen und liegt im Bereich von ca. 2,5-5,0 g/cm³. Die Wärmeleitfähigkeit beruht bei Keramik hauptsächlich auf dem Mechanismus von Gitterschwingungen, im Unterschied zu metallischen Werkstoffen, wo die Wärmeleitung überwiegend über die freien Elektronen stattfindet. Abbildung 1.4 zeigt eine Orientierungsübersicht zur Wärmeleitfähigkeit für verschiedene Keramiken. Elektrisch betrachtet sind die meisten Keramiken Isolatoren. Allerdings gibt es auch halbleitende Keramik, wie z. B. SiC und B₄C, die als Elektroden oder Heizelemente eingesetzt werden können [44]. Die physikalischen Eigenschaften wie z. B. der thermische Ausdehnungskoeffizient sowie die thermische und elektrische Leitfähigkeit sind mehr oder weniger stark temperaturabhängig [40, 44, 51].

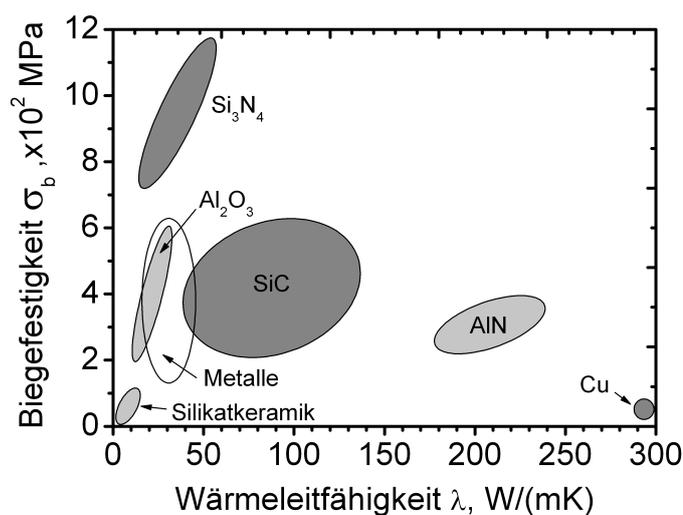


Abb. 1.4: Orientierungsübersicht der Wärmeleitfähigkeit λ und Biegefestigkeit σ_b verschiedener Keramiken und Vergleichswerkstoffe in Anlehnung an [39].

Anwendungen

Keramiken kommen aufgrund ihrer bereits erwähnten Eigenschaften in vielen Bereichen zum Einsatz. Prinzipiell lassen sich folgende Gruppen einteilen: Funktionskeramik, Strukturkeramik, Biokeramik und keramische Beschichtungen. Bei der Funktionskeramik werden insbesondere deren physikalische Eigenschaften ausgenutzt. Dies sind z. B. elektrische und magnetische Keramik, d. h. dielektrische, piezoelektrische und ferromagnetische und supraleitende Keramik, die ihre Anwendung hauptsächlich in der Elektrotechnik finden. Dies umfasst den Einsatz in Bauteilen wie Sicherungskörper, Potentiometerringe, Schaltstifte und Schutzrohre, für die vor allem die keramischen Werkstoffe Steatit, Cordierit, Aluminiumoxid und Magnesiumoxid verwendet werden. Strukturkeramiken umfassen sowohl monolithische als auch Verbundmaterialien, die aufgrund ihrer mechanischen Eigenschaften eingesetzt werden, z.B. für Hochtemperaturanwendungen in Brennerdüsen, Tiegeln, Heizstäben und Katalysatoren. Die hierfür eingesetzten Keramiken sind hauptsächlich Siliziumkarbid und Siliziumnitrid. Auch Biokeramiken gewinnen zunehmend an Bedeutung. Ein Grund hierfür ist die hervorragende Biokompatibilität von einigen Keramiken wie z. B. Aluminiumoxid oder Hydroxylapatit. Sie werden in der Medizintechnik als Hüft-, Schulter- und Kniegelenkprothesen eingesetzt. Keramische Beschichtungen kommen z.B. als Verschleißschutz und/oder thermische Barriere auf Turbinenschaufeln zum Einsatz. Die gute Korrosionsbeständigkeit gegen die meisten Säuren und Basen führt zu Anwendungen in der chemischen und Lebensmittelindustrie, z. B. in vollkeramischen Präzisionswälzlager [39, 40, 43, 44, 52, 53].

1.4 Lasermaterialbearbeitung von Keramik

Die Lasermaterialbearbeitung von Keramik findet aufgrund entscheidender Vorteile gegenüber konventionellen Verfahren und nicht zuletzt der immer größeren Verbreitung geeigneter industrieller Laseranlagen zunehmend Anwendung. Einige dieser Vorteile sind z.B. eine berührungslose Bearbeitung und somit kein Verschleiß des Werkzeugs und eine Flexibilität der Bearbeitung, die anderweitig nur schwer zu erreichen ist [54].

Die prinzipiellen Wechselwirkungen beim Auftreffen des Lasers auf die Keramik sind Reflexion, Absorption, Streuung und Transmission [54]. Für die Bearbeitung bzw. Auswahl der Prozessparameter sind die Werkstoffeigenschaften zu berücksichtigen. Dies sind die thermische Leitfähigkeit und Schmelztemperatur des zu bearbeitenden Materials sowie der Absorptionsgrad, der im Wesentlichen von der Wellenlänge der Strahlenquelle und der Oberflächenrauheit abhängig ist. Die entscheidenden Bearbeitungsparameter sind die Wellenlänge der Laserquelle, die Leistungsdichte (eingebrachte Laserleistung pro Fläche) sowie die Puls- bzw. Bearbeitungsdauer. Nicht zuletzt kommt auch der bereits erwähnten Oberflächenbeschaffenheit des zu bearbeitenden Materials eine große Bedeutung zu. Bei den meisten Keramiken können annähernd 100 % der Laserleistung umgesetzt werden [54, 55]. Dies gilt z. B. für die Bearbeitung von Aluminiumoxid mittels CO₂-Laser, der eine Wellenlänge von 10,60 µm aufweist. Die umgesetzte Laserleistung ist hier mit annähernd 100 % sehr hoch im Vergleich zu metallischen Werkstoffen, bei denen dieser Anteil lediglich bis zu 15 % beträgt [56]. Das Trennen und auch Bohren von Keramik ist relativ problemlos möglich. In [57] wurde gezeigt, dass es unter Verwendung eines gepulsten CO₂-Lasers mit Q-Switch möglich ist, Siliziumnitrid rissfrei zu trennen. Ein Q-Switch ermöglicht die Erzeugung von kurzen Impulsen mit hoher Leistungsdichte. Auch diverse andere Ingenieurkeramiken wie z. B. Siliziumkarbid, Aluminiumnitrid, Magnesiumoxid und Zirkonoxid können mittels Laser bearbeitet werden [54].

Neben der klassischen Bearbeitung zum Erreichen einer gewünschten Endkontur ist es mithilfe des Lasers auch möglich das Gefüge von Keramiken zu beeinflussen. Die Verfahren der sogenannten Laserstrahloberflächenbehandlung lassen sich nach [58] in zwei Gruppen unterteilen: die thermischen Verfahren Laserstrahlhärten, insbesondere bei Stählen interessant, und Laserstrahlumschmelzen sowie die thermochemischen Verfahren Laserstrahllegieren, -dispergieren und -beschichten. Bei der lasergestützten Randschichtmodifikation von Al₂O₃-Keramik besteht die Möglichkeit durch Umschmelzen der Randschicht ein Gefüge mit feinerem Korn einzustellen. Überdies lässt sich das Gefüge

der Randschicht noch durch Aufschmelzen und gleichzeitiges Einbringen von pulverförmigen Zusatzstoffen beeinflussen. In Abhängigkeit davon, ob die Zusatzstoffe aufschmelzen oder nicht, entspricht dieser Vorgang dem Laserlegieren oder Laserdispergieren. Durch eine geeignete Auswahl von Zusatzstoffen war es möglich, die tribologischen Eigenschaften sowohl in geschmierten Gleitsystemen [59, 60] als auch in ungeschmierten Friktionssystemen [13, 61–65] sowie unter Kavitationsbeanspruchung [66, 67] zu verbessern.

1.5 Tribologisches Verhalten

Das Wort Tribologie leitet sich von dem griechischen Begriff „tribos“ ab, der soviel wie „reiben“ bedeutet. Es könnte also in etwa mit Reibungslehre übersetzt werden. Allerdings ist der Begriff „Tribologie“ als noch umfassender anzusehen. Nach der inzwischen zurückgezogenen DIN 50323 umfasst die Tribologie „... das Gesamtgebiet von Reibung und Verschleiß, einschließlich Schmierung...“. Die tribologischen Eigenschaften sind systemabhängig und keine Materialgröße, d. h. unter anderem, dass keine absolute Verschleißfestigkeit eines Werkstoffes existieren kann. Für die Beschreibung von tribologischen Vorgängen muss immer das Gesamtsystem betrachtet werden. Dieses sogenannte Tribosystem beinhaltet alle relevanten Eingangs- und Verlustgrößen sowie die Systemstruktur, gegeben durch Bauteile, Stoffe und tribologische Prozesse. Eine gute Analogie sind Korrosionsvorgänge, da auch hier die Beständigkeit eines Materials entscheidend vom System (z. B. Umgebungsmedium, Temperatur, evtl. vorliegende mechanische Beanspruchung, Geometrie) abhängt. Zum besseren Verständnis der folgenden Kapitel werden zunächst alle für ein tribologisches System relevanten Mechanismen in kurzer Form dargestellt und erläutert. Auf Ausführungen bezüglich geschmierter Tribosysteme wurde hierbei bewusst verzichtet.

1.5.1 Grundlagen von Reibung und Verschleiß

Nach DIN 50281 versteht man unter Reibung einen mechanischen Widerstand in der gemeinsamen Berührungsfläche, der eine Relativbewegung zwischen zwei aufeinander gleitenden, rollenden oder wälzenden Körpern verhindert oder hemmt. Man unterscheidet zwischen Haftreibung (statisch) und Bewegungsreibung (dynamisch). Für die Beschreibung von Reibungsvorgängen existieren aufgrund der Komplexität verschiedene Modelle, die sich auf Grundlage der Hauptursache wie folgt einteilen lassen: mechanisch-

geometrische, molekular-atomistische und energetische Modelle sowie Deformationsmodelle. Nach der Methode der Energiebilanzierung lässt sich der Reibungsvorgang in folgende Phasen einteilen: 1.) die Energieeinleitung, gekennzeichnet durch die Berührung technischer Oberflächen, Bildung der wahren Kontaktfläche, Mikrokontaktflächenvergrößerung und Delamination von Oberflächen-Deckschichten sowie Grenzflächenenergie; 2.) die Energieumsetzung, gekennzeichnet durch Deformationsprozesse (mikroskopisch und makroskopisch), Adhäsionsprozesse (führen nur bei Bewegung zur Energieumsetzung und damit zu Deformation) und Furchungsprozesse (Deformation) und 3.) die Energiedissipation, welche sich noch weiter in thermische Prozesse auf makroskopischer Ebene, Energieabsorption und Energieemission unterteilen lässt [14]. Die thermischen Prozesse sind durch Wärmeerzeugung gekennzeichnet. Die Energieabsorption kann hierbei durch folgende Vorgänge stattfinden: elastische Hysterese, Gitterdeformationen, Erzeugung und Bewegung von Punktdefekten und Versetzungen, Erzeugung von Eigenstressungen, Mikro-Bruchvorgänge, Phasentransformationen oder tribochemische Reaktionen. Bei der Energieemission kann es zu Wärmeleitung und -strahlung, Schallemission, Schwingungsausbreitung/Phononenemission, Photonenemission (Tribolumineszenz) sowie Elektronen- und Ionenemission kommen. Die Phase der Energieeinleitung ergibt sich unmittelbar durch die vorliegende tribologische Beanspruchung.

Es gilt näherungsweise der Zusammenhang: die Reibungskraft $F_R \propto$ Anzahl der Mikrokontakte \propto Normalkraft F_N . Hieraus resultiert das Reibungsgesetz nach Amontons-Coulomb für die Festkörperreibung: $F_R = \mu \cdot F_N$, wobei μ die sogenannte Reibungszahl darstellt. Die grundlegenden Reibungsmechanismen sind Adhäsion und Abscheren, plastische Deformation, Furchung sowie elastische Hysterese und Dämpfung [14]. Die weiteren Reibungsgesetze nach Amontons und Coulomb sind: 1.) die Reibungskraft ist unabhängig von der scheinbaren Berührungsfläche; 2.) die statische Reibungskraft ist größer als die kinetische Reibungskraft und 3.) die Reibungskraft ist unabhängig von der Gleitgeschwindigkeit. Diese Gesetze sind jedoch nach heutigem Wissenstand in den meisten Fällen nicht oder nur eingeschränkt gültig [68]. Weitere Größen zur Beschreibung von Reibvorgängen sind die Reibarbeit W_R (Gl. 1.3), die Reibleistung P_R (Gl. 1.4) sowie die spezifische Reibleistung p_R (Gl. 1.5), welche auf die nominelle Kontaktfläche bezogen ist.

$$W_R = \int F_R \cdot ds \quad (1.3)$$

W_R = Reibarbeit; F_R = Reibungskraft; s = Gleitweg.

$$P_R = W_R/t_b = F_R \cdot v = \mu \cdot F_N \cdot v \quad (1.4)$$

P_R = Reibleistung; W_R = Reibarbeit; t_b = Beanspruchungsdauer; F_R = Reibungskraft; v = Gleitgeschwindigkeit; F_N = Normalkraft.

$$p_R = \frac{W_R}{A_n \cdot t_b} = \mu \cdot v \cdot p \quad (1.5)$$

p_R = spezifische Reibleistung; W_R = Reibarbeit; A_n = nominelle Kontaktfläche; t_b = Beanspruchungsdauer; μ = Reibungszahl; v = Gleitgeschwindigkeit; p = nominelle Flächenpressung.

Verschleiß ist ein Materialverlust, der durch Relativbewegung zweier Körper entsteht und im Allgemeinen unerwünscht ist. Der sogenannte Einlaufverschleiß ist hierbei eine erwünschte Form des Verschleißes, da die Einglättung der Rauheitsspitzen beteiligter Reibpartner im Betrieb positiven Einfluss auf die Reibungszahl hat, z. B. System Kolbenring/Zylinder im Verbrennungsmotor. Man unterscheidet Verschleißmechanismen und Verschleißerscheinungsformen. In der Realität tritt im Allgemeinen eine Kombination aus verschiedenen Verschleißmechanismen auf, von denen jedoch meist einer dominiert. In Abbildung 1.5 sind die Hauptverschleißmechanismen nach DIN 50323 schematisch dargestellt. Dies sind Abrasion, Adhäsion, Oberflächenzerrüttung und tribochemische Reaktion. Alle genannten Mechanismen können im ungeschmierten Gleitkontakt von Keramik/Metall-Paarungen auftreten. Aus diesem Grund werden sie im Folgenden näher erläutert.

Abrasion

Abrasion ist der Materialabtrag eines weicheren Grundmaterials durch einen härteren Gegenkörper. Man unterscheidet 2-Körper- und 3-Körper-Abrasion. Bei der 2-Körper-Abrasion ist ein harter Gegenkörper, welcher auch in Partikelform vorliegen kann, mit dem Grundmaterial in Kontakt und trägt diesen ab. Bei der 3-Körper-Abrasion verursachen härtere und zumindest teilweise bewegliche Partikel zwischen Grund- und Gegenkörper Verschleiß. Frei bewegliche rollende oder gleitende Partikel verursachen weniger Verschleiß. Bei der 3-Körper-Abrasion ist der Verschleißbetrag meist um ca. zwei Größenordnungen niedriger als bei 2-Körper-Abrasion, da nur ein geringerer Anteil der Partikel,

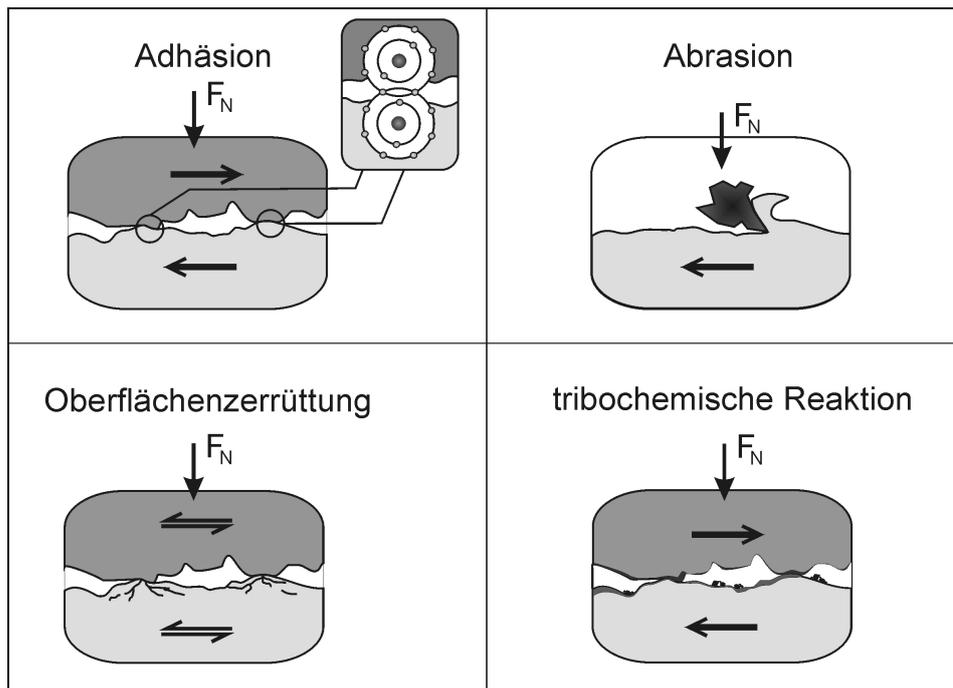


Abb. 1.5: Schematische Darstellung der Hauptverschleißmechanismen: Adhäsion, Abrasion, Oberflächenzerrüttung und tribochemische Reaktion.

infolge der unterschiedlichen Angriffswinkel, nennenswerten Verschleiß hervorruft [69].

Die abrasiven Versagensmechanismen umfassen Mikropflügen, Mikrospanen, Mikroermüdung und Mikrobrechen. Bei überwiegend duktilen Materialien dominieren Mikrospanen und Mikropflügen. Mit zunehmendem Angriffswinkel kommt es zum Übergang von Mikropflügen zu Mikrospanen. Bedingt durch den spanenden Materialabtrag und nicht wie beim Mikropflügen Verdrängung des Materials nimmt der Verschleiß mit zunehmendem Anteil an Mikrospanen zu. Bei relativ spröden Materialien kann Mikrobrechen auftreten, sobald eine ausreichend hohe Spannungskonzentration durch die Partikel oder Rauheitspitzen erreicht wurde. Das Versagen tritt dadurch ein, dass ein Teil des Materials durch Rissinitiierung und Risswachstum herausbricht [69].

Adhäsion

Adhäsion tritt nur bei ungeschmierten oder mangelgeschmierten tribologischen Kontakten auf. Werden zwei technisch glatte von allen Adsorbaten gereinigte Festkörper in Kontakt gebracht, kann Adhäsion auftreten. Sie wird durch nichtoxidierende Umgebung sowie durch chemische und strukturelle Ähnlichkeit der im Kontakt befindlichen Materialien begünstigt [70]. Ein entscheidender Faktor für adhäsive Vorgänge ist die Oberflächene-

nergie der beteiligten Materialien. Die Adhäsionsneigung zwischen zwei Festkörpern lässt sich mit der modifizierte Dupré-Gleichung (Gl. 1.6) beschreiben. Eine Adhäsionsneigung liegt vor, wenn die Adhäsionsenergie $\gamma_{ad} > 0$ ist.

$$\gamma_{ad} = \gamma_{Fk1} + \gamma_{Fk2} - \gamma_{Fk1Fk2} \quad (1.6)$$

γ_{ad} = Adhäsionsenergie; γ_{Fk1} = Oberflächenenergie Festkörper 1; γ_{Fk2} = Oberflächenenergie Festkörper 2; γ_{Fk1Fk2} = Grenzflächenenergie zwischen Festkörper 1 und 2.

Wenn beim Kontakt von unterschiedlichen Materialien die Adhäsionskräfte die Kohäsionskräfte (inneren Bindungskräfte) des Materials mit der schwächeren Bindung übersteigen, kommt es häufig nicht zur Trennung in der Verbindungszone sondern im kohäsiv schwächeren Material. Somit findet ein Materialübertrag vom kohäsiv schwächeren auf das kohäsiv stärkere Material statt [71].

Oberflächenzerrüttung

Die Oberflächenzerrüttung oder auch Oberflächenermüdung ist durch Rissinitiierung, Risswachstum und schließlich durch das Herausbrechen von Material gekennzeichnet. Ursache hierfür ist eine zyklische tribologische Beanspruchung. Im tribologischen Kontakt können durch die Überlagerung von Normal- und Tangentialbeanspruchungen Spannungsspitzen in und unterhalb der Kontaktfläche auftreten. Es kommt somit zu einem ständigen Wechsel von mehrachsigen Zug- und Druckspannungen innerhalb und in der Nähe der Kontaktzone. Besonders kritisch ist dies bei Hertz'schen Kontakten, wie sie z. B. in Wälzlagern und Zahnradkontakten auftreten können, da hier besonders hohe Spannungskonzentrationen vorliegen [14].

Tribochemische Reaktion

Beim tribochemischen Verschleiß bildet sich infolge eines Reibkontaktes eine Reaktionschicht, hervorgerufen durch Reaktionen mit dem umgebenden Medium, auf den beteiligten Reibpartnern. Das Medium kann sowohl flüssig als auch gasförmig sein. Beim Vorhandensein von Luftsauerstoff bilden sich z. B. bei Metallen hauptsächlich Oxide. Die Reaktionschicht wird durch weitere Reibvorgänge zerstört und der Prozess beginnt erneut. Die Mechanismen des tribochemischen Verschleißes können in vier Gruppen unterteilt werden:

1. Metallischer Kontakt zwischen den Rauheitsspitzen führt zu Materialverlust durch Adhäsion. Kleine Verschleißpartikel werden oxidiert, was anschließend zusätzlich zu Abrasion führen kann.
2. Chemische Reaktionen mit der Umgebung führen zur Bildung einer Schicht, die den metallischen Kontakt vermindert.
3. Ein Aufbrechen der Schicht durch lokal hohen Druck oder Mikroermüdung führt zu nichtmetallischen Verschleißpartikeln.
4. Metallische und nichtmetallische Verschleißpartikel können abrasiv wirken und die Kontaktstellen aufrauhen. Die Neubildung von Reaktionsschichten kann wieder zu einer glatteren Oberfläche führen.

Tribochemischer Verschleiß wird folglich sehr stark durch die Reaktionskinetik der Schichten sowie deren Widerstand gegen mechanisches Abtragen, wie z. B. Härte, Duktilität, Festigkeit und Anbindung an das Grundmaterial, beeinflusst [69].

Nach Rabinowicz [72] ist die relative Bedeutung der einzelnen Verschleißmechanismen wie folgt: Abrasion 36%, Adhäsion 45%, Oberflächenzerrüttung 15% und tribochemischer Verschleiß 4%. Zumindest in Bezug auf die Bedeutung von Abrasion und Adhäsion kommt Eyre [70] zu einer anderen Einschätzung: Abrasion 58%, Adhäsion 23%, Oberflächenzerrüttung 14% und tribochemischer Verschleiß 5%.

Eine wichtige Einflussgröße für das Verständnis des Reibungs- und Verschleißverhaltens von ungeschmierten Materialpaarungen ist die wahre Kontakttemperatur. Diese hängt insbesondere von der wahren Kontaktfläche, der Gleitgeschwindigkeit, der Reibungszahl und der thermischen Leitfähigkeit der beteiligten Materialien ab. Die wahre Kontaktfläche ist von der Beschaffenheit der Oberflächen (insbesondere der Form des Rauheitsprofils), der vorliegenden lokalen Pressung und vom Werkstoffverhalten (elastisch, elastisch-plastisch) bei dieser Pressung abhängig. An den Berührungspunkten bildet sich durch lokale Deformation, die entweder elastisch oder elastisch-plastisch sein kann, die wahre Kontaktfläche aus [73].

Die Blitztemperatur unter Gleitbeanspruchung ergibt sich nach J. C. Jaeger [74] für Peclet-Zahlen $Pe > 10$ für eine kreisförmige Kontaktfläche mit dem Radius a_r unter der Annahme eines gleichmäßigen Wärmeflusses nach Gleichung (1.7).

$$\Delta T_f = \frac{2p_R a_r}{\lambda \sqrt{\pi \cdot Pe}} \quad \text{mit:} \quad Pe = \frac{v \cdot a_r \cdot \rho \cdot c_p}{2\lambda} \quad (1.7)$$

ΔT_f = Temperaturerhöhung durch Blitztemperatur am Mikrokontakt; p_R = spezifische Reibleistung; λ = Wärmeleitfähigkeit; a_r = Radius der nominellen Kontaktfläche, $a_r = \sqrt{F_N/(\pi \cdot p)}$; Pe = Peclet-Zahl; v = Gleitgeschwindigkeit; ρ = Dichte; c_p = spezifische Wärmekapazität.

Basierend auf diesem Modell stellte Greenwood [75] ein Modell auf, welches für alle Peclet-Zahlen bzw. Gleitgeschwindigkeiten gültig ist (Gl. 1.8).

$$\Delta T_f = \frac{2p_R a_r}{\lambda \sqrt{\pi \cdot (1,273 + Pe)}} \quad \text{mit:} \quad Pe = \frac{v \cdot a_r \cdot \rho \cdot c_p}{2 \cdot \lambda} \quad (1.8)$$

ΔT_f = Temperaturerhöhung durch Blitztemperatur am Mikrokontakt; p_R = spezifische Reibleistung; λ = Wärmeleitfähigkeit; a_r = Radius der nominellen Kontaktfläche, $a_r = \sqrt{F_N/(\pi \cdot p)}$; Pe = Peclet-Zahl; v = Gleitgeschwindigkeit; ρ = Dichte; c_p = spezifische Wärmekapazität.

In beiden Modellen bleiben die unter Umständen unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der Reibpartner unberücksichtigt.

Es besteht zwar im Allgemeinen kein unmittelbarer Zusammenhang zwischen Reibung und Verschleiß, allerdings kann Reibung als notwendige Voraussetzung für Verschleiß betrachtet werden. Dies bedeutet jedoch nicht, dass eine niedrige Reibungszahl zwangsläufig mit niedrigem Verschleiß einhergeht [68]. Es kann jedoch ein Zusammenhang zwischen dem Verschleiß und dem Anteil der dissipierten Energie bestehen [76]. Die Reibungsenergie kann hierbei hauptsächlich durch drei Prozesse dissipiert werden: Temperaturanstieg, Generierung von Verschleißpartikeln und Entropieänderungen infolge von Phasenumwandlungen innerhalb der Kontaktzone. Da diese Energie zu einem wesentlichen Teil von der Reibungszahl abhängig ist, wird somit ein direkter Zusammenhang zwischen Reibung und Verschleiß unterstellt. Dies gilt jedoch nur, wenn die Anteile der dissipierten Energie ähnlich sind.

1.5.2 Ungeschmierte Keramik/Metall-Paarungen

Die mechanischen Eigenschaften, d. h. Duktilität, Festigkeit und Härte, sind sowohl für metallische Materialien als auch für keramische Materialien temperaturabhängig. Dies ist

bei den metallischen Materialien stärker ausgeprägt als bei den keramischen. Sowohl die Festigkeit als auch Härte nehmen mit zunehmender Temperatur ab.

Die Kontaktbedingungen haben einen wesentlichen Einfluss auf das tribologische Verhalten und auch auf die Kontakttemperatur. Für die hier verwendeten Keramiken kann ein überwiegend elastischer Kontakt angenommen werden, wohingegen für die metallischen Scheibe von einem elastisch-plastischen Kontakt ausgegangen werden kann. Bei plastischen Kontaktbedingungen ist die wahre Kontaktfläche proportional zur Normalkraft. Beim Gleitkontakt von Metall/Keramik wird somit die Flächenpressung durch das weniger harte Metall bestimmt [77]. Nach dem Plastizitätskriterium bei überlagerter Normal- und Schubspannung nach McFarlane und Tabor kommt es zu einer Vergrößerung der wahren Kontaktfläche bei Gleitbeanspruchung im Vergleich zum rein statischen Fall [78].

Ein wesentlicher Einflussfaktor auf Reibung und Verschleiß ist die jeweilige kontaktnahe Randzone der beteiligten Materialien. Der Aufbau der oberflächennahen Bereiche einer technischen, d. h. spanend oder anderweitig bearbeiteten, metallischen Oberfläche wurde erstmals in [79] beschrieben. An der Oberfläche befinden sich evtl. Verunreinigungen, die in eine Adsorptionsschicht übergehen. Darauf folgt eine material- und umgebungsabhängige Oxidschicht und dann eine je nach Bearbeitungsart mehr oder weniger stark ausgeprägte Verformungszone und schließlich der unveränderte Grundwerkstoff. Der Einfluss des Gefüges metallischer Werkstoffe auf das Verschleißverhalten verschiedener Materialpaarungen wurde neben [70] in [69] ausführlich dargelegt und beschrieben. Es ist anzumerken, dass sich insbesondere das Gefüge von Stählen bei ungeschmierten Reibvorgängen verändern kann. So wird z. B. bei Reibvorgängen mit hohem Energieeintrag die Bildung von sogenanntem Reibmartensit beobachtet.

Der Einfluss des Kohlenstoff-Gehalts, der Mikrostruktur und Härte auf das Verschleißverhalten von unlegierten Stählen unter Abrasion durch SiC-Schleifpapier wurde in [80] ausführlich beschrieben. Hierzu erfolgte eine Untersuchung von Stählen mit C-Gehalten von 0,10 Ma.-% bis 1,4 Ma.-% in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen. Es stellte sich heraus, dass nicht nur die Härte einen starken Einfluss auf den Verschleißwiderstand gegen Abrasion hat, sondern vielmehr auch die vorliegende Mikrostruktur hierbei ein entscheidendes Kriterium darstellt. Das bainitische Gefüge besaß, im Vergleich zu perlitischen und ferritisch-perlitischen Gefügen gleicher Härte, den höchsten Verschleißwiderstand. Dieser Zusammenhang wurde auch in früheren Untersuchungen festgestellt [81–83].

Es besteht weitgehend Konsens darüber, dass eine Beschreibung bzw. Vorhersage des

Verschleißes mit einem Modell nur für bestimmte Bedingungen gültig ist. Für Metalle sind vor allem die auftretenden Schubspannungen und die Kontakttemperatur entscheidend [84]. Die Kontakttemperaturen beeinflussen etwaige Phasenumwandlungen. Für keramische Materialien versuchte man, mit Hilfe der Einführung eines Belastungsgrades für die mechanische Belastung und Verwendung spezifischer Größen eine Vorhersage zu treffen [85]. Hierbei wurden die Ergebnisse mit ausgewählten Materialeigenschaften verknüpft. Da aber ausschließlich mechanisch-basierte Verschleißmechanismen zugrunde gelegt wurden, war nicht für alle untersuchten keramischen Materialien (Siliziumkarbid, Siliziumnitrid, Zirkonoxid, Aluminiumoxid) und Bedingungen eine befriedigende Vorhersage möglich.

In den meisten Untersuchungen zum Reibungs- und Verschleißverhalten von Keramiken im ungeschmierten Gleitkontakt wurden diese in Eigenpaarung getestet [77, 86–89] und die Ergebnisse teilweise bereits in sog. „wear maps“ zusammengefasst [90]. Zum tribologischen Verhalten von Keramik/Metall-Paarungen im ungeschmierten Gleitkontakt existieren jedoch ebenfalls diverse Untersuchungen [91, 92]. Im Allgemeinen kommt es hierbei zur Bildung einer metallischen Übertragsschicht auf der Keramik, was durch die größere Duktilität der metallischen Scheibenmaterialien und die wirkenden Adhäsionskräfte erklärbar ist [93–97]. Entscheidend hierfür sind die im Allgemeinen niedrigeren Kohäsionskräfte der metallischen Materialien. Bei Aluminiumoxid in Paarung mit Stahl ist diese Reibschicht besonders stark ausgeprägt [98]. Die Keramik versagt insbesondere durch (Korn-)Ausbrüche. Hierbei ist unter anderem die Oberflächenbeschaffenheit von Bedeutung, da diese einen entscheidenden Einfluss auf die lokalen Spannungen besitzt. Zusätzlich zu den mechanischen wirken bei hohen Gleitgeschwindigkeiten oft auch thermisch induzierte Spannungen, infolge von starken Temperaturgradienten im Material bzw. an den Rauheitsspitzen [85]. Bei Keramik/Metall-Paarungen verschleißt der metallische Gegenkörper hauptsächlich durch Abrasion und Adhäsion.

Die Beanspruchungen bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung von Stählen mit keramischen Werkzeugen sind denen bei Gleitbeanspruchung von Stahl/Keramik-Paarungen ähnlich. Schneidkeramik versagt ebenfalls durch (Korn-) Ausbrüche und es kommt zur Bildung von metallischen Übertragsschichten [99, 100]. Auch Abrasion der Keramik war infolge herausgebrochener Keramik-Partikel und durch gegebenenfalls im Stahl vorhandene Chromkarbide möglich [99]. In einigen Fällen erfolgten auch tribochemische Reaktionen insbesondere beim häufig zur Bearbeitung von Grauguss eingesetzten Siliziumnitrid in Paarung mit hochlegierten Stählen [101]. Dieser Verschleißanteil konnte durch das

Einbringen von chemisch inerten Aluminiumoxid-Plättchen in die Si_3N_4 -Keramik verringert werden [102]. Hierbei wurde der Verschleißbetrag an der Keramik durch Zugabe von 50 Vol.-% Al_2O_3 im Vergleich zu monolithischem Si_3N_4 um ca. 80 % reduziert. Eine weitere Anzahl von Veröffentlichungen beschäftigt sich mit dem Reibungs- und Verschleißverhalten laserrandschichtmodifizierter Keramiken auf Basis von Aluminiumoxid mit metallischen Gegenkörpern. Es wurde gezeigt, dass sich sowohl der Verschleißwiderstand erhöhen als auch die Abhängigkeit der Reibungszahl von der Gleitgeschwindigkeit verringern ließ [61, 63, 65].

1.6 Zielsetzung

Ziel dieser Arbeit war die Entwicklung von neuen laserrandschichtmodifizierten Friktionsmaterialien mit multiphasiger Mikrostruktur auf Basis von Oxidkeramik für die Anwendung in ungeschmierten Friktionssystemen. Hierzu sollte eine handelsübliche Aluminiumoxidkeramik mithilfe eines CO_2 -Lasers in ihrer Randschicht verändert werden. Um eine flexiblere Bearbeitung zu ermöglichen, sollte der hierfür notwendige Aufheizprozess durch Entwicklung und Anwendung eines lasergestützten Vorheizprozesses mithilfe eines Laser-Scanner-Systems realisiert werden. Der Modifikationsprozess erfolgte in einer Zweistrahltechnik, d. h. das Aufheizen und die Laserrandschichtmodifikation waren mit zwei voneinander unabhängigen Lasersystemen zu realisieren.

Die so hergestellten Friktionsmaterialien sollten in Paarung mit metallischen Scheiben im tribologischen Modellsystem Pellet/Scheibe bezüglich ihres Reibungs- und Verschleißverhaltens untersucht werden. Darüber hinaus wurden weitere monolithische und kommerziell erhältliche Keramiken sowie ein organisches Friktionsmaterial unter denselben Randbedingungen in Paarung mit verschiedenen metallischen Scheibenmaterialien untersucht. Die Ergebnisse sollten bezüglich des Reibungs- und Verschleißverhaltens hinsichtlich eines potentiellen Einsatzes in hochbeanspruchten ungeschmierten Friktionssystemen, wie z. B. Trockenkupplungen im PKW-Bereich, bewertet werden.

2 Materialien und experimentelle Methoden

2.1 Versuchsmaterialien und Probengeometrien

2.1.1 Monolithische Ingenieurkeramik

Für die Laserrandschichtmodifikation wurde die Al_2O_3 -Keramik Al24 (Fa. Friatec) verwendet. Als Referenzmaterialien für die tribologischen Untersuchungen kamen die kommerzielle Al_2O_3 -Keramik F99,7 (Fa. Friatec) und die SiC-Keramik EKasicF (Fa. ESK Ceramics) zum Einsatz, deren wichtigste Eigenschaften in Tab. 2.1 aufgeführt sind.

Für die Randschichtmodifikation wurden keramische Pellets (Al24) mit sphärischer Stirnseite ($R = 100 \text{ mm}$) verwendet. Da dieser Radius nach dem Prozess nicht mehr vorhanden war, wurden die Pellets zunächst wieder auf ihre sphärische Ursprungsform an der Stirnseite geschliffen. Für die tribologischen Versuche wurden alle keramischen Pellets an der sphärischen Stirnseite so angeschliffen (Topschleifmaschine, Typ PS 2R300, Fa. G & N; Diamantscheibe D25), dass eine Fläche mit einem Durchmesser von $8 \pm 0,1 \text{ mm}$ entstand (Abb. 2.1 a). Die erzielten Oberflächenqualitäten sind in Abb. 3.16 dargestellt.

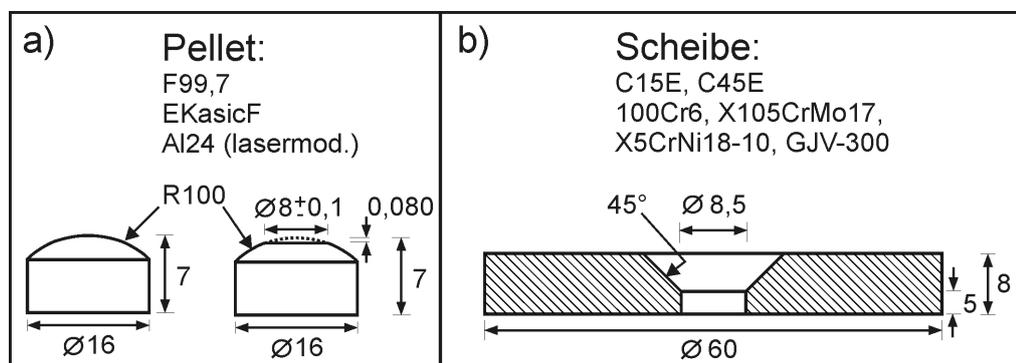


Abb. 2.1: Probengeometrie (a) der keramischen Pellets für die Randschichtmodifikation (links) und die tribologischen Versuche (rechts) sowie (b) der metallischen Scheiben.

Tab. 2.1: Eigenschaften der für die Laserrandschichtmodifikation und die tribologischen Untersuchungen verwendeten monolithischen Keramiken nach Herstellerangaben.

	Al24 (Al ₂ O ₃)	F99,7 (Al ₂ O ₃)	EKasicF (SSiC)
Hersteller	Friatec	Friatec	ESK Ceramics
Dichte ρ , g/cm ³	3,40-3,60	3,90-3,95	3,12-3,19
mittlere Korngröße d_m , μm	30	7,5	1,9
Reinheit, Ma.-%	99,7	99,7	≈ 100
offene Porosität, %	≤ 5	–	–
therm. Ausdehnungskoeffizient α_{th} (20-1000°C), 10 ⁻⁶ /K	8,4	8,4	4,7
spezif. Wärmekapazität c_p , J/(g·K)	0,85	0,85	0,60
Wärmeleitfähigkeit λ (RT), W/(m·K)	29	31	110
Elastizitätsmodul E , GPa	280	380	410
Vickershärte HV0,5	–	1670	2540
4-Punkt-Biegefestigkeit σ_b , MPa	150	350	450

2.1.2 Zusatzstoffe

Für die Laserrandschichtmodifikation wurden verschiedene pulverförmige Zusatzstoffe verwendet, um die tribologischen Eigenschaften des Substratmaterials (Al24) zu verbessern. Hierbei fanden sowohl Hartstoffe als auch metallische Zusatzstoffe Verwendung. Ausgewählte mechanische und physikalische Eigenschaften sind in Tabelle 2.2 für die pul-

Tab. 2.2: Eigenschaften der für die Laserrandschichtmodifikation verwendeten pulverförmigen Hartstoffe nach Herstellerangaben.

	TiN	TiC	B ₄ C	WC	ZrB ₂
Dichte ρ , g/cm ³	5,4	4,9	2,5	15,6	6,1
mittlere Partikelgröße d_{50} , μm	1,7 ⁺ /7,5 [#]	2,0	9,0	5,1	3,8
Schmelztemperatur T_{kf} , °C	2950	3260	2350	2776	2990
Elastizitätsmodul E , GPa	250	460	448	720	450
therm. Ausdehnungskoeffizient α_{th} (20-1000°C), 10 ⁻⁶ /K	9,4	7,9	5,5	3,9	5,7-7,5
Wärmeleitfähigkeit λ (RT), W/(m·K)	29	31	29	121	100

* Messung am Institut für Werkstoffkunde II, Universität Karlsruhe (TH).

+ feine Pulverqualität.

grobe Pulverqualität.

Tab. 2.3: Eigenschaften der für die Laserrandschichtmodifikation verwendeten metallischen Zusatzstoffe nach Herstellerangaben.

	Ni	Cr	Cu	Ti	Cr+Ni (1:4)
Dichte ρ , g/cm ³	8,9	7,1	8,9	4,5	8,4
mittlere Partikelgröße d_{50} , μm	4,7	17,7	62,4	51,7	16,3
Schmelztemperatur T_{kf} , °C	1455	1857	1084	1668	1400
Elastizitätsmodul E , GPa	200	279	120	105	–
therm. Ausdehnungskoeffizient	13,0	6,2	16,5	10,8	14,0
α_{th} (20-1000°C), $10^{-6}/\text{K}$					
Wärmeleitfähigkeit λ (RT), W/(m·K)	91	94	401	22	92

* Messung am Institut für Werkstoffkunde II, Universität Karlsruhe (TH).

verförmigen Hartstoffe und in Tabelle 2.3 für die metallischen Zusatzstoffe aufgeführt.

Die Zusatzstoffe wurden zunächst bei 150 °C mehrere Stunden in einem Ofen (Typ F115, Fa. WTC) getrocknet. Anschließend wurden diese entsprechend dem gewünschten Volumenverhältnis eingewogen, in einem Kunststoffbehälter mit drei Al₂O₃-Mahlkugeln in einem Taumelmischer (Typ Turbula, Fa. Willy A. Bachofen) mehrere Stunden gemischt und schließlich im Laserrandschichtmodifikations-Prozess verwendet. Die für die verschiedenen Laserrandschichtmodifikationen verwendeten Mischungen sind in Tab. 2.4 dargestellt.

Tab. 2.4: Ausgangsmaterialien (Pulvermischungen) der laserrandschichtmodifizierten Varianten Al24-TTB, Al24-WT, Al24-ZbCN und Al24-WTNCT. Die mittleren Partikelgrößen sind jeweils in Klammern gesetzt.

	Al24-TTB	Al24-WT	Al24-ZbCN	Al24-WTNCT
Pulverzusatzstoffe, Vol.-% (Partikelgröße, μm)	33 TiN (1,7)	50 WC (5,1)	50 ZrB ₂ (3,8)	33 WC (5,1)
	33 TiC (2,0)	50 TiN (7,5)	50 Cr+Ni (1:4) (16,3)	33 TiN (7,5)
	33 B ₄ C (9,0)			17 Ni (4,7)
				8 Cu (62,4)
				8 Ti (51,7)

2.1.3 Stahl- und Gusseisenwerkstoffe

Die tribologischen Untersuchungen wurden mit folgenden metallischen Werkstoffen durchgeführt: den unlegierten Stählen C15E und C45E, dem niedriglegierten Wälzlagerstahl 100Cr6, dem hochlegierten rostbeständigen Stahl X105CrMo17 und dem hochlegierten rostbeständigen austenitischen Stahl X5CrNi18-10. Überdies wurde der in Kupplungs- und Bremssystemen weit verbreitete Grauguss mit Vermiculargraphit GJV-300 verwendet. Die chemische Zusammensetzung sowie wichtige mechanische und physikalische Eigenschaften können Tabelle 2.5 entnommen werden.

Die Scheiben (vgl. Abb. 2.1 b) wurden mittels einer Topfschleifmaschine (Typ PS 2R300, Fa. G & N; Edelkorund EK200) auf einen R_a -Wert von $0,10 \mu\text{m}$ feingeschliffen. Die Überprüfung der Rauheitskennwerte erfolgte mit einem taktilen Profilometer (Typ waveline 60, Fa. Hommelwerke).

2.2 Prozess der Laserrandschichtmodifikation

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde eine Zweistrahltechnik zur Laserrandschichtmodifikation erfolgreich entwickelt und eingesetzt. Dies wird, einschließlich der verwendeten Geräte und Anlagen, ausführlich in Abschnitt 3.1 beschrieben.

Die Laserrandschichtmodifikation wurde in bisherigen Arbeiten am Institut für Werkstoffkunde II der Universität Karlsruhe (TH) [13, 59, 60, 62, 65] durch zwei mögliche Prozessführungen vorgenommen. Dies waren das sog. einstufige Verfahren (Pulvereinspritzung) und das sog. zweistufige Verfahren (Vorbeschichtung), welche schematisch in

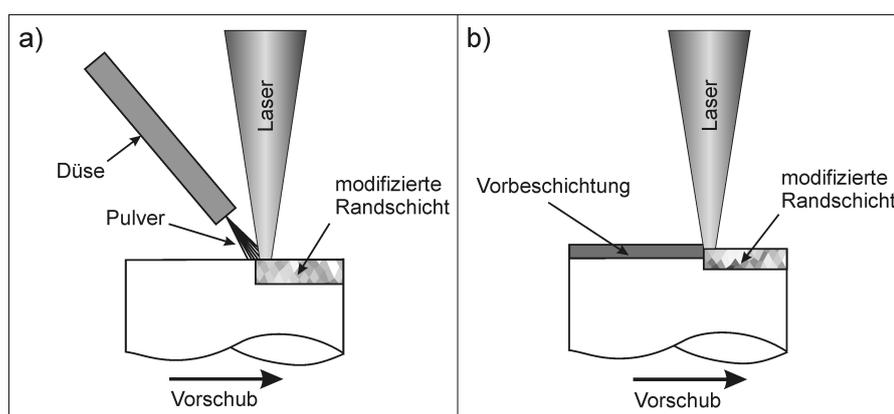


Abb. 2.2: Schematische Darstellung des (a) einstufigen Laserprozesses mittels Pulvereinspritzung und (b) des zweistufigen Laserprozesses mittels Vorbeschichtung.

Tab. 2.5: Chemische Zusammensetzung und Eigenschaften der metallischen Scheiben nach Herstellerangaben.

		C15E	C45E	100Cr6	X105 ⁺	X5 ⁺	GJV-300 [#]
Dichte ρ , g/cm ³		7,85	7,84	7,84	7,60	7,90	7,00
Zustand		norm.	norm.	norm.	gegl.	gegl.	–
chemische Zusammensetzung Ma.-%	C	0,15	0,45	1,00	1,05	0,05	3,51
	Cr	–	–	1,5	17	18	0,05
	Mo	–	≤0,1	–	0,4-0,8	–	0,03
	Si	0,25	0,25	0,25	≤1,0	≤1,0	2,89
	Mn	0,4	0,65	0,35	≤1,0	≤2,0	0,16
	Ni	–	–	–	–	10	0,09
	S	≤0,035	≤0,03	–	≤0,015	≤0,015	0,009
spezif. Wärmekapazität c_p (RT),* J/(g·K)		0,43	0,46	0,45	0,46	0,48	0,48
Wärmeleitfähigkeit λ (RT),* W/(m·K)		48	43	37	22	14	45
therm. Ausdehnungskoeff. α_{th} (RT), 10 ⁻⁶ /K		10,8	11,1	12,9	10,4	16,0	11,0
Härte,* HV30		132±5	206±6	307±8	268±8	182±3	163±2
E-Modul, GPa		208	210	212	220	200	140-160
Zugfestigkeit, MPa		400	580	675	760	520	300-375

⁺ X105 = X105CrMo17 im weichgeglühten Zustand; X5 = X5CrNi18-10 im lösungsgeglühten Zustand.

[#] Chemische Zusammensetzung aus [103].

* Messung am Institut für Werkstoffkunde II, Universität Karlsruhe (TH) bzw. am Institut für Materialforschung I, Forschungszentrum Karlsruhe.

Abbildung 2.2 dargestellt sind. Aufgrund der begrenzten Thermoschockbeständigkeit der verwendeten Aluminiumoxidkeramik (Al₂O₃) war für die Laserrandschichtmodifikation ein Vorheizvorgang notwendig. Dieser wurde in bisherigen Arbeiten (s. o.) mittels Kammerofen realisiert. Die Proben wurden nach erfolgtem Aufheizen manuell im Bearbeitungsraum platziert. Bei der einstufigen Prozessführung wurden die Pulvermischungen mit einem Pulverförderer über eine seitlich unter einem Winkel montierte Düse direkt in das Schmelzbad eingespritzt, welches mittels eines durch eine sogenannte Facettenoptik fokussierten CO₂-Lasers in der Randschicht der Keramik erzeugt wurde (Abb. 2.2 a). Beim zweistufigen Laserprozess wurde die Keramik mithilfe eines Sedimentationsprozesses mit den gewünschten Pulvermischungen beschichtet (Abb. 2.2 b). Hierzu wurde zunächst ei-

ne Suspension hergestellt, welche aus Zusatzstoffen und organischem Lösungsmittel bestand. Diese wurde auf das vorher in Lösungsmittel getränkte Pellet (Al₂O₃) aufgebracht. Danach erfolgte ein langsames Trocknen. Zum Oxidationsschutz während des Aufheizvorgang im Kammerofen wurde eine aus Aluminiumoxid bestehende Toplage ebenfalls mittels Sedimentationsprozess aufgetragen. Nach der Platzierung im Bearbeitungsraum des Lasers wurde die Randschicht der Keramik umgeschmolzen und die pulverförmigen Zusatzstoffe somit in das Schmelzbad eingebracht, d. h. in Abhängigkeit von Schmelzpunkt und Reaktivität der Pulver einlegiert bzw. eindispersiert.

2.3 Tribologische Charakterisierung

2.3.1 Versuchsaufbau und -durchführung

Für die tribologischen Modelluntersuchungen wurde ein Tribometer mit Hochgeschwindigkeitsdatenerfassung verwendet (Typ TE-92HS, Fa. Plint). Der schematische Aufbau ist in Abb. 2.3 dargestellt. Das verwendete Modul war das System Pellet/Scheibe. Die Normalkraft wurde pneumatisch aufgebracht, wobei sich das Pellet unten und die angetriebene Scheibe oben befand. Die Messung des Reibmomentes erfolgte über einen Reibungskraftsensor, auf welchen der Hebelarm des beweglich gelagerten Pellethalters einwirkte. Der mittlere Reibradius r betrug 20 mm. Um die Proben befand sich eine Klimakammer, welche die Luftfeuchte bei 50 % r.F. konstant hielt. Die Temperaturmessung wurde an verschiedenen Punkten vorgenommen: in der Verschleißspur (T_1) mittels optischem Sensor (Typ CTfast, Fa. Optris), am Scheibenumfang (T_2) mittels Pyrometer (Typ IPE120, Fa. Impac) mit einem Messbereich von 50-700 °C und ca. 2 mm unterhalb des Reibkontaktes am Pelletumfang (T_3), innerhalb der Klimakammer (T_4) sowie innerhalb des Pellets ca. 1,5 mm unterhalb des Reibkontaktes (T_5) jeweils mittels NiCr-Ni-Thermoelement. Die Hochgeschwindigkeitsdatenerfassung erfolgte für die Kanäle der Drehzahl, der Normalkraft, der Spurtemperatur (T_1) und des Reibmomentes.

Die tribologischen Modelluntersuchungen wurden wie folgt durchgeführt. Die feingeschliffene Scheibe wurde montiert und mithilfe von drei Justierschrauben mit Feingewinde ausgerichtet. Das keramische Pellet wurde mittels Schraube im Pellethalter fixiert. Das Pellet und die Scheibe wurden unmittelbar vor Versuchsbeginn mit Iso-Propanol gereinigt. Sobald die Normalkraft von 100 N aufgebracht war, wurde die Scheibe in 6 Sekunden auf 12,6 m/s beschleunigt (Aufwärtsrampe), danach wurde die Geschwindigkeit

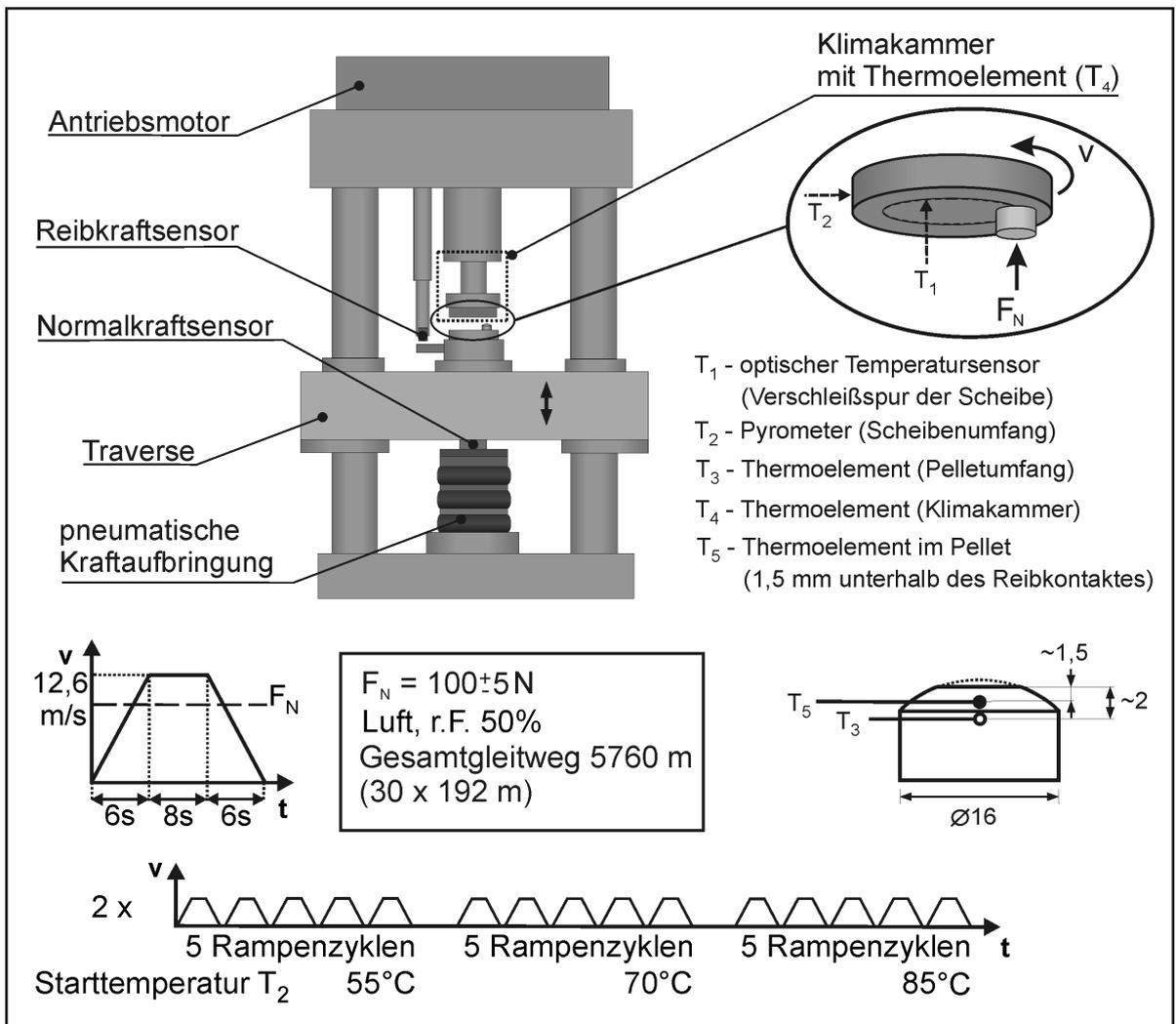


Abb. 2.3: Prüfstand für die tribologischen Modelluntersuchungen im ungeschmierten, einsinnigen Gleitkontakt und schematische Darstellung des Versuchsablaufes.

8 Sekunden gehalten und anschließend die Scheibe innerhalb von 6 Sekunden bis zum Stillstand abgebremst (Abwärtsrampe). Diese in Abbildung 2.3 dargestellte Abfolge wird im folgenden Rampenzyklus genannt. Der Versuchsablauf war temperaturgesteuert, wobei das Startkriterium für die Rampenzyklen die Umfangstemperatur der Scheibe (T_2) mit den gewählten Temperaturen von 55, 70 und 85 °C war. Nach jedem Rampenzyklus wurde gewartet, bis sich die Scheibe auf die entsprechende Starttemperatur abgekühlt hatte. Bei jeder Temperatur wurden 5 Rampenzyklen gefahren. Dies ist schematisch in Abb. 2.3 dargestellt. Der Durchlauf aller drei Temperaturen (3×5 Rampenzyklen) stellte einen Block dar. Um sicherzustellen, dass eventuelle Einlaufvorgänge bereits abgeschlossen waren, wurde der Block einmal wiederholt. Die Auswertung der Reibungs- und

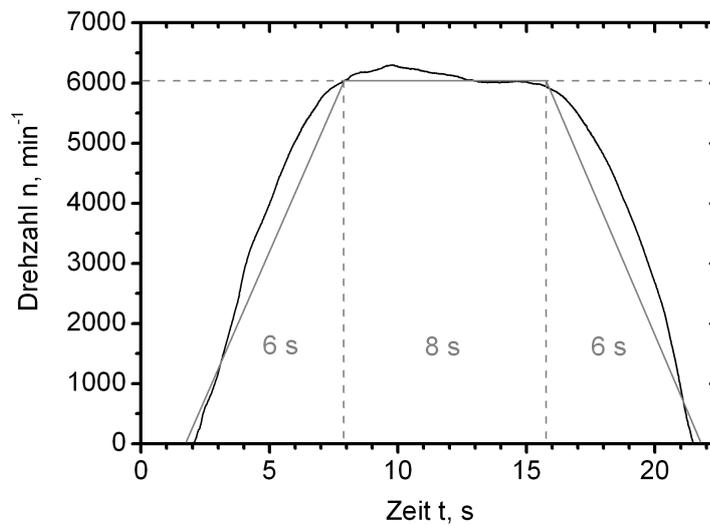


Abb. 2.4: Idealisierter (grau) und realer Drehzahlverlauf (schwarz) exemplarisch für einen Rampenzyklus.

Temperaturverläufe erfolgte für den zweiten Block. Der Geschwindigkeits-Zeit-Verlauf in Abb. 2.3 ist eine idealisierte Darstellung. Die regelungstechnisch bedingten Unterschiede der realen Verläufe im Vergleich zu den idealisierten führten zu Wegabweichungen von ca. +10 % (vgl. Abb. 2.4). Der tatsächliche Gesamtgleitweg betrug 5760 m.

2.3.2 Versuchsauswertung

Die aus den tribologischen Modellversuchen erhaltenen Messdaten (vgl. Abschnitt 2.3.1) wurden folgendermaßen ausgewertet. Die Daten wurden in die Analyse-Software Origin (Version 7.5) eingelesen. Danach erfolgte die Berechnung der Reibungszahl μ über das gemessene Reibmoment und den bekannten Reibradius ($r = 20 \text{ mm}$) und die gemessene

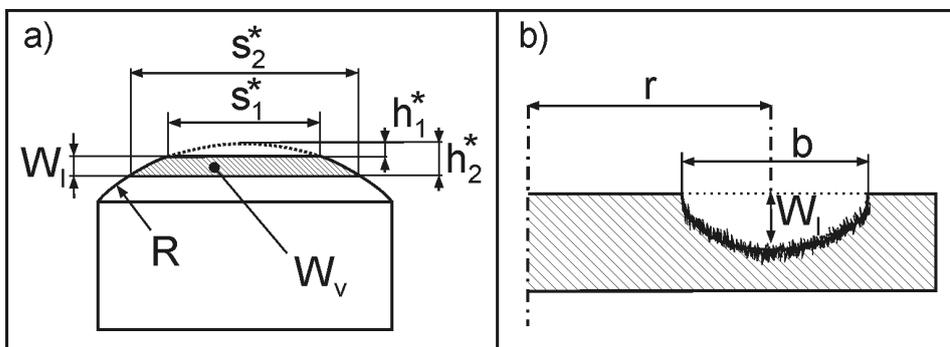


Abb. 2.5: Schematische Darstellung der Verschleißmessgrößen (a) für das keramische Pellet und (b) für die metallische Scheibe.

Normalkraft. Die mittlere Gleitgeschwindigkeit und der mittlere Gleitweg wurden aus der gemessenen Drehzahl und dem bekannten mittleren Reibradius r nach Gl. (2.1) bzw. nach Gl. (2.2) berechnet.

$$v = 2\pi \cdot r \cdot n \quad (2.1)$$

v = Gleitgeschwindigkeit; r = mittlerer Reibradius; n = Drehzahl (Prüfmaschine).

$$s = 2\pi \cdot r \cdot t_m \sum n_i \quad (2.2)$$

v = Gleitgeschwindigkeit; r = mittlerer Reibradius; $t_m = 1 \text{ ms}$ = Messintervall (ermittelt aus der Messfrequenz von 1 kHz); n_i = Drehzahl (Prüfmaschine).

Die tribologisch beanspruchten Proben wurden mittels optischer 3D-Profilometrie charakterisiert. Dies erfolgte mit einem Weißlichtprofilometer (Fa. FRT, Typ Microprof). Für die Pellets wurde eine Auflösung von 500×500 bei einem Messfeld von $17 \times 17 \text{ mm}^2$ (Messrate 100 bzw. 300 Hz) und für die Scheiben eine Auflösung von 1000×1000 bei einem Messfeld von $62 \times 62 \text{ mm}^2$ (Messrate 1000 Hz) verwendet.

Die wichtigsten Verschleißmessgrößen sind in Abbildung 2.5 dargestellt. Die Bestimmung des linearen Verschleißbetrages W_l erfolgte im Fall der Scheiben direkt über Messung an acht über den Umfang verteilten Linienprofilschnitten. Im Falle der Pellets wurde der lineare Verschleißbetrag W_l indirekt durch Differenzbildung zwischen unbeanspruchtem und beanspruchtem Zustand bestimmt (Gl. 2.3). Es wurden hierzu vier gemessene Durchmesser s^* für die Berechnung herangezogen. Die Bestimmung des volumetrischen Verschleißbetrages W_v erfolgte in beiden Fällen über bekannte geometrische Zusammenhänge (Gl. 2.4 und Gl. 2.5). Die dargestellten Werte sind jeweils Mittelwerte aus mindestens zwei charakteristischen Versuchsläufen. Weitere daraus ableitbare Verschleißkenngrößen sind die lineare Verschleißintensität $W_{l/s}$ (Gl. 2.6), und der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v (Gl. 2.7).

$$W_{l(\text{Pellet})} = h_2^* - h_1^* = R - \sqrt{R^2 - \left(\frac{s_2^*}{2}\right)^2} - \left(R - \sqrt{R^2 - \left(\frac{s_1^*}{2}\right)^2}\right) \quad (2.3)$$

W_l = linearer Verschleißbetrag; h_1^* = Höhe vor tribologischer Beanspruchung; h_2^* = Höhe nach tribologischer Beanspruchung; R = Krümmungsradius der Pellet-Stirnfläche; s_1^* = Durchmesser vor tribologischer Beanspruchung; s_2^* = Durchmesser nach tribologischer Beanspruchung.

$$W_{v(\text{Pellet})} = V_2 - V_1 = \pi(h_2^*)^2 \cdot \frac{3R - h_2^*}{3} - \left(\pi(h_1^*)^2 \cdot \frac{3R - h_1^*}{3} \right) \quad (2.4)$$

W_v = volumetrischer Verschleißbetrag; R = Krümmungsradius der Pellet-Stirnfläche; h_1^* = Höhe vor tribologischer Beanspruchung; h_2^* = Höhe nach tribologischer Beanspruchung.

$$W_{v(\text{Scheibe})} = \pi \cdot \left(\left(r + \frac{b}{2} \right)^2 - \left(r - \frac{b}{2} \right)^2 \right) \cdot W_l \quad (2.5)$$

W_v = volumetrischer Verschleißbetrag; r = mittlerer Reibradius (Spurradius); b = Breite der Verschleißspur; W_l = linearer Verschleißbetrag.

$$W_{l/s} = \frac{W_l}{s} \quad (2.6)$$

$W_{l/s}$ = lineare Verschleißintensität; W_l = linearer Verschleißbetrag; s = Gleitweg.

$$k_v = \frac{W_v}{F_N \cdot s} \quad (2.7)$$

k_v = volumetrischer Verschleißkoeffizient; W_v = volumetrischer Verschleißbetrag; F_N = Normalkraft; s = Gleitweg.

Statistische Auswertung

Es erfolgte eine statistische Auswertung der Messdaten aus den tribologischen Modellversuchen. Hierzu wurden die Daten mittels eines selbst erstellten Labview-Programmes aufbereitet (Trennung von Auf- und Abwärtsrampe), verarbeitet und für die weitere Analyse vorbereitet. Es wurden für jeden Rampenzyklus folgende Kennwerte jeweils für die Auf- und Abwärtsrampe ermittelt: die minimale Reibungszahl $\mu_{12,5\text{m/s}}$, die maximale Reibungszahl μ_{max} und die mittlere Reibungszahl μ_{mittel} .

Zur Bestimmung des Reibungszahlgradienten wurden zunächst die Reibungszahlwerte über der Gleitgeschwindigkeit regressiert (Polynom 5. Grades). Die Regression erfolgte separat für die Aufwärts- und Abwärtsrampe. Anschließend wurde für jeden Punkt ($n = 20000$) der Regression der Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ bestimmt. Aus diesen Werten wurde der mittlere Reibungszahlgradient für die einzelnen Auf- und Abwärtsrampen errechnet. Für die anschließende Analyse aller oben erwähnten Kennwerte wurde nur der zweite Block betrachtet, Rampenzyklen 16-30 (vgl. Abb. 2.3), d. h. es wurde über die

jeweils 15 vorhandenen Werte für Auf- und Abwärtsrampe gemittelt sowie die Varianz berechnet. Die im Kapitel 3 dargestellten Werte sind wiederum Mittelwerte aus mindestens zwei charakteristischen Versuchsläufen. Die jeweilige Standardabweichung wurde über die Varianzen bestimmt.

Bestimmung der Quasi-Haftreibung

Zur Bestimmung der Quasi-Haftreibung wurden die einzelnen nach Reibungszahl, Geschwindigkeit und Weg ausgewerteten Daten analysiert. Beim Übergang in die Drehbewegung der Scheibe musste zunächst die Haftreibung überwunden werden. Der Wert der Quasi-Haftreibung wurde als Reibungszahlwert bei der niedrigsten messbaren Gleitgeschwindigkeit definiert, welche mit dem vorhandenen Versuchsaufbau bei 0,001 m/s lag. Der Reibungszahlwert und der Wert für die Spurtemperatur (T_1) wurde bei jeder Auf- und Abwärtsrampe für diesen Punkt aufgenommen.

Die so über den zweiten Block, Rampenzyklen 16-30 (vgl. Abb.2.3), erhaltenen jeweils 15 Wertepaare wurden, getrennt nach Auf- und Abwärtsrampe, gemittelt sowie die Varianz berechnet. Die dargestellten Werte sind Mittelwerte aus mindestens zwei charakteristischen Versuchsläufen. Die jeweilige Standardabweichung wurde über die Varianzen bestimmt.

2.4 Messung mechanischer und thermophysikalischer Eigenschaften

2.4.1 Härte und E-Modul

Die Härte der metallischen Gegenkörper wurden nach dem Vickers-Verfahren (HV 30) auf einer Universalhärteprüfmaschine (Typ DIA-TESTOR 2 Rc, Fa. Otto Wolpert-Werke) ermittelt. Die Härteprüfung der keramischen Referenzmaterialien erfolgte mit einem Mikrohärtprüfgerät (Typ HMW-20000, Fa. Shimadzu) ebenfalls nach dem Vickers-Verfahren (HV 0,5). Die dargestellten Werte sind jeweils die Mittelwerte aus mindestens zehn Messungen.

Für die phasenaufgelöste Mikrohärtmessung bzw. Härteverläufe wurde ein automatisiertes Mikrohärtprüfgerät (Typ Fischerscope H100, Fa. H. Fischer) verwendet, welches nach dem Last-Eindringverfahren arbeitete. Der Eindringkörper war eine Vickers-

Diamantpyramide. Die Prüflasten wurden je nach Material variiert, in 25 s aufgebracht und nach einer Haltezeit von 5 s innerhalb von 25 s zurückgenommen. Aus der gemessenen Eindringtiefe wurde die Martenshärte ermittelt. Es wurde hierbei sowohl der plastische als auch der elastische Anteil berücksichtigt. Zur Versuchsauswertung diente die Software WIN HCU des Messgerätes, welche auch zur Umrechnung der Martenshärte in Vickershärte verwendet wurde. Alle dargestellten Werte für Vickers- und Martenshärte sind Mittelwerte aus mindestens zehn Einzelmessungen.

2.4.2 Temperaturleitfähigkeit und Wärmekapazität

Die Messung der Temperaturleitfähigkeit erfolgte nach dem Laser-Flash-Verfahren und wurde am Institut für Materialforschung I, Forschungszentrum Karlsruhe durchgeführt. Die zylindrischen Proben mit einem Durchmesser von 12,7 mm und einer Dicke von 1,0 mm wurden mittels Laserstrahlung aufgeheizt (Nd:YAG-Laser Typ LFA 427, Fa. Netzsch). Hierzu wurden Laserpulse von 2 ms auf die Probe emittiert, was einer Energie von 20 J entsprach. Die eingebrachte Energie führte je nach Probenmaterial zu einer charakteristischen Temperaturerhöhung über der Zeit auf der Rückseite der Probe. Aus diesen Kurven konnte die Temperaturleitfähigkeit κ für das jeweilige Material nach Gleichung (2.8) bestimmt werden [104].

$$\kappa = \frac{0,1388 \cdot D^2}{t_{1/2}} \quad (2.8)$$

κ = Temperaturleitfähigkeit; D = Probendicke in mm; $t_{1/2}$ = Zeit zum Erreichen des 0,5-fachen der Sättigungstemperatur in s [104].

Die Messungen erfolgten bei unterschiedlichen Temperaturen im Bereich von 25-600 °C. Das Verfahren und dessen Auswertung ist in Abbildung 2.6 schematisch dargestellt.

Die Wärmekapazität wurde mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) mit einem Kalorimeter (Typ DSC204, Fa. Netzsch) gemessen. Die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit λ erfolgte nach Gleichung (2.9).

$$\lambda = \kappa \cdot c_p \cdot \rho \quad (2.9)$$

λ = Wärmeleitfähigkeit; κ = Temperaturleitfähigkeit; c_p = spezifische Wärmekapazität; ρ = Dichte.

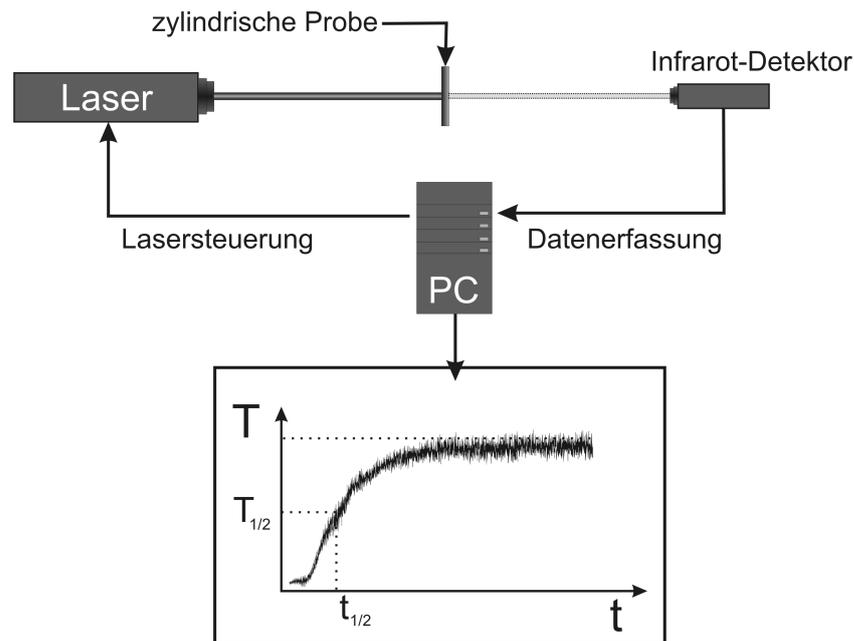


Abb. 2.6: Schematische Darstellung des Laser-Flash-Verfahrens und dessen Auswertung.

2.5 Licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen

Probenpräparation

Die Präparation der Keramiken wurde folgendermaßen durchgeführt. Die lasermodifizierten Proben wurden mittig aufgetrennt und anschließend jeweils im Längs- und Querschliff eingebettet (Epoxidharz: Typ Epofix, Fa. Struers bzw. Typ DBF CH, Fa. Araldit). Nach erfolgtem Aushärten des Einbettmittels wurden die Proben entformt und entgratet. Anschließend wurden sie mit einer Diamantschleifscheibe (MD-Piano 220) auf einer Schleifmaschine (Typ Rubin, Fa. ATM) plangeschliffen und in den darauffolgenden Schritten jeweils 3 min feingeschliffen (MD-Piano 600 → MD-Piano 1200). Alle Schleifvorgänge fanden unter Wasserzufuhr statt. Danach wurden die Proben in mehreren Schritten mittels Diamantsuspension poliert (Typ Phoenix 4000, Fa. Wirtz): die Längsschliffe mit Einzelndruck (14 N) und die Querschliffe mit Zentralndruck (80 N). Die einzelnen Polierschritte waren: 15 min bei 15 μm Diamantsuspension, 15 min bei 6 μm , 5 min bei 3 μm und 3 min bei 1 μm . Sowohl zwischen den Schleif- als auch den einzelnen Polierschritten wurden die Proben gründlich mit Wasser und Iso-Propanol gereinigt. Die keramischen Referenzmaterialien wurden vor den Aufnahmen materialspezifisch thermisch geätzt.

Die Präparation der metallischen Materialien verlief entsprechend des vorangegangenen

Abschnitts. Es wurden i. d. R. Querschliffe angefertigt. Anstelle der Diamantschleifscheiben wurde SiC-Schleifpapier (Körnung 180 → Körnung 1200) verwendet. Das anschließende Polieren erfolgte für 5 min bei 15 μm Diamantsuspension, 5 min bei 6 μm , 3 min bei 3 μm und abschließend 1 min bei 1 μm . Die metallischen Materialien wurden für die Gefügaufnahmen materialspezifisch chemisch geätzt (i. d. R. Ätzmittel Nital).

Mikroskopische Untersuchungen

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden mit einem Digitalmikroskop (Typ VHX 100 bzw. VHX 600, Fa. Keyence) mit bis zu 3000-facher Vergrößerung und einem Mikroskop mit Digitalkamera-Aufsatz (Typ MeF3, Fa. Reichert & Jung) durchgeführt. Die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen wurden mit einem REM (Typ JSM-840, Fa. Jeol bzw. Typ XL30 ESEM, Fa. Philips) gemacht, wobei für die Rückstreuелеktronen-Aufnahmen ausschließlich das Gerät der Fa. Philips verwendet wurde.

Zur Bestimmung der Phasenanteile in den lasermodifizierten Randschichten wurden die licht- bzw. rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen mittels der Software „AnalySIS docu“ ausgewertet. Dabei wurden die Farben bzw. Graustufen der unterschiedlichen Phasenbestandteile aus den Gefügaufnahmen über eine Bildanalyse anteilmäßig ausgewertet. Dies erfolgte jeweils an mindestens fünf Aufnahmen unterschiedlicher Vergrößerung.

2.6 Chemische und strukturelle Analyse

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung wurden die energiedispersive Röntgenstrahlanalyse (EDX), die wellenlängendispersive Röntgenstrahlanalyse (WDX) mittels Mikrosonde und die Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES) verwendet. Die Verfahren unterscheiden sich teilweise deutlich in ihrem lateralen Auflösungsvermögen, der Nachweisgrenze für chemische Elemente und der Informationstiefe relativ zur Probenoberfläche (vgl. Abb. 2.7). Für die AES wurde ein PHI 680 Auger Nanoprobe (Fa. Perkin Elmer) verwendet. Die Informationstiefe beträgt hierbei in Abhängigkeit vom analysierten Material 0,5-2 nm. Es werden folglich nur die obersten Atomlagen detektiert und ausgewertet.

Darüber hinaus wurden am Institut für Werkstoffkunde I der Universität Karlsruhe (TH) XRD-Messungen zur Bestimmung des Restaustenitgehaltes durchgeführt [105, 106]. Hierzu wurde eine Mo- K_{α} -Strahlenquelle verwendet. Der Scanbereich lag für die Auswertung nach dem 6-Linien-Verfahren im Bereich für 2Θ zwischen 22° und $58,5^{\circ}$. Der

Strahldurchmesser betrug durch Verwendung einer Blende 1,5 mm. Die verwendete Mo- K_{α} -Strahlung (Wellenlänge = 0,07114 nm, Energie = 17,4 keV) hatte eine maximale Eindringtiefe von ca. 8 μm für reines α -Fe bei einem Winkel $2\Theta = 56,4^{\circ}$. Zur Bestimmung der Peakbreite, d. h. die Breite der Kurve einer Phase über den Winkelbereich, wurden die Messwerte der XRD-Analyse mit einer Gauss-Funktion angefitet und die Breite der Peaks entsprechend ausgewertet. Zur Erstellung von Tiefenprofilen wurde ein Teil des Materials in Schritten von jeweils 10 μm durch elektrochemisches Polieren abgetragen.

Die Gefüge der laserrandschichtmodifizierten Proben wurden anhand von Rückstreu-Elektronen-Aufnahmen (RE-Aufnahmen) ausgewertet. Überdies wurden EDX-Mappings durchgeführt und einige Proben mittels Mikrosonde (WDX) näher untersucht.

Eine Analyse ausgewählter Reibschichten erfolgte nach den Versuchen mittels AES. Die übrigen Reibschichten wurden zunächst im Querschliff untersucht. Hierzu wurden die tribologischen Partner nach dem Versuch im Kontakt verklebt, anschließend als Querschliff präpariert und mittels EDX analysiert.

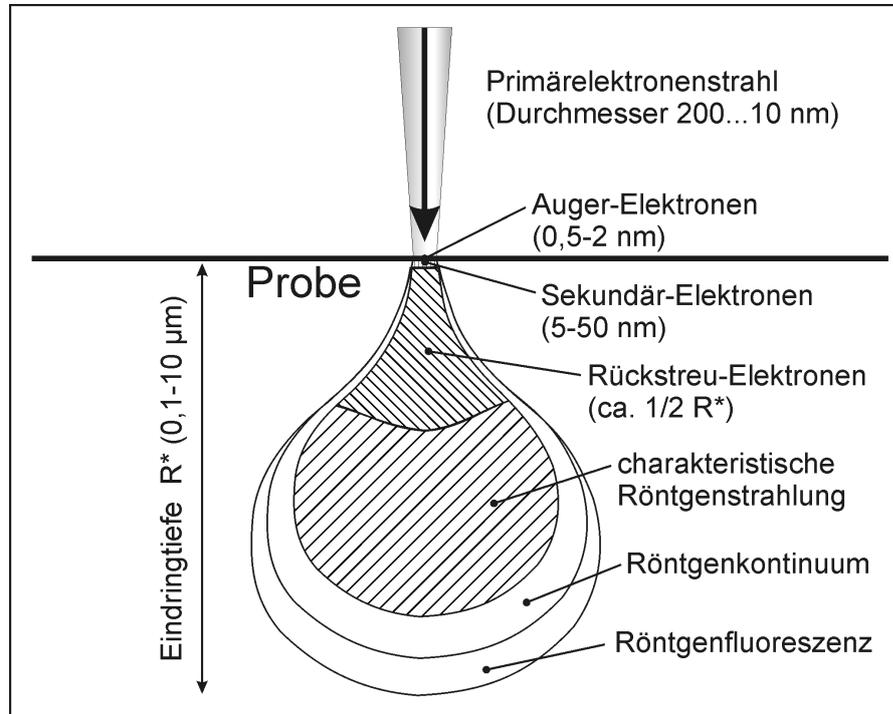


Abb. 2.7: Schematische Darstellung der Wechselwirkungen des Primärelektronenstrahls mit der untersuchten Probe (Festkörper) nach [107, 108].

3 Ergebnisse

3.1 Entwicklung der Prozesstechnik zur Laserrandschichtmodifikation

Die in Kapitel 2 beschriebenen Verfahren zur Laserrandschichtmodifikation wurden in verschiedenen Bereichen verändert und weiterentwickelt. Dies umfasste sowohl den neu entwickelten Aufheizvorgang, als auch den Einspritzvorgang der Zusatzstoffe mittels koaxialer Pulverdüse sowie die Verwendung neuer Zusatzstoffmischungen, welche teilweise auch metallische Pulver enthielten.

Aufheizvorgang

Sowohl für den einstufigen als auch für den zweistufigen Laserprozess ist das kontrollierte Aufheizen (und Abkühlen) aufgrund des limitierten Thermoschockwiderstandes der verwendeten Aluminiumoxidkeramik (Al₂O₃) entscheidend. Hierfür wurde ein lasergestützter Aufheizvorgang entwickelt, welcher Vorteile gegenüber herkömmlichem Vorheizen im Kammerofen bietet. So wird beispielsweise nur das notwendige Volumen erhitzt und man erzielt höhere Heizraten. Der lasergestützte Aufheizvorgang wurde mittels CO₂-Laser (Typ TLF 3500, Fa. Trumpf) mit einer Dauerstrichleistung von 4800 W in Kombination mit einem Laser-Scanner-System der Fa. FEHA umgesetzt. Für den gleichzeitigen Einsatz der beiden Laser, der sog. Zweistrahltechnik, war eine Neukonzeption und ein Umbau des Strahlengangs nötig. Die realisierte Anordnung ist in Abb. 3.1 dargestellt und zeigt die Strahlführung des Bearbeitungs- und des Aufheizlasers.

Eine schematische Darstellung des lasergestützten Aufheizprozesses zeigt Abb. 3.2. Das Laser-Scanner-System (mit F-Theta Planfeldlinse aus ZnSe, f = 250 mm) war unter dem Winkel von 45° zum Strahlengang des zweiten Lasers montiert. Um eine verzerrungsfreie Aufheizkontur zu ermöglichen, war eine parallele Ausrichtung der Probenoberfläche zum Strahlaustritt am Scanner-System notwendig, d. h. ein senkrechtetes Auftreffen des

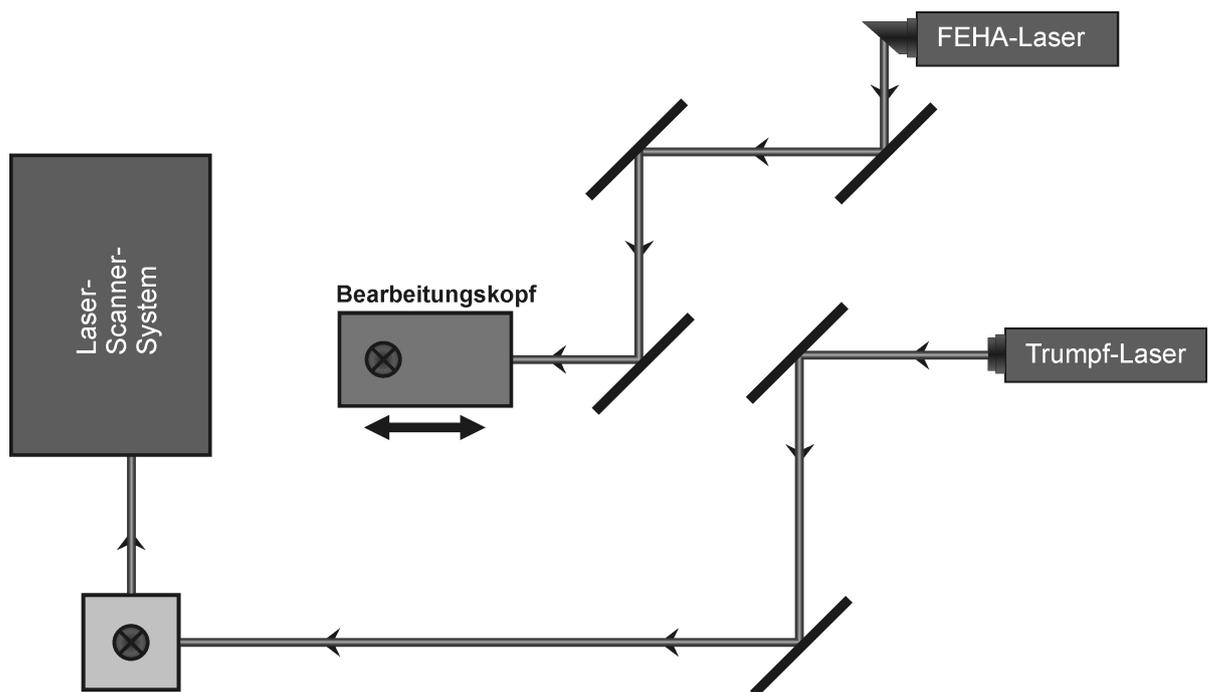


Abb. 3.1: Draufsicht der umgesetzten Strahlführung (FEHA- und Trumpf-Laser) für die Zwei-strahltechnik. Der Trumpf-Laser diente zum Aufheizen. Zur Bearbeitung (Aufschmelzen der Randschicht) wurde der FEHA-Laser verwendet.

Laserstrahls auf die Substratoberfläche. Hierzu wurde ein pneumatisch betätigter Klapp-tisch konstruiert und montiert. Die Oberflächentemperatur wurde während des Aufheiz-vorganges kontinuierlich mittels Pyrometer (Typ IGA 140, Fa. Impac) mit einem Messbe-reich von 350-2500 °C aufgenommen. Mithilfe dieser Anlage war es möglich, die Oberflä-che des keramischen Pellets mit dem Laserstrahl abzurastern und aufzuheizen. Die Scan-Geschwindigkeit lag bei 10,5 m/s und die Laserleistung wurde kontinuierlich von ca. 50 W bis auf maximal 700 W gesteigert. Als Aufheizkonturen wurden verschiedene Geometrien untersucht. Die später verwendeten sind in Abbildung 3.2 dargestellt. Die mehrfach ge-drehte Mäanderstruktur (Abb. 3.2 a) mit einem Durchmesser von ca. 20 mm zeigte beim Aufheizvorgang mit einer kontinuierlichen Leistungssteigerung auf bis zu 700 W eine Art „Schachbrettmuster“ auf der Pelletoberfläche. Das heißt die sich überlappenden Bereiche der Mäanderkonturen waren heller, was auf höhere Temperaturen in diesen Bereichen hindeutet. Insgesamt war jedoch ein sehr homogenes Aufheizen des keramischen Pel-lets möglich, was an den Glühfarben des Pellets erkennbar war. Die zweite ausgewählte Kontur war eine parabolische Spirale (Abb. 3.2 b) ebenfalls mit einem Durchmesser von ca. 20 mm, welche in verschiedenen Ausführungen untersucht wurde. Beim Aufheizvor-gang zeigte sich eine Überhitzung im mittleren Bereich. Dies war vermutlich durch ein

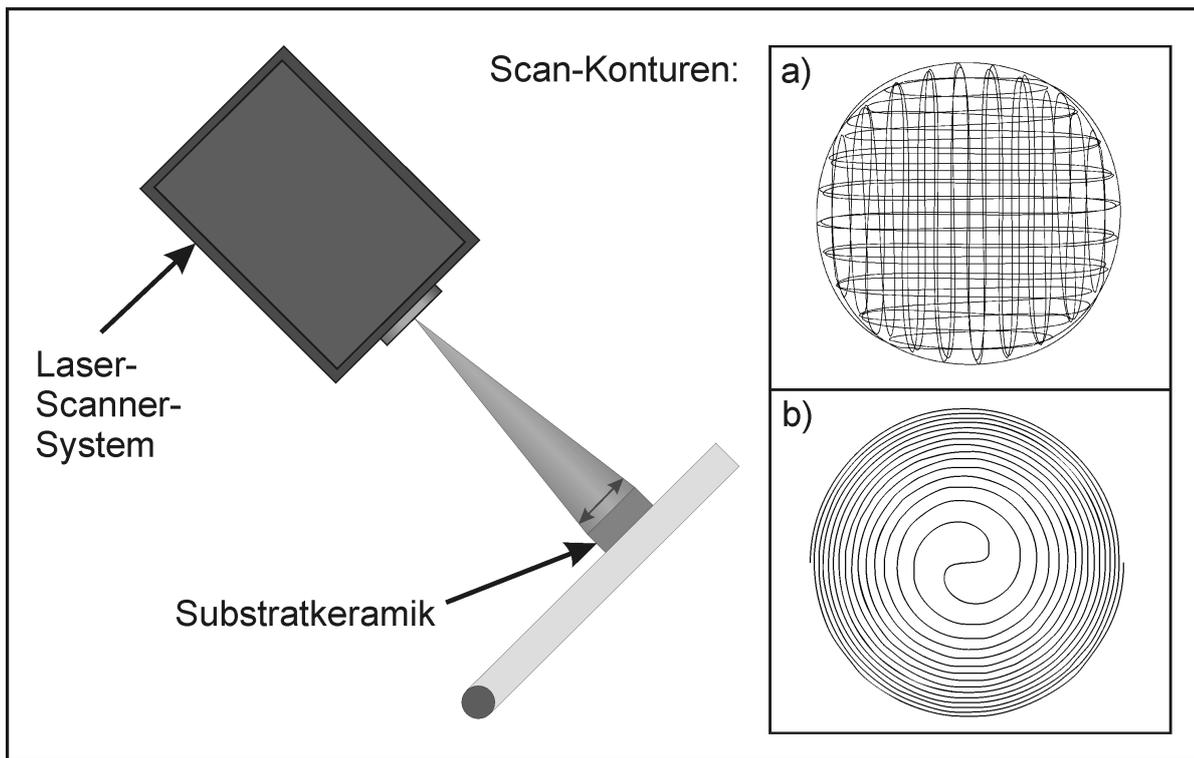


Abb. 3.2: Schematische Darstellung des lasergestützten Aufheizvorgangs und verwendete Scan-Konturen: (a) mehrfach gedrehte Mäanderstruktur und (b) Parabolische Spirale.

Verzeichnen der vorgegebenen Kontur durch das Scannersystem bedingt. Abgesehen davon ermöglichte auch diese Kontur ein relativ gleichmäßiges Aufheizen. Überdies war weniger Laserleistung (ca. 600 W) notwendig, um die Zieltemperatur von 1400 °C zu erreichen. Standardmäßig wurde mit der Mäanderstruktur (Abb. 3.2 a) gearbeitet. Nach dem Aufheizvorgang bzw. nach der Laserrandschichtmodifikation war mit bloßem Auge ein Radialriss am keramischen Pellet erkennbar (vgl. Abb. 3.3). Dieser hatte jedoch keine Auswirkungen auf die mechanische Integrität während der tribologischen Versuche. In Abhängigkeit der verwendeten Pulvermischung zur Randschichtmodifikation traten teilweise Kantenrisse auf (vgl. Abb. 3.3), welche sich ebenfalls nicht negativ auf die mechanische Integrität des Pellets unter tribologischer Beanspruchung auswirkten.

Ein Nachteil bei der Verwendung von CO₂-Laserstrahlung (Wellenlänge 10,60 µm) zum Aufheizen von Aluminiumoxid war die geringe Tiefenwirkung, das heißt fast die gesamte Strahlung wurde bereits an der Oberfläche bzw. im oberflächennahen Bereich absorbiert. Es wurde versucht den Aufheizvorgang durch seitlich angeordnete keramische Infrarot-Strahler (Fa. Elstein) zu unterstützen. Allerdings war anhand der mittels Pyrome-

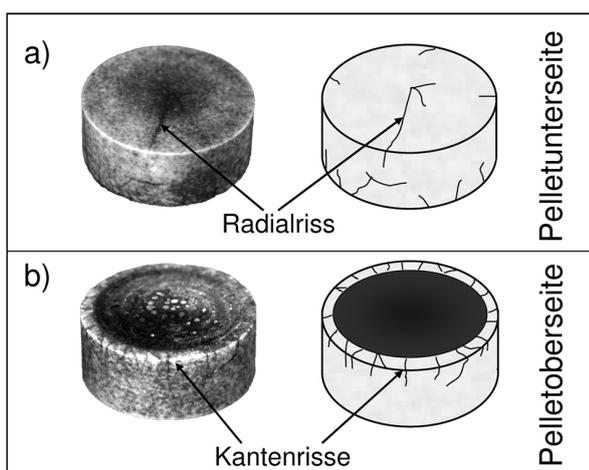


Abb. 3.3: Keramisches Pellet nach durchgeführter Laserrandschichtmodifikation: (a) Pelletunterseite und (b) Pelletoberseite mit modifizierter Randschicht. Die Risse wurden mittels Farbeindringprüfung sichtbar gemacht.

ter durchgeführten Temperaturmessungen kein positiver Einfluss auf den Temperaturverlauf während des Aufheizvorgangs erkennbar. In einem weiteren Schritt wurde unterhalb des keramischen Pellets ein Infrarot-Strahler (Fa. Heraeus Noblelight) mit einer Wellenlänge von 2-5 μm eingesetzt. Die emittierte Strahlung drang aufgrund ihrer geringeren Wellenlänge tiefer als die CO_2 -Laserstrahlung in die Al_2O_3 -Keramik ein. Hierdurch sollte der lasergestützte Aufheizvorgang verbessert werden, indem u. a. der Temperaturgradient zwischen Ober- und Unterseite des Pellets verkleinert wird. Der IR-Strahler wurde zum Schutz vor Überhitzung durch Lüfter zwangsgekühlt. Eine schematische Darstellung ist Abb. 3.4 zu entnehmen. Das Pellet befand sich in einem Halter auf einem für IR-Strahlung

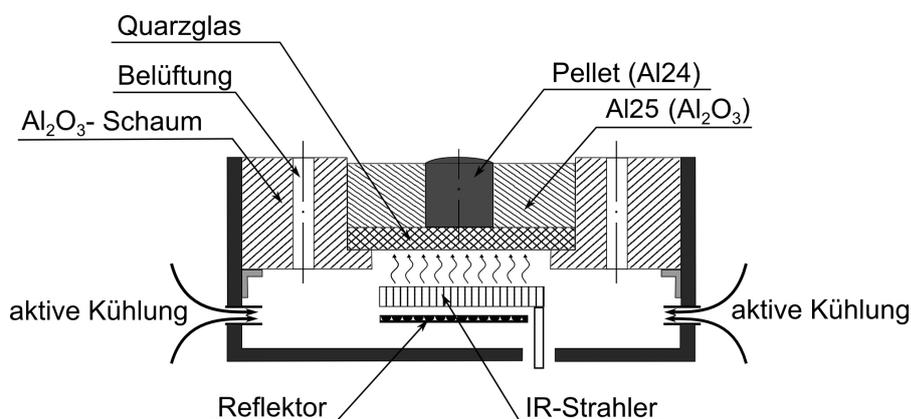


Abb. 3.4: Schematischer Aufbau der Pellethalterung zur Laserrandschichtmodifikation mit zusätzlichem IR-Strahler.

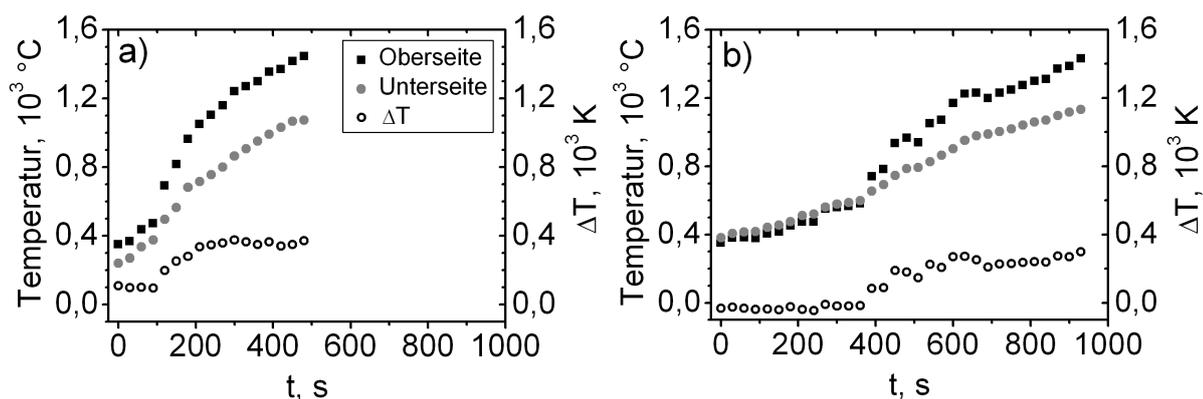


Abb. 3.5: Temperaturverläufe der Pelletoberseite und Pelletunterseite während des Aufheizvorganges: (a) ohne IR-Strahler und (b) mit IR-Strahler. Die aufgetragenen Zeiten stellen keine Absolutzeiten dar. Die Messpunkte beginnen ab einer Temperatur von 350 °C an der Pelletoberseite, was die Untergrenze des Pyrometer-Messbereiches darstellte.

durchlässigem Quarzglas. Durch das zusätzliche Aufheizen mittels IR-Strahler war eine Verbesserung feststellbar. Das Aufheizen insbesondere im unteren Temperaturbereich erfolgte homogener. Abbildung 3.5 zeigt die Temperaturverläufe während des Aufheizvorganges mit und ohne Verwendung des zusätzlichen IR-Strahlers an der Ober- und Unterseite des Pellets. Zusätzlich ist die Temperaturdifferenz dargestellt. Mit Verwendung des IR-Strahlers kam es insbesondere im Bereich bis 600 °C zu deutlich geringeren Temperaturunterschieden zwischen Ober- und Unterseite. Mit zunehmenden Temperaturen näherten sich die Temperaturdifferenzen der unterschiedlichen Prozessführungen an. Zum Ende des Aufheizvorgangs lagen die Temperaturdifferenzen bei 371 K ohne Strahler bzw. bei 298 K mit Verwendung des IR-Strahlers. Der Radialriss an den modifizierten Pellets war wesentlich weniger ausgeprägt und mit dem bloßen Auge nicht mehr zu erkennen. Der Radialriss konnte nur noch mittels Farbeindringmittel nachgewiesen werden.

Der lasergestützte Aufheizvorgang ermöglichte ein wesentlich schnelleres und kontrolliertes Aufheizen im Vergleich zum Aufheizen im Kammerofen. Es konnten Vorheiztemperaturen von 1200 bzw. 1400 °C innerhalb von Prozesszeiten zwischen 10 und 15 Minuten erzielt werden. Durch die kürzeren Prozesszeiten konnten Veränderungen, wie z. B. Kornwachstum, des keramischen Substratmaterials Al₂O₃ vermieden werden. Überdies war eine flexiblere Herstellung auch größerer Mengen randschichtmodifizierter Pellets möglich.

Einstufiger Laserprozess

Die wichtigsten Einflussparameter für den einstufigen Laserprozess sind in Abb. 3.6 dargestellt. Sie setzen sich im Wesentlichen aus den Eigenschaften der verwendeten pulverför-

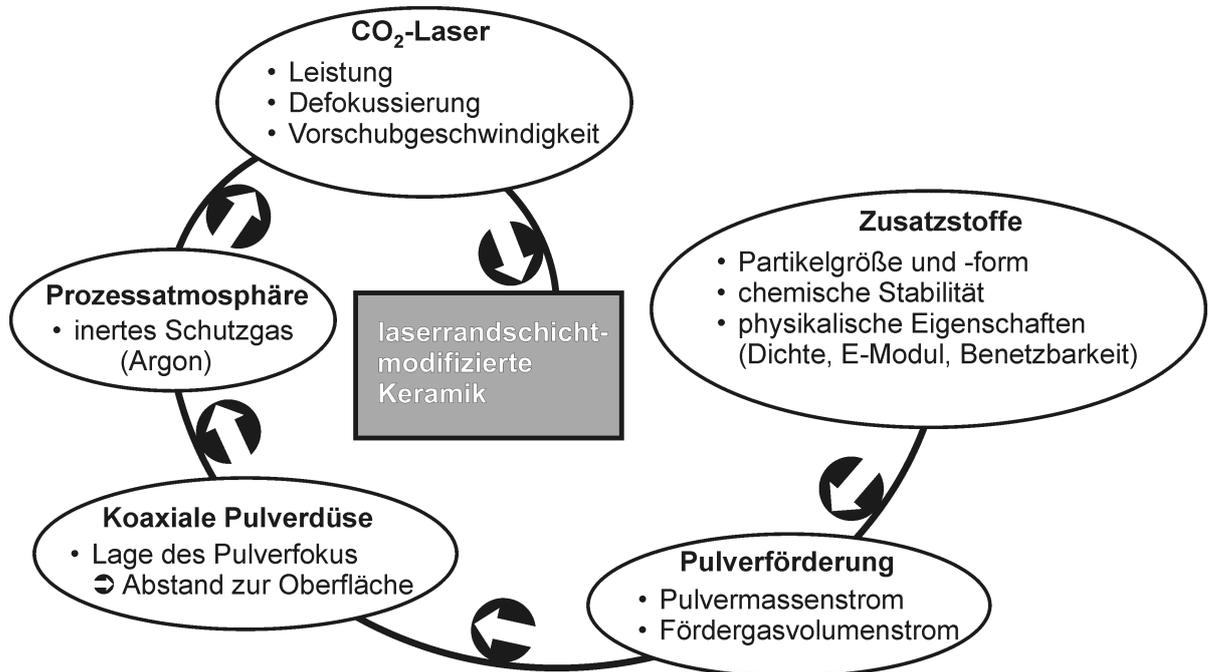


Abb. 3.6: Schematische Darstellung der Einflussgrößen des einstufigen Laserprozesses.

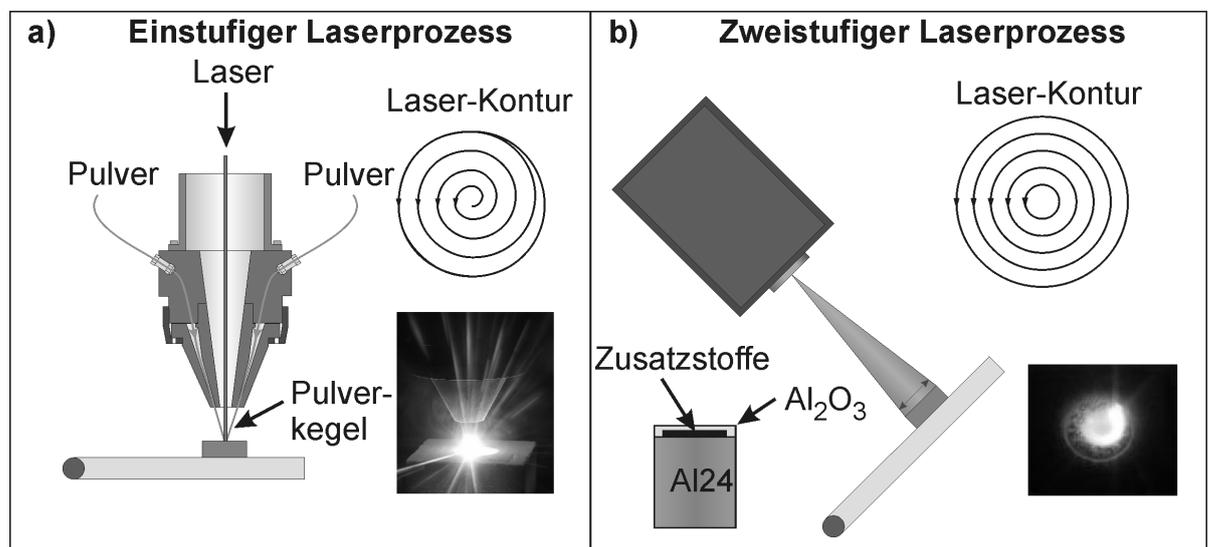


Abb. 3.7: Schematische Darstellung (a) des einstufigen Laserprozesses und (b) des zweistufigen Laserprozesses.

migen Zusatzstoffe sowie deren Förderbarkeit, dem verwendeten experimentellen Aufbau (Arbeitsabstand, Prozessatmosphäre) und nicht zuletzt den Bearbeitungsparametern des CO₂-Lasers zusammen.

Beim einstufigen Laserprozess (Abb. 3.7a) wurden die Zusatzstoffe nach erfolgtem Vorheizvorgang mithilfe einer koaxialen Pulverdüse (Typ Coax9, Fraunhofer IWS-Dresden) direkt in das durch die Laserstrahlung erzeugte Keramik-Schmelzbad eingespritzt. Der hierfür verwendete CO₂-Laser (Typ SMP400P, Fa. FeHa) hatte eine Maximalleistung von 480 W. Die Pulverförderung erfolgte über einen Pulverförderer vom Typ Twin 10C (Fa. Plasmatechnik, Schweiz). Sowohl das Fördergas als auch das zusätzliche Schutzgas für die koaxiale Pulverdüse war Argon. Die Substratkeramik war zylindrisch (vgl. Abb. 2.1 a) mit einer sphärischen Stirnfläche ($R = 100 \text{ mm}$). Die Bearbeitungskontur des Lasers (Punktoptik, $f = 250 \text{ mm}$, 100 W) entsprach im Standardfall einer von innen nach außen gefahrenen Spirale mit einem abschließenden Halbkreis. Somit konnte eine modifizierte Fläche mit einem Durchmesser von ca. 14 mm erzielt werden.

Durch die Verwendung einer koaxialen Pulverdüse war die einstufige Laserrandschichtmodifizierung richtungsunabhängig. Somit konnten Flächen relativ beliebiger Form laserrandschichtmodifiziert werden. Da für die tribologischen Versuche eine Fläche erzielt werden sollte, wurde als Bearbeitungskontur eine Spirale gewählt (siehe Abb. 3.8 b). Die Spirale war so gestaltet, dass sich das Schmelzbad der Laserspuren überlappte. Sie wurde von innen nach außen gefahren, da somit der Thermoschock für das keramische Pellet am geringsten war. Der Start der Pulverförderung wurde in die Bearbeitungssteuerung eingebunden und somit automatisiert.

Die Zusatzstoffmischung, welche in bisherigen Untersuchungen am Institut für Werkstoffkunde II der Universität Karlsruhe (TH) das größte Potenzial zeigte (50 Vol.% TiN und 50 Vol.% WC), wurde ebenfalls mit der neuen Prozesstechnik umgesetzt. Überdies wurden Zusatzstoffmischungen mit metallischen Pulvern verwendet (vgl. Tab. 2.4). Aufgrund der niedrigeren Schmelztemperatur wurden die metallischen Pulver (siehe Tab. 2.2 und 2.3) in einem zweiten Prozess-Schritt bei niedrigerer Laserleistung eingespritzt (vgl. Abb. 3.8 c).

Der Vorteil des einstufigen Verfahrens ist, dass die Zusatzstoffe der geringst möglichen thermischen Belastung ausgesetzt werden und somit Hochtemperaturreaktionen wie z. B. Oxidation minimiert werden. Somit ist auch der Einsatz von oxidationsempfindlichen Zusatzstoffen möglich. Ein Nachteil ist jedoch, dass die Partikelgröße aufgrund der Förderbarkeit möglichst nicht weniger als ca. 5 μm betragen sollte.

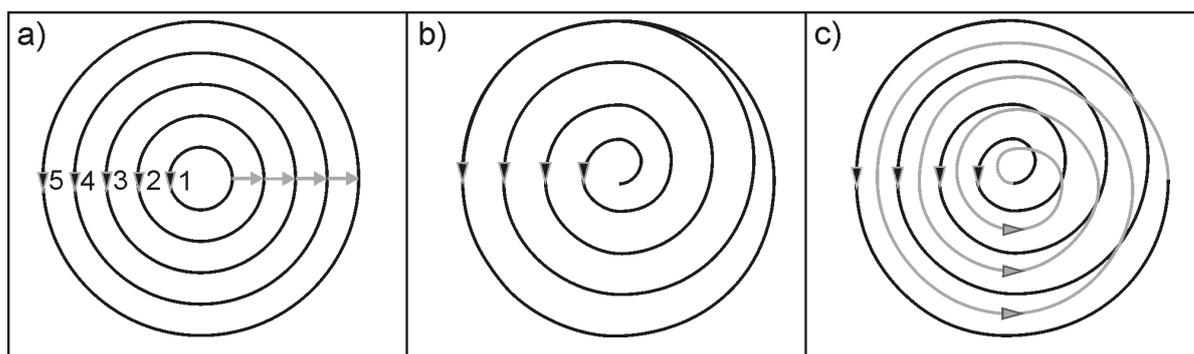


Abb. 3.8: Bearbeitungskonturen bei der Laserrandschichtmodifikation: (a) konzentrische Kreise für den zweistufigen Prozess, (b) Spirale von innen nach außen für den einstufigen Prozess und (c) Spirale von innen nach außen und umgekehrt für das Einbringen von metallischen Phasen.

Zweistufiger Laserprozess

Beim zweistufigen Laserprozess (Abb. 3.7 b) wurde die Al_2O_3 -Keramik (Al24), wie in Abschnitt 2.2 beschrieben, vorbeschichtet. Nach dem lasergestützten Vorheizen unter Argonspülung erfolgte das Eindispersieren bzw. Einlegieren der Zusatzstoffe in die Randschicht des Pellets. Dies erfolgte mit derselben Strahlquelle, indem die Laserleistung angepasst und gleichzeitig die Scan-Geschwindigkeit herabgesetzt wurde. Als Kontur wurden fünf konzentrische Kreise mit unterschiedlichem Durchmesser verwendet (Abb. 3.8 a). Somit wurde eine modifizierte Randschicht mit einem Flächendurchmesser von ca. 14 mm erzielt.

Die Vorteile dieser Prozessführung sind der geringere Thermoschock durch unmittelbares Modifizieren nach dem Aufheizvorgang und die Möglichkeit auch Zusatzstoffe mit Partikelgrößen deutlich kleiner als $5\ \mu\text{m}$ verwenden zu können. Nachteilig sind die Oxidationsgefahr während des Aufheizvorgangs sowie die hohe thermische Belastung der Zusatzstoffe, da die gesamte Leistungseinkopplung des Lasers direkt über diese erfolgt.

Durchführung

Aufgrund der umgesetzten Automatisierung musste nur noch das Befüllen des Pulverförderers beim einstufigen Prozess und die Vorbeschichtung beim zweistufigen Prozess sowie das Einlegen der Proben bei Raumtemperatur manuell durchgeführt werden.

Für den einstufigen Prozess wurde zunächst der Teller des Pulverförderers manuell mit der entsprechenden Zusatzstoffmischung befüllt. Die koaxiale Pulverdüse wurde so jus-

tiert, dass der Laserstrahl unmittelbar im Fokus des Pulverkegels lag. Die Probe wurde in eine temperaturbeständige Al₂O₃-Keramikform, welche von isolierendem Keramikschaum umgeben war, eingelegt und zum Scanner ausgerichtet. Der Scanner und das Ablaufprogramm der Bearbeitungssteuerung wurden gestartet. Es erfolgte ein lasergestütztes Aufheizen der Probe bis zur Zieltemperatur von 1400 °C bei ausgeklapptem Probentisch. Danach wurde der Laser ausgeschaltet, der Tisch wieder in eine waagerechte Position gebracht, die Pulverförderung gestartet und die Pulverdüse über der Probe positioniert. Der Bearbeitungslaser wurde eingeschaltet und die programmierte Kontur abgefahren. Für den zweistufigen Laserprozess wurden die Proben nach erfolgter Vorbeschichtung in den Probenhalter auf dem pneumatisch betätigten Klapptisch eingelegt. Nach Justierung der Position wurde der Scanner und danach das Ablaufprogramm der Bearbeitungssteuerung gestartet. Nach Hochklappen des Tisches wurde die Probe mit dem Laserstrahl abgerastert und unter Argonspülung aufgeheizt. Nach Erreichen der Zieltemperatur von 1200 °C fand ein automatischer Wechsel der Kontur statt. Die Laserleistung wurde angepasst und eine Kontur von fünf konzentrischen Kreisen bei herabgesetzter Geschwindigkeit abgefahren.

3.2 Ausgangs- und Referenzmaterialien

3.2.1 Mikrostruktur

Die REM-Gefügaufnahmen der verwendeten keramischen Ausgangs- und Referenzmaterialien sind in Abbildung 3.9 dargestellt. Die beiden Al₂O₃-Keramiken unterschieden sich im Wesentlichen durch die mittlere Korngröße d_m , welche für das Al24 (Abb. 3.9 a) 30 µm und für das F99,7 (Abb. 3.9 b) 7,5 µm betrug. Die mittlere Korngröße des EKasicF (Abb. 3.9 c) war mit 1,9 µm wesentlich geringer.

Die Gefüge der metallischen Gegenkörper sind in Abbildung 3.10 dargestellt. Die beiden Stähle C15E (Abb. 3.10 a) und C45E (Abb. 3.10 b) im normalisierten Zustand wiesen ein ferritisch-perlitisches Gefüge mit einer Korngröße von ca. 30 µm auf. Beim C15E betrug der perlitische Anteil ca. 8 % und beim C45E ca. 40 %. Der normalisierte niedriglegierte Wälzlagerstahl 100Cr6 (Abb. 3.10 c) besaß ein perlitisches Gefüge, das neben Ferrit- und Zementitlamellen auch aus globularen Chromkarbiden bestand. Das Gefüge des hochlegierten rostbeständigen Stahls X105CrMo17 (Abb. 3.10 d) im weichgeglühten Zustand wies einen hohen Anteil an globularen Chromkarbiden auf. Der hochlegierte Stahl

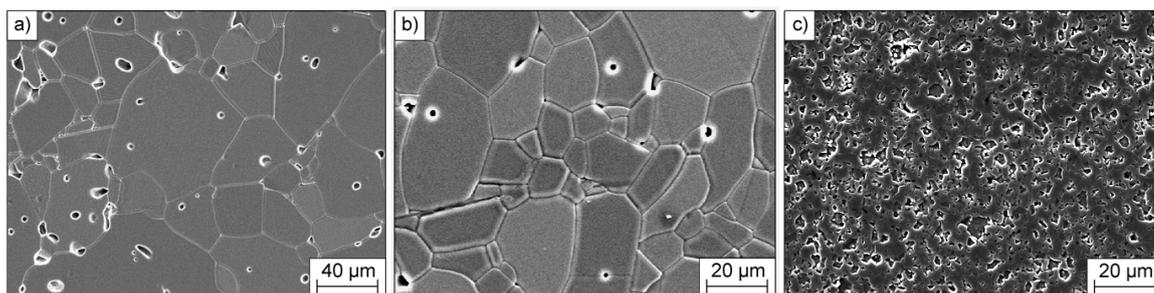


Abb. 3.9: REM-Gefügeaufnahmen der verwendeten keramischen Ausgangs- und Referenzmaterialien, thermisch geätzt: (a) Al24 (Al_2O_3), (b) F99,7 (Al_2O_3) und (c) EKasicF (SSiC).

X5CrNi18-10 (Abb. 3.10 e) im lösungsgeglühten Zustand besaß ein homogenes austenitisches Gefüge. Der Grauguss GJV-300 (Abb. 3.10 f) wies ein ferritisch-perlitisches Gefüge mit überwiegend vermicularen Graphitausscheidungen auf.

REM-Aufnahmen der zur Laserrandschichtmodifikation verwendeten pulverförmigen Zusatzstoffe sind in Abbildung 3.11 zusammengestellt. Sie unterschieden sich teilweise deutlich in ihrer Größe und Morphologie. Diese Faktoren hatten, sofern die Partikel während des Prozesses nicht aufschmolzen oder reagierten, einen entscheidenden Einfluss auf die Eigenschaften der randschichtmodifizierten Keramik. Das Titannitrid (TiN) wurde in zwei verschiedenen Qualitäten verwendet: fein mit einer mittleren Partikelgröße von $1,7\ \mu\text{m}$ und grob mit einer mittleren Partikelgröße von $7,5\ \mu\text{m}$. Die feine Qualität fand ausschließlich im zweistufigen Laserprozess Verwendung. Das Borkarbid (B_4C) mit einer Partikelgröße von $9,0\ \mu\text{m}$ und das Titankarbid (TiC) mit einer Partikelgröße von $2,0\ \mu\text{m}$ wurden ebenfalls zur Herstellung der zweistufig laserrandschichtmodifizierten Variante Al24-TTB verwendet. Alle anderen pulverförmigen Zusatzstoffe kamen während des einstufigen Laserprozesses zum Einsatz. Dies waren das grobe Titannitrid (TiN), das Wolframkarbid (WC) mit einer Partikelgröße von $5,1\ \mu\text{m}$ sowie das Zirkonborid (ZrB_2) mit $3,8\ \mu\text{m}$. Überdies wurden auch metallische Zusatzstoffe verwendet. Dies war unter anderem eine kommerziell erhältliche Mischung bestehend aus Chrom (Cr) und Nickel (Ni) im Volumenverhältnis 1:4 mit einer Partikelgröße von $16,3\ \mu\text{m}$. Weiterhin wurden Nickel mit einer mittleren Partikelgröße von $4,7\ \mu\text{m}$, Kupfer (Cu) mit $62,4\ \mu\text{m}$ und Titan (Ti) mit $51,7\ \mu\text{m}$ verwendet.

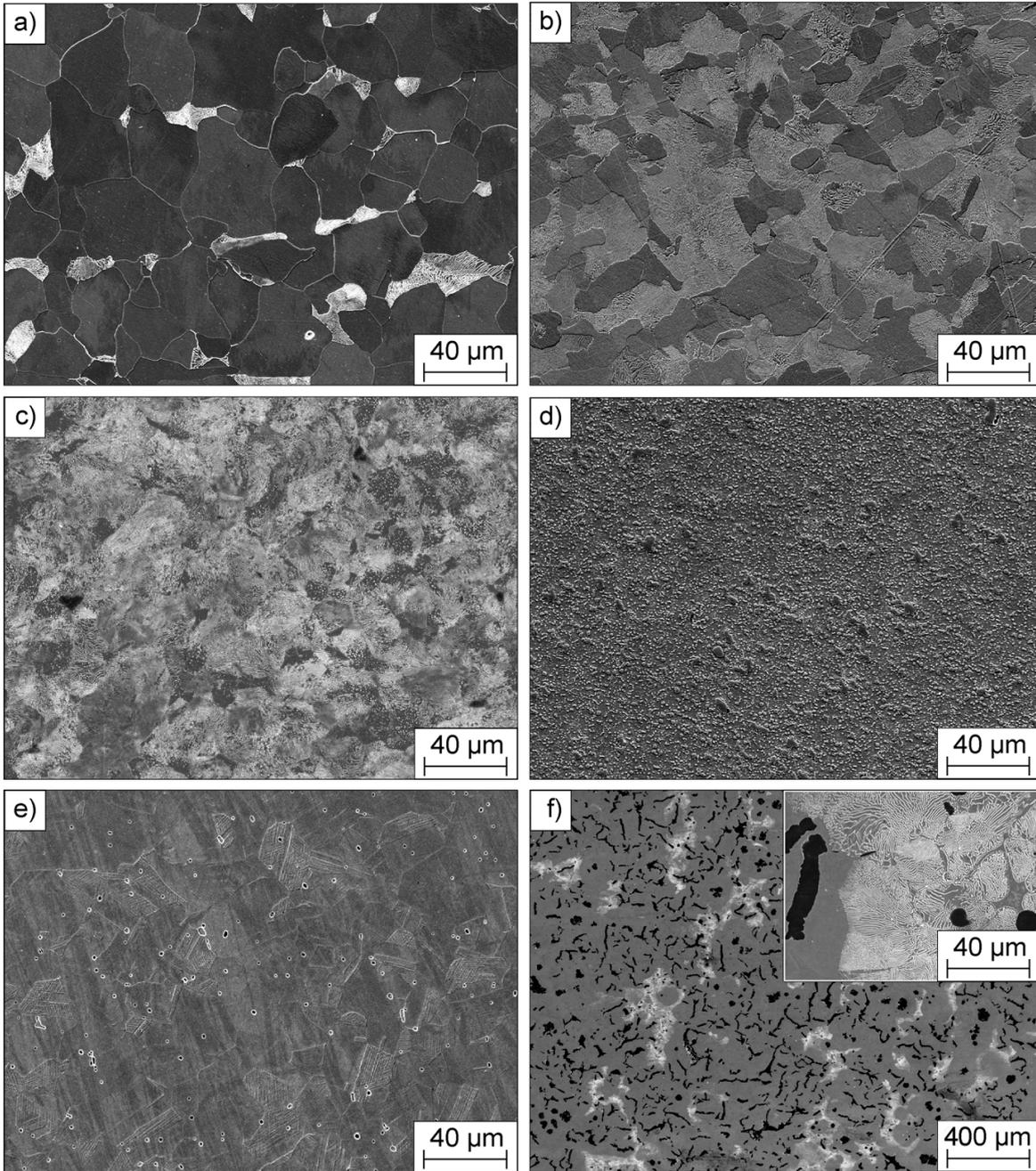


Abb. 3.10: REM-Gefügeaufnahmen der verwendeten metallischen Referenzmaterialien, geätzt mit Nital: (a) C15E, (b) C45E, (c) 100Cr6, (d) X105CrMo17, (e) X5CrNi18-10 und (f) GJV-300.

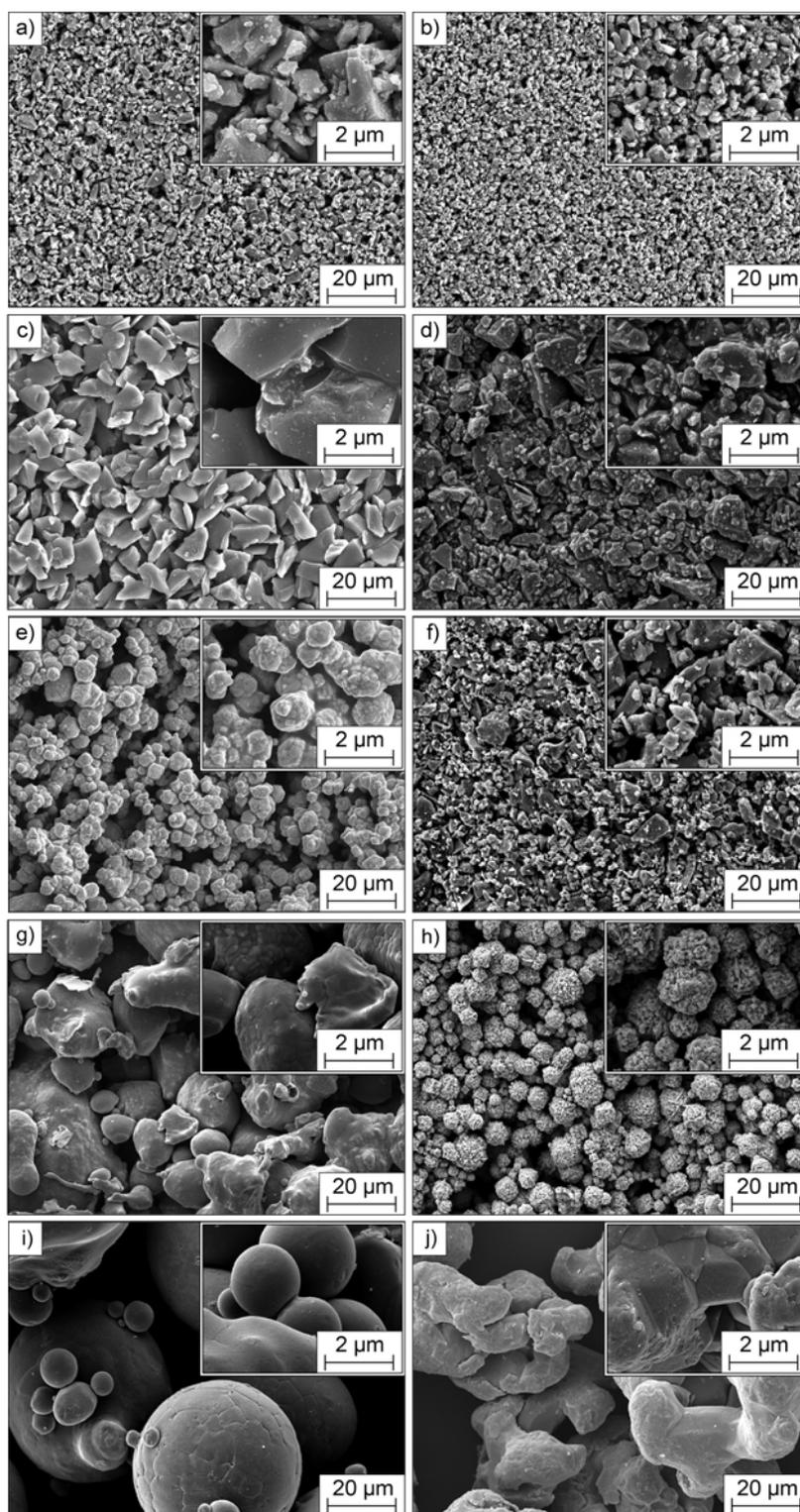


Abb. 3.11: REM-Aufnahmen der zur Laserrandschichtmodifikation verwendeten pulverförmigen Zusatzstoffe: (a) TiC, (b) TiN fein, (c) B₄C, (d) TiN grob, (e) WC, (f) ZrB₂, (g) Cr+Ni (1:4), (h) Ni, (i) Cu und (j) Ti.

3.2.2 Thermophysikalische Kennwerte

In Abbildung 3.12 ist die spezifische Wärmekapazität und die Wärmeleitfähigkeit der verwendeten keramischen und metallischen Referenzmaterialien über der Temperatur dargestellt. Es ist ersichtlich, dass sowohl für die metallischen als auch die keramischen Materialien die spezifische Wärmekapazität bei höheren Temperaturen zunahm. Die Wärmeleitfähigkeit hingegen sank für beide Materialgruppen bis auf zwei Ausnahmen mit steigender Temperatur. Allerdings war die Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit bei den keramischen ausgeprägter als bei den metallischen Materialien. So halbierte sich z. B. beim EKasicF der Wert der Wärmeleitfähigkeit von $140 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ bei Raumtemperatur auf ca. $70 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ bei $500 \text{ }^\circ\text{C}$. Nach Herstellerangaben sollte EKasicF eine Wärmeleitfähigkeit bei Raumtemperatur von $110 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ aufweisen (Tab. 2.1). Im gleichen Temperaturintervall von Raumtemperatur bis $500 \text{ }^\circ\text{C}$ war für den Stahl C45E lediglich ein Abfall von $43 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ auf $36 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ zu verzeichnen.

Die Werte der spezifischen Wärmekapazität der metallischen Werkstoffe lagen generell unterhalb von den Werten der Keramiken. Beim Stahl C45E lag der Wert bei $500 \text{ }^\circ\text{C}$ bei ca. $0,65 \text{ J}/(\text{g}\cdot\text{K})$ und für die SSiC-Keramik EKasicF bei ca. $1,1 \text{ J}/(\text{g}\cdot\text{K})$. Das Verhalten über der Temperatur war für alle Keramiken ähnlich. Dies galt auch für die metallischen Werkstoffe, die sich auf unterschiedlichem Niveau in einem Band zwischen $0,43$ und $0,48 \text{ J}/(\text{g}\cdot\text{K})$ bei Raumtemperatur und zwischen $0,61$ und $0,68 \text{ J}/(\text{g}\cdot\text{K})$ bei $500 \text{ }^\circ\text{C}$ bewegten. Eine Ausnahme war der hochlegierte austenitische Stahl X5CrNi18-10, welcher eine deutlich geringere Abhängigkeit von der Temperatur zeigte, d. h. mit zunehmender Temperatur stieg die spezifische Wärmekapazität nicht so stark an wie bei den anderen metallischen Werkstoffen. Bei Raumtemperatur wies der X5CrNi18-10 einen Wert von $0,48 \text{ J}/(\text{g}\cdot\text{K})$ auf, der bei $500 \text{ }^\circ\text{C}$ auf einen Wert von $0,56 \text{ J}/(\text{g}\cdot\text{K})$ anstieg. Der Grauguss GJV-300 besaß über nahezu den gesamten Temperaturbereich die höchste spezifische Wärmekapazität gefolgt vom X105CrMo17 und den beiden Stählen C45E und C15E.

Die Wärmeleitfähigkeit der Keramik EKasicF war von allen untersuchten Materialien im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis $500 \text{ }^\circ\text{C}$ die höchste. Der Abfall über der Temperatur war jedoch ebenfalls am größten. Die beiden Oxidkeramiken Al24 und F99,7 wiesen Werte von 22 bzw. $32 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ bei Raumtemperatur auf, welche bei $500 \text{ }^\circ\text{C}$ auf Werte von 10 bzw. $12 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ fielen. Die niedrigere Wärmeleitfähigkeit von Al24 im Vergleich zu F99,7 ist durch die Restporosität (ca. 5%) von Al24 zu begründen. Die Werte der beiden Al_2O_3 -Keramiken lagen unterhalb der meisten metallischen Werkstoffe. Ausnahmen bildeten nur die hochlegierten Stähle X5CrNi18-10 und der X105CrMo17 im

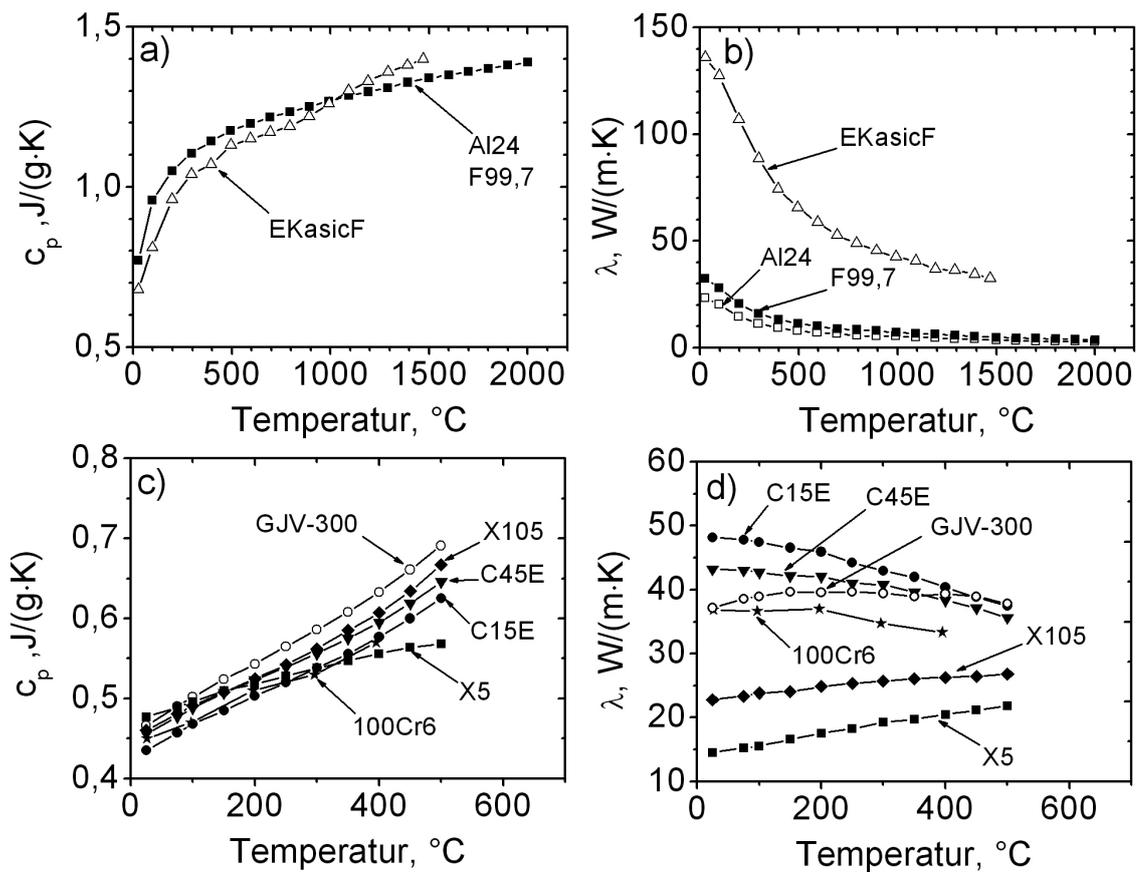


Abb. 3.12: Temperaturabhängigkeit der (a) spezifischen Wärmekapazität c_p und (b) Wärmeleitfähigkeit λ der verwendeten keramischen sowie der (c) spezifischen Wärmekapazität und (d) Wärmeleitfähigkeit der metallischen Materialien.

unteren Temperaturbereich, wobei der X5CrNi18-10 erst ab ca. 400 °C ein höheres Niveau der Wärmeleitfähigkeit als das F99,7 aufwies. Bei den metallischen Werkstoffen besaß der Stahl C15E über den gesamten Temperaturbereich die höchste Wärmeleitfähigkeit. Der C45E folgte dahinter und danach der Grauguss GJV-300 und der 100Cr6. Die genannten Stähle wiesen eine mit zunehmender Temperatur abnehmende Wärmeleitfähigkeit auf. Der vermiculare Grauguss GJV-300 zeigte bis zu einer Temperatur von ca. 200 °C einen leichten Anstieg der Wärmeleitfähigkeit und danach einen leichten Abfall. Er besaß bei Raumtemperatur und bei 500 °C annähernd einen Wert von 37 W/(m·K). Die beiden hochlegierten Stähle wiesen ein deutlich niedrigeres Niveau der Wärmeleitfähigkeit auf. Bei 500 °C lag der X5CrNi18-10 mit einem Wert von 19 W/(m·K) deutlich unter allen anderen metallischen Werkstoffen. Der X105CrMo17 besaß bei derselben Temperatur einen Wert von 23 W/(m·K). Im Gegensatz zu allen anderen Materialien, bis auf den X5CrNi18-10, nahm jedoch die Wärmeleitfähigkeit mit steigender Temperatur zu.

3.3 Lasermodifizierte Randschichten

3.3.1 Mikrostruktur

Die Ausgangsmaterialien (Pulvermischungen) der laserrandschichtmodifizierten Varianten Al24-TTB, Al24-WT, Al24-ZbCN und Al24-WTNCT sind in Tab. 2.4 aufgeführt. Die optimalen Prozessparameter zur Herstellung der unterschiedlichen Laserrandschichtmodifikationen sind Tab. 3.1 zu entnehmen.

In Abbildung 3.13 sind Rückstreuelektronen-Aufnahmen der verschiedenen laserrandschichtmodifizierten Keramiken dargestellt. Die einstufig, d. h. über Einspritzung, modifizierte Keramik Al24-WT ist in Abb. 3.13 a dargestellt. Diese Keramik wurde mit Wolframkarbid (WC) und Titanitrid (TiN) modifiziert. Hier waren noch die partikelförmigen Zusatzstoffe in ihrer Ausgangsform vorhanden. Die Partikel waren teilweise an der Grenzfläche angeschmolzen. Das Wolframkarbid erscheint aufgrund des Unterschiedes in den Ordnungszahlen in der Abb. 3.13 a weiß und das Titanitrid hellgrau.

Abbildung 3.13 b zeigt das Gefüge der zweistufig, d. h. mit Vorbeschichtung, modifizierten Keramik Al24-TTB. Diese Keramik wurde mit den Zusatzstoffen Titanitrid (TiN), Titankarbid (TiC) und Borkarbid (B_4C) erzeugt. Die ursprünglich partikelförmigen Zusatzstoffe waren nicht mehr zu erkennen. Es bildete sich eine Reaktionsphase auf

Tab. 3.1: Optimale Prozess-Parameter der laserrandschichtmodifizierten Keramiken Al24-TTB, Al24-WT, Al24-ZbCN und Al-24-WTNCT.

	Al24-TTB	Al24-WT	Al24-ZbCN	Al24-WTNCT
Prozessart	zweistufig	einstufig	einstufig	einstufig
Vorheiztemperatur, °C	1200	1400	1400	1400
Vorschub, mm ² /min	790	250	250	250
Kontur	Abb. 3.8 a	Abb. 3.8 b	Abb. 3.8 c	Abb. 3.8 b
Laserleistung P_{L1} *, W	200	100	120	80
Laserleistung P_{L2} †, W	-	-	60	-
Streckenenergie S_1 , J/mm	15,2	24	28,8	19,2
Streckenenergie S_2 , J/mm	-	-	14,4	-
theoret. Pulvervol. \dot{V}_{P1} , mm ³ /s	-	0,125	0,125	0,125
theoret. Pulvervol. \dot{V}_{P2} , mm ³ /s	-	-	0,076	-
Förderdruck, bar	-	2,5	1,5	1,5
Argon Volumenstrom \dot{V}_{Ar} , l/h	Spülung	60	60	60

* Erster Einspritzvorgang.

† Zweiter Einspritzvorgang.

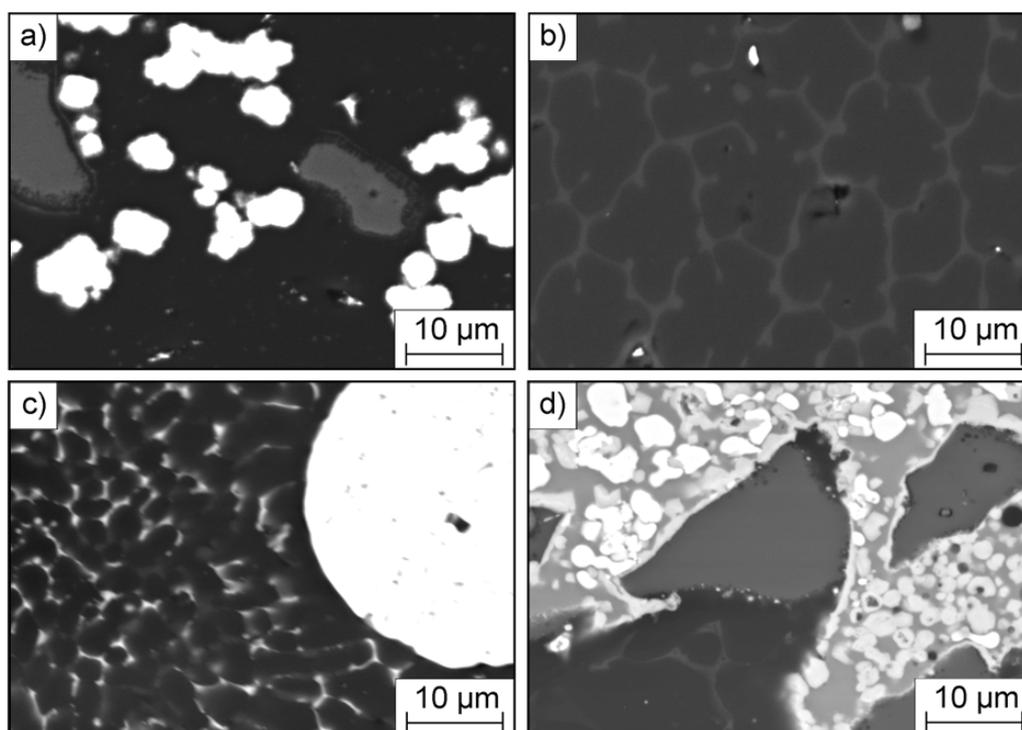


Abb. 3.13: RE-Aufnahmen von Gefügen der laserrandschichtmodifizierten Al_2O_3 -Keramiken: (a) Al24-WT, (b) Al24-TTB, (c) A24-ZbCN und (d) Al24-WTNCT.

den Korngrenzen aus (in Abb. 3.13 b hellgrau). Die Korngröße betrug zwischen $5\ \mu\text{m}$ und $10\ \mu\text{m}$.

Abbildung 3.13 c zeigt die im einstufigen Prozess modifizierte Keramik Al24-ZbCN. Sie wurde mit den Zusatzstoffen Zirkonborid (ZrB_2) sowie einer Mischung aus Chrom (Cr) und Nickel (Ni) im Verhältnis 1:4 erzeugt. Es waren keine partikelförmigen Zusatzstoffe mehr erkennbar. Neben metallischen Konglomeraten (rechts oben) hat sich wie bei der Keramik Al24-TTB eine Reaktionsphase auf den Korngrenzen ausgebildet (in Abb. 3.13 weiß), wobei die Korngröße mit Werten zwischen $2\ \mu\text{m}$ und $5\ \mu\text{m}$ deutlich geringer war als beim Al24-TTB ($5\text{-}10\ \mu\text{m}$). Die Anbindung der bis zu $200\ \mu\text{m}$ großen metallischen Konglomerate an die Matrix wurde mit deren zunehmender Größe schlechter.

Die modifizierte Keramik Al24-WTNCT ist in Abb. 3.13 d dargestellt. Diese Keramik wurde mit den Zusatzstoffen Wolframkarbid (WC), Titanitrid (TiN), Nickel (Ni), Kupfer (Cu) und Titan (Ti) im einstufigen Prozess hergestellt. Es sind metallische Konglomerate mit TiN- und WC-Partikel zu erkennen. Die Anbindung der Konglomerate zur Matrix war gut. Überdies bildete sich eine Reaktionsphase an den Korngrenzen innerhalb der Al_2O_3 -Matrix aus.

3.3.2 Chemische Zusammensetzung

Die verschiedenen randschichtmodifizierten Keramiken wurden mittels EDX bzw. Mikrosonde (WDX) chemisch analysiert. Die Ergebnisse sind in Abbildung 3.14 dargestellt. Die ermittelten Volumenanteile der Gefügebestandteile sind Tabelle 3.2 zu entnehmen.

Bei der WDX-Analyse des Al24-WT (Abb. 3.14 a) zeigte sich, dass die TiN- und WC-Partikel größtenteils in ihrer Ausgangsform erhalten blieben, wobei sie jedoch teilweise an den Grenzflächen angeschmolzen waren. Die WC-Partikel wiesen darüber hinaus einen titanreichen Saum auf. Die Matrix bestand aus Al_2O_3 . Bei der laserrandschichtmodifizierten Keramik Al24-TTB (Abb. 3.14 b) wurde die Reaktionsphase als titanreich identifiziert. Es konnte mittels Mikrosonde kein Bor nachgewiesen werden. Die Matrix bestand ebenfalls aus Al_2O_3 . Das Al24-ZbCN (Abb. 3.14 c) wies laut EDX-Analyse eine zirkonreiche Reaktionsphase auf den Korngrenzen auf. Die metallischen Konglomerate in der Al_2O_3 -Matrix bestanden aus einer Mischung aus den Elementen Chrom und Nickel. Ein geringer Anteil des Nickel und ein erheblicher Anteil an Chrom waren in der Al_2O_3 -Matrix gelöst oder lagen innerhalb der Reaktionsphase auf den Korngrenzen vor. Es konnte mittels EDX-Analyse kein Bor nachgewiesen werden. Die Analyse des Al24-WTNCT (Abb. 3.14 d) zeigte im EDX-Mapping, dass die Matrix aus Al_2O_3 bestand. Innerhalb dieser bildete sich teilweise eine titanreiche Reaktionsphase an den Korngrenzen aus. Darüber hinaus lagen metallische Konglomerate innerhalb der Matrix vor, die hauptsächlich aus Nickel, Titan und einem geringen Anteil Kupfer bestanden. Überdies befanden sich innerhalb dieser Konglomerate WC und TiN in Partikelform.

Tab. 3.2: Entstandene Gefügebestandteile sowie Härte der laserrandschichtmodifizierten Proben Al24-TTB, Al24-WT, Al24-ZbCN und Al24-WTNCT und zum Vergleich der Al_2O_3 -Substratkeramik Al24.

	Al24	TTB	WT	ZbCN	WTNCT
entstandene Phasenbestandteile, Vol.-%	Al_2O_3	RP 17 ± 7 Al_2O_3 Rest	WC 15 ± 4 TiN 7 ± 2 Al_2O_3 Rest	RP 17 ± 3 CrNi 7 ± 7 Al_2O_3 Rest	RP 10 ± 6 TiN 12 ± 7 WC-Ni-Cu-Ti 20 ± 8 Al_2O_3 Rest
geschlossene Porosität, %	≤ 5	≤ 3	≤ 1	≤ 3	≤ 2
Vickershärte, HV0,1	1153 ± 429	1928 ± 212	1988 ± 259	2061 ± 354	1150 ± 472

RP - Reaktionsphase.

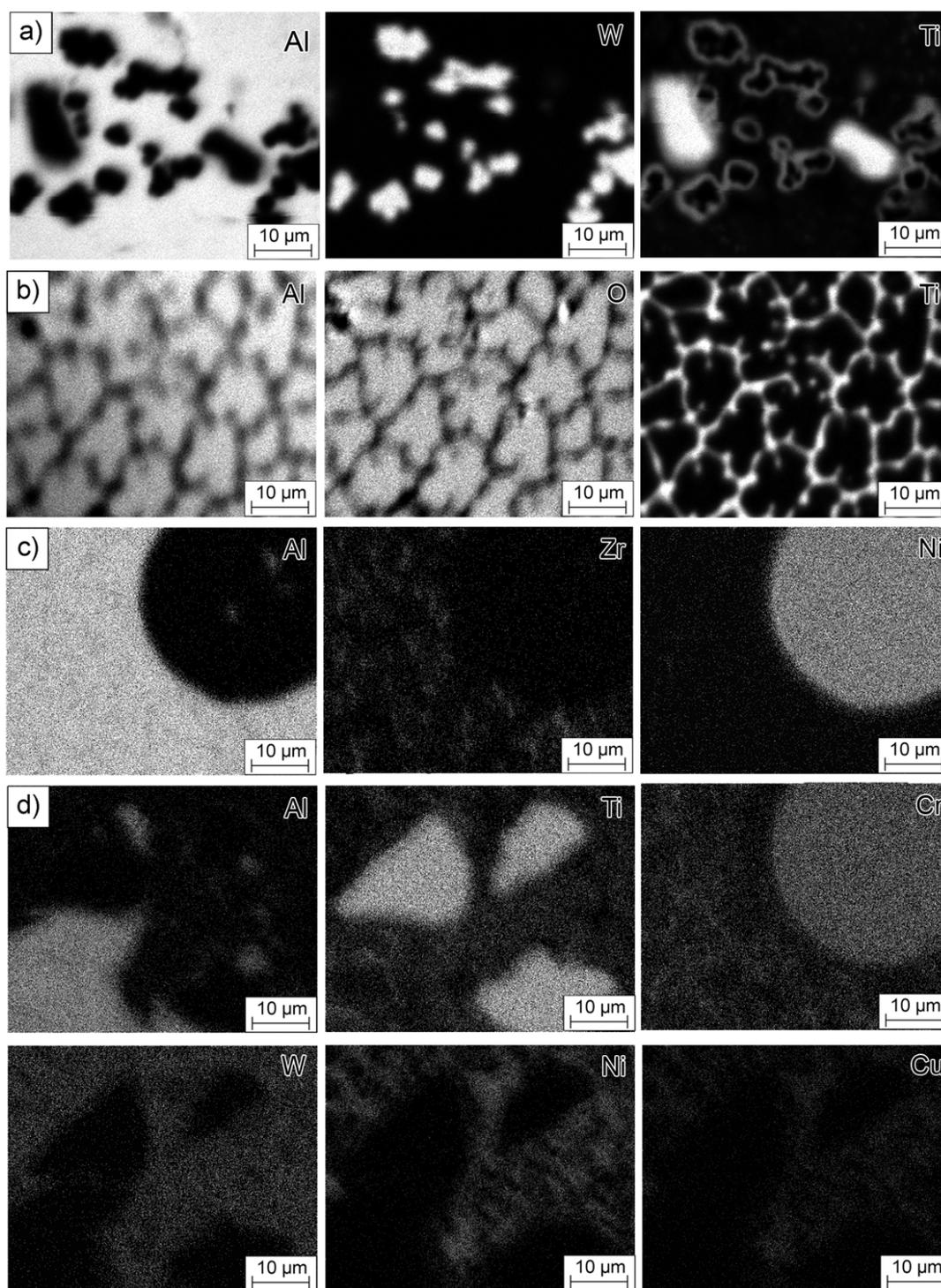


Abb. 3.14: Chemische Analyse der laserrandschichtmodifizierten Pellets: (a) Al24-WT, WDX-Mapping der Elemente Al, W und Ti; (b) Al24-TTB, WDX-Mapping der Elemente Al, O, und Ti; (c) Al24-ZbCN, EDX-Mapping der Elemente Al, Zr, Ni und Cr; (d) Al24-WTNCT, EDX-Mapping der Elemente Al, Ti, W, Ni und Cu.

3.3.3 Mechanische und thermophysikalische Eigenschaften

Für die lasermodifizierten Randschichten wurden sowohl mechanische als auch thermophysikalische Eigenschaften ermittelt. Die Härte der Randschichten und des Substratmaterials wurde an Querschliffen bestimmt und ist Tabelle 3.2 zu entnehmen. Es zeigte sich, dass sich die Härte des Substratmaterials (ca. 1200 HV 0,1) durch eine geeignete Laserrandschichtmodifikation (ca. 2000 HV 0,1) nahezu verdoppeln ließ. Eine Ausnahme stellte die Variante Al24-WTNCT dar. Sie erreichte in etwa den Wert des Substratmaterials und wies aufgrund der sehr unterschiedlich harten Ausgangsmaterialien z. B. WC, TiN und den metallischen Komponenten Ni, Cu sowie Ti, eine starke Streuung auf.

Die effektive Wärmeleitfähigkeit des Verbundkörpers wurde in Abhängigkeit der Temperatur bestimmt. Hierzu wurden Proben mit 1 mm Dicke aus den Pellets herausgearbeitet und gemessen, welche jeweils aus 0,5 mm modifiziertem Bereich und 0,5 mm Substratmaterial bestanden. Der gemessene Schichtaufbau stellt eine thermische Reihenschaltung dar. Aufgrund der Veränderung der Grenzschicht zwischen dem Substratmaterial Al24 und dem laserrandschichtmodifizierten Bereich infolge des Aufschmelzens wurde zusätzlich ein veränderter Wärmewiderstand der Grenzschicht in der Gleichung berücksichtigt. Die Dicke der Grenzschicht betrug 0,1 mm und wurde für die Berechnung von der Dicke des Substratmaterials substrahiert. Als Wärmeleitfähigkeit der Grenzschicht wurden die Daten vom dichten Aluminiumoxid F99,7 verwendet. Mithilfe der bekannten thermophysikalischen Daten des Substratmaterials konnte hieraus nach Gl. (3.1) die Wärmeleitfähigkeit der modifizierten Randschicht bestimmt werden.

$$\lambda_{\text{mod}} = \frac{t_{\text{mod}} \cdot \lambda_{\text{Al24}} \cdot \lambda_{\text{grenz}} \cdot \lambda_{\text{eff}}}{t_{\text{ges}} \cdot \lambda_{\text{Al24}} \cdot \lambda_{\text{grenz}} - (t_{\text{Al24}} \cdot \lambda_{\text{grenz}} + t_{\text{grenz}} \cdot \lambda_{\text{Al24}}) \cdot \lambda_{\text{eff}}} \quad (3.1)$$

λ_{mod} = Wärmeleitfähigkeit der lasermodifizierten Randschicht; t_{mod} = Dicke der lasermodifizierten Randschicht; λ_{Al24} = Wärmeleitfähigkeit des Al24-Substrats; λ_{grenz} = Wärmeleitfähigkeit der Grenzschicht; λ_{eff} = effektive Wärmeleitfähigkeit des Verbundkörpers; t_{ges} = Gesamtdicke des Verbundkörpers; t_{grenz} = Dicke der Grenzschicht.

In Abbildung 3.15 sind sowohl die aus den experimentell ermittelten Temperaturleitfähigkeiten und Wärmekapazitäten bestimmten effektiven Wärmeleitfähigkeiten λ_{eff} als auch die hieraus errechnete Wärmeleitfähigkeiten der modifizierten Randschichten λ_{mod} dargestellt. Für die laserrandschichtmodifizierten Keramiken Al24-TTB und Al24-WT zeigte

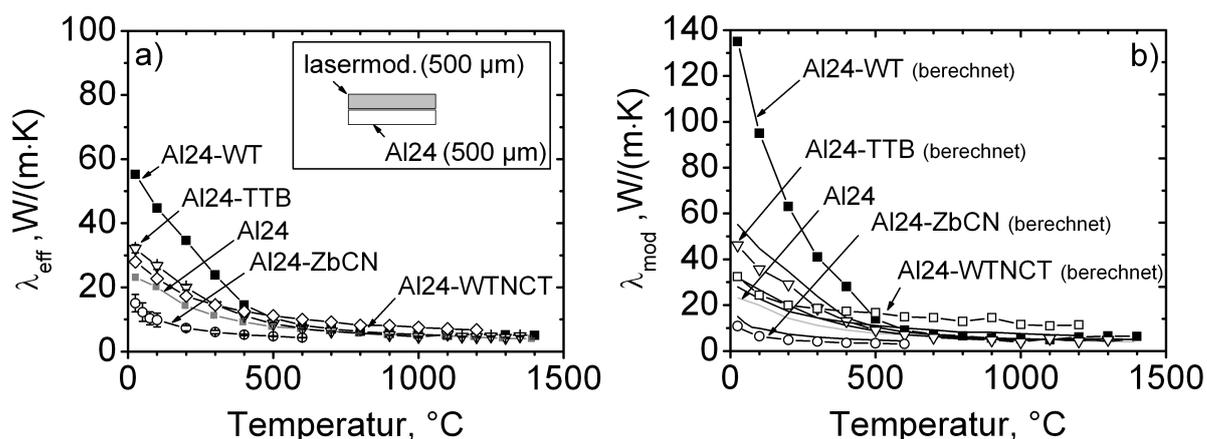


Abb. 3.15: (a) Effektive Wärmeleitfähigkeit der laserrandschichtmodifizierten Pellets und (b) nach Gl. (3.1) berechnete Wärmeleitfähigkeit der Randschicht in Abhängigkeit der Temperatur. Als Referenz sind in (b) ebenfalls die effektiven Wärmeleitfähigkeiten der laserrandschichtmodifizierten Pellets und des Substratmaterials Al24 dargestellt.

sich eine Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit im Vergleich zum Substratmaterial (Al24). Das Al24-ZbCN wies jedoch eine niedrigere Wärmeleitfähigkeit auf. Dies ist vermutlich dadurch zu erklären, dass das Zirkonborid während des Laserprozesses zu Zirkonoxid reagierte und das Bor verdampfte. Zirkonoxid weist eine Wärmeleitfähigkeit auf, die ca. eine Größenordnung unterhalb der von Al_2O_3 liegt. Die Werte der effektiven Wärmeleitfähigkeit waren beim Al24-WT am höchsten. Sie betrug bei Raumtemperatur $55 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, gefolgt von Al24-TTB mit $32 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, Al24-WTNCT mit $28 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ und schließlich Al24-ZbCN mit $15 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$. Die berechneten Wärmeleitfähigkeiten der modifizierten Randschichten ergaben bei Raumtemperatur $135 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ für Al24-WT, $46 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ für Al24-TTB, $32 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ für Al24-WTNCT und $11 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ für Al24-ZbCN. Alle modifizierten Varianten zeigten eine mit zunehmender Temperatur abnehmende Wärmeleitfähigkeit. Ab einer Temperatur von ca. 800 °C waren die Unterschiede in der Wärmeleitfähigkeit nur noch sehr gering ausgeprägt. Das Niveau von effektiver und berechneter Wärmeleitfähigkeit der Randschichten lag hier ungefähr bei $6 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$. Eine Ausnahme stellte das Al24-WTNCT dar, welches die geringste Abhängigkeit von der Temperatur zeigte und auch noch bei Temperaturen zwischen 1000 bis 1200 °C einen nahezu doppelt so hohen Wert von ca. $11 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ aufwies.

3.3.4 Oberflächenqualität der keramischen Pellets

Die Oberfläche der mittels Diamantscheibe D25 an die keramischen Pellets angeschliffenen Kontaktfläche wurde durch profilometrische Methoden charakterisiert. In Abbildung 3.16 sind ausgewählte Rauheitskennwerte dargestellt. Dies sind der arithmetische Mittenrauwert R_a sowie als Kenngrößen der Abbottkurve die Kernrautiefe R_k , die reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} und die reduzierte Riefentiefe R_{vk} .

Die angeschliffene Oberfläche des Pelletmaterials EKasicF wies mit einem Betrag von $0,15 \mu\text{m}$ den niedrigsten R_a -Wert auf. Die laserrandschichtmodifizierten Pellets Al24-ZbCN, Al24-TTB und Al24-WTNCT lagen mit Werten von $0,22 \mu\text{m}$, $0,29 \mu\text{m}$ und $0,30 \mu\text{m}$ leicht darüber. Das Al24-WT besaß einen R_a -Wert von $0,44 \mu\text{m}$ und den mit Abstand höchsten Betrag wies mit $0,65 \mu\text{m}$ das F99,7 auf. Die ermittelte Kernrautiefe R_k war für das EKasicF, Al24-TTB und Al24-ZbCN auf ähnlichem Niveau bei Werten von ca. $0,4 \mu\text{m}$. Darauf folgten das Al24-WTNCT und das Al24-WT mit Beträgen von $0,67 \mu\text{m}$ bzw. $0,89 \mu\text{m}$. Den höchsten R_k -Wert von $1,29 \mu\text{m}$ wies die Aluminiumoxidkeramik F99,7 auf. Der Betrag für die reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} war für das EKasicF

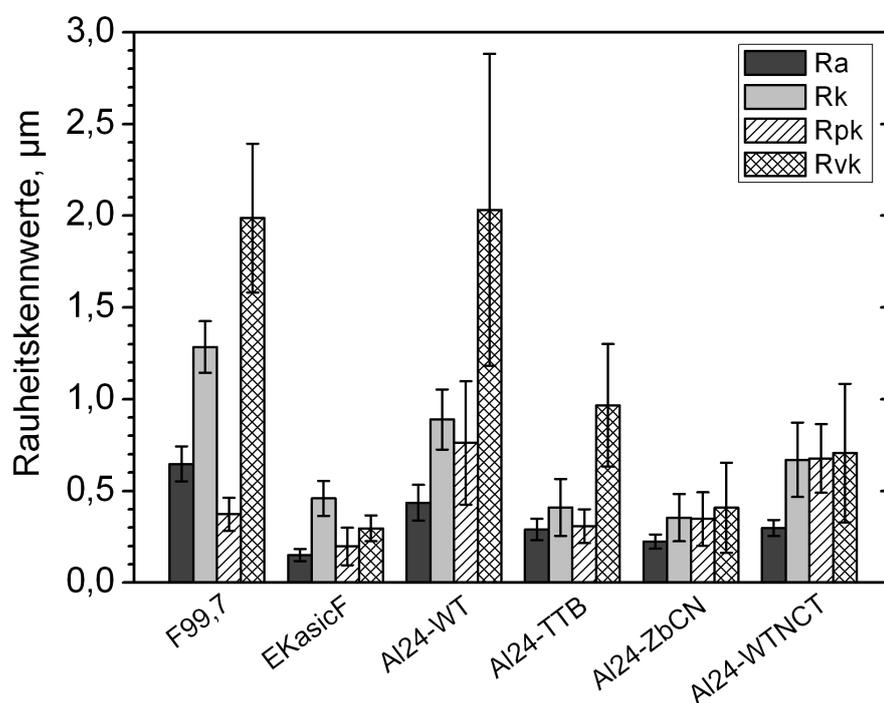


Abb. 3.16: Ausgewählte Rauheitskennwerte der monolithischen und laserrandschichtmodifizierten Keramiken nach erfolgtem Anschleifen der Kontaktfläche mittels Diamantscheibe D25.

mit $0,20\ \mu\text{m}$ am niedrigsten. Leicht darüber lagen die Pellets Al24-TTB, Al24-ZbCN und F99,7 mit Werten zwischen $0,30\ \mu\text{m}$ und $0,37\ \mu\text{m}$. Die höchsten Beträge wiesen das Al24-WTNCT und das Al24-WT mit $0,68\ \mu\text{m}$ bzw. $0,76\ \mu\text{m}$ auf. Für die reduzierten Riefentiefen R_{vk} zeigten das F99,7 und das Al24-WT mit Beträgen von ca. $2,0\ \mu\text{m}$ die mit Abstand höchsten Werte. Dahinter folgten das Al24-TTB und das Al24-WTNCT mit Beträgen von $0,97\ \mu\text{m}$ bzw. $0,71\ \mu\text{m}$. Die Pelletmaterialien EKasicF und Al24-ZbCN wiesen mit $0,30\ \mu\text{m}$ bzw. $0,41\ \mu\text{m}$ die niedrigsten R_{vk} -Werte auf.

3.4 Reibungs- und Verschleißverhalten

3.4.1 Referenzmaterialien

Als Referenz wurden die Pelletmaterialien F99,7 (Al_2O_3), EKasicF (SSiC) und der kommerzielle organische Reibbelag Valeo820DS jeweils in Paarung mit dem Stahl C45E verwendet. Diese Paarungen wurden nach dem in Abbildung 2.3 dargestellten Schema hinsichtlich ihres Reibungs- und Verschleißverhaltens untersucht. Die Aufwärtsrampe (zunehmende Gleitgeschwindigkeit) reichte bis zu einem Gleitweg von ca. 40 m, anschließend blieb die Geschwindigkeit bis ca. 150 m konstant und wurde mit der Abwärtsrampe (abnehmende Gleitgeschwindigkeit) nach einem Gleitweg von ca. 190 m abgeschlossen.

In Abb. 3.17 ist das tribologische Verhalten der Paarung F99,7/C45E dargestellt. Es sind die Reibungszahl über der Gleitgeschwindigkeit und über dem Gleitweg sowie die Scheibentemperatur in der Verschleißspur über der Gleitgeschwindigkeit und dem Gleitweg abgebildet. Die Farben grau, dunkelgrau und schwarz entsprechen den Starttemperaturen der jeweiligen Blöcke 55 , 70 bzw. $85\ ^\circ\text{C}$. Die Kurven wurden jeweils aus den fünf Rampenzyklen bei gleicher Temperatur gemittelt. Es war sowohl für die Auf- als auch für die Abwärtsrampe ein mit zunehmender Geschwindigkeit abnehmender Reibungszahlwert zu beobachten (Abb. 3.17 a). Das Reibungszahlniveau der Aufwärtsrampe lag leicht über dem der Abwärtsrampe. Im Geschwindigkeitsbereich von 1 bis $12\ \text{m/s}$ lag die Reibungszahl bei $0,60$ bzw. $0,55$ und $0,30$ bzw. $0,22$. Die Reibungszahl während eines Rampenzyklus nahm zwischen einem Gleitweg von 75 bis $150\ \text{m}$ nicht weiter ab und verblieb auf dem Minimalwert (Abb. 3.17 b). Die Temperatur nahm mit zunehmendem Gleitweg zu (Abb. 3.17 d). Sie änderte sich während der Abwärtsrampe jedoch kaum und erreichte maximal $120\ ^\circ\text{C}$. Die Abwärtsrampen bei unterschiedlichen Starttemperaturen zeigten den Trend, dass die Reibungszahl mit zunehmender Temperatur abnahm. Bei den Aufwärts-

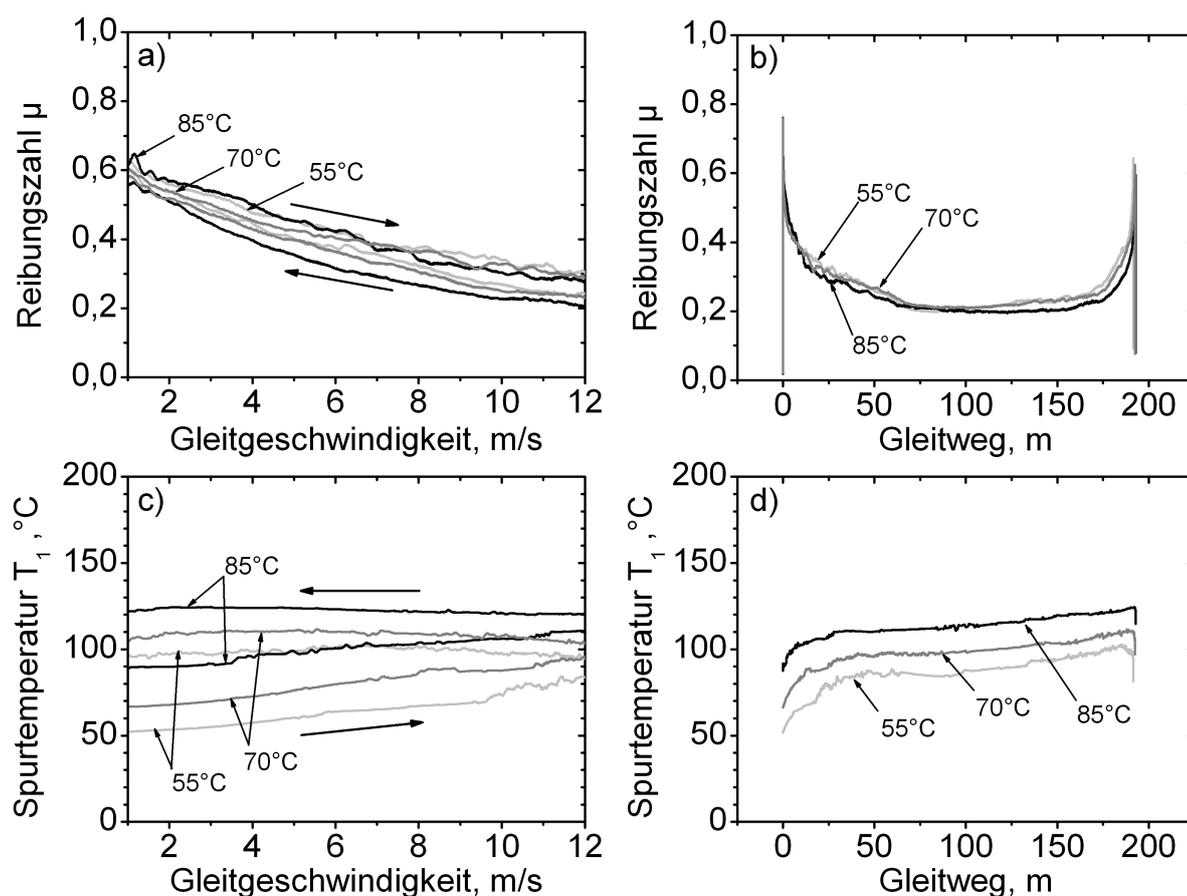


Abb. 3.17: Reibungsverlauf über (a) der Gleitgeschwindigkeit und (b) dem Gleitweg sowie Scheibentemperaturverlauf (Spur) über (c) der Gleitgeschwindigkeit und (d) dem Gleitweg für das Pellet F99,7 (Al_2O_3) in Paarung mit dem Stahl C45E bei unterschiedlichen Starttemperaturen (Scheibenumfang) von 55, 70 und 85 °C.

rampen war dies erst im oberen Geschwindigkeitsbereich (ab ca. 8 m/s) zu beobachten.

In Abb. 3.18 ist das tribologische Verhalten der Paarung EKasicF/C45E dargestellt. Es zeigte sich wiederum eine abnehmende Reibungszahl mit zunehmender Geschwindigkeit. Die Unterschiede zwischen Auf- und Abwärtsrampe waren hier jedoch deutlicher ausgeprägt als bei der Paarung F99,7/C45E. Die Werte der Reibungszahl fielen im Geschwindigkeitsbereich von 1 bis 12 m/s von 0,65 auf 0,40 bzw. von 0,55 auf 0,30 (Abb. 3.18 a). Während eines Rampenzyklus erreichte die Reibungszahl auch im Bereich mit konstanter Gleitgeschwindigkeit von ca. 40 bis 150 m keinen stabilen Minimalwert sondern fiel bis zum Beginn der Abwärtsrampe (Abb. 3.18 b). Die Scheibentemperatur (Spur) nahm ebenfalls über dem Gleitweg zu (Abb. 3.18 d). Allerdings waren die erreichten Endtemperaturen wesentlich höher. Die Maximaltemperatur betrug 170 °C. Ein Zusammenhang zwischen

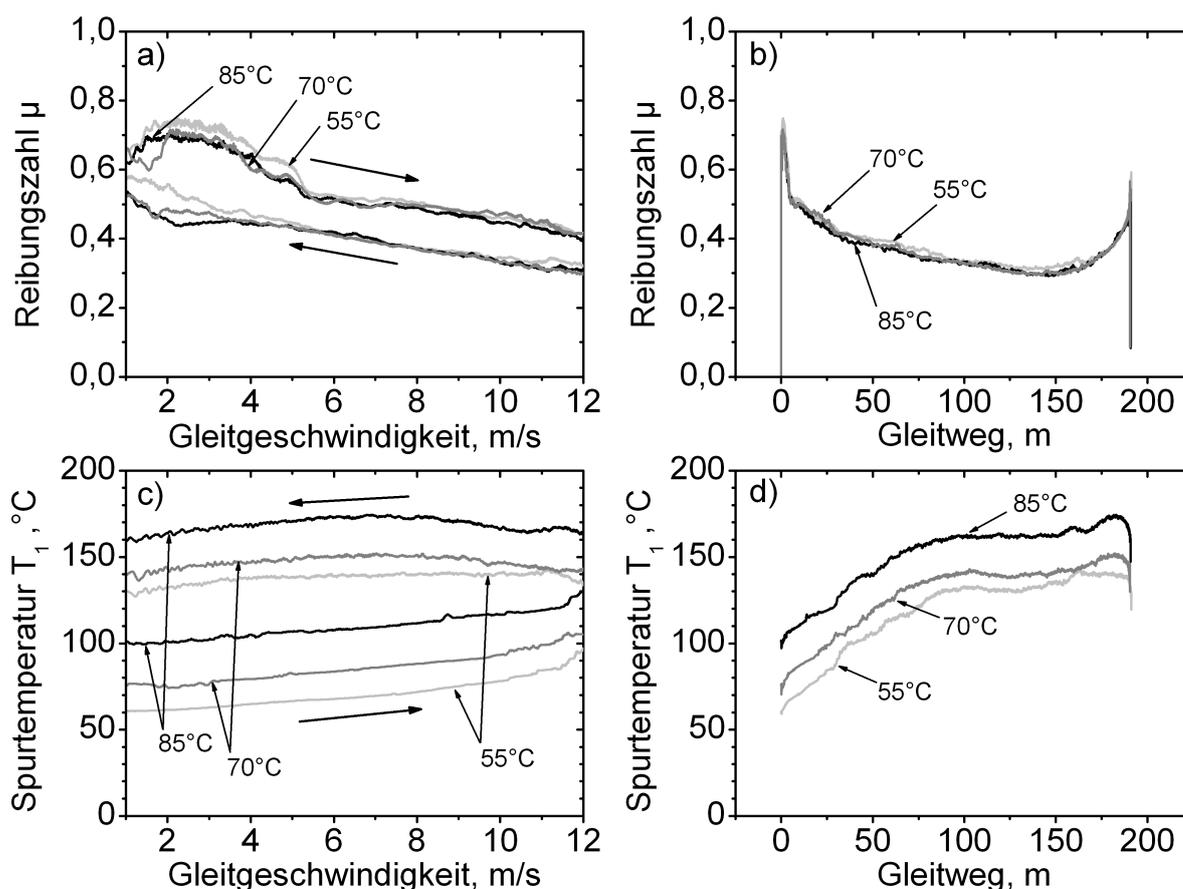


Abb. 3.18: Reibungsverlauf über (a) der Gleitgeschwindigkeit und (b) dem Gleitweg sowie Scheibentemperaturverlauf (Spur) über (c) der Gleitgeschwindigkeit und (d) dem Gleitweg für das Pellet EKasicF (SSiC) in Paarung mit dem Stahl C45E bei unterschiedlichen Starttemperaturen (Scheibenumfang) von 55, 70 und 85 °C.

den unterschiedlichen Starttemperaturen und der Reibungszahl war im Gegensatz zur Paarung F99,7/C45E nicht ersichtlich.

In Abb. 3.19 ist das tribologische Verhalten der Paarung Valeo820DS/C45E dargestellt. Hier lag der Reibungszahlwert der Abwärtsrampe leicht über dem der Aufwärtsrampe. Es war nur ein sehr geringer Abfall mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit zu verzeichnen. Im Geschwindigkeitsbereich von 1 bis 12 m/s lagen die Werte zwischen 0,45 und 0,50 für Auf- und Abwärtsrampe. Es war wiederum kein Zusammenhang zwischen Starttemperatur und Reibungszahlniveau zu erkennen. Aufgrund der vorhandenen Anlassfarben, welche bei den vorausgegangenen Paarungen nicht zu beobachten waren, kann jedoch davon ausgegangen werden, dass der lokale Wärmeeintrag in die Scheibe deutlich höher war als bei den anderen Referenzpaarungen.

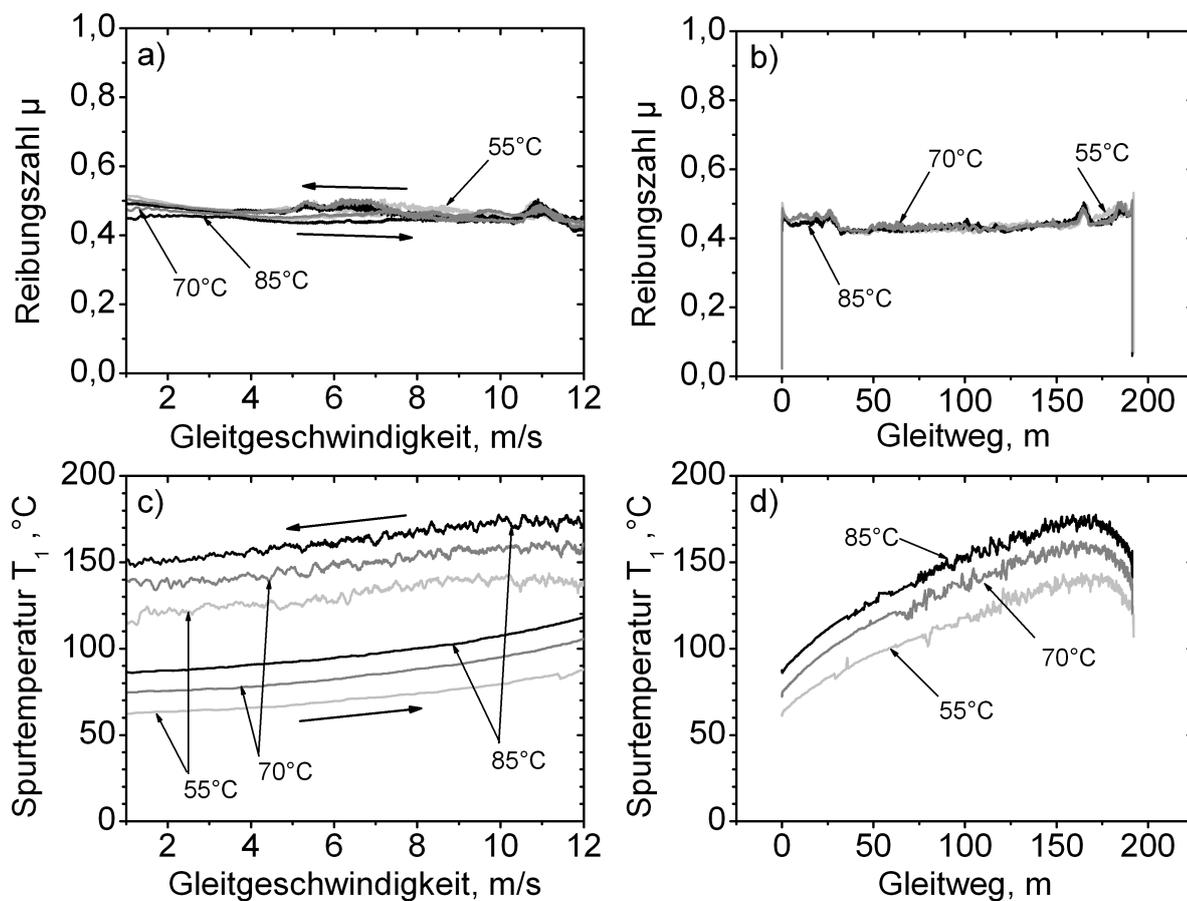


Abb. 3.19: Reibungsverlauf über (a) der Gleitgeschwindigkeit und (b) dem Gleitweg für das kommerzielle organische Pellet Valeo820DS in Paarung mit dem Stahl C45E bei unterschiedlichen Starttemperaturen (Scheibenumfang) von 55, 70 und 85 °C.

Es wurde überdies eine statistische Auswertung der Versuchsergebnisse vorgenommen, was in Abschnitt 2.3.2 beschrieben wurde. In Abb. 3.20 sind der Reibungsgradient $d\mu/dv$ im Geschwindigkeitsbereich von 0,1 bis 12,5 m/s und die minimale Reibungszahl $\mu_{12,5\text{m/s}}$ für die Auf- und Abwärtsrampe der Referenzpaarungen dargestellt. Den betragsmäßig niedrigsten Reibungsgradienten wies Valeo820DS/C45E mit einem Wert von ca. $-0,005\text{ m/s}^{-1}$ sowohl in der Auf- als auch in der Abwärtsrampe auf. EKasicF/C45E lag bei einem Wert von $-0,015\text{ m/s}^{-1}$ in der Aufwärtsrampe und deutlich niedriger mit $-0,025\text{ m/s}^{-1}$ in der Abwärtsrampe. Die Paarung F99,7/C45E lag am schlechtesten mit einem Wert von ca. $-0,038\text{ m/s}^{-1}$ in Auf- und Abwärtsrampe. Bei der minimalen Reibungszahl verhielt es sich ähnlich. In der Aufwärtsrampe lag nun jedoch die Paarung mit dem organischen Belag und EKasicF/C45E auf demselben Niveau von ca. 0,38. Die Paarung F99,7/C45E lag deutlich darunter bei 0,25. In der Abwärtsrampe wies die Valeo820DS-

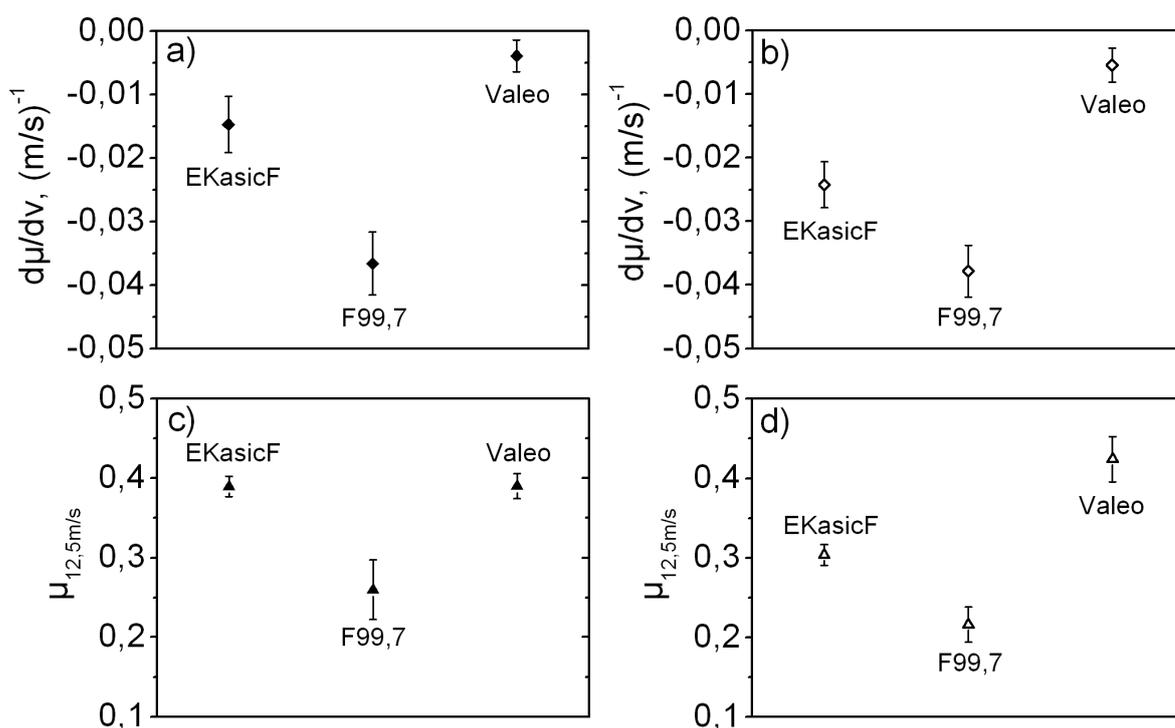


Abb. 3.20: Reibungsverhalten der Referenzmaterialien Valeo, EKasicF und F99,7 in Paarung mit dem Stahl C45E: (a) der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ von 0,1-12,5 m/s der Aufwärtsrampe und (b) $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe, sowie (c) die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5m/s}$) der Aufwärtsrampe und (d) $\mu_{12,5m/s}$ der Abwärtsrampe.

Paarung mit einem Wert von 0,42 eine leicht höhere Reibungszahl als in der Aufwärtsrampe auf. EKasicF/C45E zeigte eine auch im Vergleich zur Aufwärtsrampe deutlich niedrigere Reibungszahl von 0,31. Die F99,7/C45E-Paarung zeigte ebenfalls einen Abfall verglichen mit der Aufwärtsrampe auf einen Wert von 0,21. Allerdings war dieser nicht so stark ausgeprägt.

Das Verschleißverhalten ist in Abbildung 3.21 dargestellt. Nach erfolgter tribologischer Beanspruchung (vgl. Abb. 2.3) mit einem Gleitweg von 5760 m wies die Paarung Valeo/C45E den niedrigsten Scheibenverschleiß bei gleichzeitig höchstem Pelletverschleiß auf, welcher um ein bis zwei Größenordnungen höher war als der Pelletverschleiß der anderen Referenzpaarungen. Die F99,7/C45E-Paarung besaß den niedrigsten Pelletverschleiß, gefolgt von EKasicF/C45E. Die Werte für den linearen Verschleißbetrag W_l (Abb. 3.21 a) waren für die Pellets wie folgt: 1,6 μm für die F99,7-Paarung, 5,7 μm für die EKasicF-Paarung und den höchsten Wert für die Valeo-Paarung mit 202,5 μm . Der lineare Scheibenverschleiß war bei F99,7/C45E mit 3,6 μm im Vergleich zu EKasicF/C45E

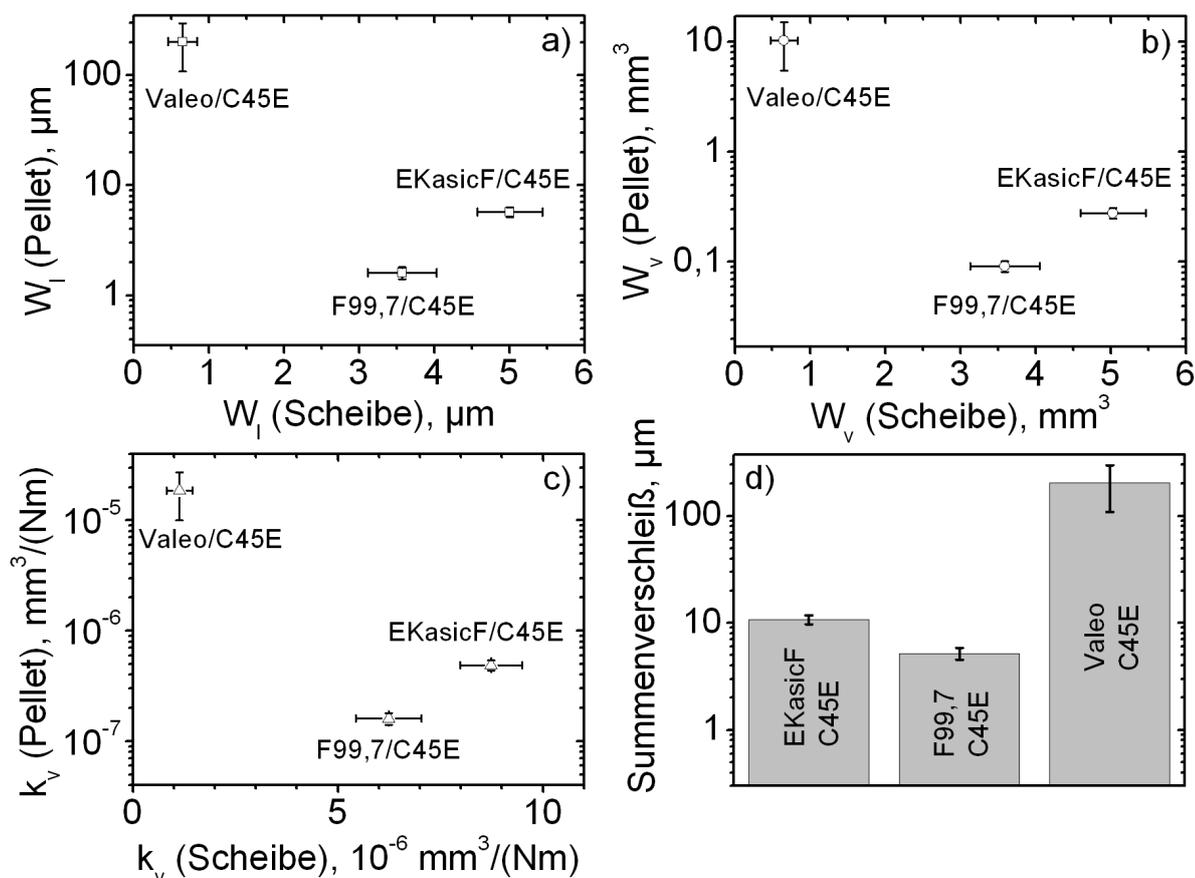


Abb. 3.21: Verschleißverhalten der Referenzmaterialien Valeo, EKasicF und F99,7 in Paarung mit dem Stahl C45E nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3): (a) der lineare Verschleißbetrag W_l der Pellets über dem linearen Verschleißbetrag W_l der Scheiben, (b) der volumetrische Verschleißbetrag W_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißbetrag W_v der Scheibe, (c) der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Scheibe sowie (d) linearer Summenverschleiß von Pellet und Scheibe.

mit $5,0 \mu\text{m}$ leicht niedriger. Am niedrigsten lag jedoch die Paarung Valeo/C45E mit einem Betrag von $0,7 \mu\text{m}$. Im volumetrischen Verschleißbetrag W_v (Abb. 3.21 b) bzw. im volumetrischen Verschleißkoeffizienten k_v (Abb. 3.21 c) zeigten sich ebenfalls deutliche Unterschiede im Pelletverschleiß. Da das organische Pellet keine sphärische Kuppe besaß, näherten sich die Werte dieser Paarung geringfügig an. Die Reihenfolge blieb jedoch unverändert. Die Werte für den volumetrischen Verschleißbetrag des Pellets ergaben sich zu: $0,1 \text{mm}^3$ für das F99,7, für das EKasicF $0,3 \text{mm}^3$ und schließlich $10,2 \text{mm}^3$ für das organische Pellet Valeo in Paarung mit C45E. Der volumetrische Verschleißbetrag der Scheibe

war für die letztgenannte Paarung am geringsten und lag bei einem Wert von $0,6 \text{ mm}^3$ deutlich am niedrigsten. Darauf folgten F99,7/C45E mit $3,6 \text{ mm}^3$ und EKasicF/C45E mit $5,0 \text{ mm}^3$. Das gleiche Bild zeigte sich für den volumetrischen Verschleißkoeffizienten k_v . Die Werte für den Pelletverschleiß lagen hier bei der Paarung mit F99,7 am niedrigsten bei $1,6 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ und bei $4,9 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ für die EKasicF-Paarung. Das Valeo-Pellet lag mit einem Wert von $1,9 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ um zwei Größenordnungen über der Paarung mit dem geringsten Pelletverschleiß. Die k_v -Werte der Scheibe lagen am niedrigsten bei Valeo/C45E mit einem Wert von $1,1 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$, gefolgt von F99,7/C45E mit $6,2 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ und am höchsten mit $8,7 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ für die Paarung EKasicF/C45E. Im für die Auslegung wichtigen linearen Summenverschleiß (Abb. 3.21 d) ergab sich folgende Reihenfolge: die Paarung F99,7/C45E lag mit $5,1 \mu\text{m}$ am günstigsten, dann EKasicF/C45E mit einem Betrag von $10,7 \mu\text{m}$ und schließlich, bedingt durch den hohen Pelletverschleiß, Valeo820DS/C45E am höchsten mit einem Betrag von $203,1 \mu\text{m}$.

3.4.2 Einfluss der Materialpaarung

Die Pellets F99,7 und EKasicF wurden mit verschiedenen Scheibenwerkstoffen gepaart. Dies waren die Stähle C15E, C45E, 100Cr6, X105CrMo17 und X5CrNi18-10 sowie der Grauguss mit Vermiculargraphit GJV-300. Das Verhalten der Paarungen mit dem Pellet F99,7 ist in Abbildung 3.22 dargestellt. Es sind exemplarisch für die Abwärtsrampe jeweils die Mittelwertkurven der Reibungszahl bzw. der Spurtemperatur T_1 für das Startkriterium 70°C über der Gleitgeschwindigkeit abgebildet. Alle Paarungen wiesen eine mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit abnehmende Reibungszahl auf. F99,7 gepaart mit den Stählen C45E und C15E (Abb. 3.22 a) zeigte hierbei den glattesten Verlauf der Reibungszahl. Das Reibungszahlniveau dieser beiden Paarungen unterschied sich in einem weiten Geschwindigkeitsbereich von 3 bis 12 m/s nur unwesentlich voneinander. Erst im unteren Geschwindigkeitsbereich zeigten sich Differenzen. Bei der C15E-Paarung lag der Wert der Reibungszahl bei 1 m/s etwa um 0,08 höher als bei der C45E-Paarung, die einen Wert von 0,58 aufwies. Bei einer Gleitgeschwindigkeit von 12 m/s zeigten beide Paarungen einen Wert von 0,23. Die Paarung mit dem 100Cr6 besaß etwas stärkere Schwankungen im Verlauf der Reibungszahl und ein etwas niedrigeres Niveau mit einem Wert von 0,19 bei 12 m/s bzw. 0,47 bei 1 m/s. Der X105 wies im Vergleich zum 100Cr6 noch größere Schwankungen im Reibungszahlverlauf auf und lag außer bei niedrigen Gleitge-

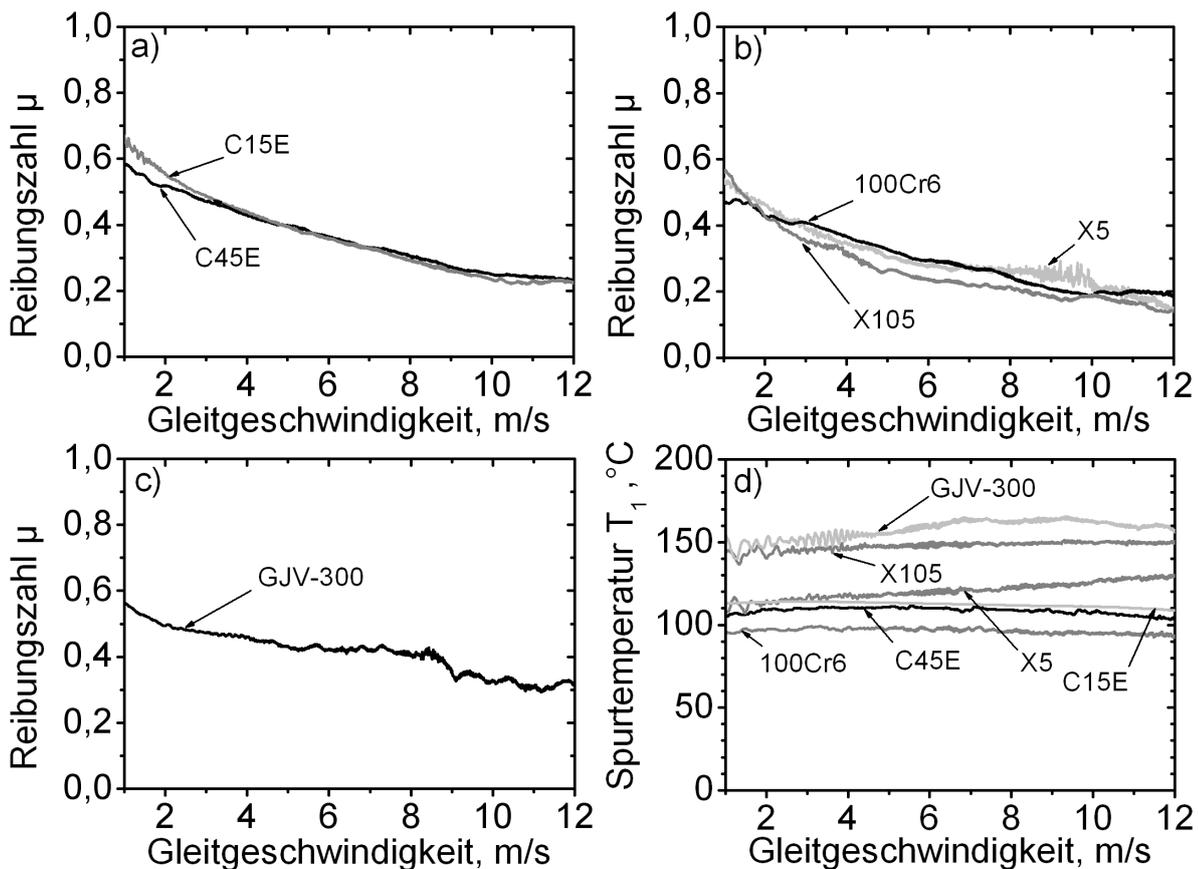


Abb. 3.22: Reibungszahlverlauf über der Gleitgeschwindigkeit für das Pellet F99,7 (Al_2O_3) in Paarung mit (a) C15E und C45E, (b) 100Cr6, X105CrMo17, X5CrNi18-10 und (c) GJV-300 sowie (d) die dazugehörigen Temperaturverläufe gemessen in der Verschleißspur der Scheibe. Die dargestellten Verläufe sind die Mittelwertkurven der Abwärtsrampen bei einem Startkriterium von 70°C .

schwindigkeiten von ca. 2 m/s teilweise deutlich unterhalb der Kurve des 100Cr6. Die X5-Paarung besaß insbesondere im hohen Gleitgeschwindigkeitsbereich ab ca. 8 m/s die stärksten Schwankungen, bezogen auf die untersuchten Scheibenmaterialien, im Verlauf der Reibungszahl auf. Das Reibungszahnniveau lag leicht über dem des X105 und teilweise auch der 100Cr6-Paarung. Bei 12 m/s wiesen sowohl der X5 als auch der X105 den mit Abstand niedrigsten Reibungszahlwert von 0,15 auf. Bei Verwendung des Grauguss GJV-300 wurde im Geschwindigkeitsbereich von 1 bis 12 m/s der geringste Abfall des Reibungszahlwerts beobachtet. Bei 12 m/s besaß diese Paarung den höchsten Wert von 0,32. Allerdings waren die Schwankungen der Reibungszahl bei höheren Gleitgeschwindigkeiten ab 8 m/s sehr stark ausgeprägt.

Die Temperaturen der verschiedenen Scheibenmaterialien sind Abb. 3.22 d zu entnehmen.

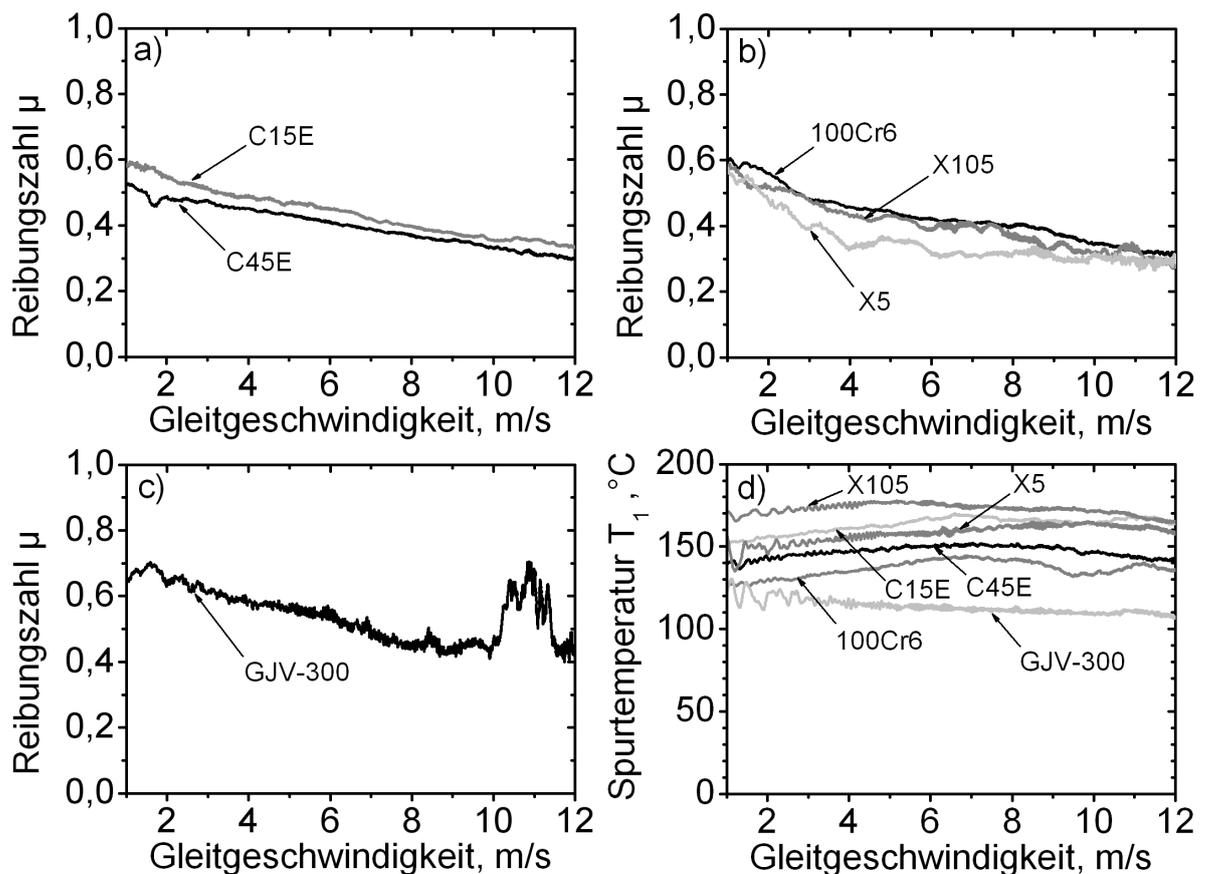


Abb. 3.23: Reibungsverlauf über der Gleitgeschwindigkeit für das Pellet EKasicF (SSiC) in Paarung mit (a) C15E und C45E, (b) 100Cr6, X105CrMo17, X5CrNi18-10 und (c) GJV-300 sowie (d) die dazugehörigen Temperaturverläufe gemessen in der Verschleißspur der Scheibe. Die dargestellten Verläufe sind die Mittelwertkurven der Abwärtsrampen bei einem Startkriterium von 70 °C.

men. Sie waren meist über den gesamten Geschwindigkeitsbereich relativ konstant bzw. fielen mit niedrigeren Gleitgeschwindigkeiten leicht ab. Die Paarung mit dem 100Cr6 besaß die niedrigste Scheibentemperatur innerhalb der Verschleißspur (T_1) mit ca. 90 °C. Dicht dahinter folgten die Paarungen mit dem C45E bzw. C15E mit 105 bzw. 110 °C. Der X5 fiel von 130 °C bei 12 m/s auf Werte von 110 °C ab. Darüber hinaus waren die Schwankungen im Temperaturverlauf etwas stärker als bei den erstgenannten Paarungen. Der X105 zeigte einen moderaten Abfall von 150 °C bei 12 m/s auf 140 °C bei 1 m/s. Die höchste Spurtemperatur wies die Paarung mit dem GJV-300 auf. Sie zeigte ebenfalls einen leichten Abfall von 160 °C bei 12 m/s auf 150 °C bei 1 m/s. Die Schwankungen im Temperaturverlauf, insbesondere in einem Geschwindigkeitsbereich ≥ 5 m/s, waren hier am deutlichsten ausgeprägt.

Das Verhalten der Paarungen mit dem Pellet EKasicF ist in Abbildung 3.23 dargestellt. Es sind exemplarisch für die Abwärtsrampe jeweils die Mittelwertkurven der Reibungszahl bzw. der Spurtemperatur T_1 für das Startkriterium 70 °C über der Gleitgeschwindigkeit abgebildet. Die Reibungszahlverläufe aller Paarungen zeigten einen Abfall mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit. Allerdings war dieser weniger stark ausgeprägt als bei den F99,7-Paarungen, welche im vorangegangenen Abschnitt beschrieben wurden. Die Paarung EKasicF/C15E und EKasicF/C45E (Abb. 3.23 a) wiesen die glattesten Reibungszahlverläufe auf. Die erstgenannte Paarung zeigte über den gesamten Gleitgeschwindigkeitsbereich ein höheres Niveau und fiel von 0,58 bei 1 m/s auf einen Reibungszahlwert von 0,34 bei 12 m/s. Die Paarung mit dem C45E fiel im gleichen Geschwindigkeitsintervall von einem Reibungszahlwert von 0,53 auf einen Wert von 0,30. Die Paarungen mit den Stählen 100Cr6, X105 und X5 (Abb. 3.23 b) wiesen Reibungszahlverläufe mit temporären Schwankungen auf. Dieses Verhalten war in der Reihenfolge 100Cr6, X105, X5 immer deutlicher zu beobachten. Die Reibungszahlwerte bei 1 m/s waren vergleichbar. Beim 100Cr6 betrug die Reibungszahl 0,60 und 0,58 beim X105 sowie beim X5. Bei einer Gleitgeschwindigkeit von 12 m/s lag die 100Cr6-Paarung bei 0,30 und der X105 sowie der X5 bei ca. 0,28. Der Reibungszahlverlauf von EKasicF/X5 zeigte in einem Geschwindigkeitsbereich von 5-12 m/s einen nahezu konstanten Wert der Reibungszahl von ca. 0,30. Alle anderen Paarungen wiesen einen kontinuierlichen Abfall des Reibungszahlwerts mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit auf. Die Paarung EKasicF/GJV-300 zeigte insbesondere im oberen Geschwindigkeitsbereich die stärksten Schwankungen mit Sprüngen von bis zu 0,20 in der Reibungszahl. Allerdings zeigte diese Paarung einen relativ geringen Abfall der Reibungszahl von 0,65 bei 1 m/s auf einen Wert von ca. 0,45 bei 12 m/s.

Die Temperaturverläufe der verschiedenen Scheibenmaterialien in Paarung mit dem Pellet EKasicF sind in Abb. 3.23 d dargestellt. Die Paarung mit dem Grauguss GJV-300 besaß hierbei die niedrigste Scheibentemperatur. Sie betrug 108 °C bei 12 m/s bzw. 125 °C bei 1 m/s und zeigte insbesondere bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten starke Schwankungen. Die Spurtemperatur des 100Cr6 fiel von 135 °C bei 12 m/s auf einen Wert von 125 °C bei 1 m/s. Der C45E wies über den gesamten Geschwindigkeitsbereich Temperaturen zwischen 140 und 150 °C auf. Der C15E und der X5 besaßen bei 1 m/s gleiche Temperaturen von 153 °C . Allerdings waren die Werte bei 12 m/s beim C15E mit 165 °C um ca. 10 K höher als beim X5. Überdies waren die Temperaturschwankungen innerhalb des Verlaufs beim X5 insbesondere im unteren Geschwindigkeitsbereich deutlich ausgeprägt, wohingegen dies beim C15E nicht zu beobachten war. Der X105 wies die

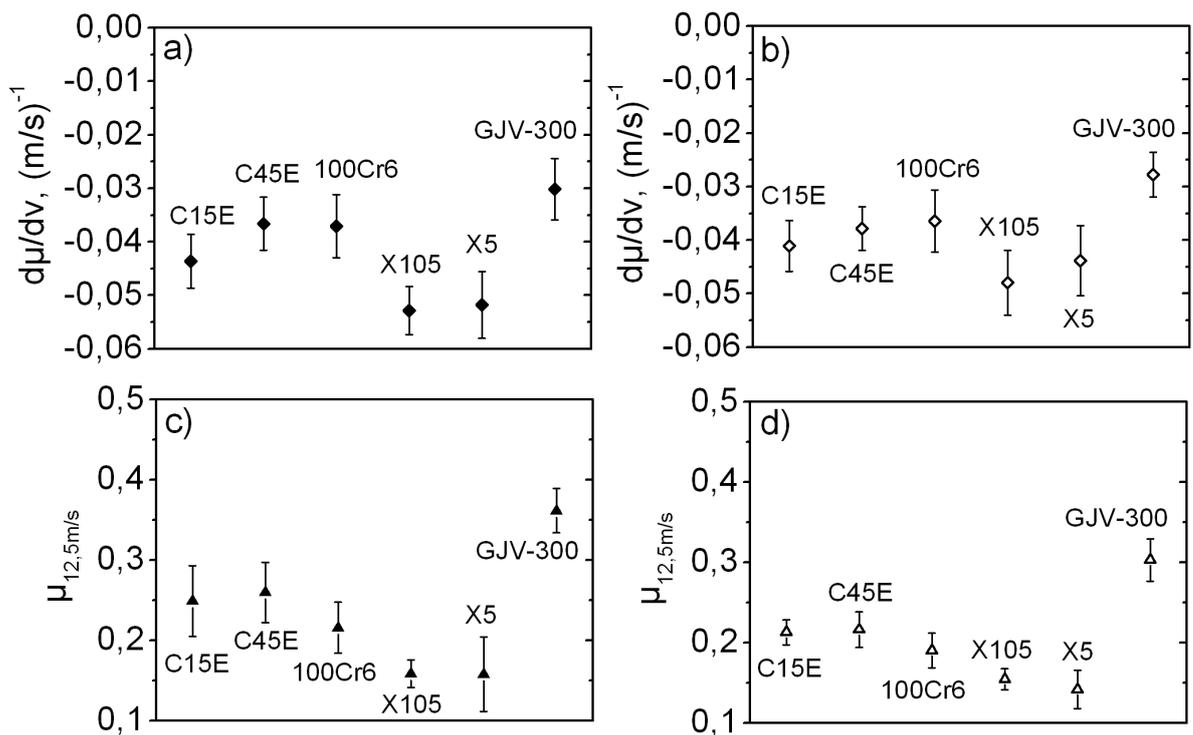


Abb. 3.24: Reibungsverhalten des Pellets F99,7 in Paarung mit den Stählen C15E, C45E, 100Cr6, X105CrMo17, X5CrNi18-10 und dem Grauguss GJV-300: (a) der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ von 0,1-12,5 m/s der Aufwärtsrampe und (b) $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe, sowie (c) die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5m/s}$) der Aufwärtsrampe und (d) $\mu_{12,5m/s}$ der Abwärtsrampe.

höchsten Scheibentemperaturen auf. Sie bewegten sich innerhalb des Geschwindigkeitsintervalls von 1 bis 12 m/s zwischen 165 und 180 °C.

Die Untersuchungen zur Variation der Scheibenwerkstoffe wurden statistisch ausgewertet. In dieser Auswertung wurden alle 15 Rampenzyklen des zweiten Blocks der jeweiligen Versuche berücksichtigt. In Abbildung 3.24 sind die Ergebnisse für die Variation der Scheibenwerkstoffe in Paarung mit dem Pellet F99,7 zusammengefasst. Dargestellt sind der Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ für die Auf- und Abwärtsrampe und die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5m/s}$) ebenfalls für die Auf- und Abwärtsrampe. Für den Reibungszahlgradienten der Aufwärtsrampe (Abb. 3.24 a) ergab sich folgendes Bild. Der GJV-300 wies den günstigsten Reibungszahlgradienten von $-0,030$ (m/s)⁻¹ auf. Dahinter folgten C45E und 100Cr6 auf einem Niveau von ca. $-0,038$ (m/s)⁻¹. Der C15E besaß einen mittleren Reibungszahlgradienten von $-0,044$ (m/s)⁻¹. Am ungünstigsten waren die Paarungen mit den Stählen X105 und X5, welche in etwa auf einem Wert

von $-0,053 \text{ (m/s)}^{-1}$ lagen, wobei der X5 leicht besser war. In der Abwärtsrampe (3.24 b) zeigte sich prinzipiell dieselbe Rangfolge, allerdings mit leicht veränderten Absolutwerten. Diese stellten sich in der Reihenfolge von besser nach schlechter wie folgt dar: GJV-300 mit $-0,028 \text{ (m/s)}^{-1}$, 100Cr6 mit $-0,037 \text{ (m/s)}^{-1}$, C45E mit $-0,038 \text{ (m/s)}^{-1}$, C15E mit $-0,041 \text{ (m/s)}^{-1}$, X5 mit $-0,044 \text{ (m/s)}^{-1}$ und X105 mit $-0,048 \text{ (m/s)}^{-1}$.

Die minimalen Reibungszahlen bei 12,5 m/s zeigten im Vergleich zu den Reibungszahlgradienten ähnliche Tendenzen. In der Aufwärtsrampe (Abb. 3.24 c) wies der GJV-300 den mit Abstand höchsten Wert von 0,36 auf. Die Stähle C45E und C15E folgten auf vergleichbarem Niveau mit Werten von 0,26 bzw. 0,25. Der 100Cr6 besaß eine minimale Reibungszahl von 0,22. Der X105 und der X5 wiesen die geringsten Werte mit jeweils 0,16 auf. Bei der Abwärtsrampe (Abb. 3.24 d) zeigte sich ein von der Rangfolge ähnliches Verhalten. Die Absolutwerte, deren Streuung und der Unterschied zwischen den einzelnen Paarungen nahmen ab. Die Werte für die minimale Reibungszahl der Abwärtsrampe waren wie folgt: GJV-300 mit 0,30, C45E und C15E jeweils mit 0,22, 100Cr6 mit 0,19, X105 mit 0,15 und der X5 besaß einen Wert von 0,14.

Abbildung 3.25 zeigt die Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Variation der Scheibenwerkstoffe in Paarung mit dem Pellet EKasicF. Es sind der Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ und die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5\text{m/s}}$) für die Auf- und Abwärtsrampe dargestellt. Der Reibungszahlgradient der Aufwärtsrampe (Abb. 3.25 a) war für die Paarung EKasicF/C45E, dessen Wert bei $-0,015 \text{ (m/s)}^{-1}$ lag, am günstigsten. Es folgten C15E und 100Cr6 mit Werten von $-0,025 \text{ (m/s)}^{-1}$ bzw. $-0,026 \text{ (m/s)}^{-1}$. Die Paarung mit dem GJV-300 besaßen den höchsten Streubereich und lag bei einem mittleren Wert von $-0,032 \text{ (m/s)}^{-1}$. Der X105 zeigte einen mittleren Reibungszahlgradienten von $-0,035 \text{ (m/s)}^{-1}$. Den schlechtesten $d\mu/dv$ -Wert wies die Paarung mit dem X5 mit einem Betrag von $-0,037 \text{ (m/s)}^{-1}$ auf. Für die Abwärtsrampe (Abb. 3.25 b) zeigte sich, bis auf einen großen Unterschied für die Paarung mit dem C45E, ein prinzipiell ähnliches Verhalten. Die Absolutwerte änderten sich leicht und auch die Abstände zwischen den Werten wurden insgesamt geringer. Es ergab sich folgende Rangfolge: der C15E und der C45E lagen auf einem Niveau von $-0,025 \text{ (m/s)}^{-1}$, gefolgt vom 100Cr6 mit $-0,027 \text{ (m/s)}^{-1}$, GJV-300 mit $-0,028 \text{ (m/s)}^{-1}$, sowie dem X105 mit $-0,030 \text{ (m/s)}^{-1}$ und schließlich dem X5 mit $-0,035 \text{ (m/s)}^{-1}$.

Für die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s zeigte sich prinzipiell ein ähnliches Verhalten. Allerdings wies in der Aufwärtsrampe (Abb. 3.25 c) die Paarung mit dem GJV-300 den höchsten Wert von 0,48 auf, jedoch war auch die Streuung am höchsten. Darauf

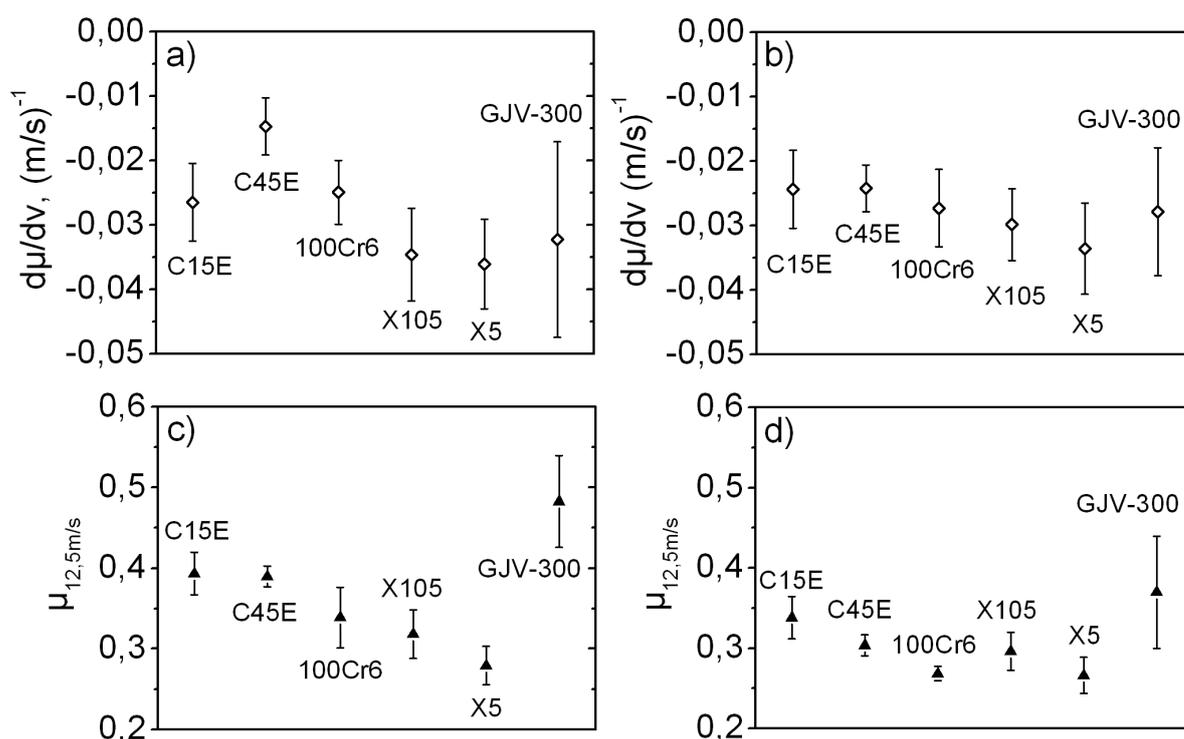


Abb. 3.25: Reibungsverhalten des Pellets EKasicF in Paarung mit den Stählen C15E, C45E, 100Cr6, X105CrMo17, X5CrNi18-10 und dem Grauguss GJV-300: (a) der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ von 0,1-12,5 m/s der Aufwärtsrampe und (b) $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe, sowie (c) die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5m/s}$) der Aufwärtsrampe und (d) $\mu_{12,5m/s}$ der Abwärtsrampe.

folgten die Paarungen mit den Stählen C15E und C45E mit einem Wert von jeweils 0,39. Der 100Cr6 lag mit 0,34 deutlich darunter. Es folgte dicht darauf der X105 mit einem Wert von 0,32. Den mit Abstand niedrigsten Wert für die minimale Reibungszahl besaß die X5-Paarung mit 0,27. In der Abwärtsrampe (Abb. 3.25 d) traten in der Regel niedrigere Werte auf und die Unterschiede zwischen den einzelnen Paarungen verringerten sich. Der GJV-300 wies mit 0,37 den höchsten Wert der minimalen Reibungszahl auf, besaß aber auch den größten Streubereich. Den niedrigsten Wert mit 0,26 wies die Paarung mit dem X5 auf. Dazwischen lagen die weiteren Paarungen: der C15E mit 0,34, der C45E mit 0,30, der X105 mit 0,29 und der 100Cr6 mit einem Wert von 0,27.

Das Verschleißverhalten der verschiedenen Scheibenwerkstoffe in Paarung mit dem Pellet F99,7 nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3) ist Abbildung 3.26 zu entnehmen. Der lineare Verschleißbetrag W_l von Pellet und Scheibe ist in Abb. 3.26 a dargestellt. Die Paarung mit dem C45E lag sowohl beim Pellet- als auch beim Scheibenverschleiß mit Beträgen von 1,6 μm bzw. 3,6 μm am nied-

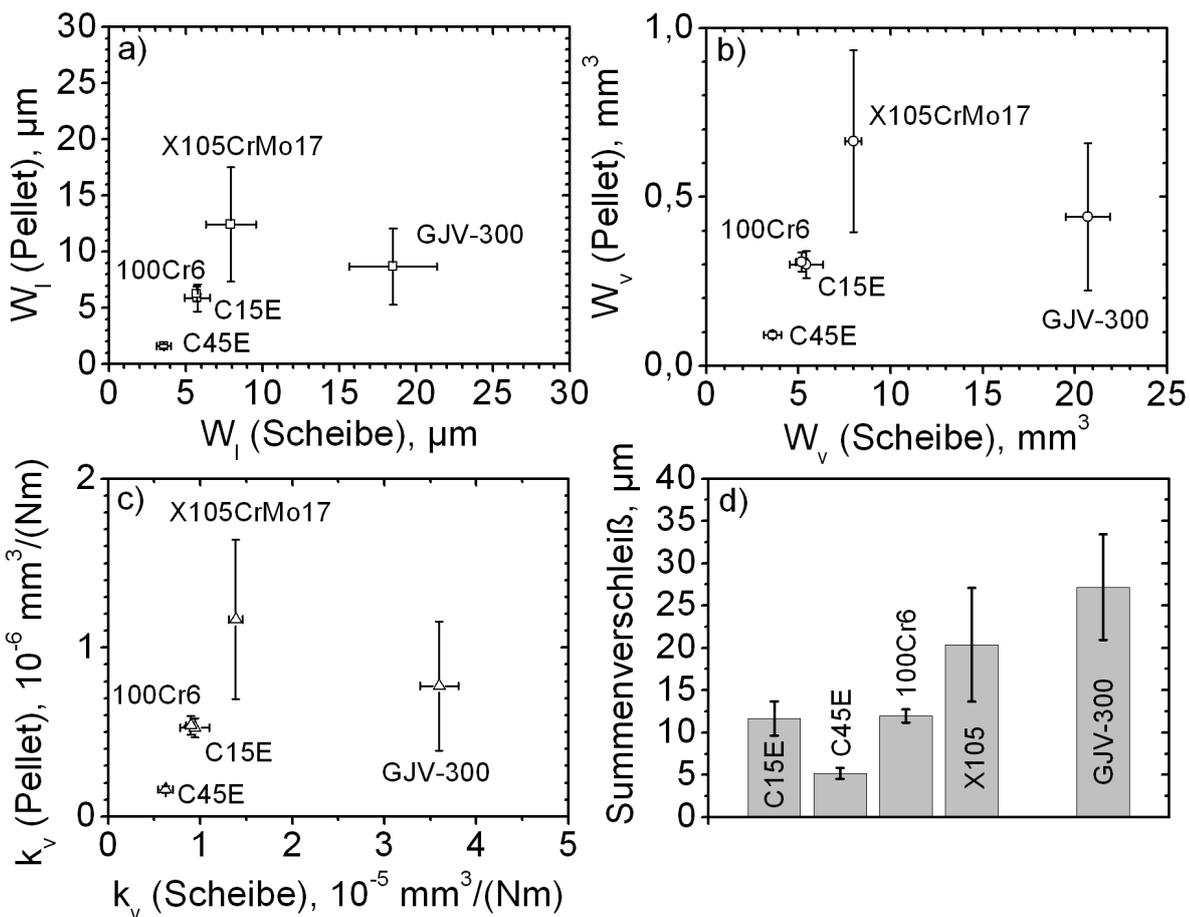


Abb. 3.26: Verschleißverhalten des Pellets F99,7 in Paarung mit den Stählen C15E, C45E, 100Cr6, X105CrMo17 und dem Grauguss GJV-300 nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3): (a) der lineare Verschleißbetrag W_l des Pellets über dem linearen Verschleißbetrag W_l der Scheibe, (b) der volumetrische Verschleißbetrag W_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißbetrag der Scheibe, (c) der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Scheibe sowie (d) linearer Summenverschleiß von Pellet und Scheibe.

rigsten. Die Paarungen mit den Stählen C15E und 100Cr6 lagen fast gleichauf bei 5,9 μm bzw. 6,2 μm für Pellet und bei 5,7 μm für die Scheibe. Den höchsten Pelletverschleiß wies die Paarung F99,7/X105 mit einem Wert von 12,4 μm auf. Der Scheibenverschleiß dieser Paarung war der zweithöchste und lag bei 7,9 μm . Beim GJV-300 war dieser mit 18,5 μm am höchsten. Der Pelletverschleiß war der zweithöchste und lag bei 8,7 μm . Der Pelletverschleiß der Paarung F99,7/X5 war nicht auswertbar, da die Pellets während der tribologischen Versuche jeweils in Form eines durch die Mitte der Stirnflächen verlaufenden Bruches versagten.

Beim volumetrischen Verschleißbetrag W_v (Abb. 3.26 b) zeigte sich prinzipiell dasselbe Verhalten. Für den Pelletverschleiß ergab sich folgende Rangfolge: die C45E-Paarung mit $0,1 \text{ mm}^3$, die C15E- und 100Cr6-Paarung mit $0,3 \text{ mm}^3$, die GJV-300-Paarung mit $0,4 \text{ mm}^3$ und die X105-Paarung mit $0,65 \text{ mm}^3$. Der volumetrische Verschleißbetrag der Scheibe war i. d. R. mindestens eine Größenordnung höher. Hierbei ergab sich folgende Reihenfolge: der C45E mit $3,5 \text{ mm}^3$, gefolgt vom C15E und 100Cr6 mit $5,5 \text{ mm}^3$, der X105 mit 8 mm^3 und schließlich der GJV-300, welcher mit einem volumetrischen Verschleißbetrag von 21 mm^3 den mit Abstand höchsten Scheibenverschleiß aufwies. Für die aus dem volumetrischen Verschleißbetrag W_v direkt abgeleitete Größe k_v (Abb. 3.26 c) ergaben sich zwangsläufig dieselben Reihenfolgen und relativen Abstände zueinander. So lag der volumetrische Verschleißkoeffizient der Scheiben erneut mindestens eine Größenordnung über dem der keramischen Pellets. Die k_v -Werte der Pellets betragen im Einzelnen: $0,15 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für die Paarung mit C45E, $0,5 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für die Paarungen mit C15E und 100Cr6, $0,8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für die GJV-300-Paarung und schließlich $1,2 \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für die Paarung mit X105. Der volumetrische Verschleißkoeffizient der Scheiben verhielt sich folgendermaßen. Der Wert für C45E betrug $0,65 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ und für den C15E und 100Cr6 jeweils $0,9 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$. Der X105 wies einen Betrag von $1,4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ und am höchsten lag der GJV-300 mit $3,6 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$.

Der lineare Summenverschleiß, welcher sich aus den jeweiligen linearen Verschleißbeiträgen von Pellet und Scheibe zusammensetzt, ist in Abb. 3.26 d dargestellt. Die C45E-Paarung zeigte den niedrigsten Betrag von $5 \mu\text{m}$, gefolgt von den Paarungen mit C15E und 100Cr6, welche bei jeweils $12 \mu\text{m}$ lagen. Der X105 zeigte mit $20 \mu\text{m}$ den nächsthöheren Summenverschleiß und die Paarung F99,7/GJV-300, bedingt durch den hohen Scheibenverschleiß, den höchsten Wert von $27 \mu\text{m}$.

Das Verschleißverhalten der verschiedenen Scheibenwerkstoffe in Paarung mit dem Pellet EKasicF ist in Abbildung 3.27 dargestellt. Der lineare Verschleiß des Pellets ist über dem der Scheibe jeweils logarithmisch aufgetragen (Abb. 3.27 a). Die Paarungen wiesen sehr starke Unterschiede, welche bis zu einer Größenordnung betragen, sowohl im Scheiben- als auch im Pelletverschleiß auf. Die Paarung mit dem C15E zeigte den niedrigsten Pelletverschleiß von $4,5 \mu\text{m}$ dicht gefolgt von der Paarung mit C45E mit einem Betrag von $5,7 \mu\text{m}$ und 100Cr6 mit $7,6 \mu\text{m}$. Ein deutlich höherer Pelletverschleiß war in Paarung mit dem GJV-300 zu beobachten. Hier lag der Wert bei $15,3 \mu\text{m}$. Die höchsten Verschleißbeträge des Pellets wurden bei EKasicF/X105 und EKasicF/X5 mit $54,8 \mu\text{m}$ bzw. $78,9 \mu\text{m}$ ermittelt. Der Unterschied zwischen günstigster und schlechtester Paarung

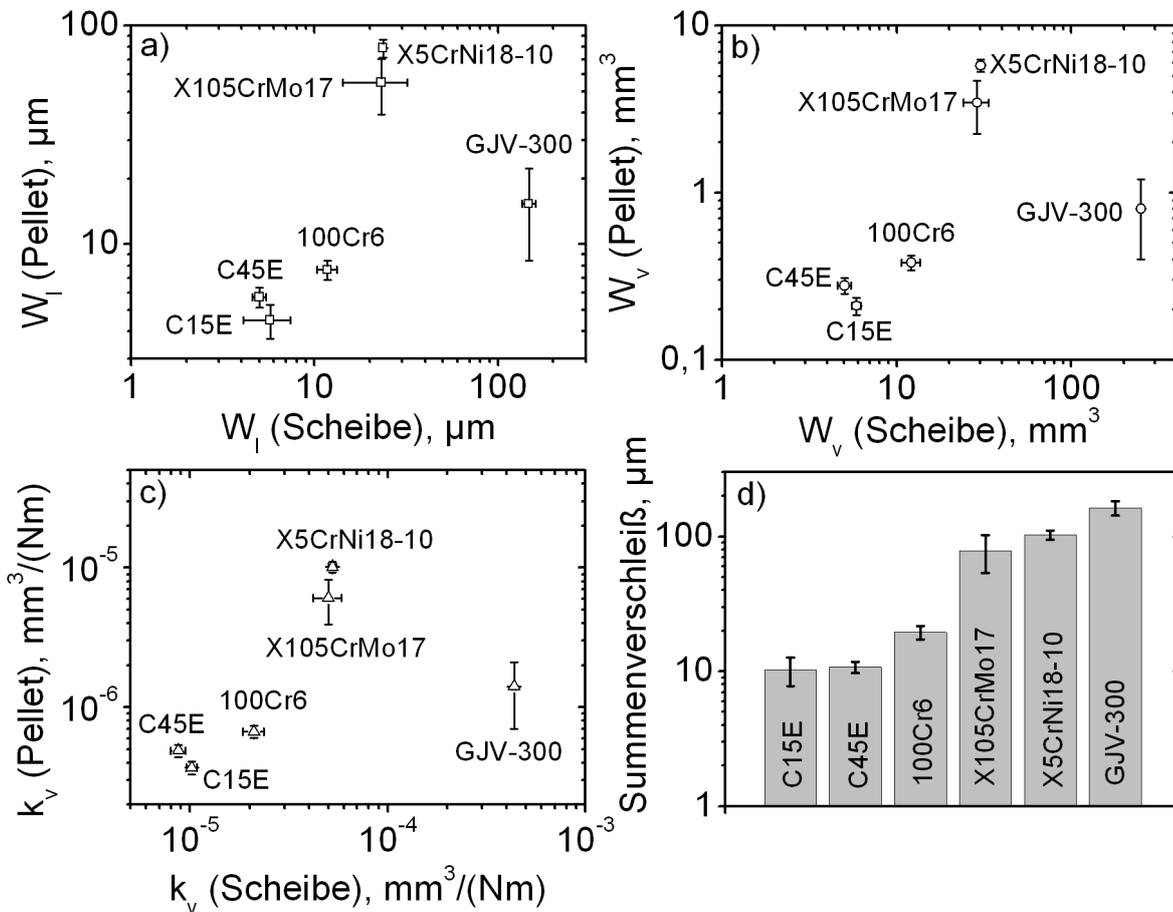


Abb. 3.27: Verschleißverhalten des Pellets EKasicF in Paarung mit den Stählen C15E, C45E, 100Cr6, X105CrMo17, X5CrNi18-10 und dem Grauguss GJV-300 nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3): (a) der lineare Verschleißbetrag W_l des Pellets über dem linearen Verschleißbetrag W_l der Scheibe, (b) der volumetrische Verschleißbetrag W_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißbetrag W_v der Scheibe, (c) der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Scheibe sowie (d) linearer Summenverschleiß von Pellet und Scheibe.

machte im Pelletverschleiß nahezu einen Faktor 20 aus. Bezüglich des Scheibenverschleißes war die Reihenfolge: C45E mit $5,0 \mu\text{m}$, dicht gefolgt vom C15E und 100Cr6 mit $5,7 \mu\text{m}$ bzw. $11,8 \mu\text{m}$. Der X105 und X5 lagen nahezu gleichauf mit Werten von $23,1 \mu\text{m}$ bzw. $23,6 \mu\text{m}$. Den mit Abstand höchsten linearen Scheibenverschleiß wies der GJV-300 mit einem Betrag von $147,5 \mu\text{m}$ auf.

In Abbildung 3.27 b sind die volumetrischen Verschleißbeträge W_v von Pellet und Scheibe dargestellt. Der volumetrische Verschleiß von Pellet und Scheibe unterschied sich um mindestens eine Größenordnung. Die Werte für W_v des Pellets waren wie folgt: $0,2 \text{ mm}^3$

für die Paarung mit C15E, $0,3 \text{ mm}^3$ für C45E, $0,4 \text{ mm}^3$ für 100Cr6 und $0,8 \text{ mm}^3$ für GJV-300. Die beiden Paarungen mit dem X105 und X5 wiesen deutlich höhere Beträge von $3,5 \text{ mm}^3$ bzw. $5,8 \text{ mm}^3$ auf. Für den volumetrischen Scheibenverschleiß ergab sich folgendes Bild. Den niedrigsten Wert besaß der C45E mit $5,0 \text{ mm}^3$ dicht gefolgt vom C15E mit $5,9 \text{ mm}^3$. Mit etwas Abstand folgten der 100Cr6 mit $12,1 \text{ mm}^3$ und der X105 sowie der X5. Die beiden letztgenannten lagen mit Werten von $28,8 \text{ mm}^3$ bzw. $30,2 \text{ mm}^3$ relativ dicht zusammen. Den höchsten volumetrischen Scheibenverschleiß wies der GJV-300 mit einem Wert von 250 mm^3 auf.

Die volumetrischen Verschleißkoeffizienten k_v für Pellet und Scheibe sind der Abbildung 3.27 c zu entnehmen. Da dies abgeleitete Größen der volumetrischen Verschleißbeiträge W_v waren, zeigte sich prinzipiell das gleiche Verhalten. Die k_v -Werte der Pellets waren wie folgt: $3,7 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für die Paarung mit dem C15E, $4,9 \times 10^{-7} \text{ mm}^3$ für die mit dem C45E und $6,7 \times 10^{-7} \text{ mm}^3$ für die mit dem 100Cr6. Die Paarung mit dem GJV-300 wies einen Wert von $1,4 \times 10^{-6} \text{ mm}^3$ auf. Den höchsten Pelletverschleiß zeigte die Paarung mit dem X5 mit $1,0 \times 10^{-5} \text{ mm}^3$ und den zweithöchsten die Paarung mit dem X105 mit einem Betrag von $6,1 \times 10^{-6} \text{ mm}^3$. Die Rangfolge der k_v -Werte der Scheiben war folgendermaßen: C45E mit $8,7 \times 10^{-6} \text{ mm}^3$, C15E mit $1,0 \times 10^{-5} \text{ mm}^3$ und der 100Cr6 mit $2,1 \times 10^{-5} \text{ mm}^3$. Der X105 und der X5 wiesen Werte von $5,0 \times 10^{-5} \text{ mm}^3$ bzw. $5,3 \times 10^{-5} \text{ mm}^3$ auf. Den höchsten volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Scheibe besaß die Paarung EKasicF/GJV-300 mit einem Betrag von $4,4 \times 10^{-4} \text{ mm}^3$.

Abbildung 3.27 d zeigt den linearen Summenverschleiß bestehend aus Pellet und Scheibe. Hierbei waren die beiden Paarungen mit C15E und C45E relativ gleichauf mit einem Wert von $10,2 \text{ }\mu\text{m}$ bzw. $10,7 \text{ }\mu\text{m}$. Die Paarung EKasicF/100Cr6 lag mit $19,4 \text{ }\mu\text{m}$ an dritter Stelle. Danach folgten mit einigem Abstand die beiden Paarungen mit dem X105 bzw. X5 mit Werten von $78,0 \text{ }\mu\text{m}$ bzw. $102,5 \text{ }\mu\text{m}$. Dies war sowohl durch den hohen Pellet- als auch den Scheibenverschleiß bedingt. Den höchsten Summenverschleiß wies die Paarung EKasicF/GJV-300 mit einem Betrag von $162,8 \text{ }\mu\text{m}$ auf. Allerdings war dies vor allem durch den sehr hohen Scheibenverschleiß bedingt.

3.4.3 Einfluss der Laserrandschichtmodifikation

In Abbildung 3.28 sind die Reibungszahl und die Spurtemperaturen der Scheibe für die verschiedenen laserrandschichtmodifizierten Pellets in Paarung mit C45E abgebildet. Es sind jeweils die Mittelwertkurven bei einer Starttemperatur von $70 \text{ }^\circ\text{C}$ dargestellt. Als Re-

ferenz wurde auch der Verlauf der Paarung F99,7/C45E (graue Kurven) mit einbezogen. Die Auf- und Abwärtsrampe ist jeweils durch entsprechende Pfeile markiert.

Die Reibungszahl bzw. Spurtemperatur über der Gleitgeschwindigkeit für das laserrandschichtmodifizierte Pellet Al24-WT ist in Abb. 3.28 a bzw. b dargestellt. Sowohl Auf- als auch Abwärtsrampe wiesen eine mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit abnehmende Reibungszahl auf. Der Wert der Reibungszahl sank von 0,55 bei 1 m/s nach einem kurzzeitigen leichten Anstieg auf 0,62 auf einen Wert von 0,32 bei 12 m/s in der Aufwärtsrampe und von einem Wert von 0,50 bei 1 m/s auf 0,23 bei 12 m/s in der Abwärtsrampe. Im Vergleich zu F99,7/C45E war der Abfall der Reibungszahl über der Gleitgeschwindigkeit, bei teilweise etwas höherem Reibungsniveau, schwächer ausgeprägt. Die Spurtemperatur während der Aufwärtsrampe stieg im gleichen Geschwindigkeitsintervall von 68 °C ($v = 1$ m/s) auf einen Wert von 90 °C ($v = 12$ m/s). Dieser Verlauf war fast deckungsgleich mit der Paarung F99,7/C45E. Während der Abwärtsrampe blieb die Spurtemperatur relativ konstant auf Werten von 120-130 °C. Dies stellte im Vergleich zu F99,7/C45E ein deutlich höheres Niveau dar.

Die Paarung Al24-TTB/C45E ist in Abb. 3.28 c und d dargestellt. Die Reibungszahl fiel im dargestellten Geschwindigkeitsbereich von 0,60 auf 0,31 in der Aufwärtsrampe und von 0,55 auf 0,23 in der Abwärtsrampe. Die Reibungszahlverläufe waren denen der Paarung F99,7/C45E ähnlich, allerdings zeigten sie einen leicht geringeren Abfall der Reibungszahl über der Gleitgeschwindigkeit. Die Spurtemperaturen während der Aufwärtsrampe stiegen von 62 °C ($v = 1$ m/s) auf einen Wert von 90 °C ($v = 12$ m/s) und lagen damit teilweise 10 K unterhalb der Referenzpaarung F99,7/C45E. In der Abwärtsrampe lag die Temperatur relativ konstant bei Werten von 110 °C und war somit nahezu deckungsgleich mit der Referenz.

In Abbildung 3.28 e und f ist die Paarung Al24-ZbCN/C45E dargestellt. Die Reibungszahl fiel während der Aufwärtsrampe im dargestellten Geschwindigkeitsbereich von 0,76 auf 0,35. In der Abwärtsrampe war ein Abfall von 0,70 auf 0,30 zu beobachten. Im Vergleich zur Paarung F99,7/C45E wurde durch die Laserrandschichtmodifikation das Reibungszahlniveau deutlich angehoben. Dies galt sowohl für die Aufwärts- als auch für die Abwärtsrampe. Die Spurtemperatur stieg während der Aufwärtsrampe von 71 °C auf 105 °C und lag somit gegen deren Ende deutlich über der Spurtemperatur der Referenzpaarung. Während der Abwärtsrampe schwankte die Temperatur nur leicht und lag zwischen Werten von 125 und 130 °C. Die Temperaturen der Abwärtsrampe lagen somit zwischen 20-25 K über denen der Paarung F99,7/C45E.

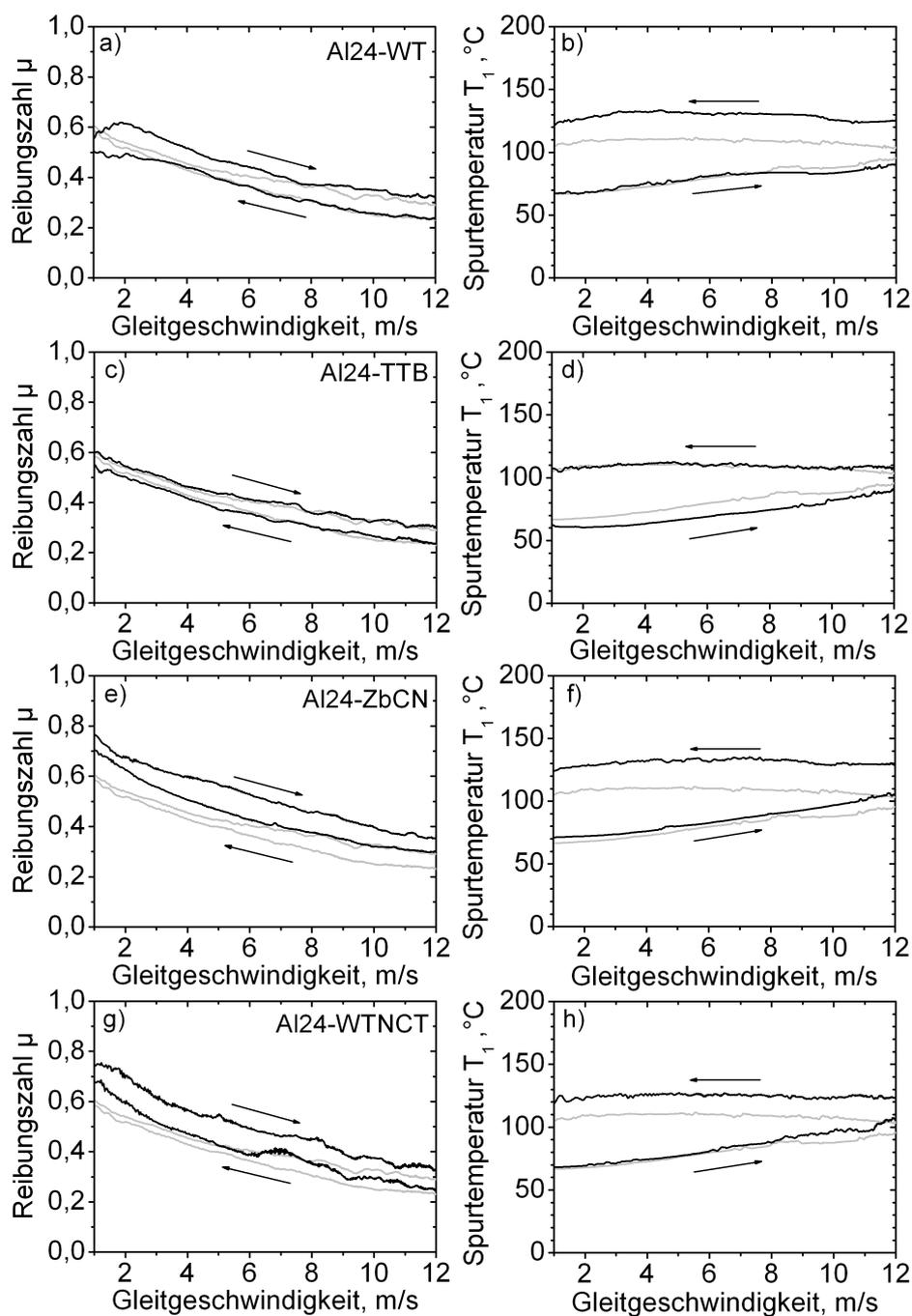


Abb. 3.28: Tribologisches Verhalten der laserrandschichtmodifizierten Pellets in Paarung mit dem Stahl C45E (schwarze Kurven): Reibungszahl bzw. Spurtemperatur T_1 über der Gleitgeschwindigkeit (a) und (b) Al24-WT, (c) und (d) Al24-TTB, (e) und (f) Al24-ZbCN und (g) und (h) Al24-WTNCT. Es handelt sich um die Mittelwertkurven bei einer Starttemperatur von $70\text{ }^\circ\text{C}$. Die Pfeile geben an, ob es sich um die Auf- oder Abwärtsrampe handelt. Die grauen Kurven stellen jeweils zum Vergleich den Verlauf der Paarung F99,7/C45E dar.

Die Paarung mit dem laserrandschichtmodifizierten Pellet Al24-WTNCT ist in Abbildung 3.28 g und h dargestellt. Die Reibungszahl zeigte einen Verlauf mit vermehrten temporären Schwankungen im Vergleich zu den restlichen dargestellten Paarungen. Sie fiel im Geschwindigkeitsbereich von 1-12 m/s von 0,75 auf 0,33 in der Aufwärtsrampe und von 0,76 auf einen Wert von 0,25 und lag somit höher als die Referenzpaarung F99,7/C45E. Allerdings wies die Reibungszahl eine deutlichere Geschwindigkeitsabhängigkeit in diesem Bereich auf. Die Spurtemperatur stieg während der Aufwärtsrampe von 68 °C auf 108 °C und lag somit, zumindest im oberen Geschwindigkeitsbereich, höher als bei F99,7/C45E. In der Abwärtsrampe lag die Spurtemperatur auf einem Niveau von ca. 125 °C. Dies stellte einen Unterschied von 15-20 K im Vergleich zur Referenzpaarung F99,7/C45E dar.

Die statistische Auswertung der Paarungen mit laserrandschichtmodifizierten Pellets ist Abbildung 3.29 zu entnehmen. Es zeigten sich teilweise deutliche Unterschiede zwischen Auf- und Abwärtsrampe. Der Reibungszahlgradient in der Aufwärtsrampe (Abb. 3.29 a) war für die Paarung Al24-WT mit einem Wert von $-0,017 \text{ (m/s)}^{-1}$ am günstigsten. Die Varianten Al24-TTB und Al24-WTNCT wiesen ein vergleichbares Niveau auf und lagen bei Werten von $-0,032 \text{ (m/s)}^{-1}$ bzw. $-0,033 \text{ (m/s)}^{-1}$. Den schlechtesten Reibungszahlgradienten $d\mu/dv$ besaß die Variante Al24-ZbCN mit einem Wert von $-0,043 \text{ (m/s)}^{-1}$.

Für die Abwärtsrampe (Abb. 3.29 b) ergab sich ein etwas anderes Verhalten. Der Reibungszahlgradient für das Al24-WT verschlechterte sich und lag bei $-0,026 \text{ (m/s)}^{-1}$, was jedoch immer noch den günstigsten Wert darstellte. Das Al24-TTB behielt das Niveau der Aufwärtsrampe bei und verbesserte sich leicht auf einen Wert von $-0,030 \text{ (m/s)}^{-1}$. Die laserrandschichtmodifizierte Variante Al24-ZbCN verbesserte sich verglichen mit der Aufwärtsrampe relativ deutlich und lag nun bei $-0,032 \text{ (m/s)}^{-1}$. Die Al24-WTNCT/C45E Paarung verschlechterte sich hingegen und lag mit einem Wert von $-0,039 \text{ (m/s)}^{-1}$ am ungünstigsten.

Die minimale Reibungszahl $\mu_{12,5\text{m/s}}$ der Aufwärtsrampe ist in Abb. 3.29 c und die der Abwärtsrampe in Abb. 3.29 d dargestellt. In der Aufwärtsrampe wurden hierbei generell höhere Werte als in der Abwärtsrampe erzielt. In der Aufwärtsrampe besaß das Al24-ZbCN mit 0,32 den deutlich höchsten Wert. Danach folgte Al24-WT mit einem Wert von 0,29. Die Varianten Al24-TTB und Al24-WTNCT lagen relativ gleichauf und wiesen Beträge von jeweils 0,27 auf. In der Abwärtsrampe zeigte erneut das Al24-ZbCN mit 0,28 den höchsten Wert der minimalen Reibungszahl. Al24-WT zeigte mit deutlichem Abstand den zweithöchsten Wert von 0,23. Al24-TTB und Al24-WTNCT lagen wie schon bei

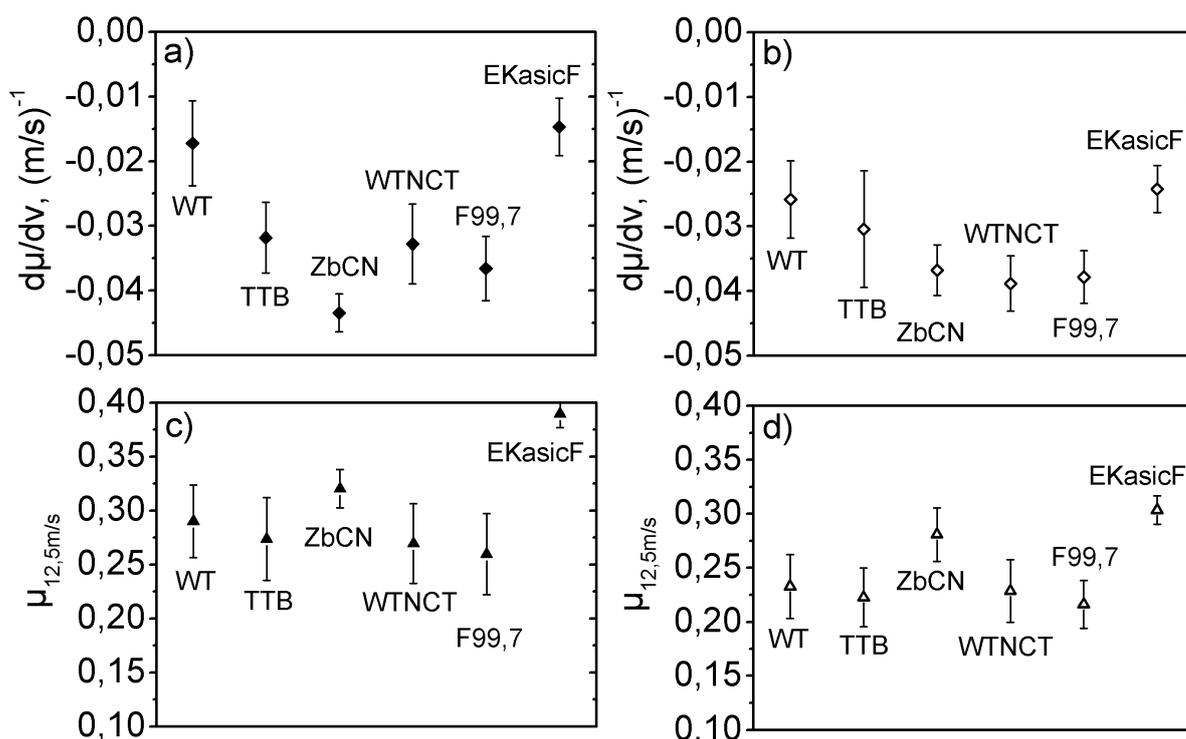


Abb. 3.29: Reibungsverhalten des Stahls C45E in Paarung mit den laserrandschichtmodifizierten Pellets Al24-WT, Al24-TTB, Al24-ZbCN und Al24-WTNCT: (a) der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ von 0,1-12,5 m/s der Aufwärtsrampe und (b) $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe, sowie (c) die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5m/s}$) der Aufwärtsrampe und (d) $\mu_{12,5m/s}$ der Abwärtsrampe. Als Referenz sind die Werte der Paarungen F99,7/C45E und EKasicF/C45E dargestellt.

der Aufwärtsrampe auf annähernd gleichem Niveau mit Werten von 0,22 bzw. 0,23.

Das Verschleißverhalten der laserrandschichtmodifizierten Pellets in Paarung mit dem Stahl C45E zeigt Abbildung 3.30. Der lineare Verschleißbetrag W_l von Pellet und Scheibe ist in Abb. 3.30 a dargestellt. Die Paarung Al24-TTB/C45E wies sowohl den niedrigsten Pellet- als auch den niedrigsten Scheibenverschleiß auf. Der Wert für den Scheibenverschleiß betrug $3,7 \mu\text{m}$ und der Pelletverschleiß lag bei nur $1,1 \mu\text{m}$. Die Varianten Al24-WTNCT und Al24-ZbCN wiesen einen nahezu gleichen Pelletverschleiß von $2,0 \mu\text{m}$ auf. Die Werte für den Scheibenverschleiß lagen ebenfalls sehr nahe beieinander. Bei Al24-WTNCT betrug dieser $3,7 \mu\text{m}$ und bei Al24-ZbCN $4,0 \mu\text{m}$. Beim volumetrischen Verschleißbetrag W_v für Pellet und Scheibe zeigten sich folgende Ergebnisse. Der Scheiben- und Pelletverschleiß unterschieden sich um eine Größenordnung. Für den Pelletverschleiß ergaben sich folgende Reihenfolge und Werte: Al24-TTB mit $0,06 \text{ mm}^3$, Al24-WTNCT und Al24-ZbCN mit jeweils $0,11 \text{ mm}^3$ und schließlich Al24-WT mit dem

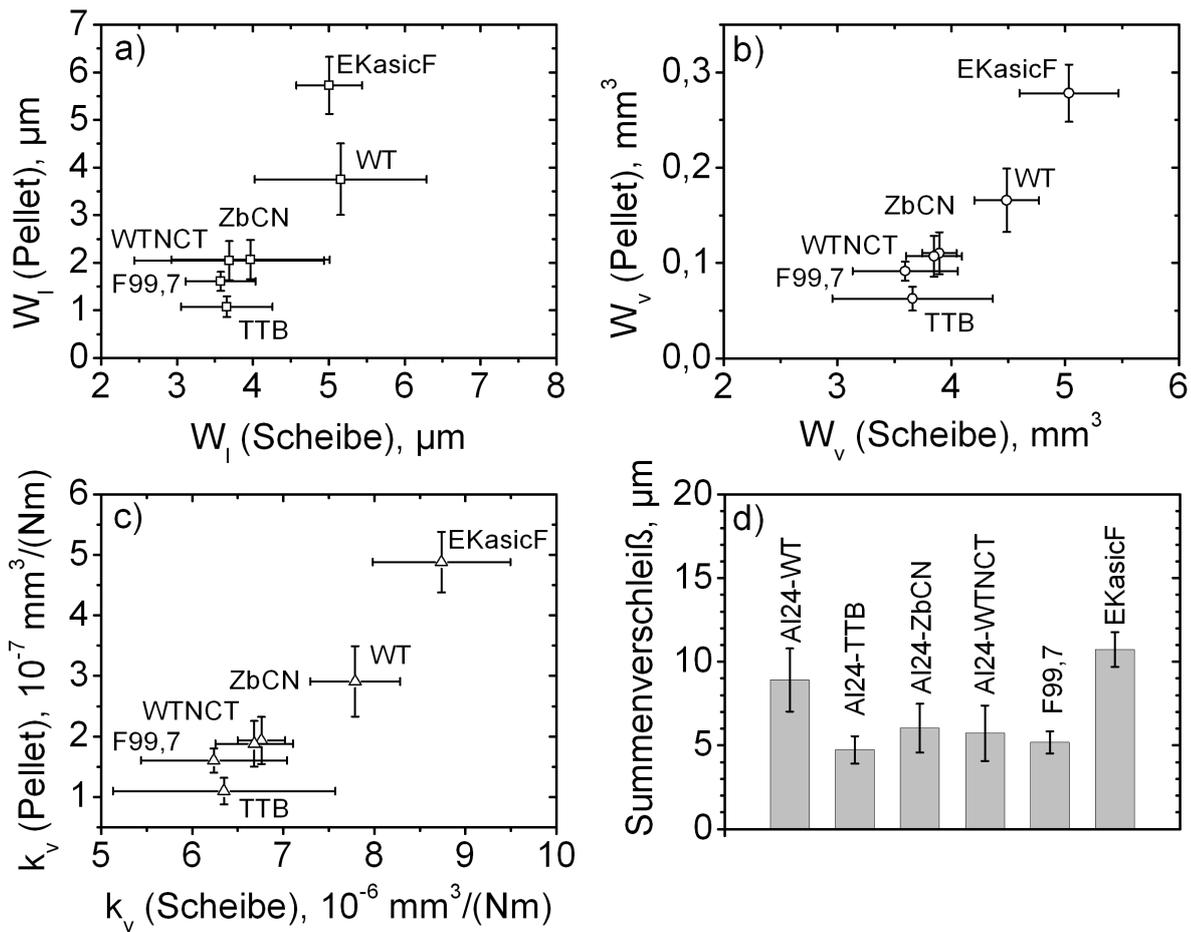


Abb. 3.30: Verschleißverhalten der laserrandschichtmodifizierten Pellets Al24-WT, Al24-TTB, Al24-ZbCN und Al24-WTNCT in Paarung mit dem Stahl C45E nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3): a) der lineare Verschleißbetrag W_l des Pellets über dem linearen Verschleißbetrag W_l der Scheibe, (b) der volumetrische Verschleißbetrag W_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißbetrag W_v der Scheibe, (c) der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Scheibe sowie (d) linearer Summenverschleiß von Pellet und Scheibe. Als Referenz sind die Werte der Paarungen F99,7/C45E und EKasicF/C45E dargestellt.

höchsten Verschleiß von 0,17 mm³. Der Scheibenverschleiß wies dieselbe Reihenfolge auf. Den niedrigsten W_v -Wert besaß die Paarung Al24-TTB/C45E mit 3,66 mm³. Al24-WTNCT und Al24-ZbCN lagen sehr dicht zusammen mit 3,85 mm³ bzw. 3,90 mm³. Den höchsten volumetrischen Scheibenverschleiß wies die Al24-WT-Paarung mit einem Betrag von 4,49 mm³ auf. Die k_v -Werte von Pellet und Scheibe sind Abbildung 3.30 c zu entnehmen. Sie zeigten prinzipiell dasselbe Verhalten, da sie aus dem volumetrischen Verschleißbetrag ermittelte Größen waren. Die Reihenfolge des Pelletverschleißes war fol-

gendermaßen: Al24-TTB mit $1,1 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$, Al24-WTNCT war fast gleichauf mit Al24-ZbCN und besaßen jeweils einen Wert von $1,9 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ und schließlich Al24-WT mit $2,9 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$. Für den Scheibenverschleiß ergab sich dieselbe Reihenfolge: Al24-TTB mit $6,4 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$, Al24-WTNCT und Al24-ZbCN mit $6,7 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ bzw. $6,8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ sowie Al24-WT mit einem Betrag von $7,8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$. Der lineare Summenverschleiß, bestehend aus Pellet- und Scheibenverschleiß, ist in Abbildung 3.30 d dargestellt. Hierbei wies die Paarung Al24-TTB/C45E den niedrigsten Wert mit $4,7 \mu\text{m}$ auf. Danach folgten die Paarungen mit Al24-WTNCT und Al24-ZbCN mit Werten von $5,7 \mu\text{m}$ bzw. $6,0 \mu\text{m}$. Den höchsten linearen Summenverschleiß besaß die Paarung Al24WT/C45E mit einem Betrag von $8,9 \mu\text{m}$.

Einfluss des Scheibenwerkstoffes für Al24-WT

Für die laserrandschichtmodifizierte Variante Al24-WT wurde eine Variation der Scheibenmaterialien mit den Stählen C15E, C45E und dem 100Cr6 durchgeführt. Die statistische Auswertung dieser Versuche ist in Abbildung 3.31 dargestellt. Der Reibungszahlgradient für die Aufwärtsrampe (Abb. 3.31 a) ergab für die Paarung mit C45E mit einem Wert von $-0,017 (\text{m/s})^{-1}$ das günstigste Verhalten. In Paarung mit 100Cr6 war der Reibungszahlgradient deutlich schlechter und betrug $-0,032 (\text{m/s})^{-1}$. Am schlechtesten schnitt Al24WT/C15E mit einem Wert von $-0,041 (\text{m/s})^{-1}$ ab. In der Abwärtsrampe zeigten sich für die C45E- und die 100Cr6-Paarungen deutlich schlechtere Reibungszahlgradienten (Abb. 3.31 b). Der Wert blieb jedoch für die Paarung mit dem C15E annähernd gleich. Der Reibungszahlgradient für 100Cr6 und C15E betrug jeweils $-0,041 (\text{m/s})^{-1}$. Am besten lag wiederum die Paarung Al24-WT/C45E, welche einen Betrag von $-0,026 (\text{m/s})^{-1}$ aufwies. Die Werte der minimalen Reibungszahl für die Aufwärtsrampe sind in Abbildung 3.31 c dargestellt. Alle Paarungen lagen auf ähnlichem Niveau. Die Werte waren wie folgt: 100Cr6 mit 0,30 sowie C15E und C45E mit jeweils 0,29. Die Beträge der Abwärtsrampe (3.31 d) lagen deutlich niedriger, aber die Unterschiede zwischen den einzelnen Paarungen waren nur geringfügig. Der 100Cr6 lag am höchsten mit 0,26 und dicht darauf folgten der C15E mit 0,24 und der C45E mit einem Wert von 0,23.

Der Scheibenverschleiß dieser Paarungen ist Abbildung 3.32 zu entnehmen. Der lineare Verschleiß war wie folgt. Am niedrigsten lag der 100Cr6 mit $4,4 \mu\text{m}$. Die beiden Paarungen mit dem C45E und C15E lagen relativ gleichauf mit Werten von $5,2 \mu\text{m}$ bzw. $5,3 \mu\text{m}$. Der lineare Verschleißkoeffizient lag für die Paarung mit dem 100Cr6 mit einem Betrag von $7,60 \mu\text{m}/(\text{Nm})$ am niedrigsten. Es folgten die Paarungen mit dem C45E und C15E

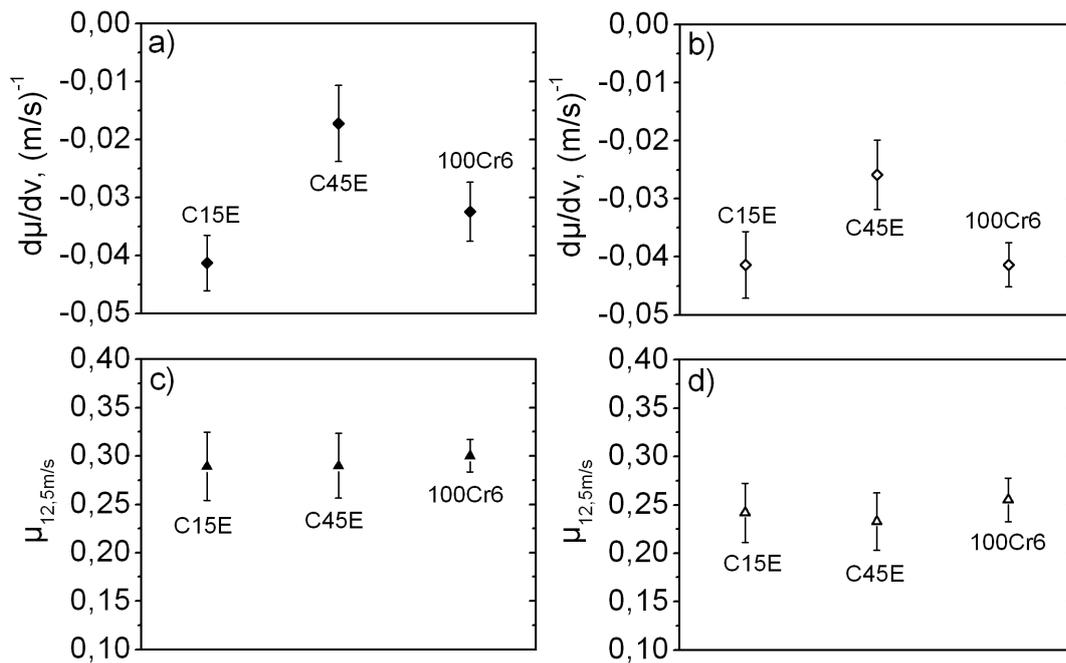


Abb. 3.31: Reibungsverhalten der Scheibenwerkstoffe C15E, C45E und 100Cr6 in Paarung mit dem laserrandschichtmodifizierten Pellet Al24-WT: (a) der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ von 0,1-12,5 m/s der Aufwärtsrampe und (b) $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe, sowie (c) die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5m/s}$) der Aufwärtsrampe und (d) $\mu_{12,5m/s}$ der Abwärtsrampe.

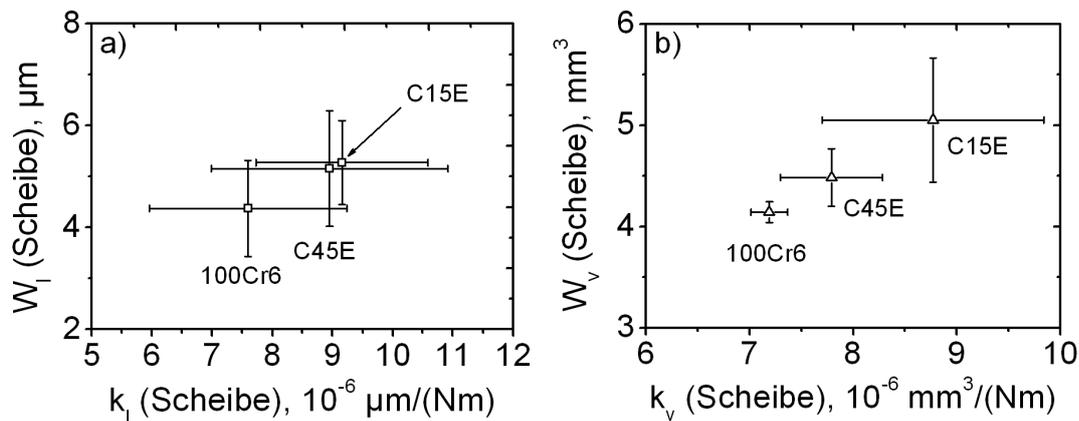


Abb. 3.32: Verschleißverhalten der Scheibenwerkstoffe C15E, C45E und 100Cr6 in Paarung mit dem laserrandschichtmodifizierten Pellet Al24-WT nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3): (a) der lineare Verschleißbetrag W_l über dem linearen Verschleißkoeffizienten k_l der Scheibe und (b) der volumetrische Verschleißbetrag W_v über dem volumetrischen Verschleißkoeffizienten k_v der Scheibe.

mit Werten von $8,95 \mu\text{m}/(\text{Nm})$ bzw. $9,16 \mu\text{m}/(\text{Nm})$. Die volumetrischen Verschleißbeiträge waren $4,14 \text{ mm}^3$ für 100Cr6, $4,49 \text{ mm}^3$ für C45E und $5,05 \text{ mm}^3$ für die Paarung Al24WT/C15E. Die sich daraus ableitenden volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Scheiben lagen bei $7,2 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für 100Cr6, $7,8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für C45E und schließlich für C15E bei $8,8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$.

3.4.4 Einfluss der Flächenpressung

Es wurde für die Standardpaarungen EKasicF/C45E und F99,7/C45E eine Normalkraftvariation durchgeführt. Die Normalkräfte betragen hierbei 50 N, 100 N (Standard) und 150 N, was bei einer kreisförmigen Kontaktfläche mit 8 mm Durchmesser einer nominellen Flächenpressung von 1 MPa, 2 MPa (Standard) bzw. 3 MPa entsprach.

Der Einfluss der Flächenpressung für die Paarung F99,7/C45E wird im folgenden Abschnitt betrachtet. Den Reibungszahlverlauf sowie die Spurtemperatur T_1 über der Gleitgeschwindigkeit für die Abwärtsrampe (Starttemperatur 70°C) zeigt Abbildung 3.33. Das Reibungszahlniveau lag bei 50 N am höchsten, allerdings wies die Kurve auch den Verlauf mit den meisten temporären Schwankungen auf. Der Wert der Reibungszahl fiel von 0,61 bei 1 m/s auf 0,24 bei 12 m/s. Bei einer Normalkraft von 100 N zeigte die Paarung einen ähnlichen Verlauf. Die Kurve lag leicht niedriger, besaß einen relativ glatten Verlauf und die Reibungszahl fiel von 0,58 auf 0,23. Bei 150 N Normalkraft lag das Reibungszahlniveau deutlich niedriger. Der Wert der Reibungszahl fiel im dargestellten Geschwin-

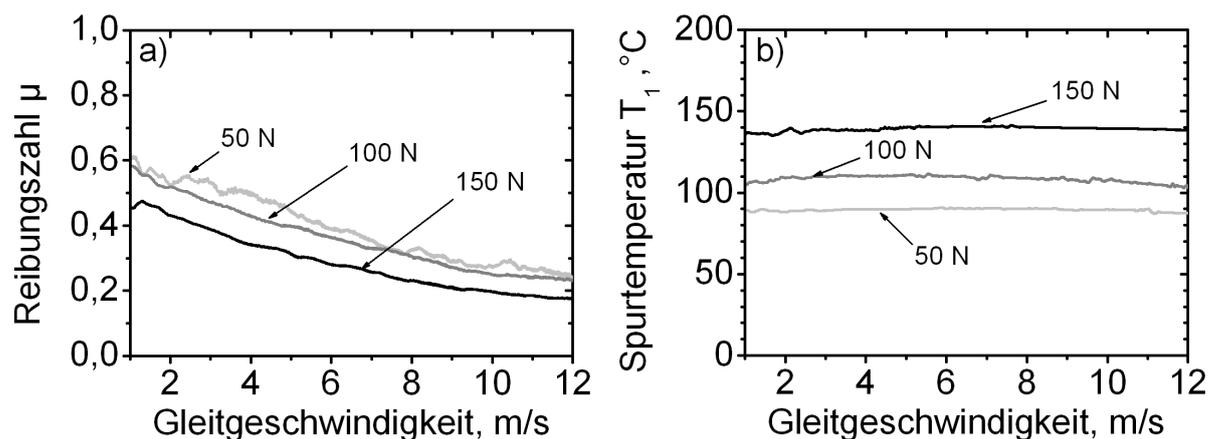


Abb. 3.33: (a) Reibungszahl und (b) Scheibentemperatur (Spur) über der Gleitgeschwindigkeit für die Abwärtsrampe bei einer Starttemperatur von 70°C vom Pellet F99,7 in Paarung mit dem Stahl C45E bei Normalkräften von 50 N, 100 N und 150 N.

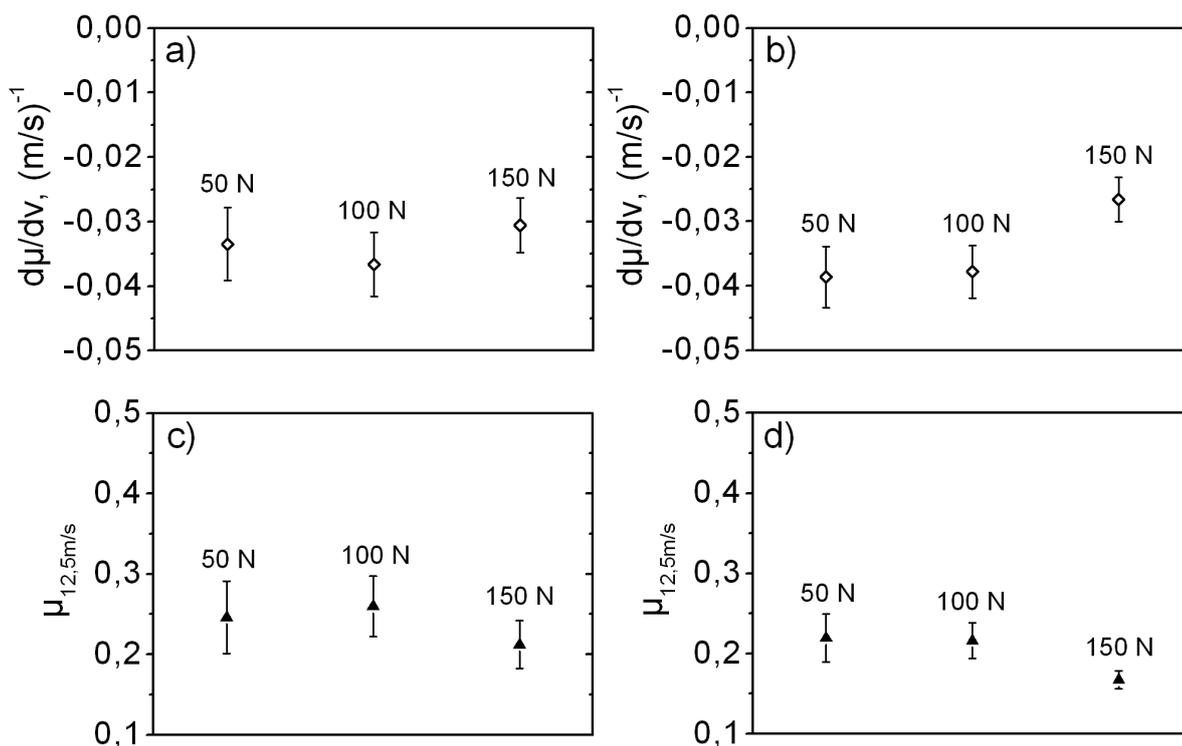


Abb. 3.34: Reibungsverhalten des Pellets F99,7 in Paarung mit dem Stahl C45E bei Normalkräften von 50 N, 100 N und 150 N: (a) der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ von 0,1-12,5 m/s der Aufwärtsrampe und (b) $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe, sowie (c) die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5\text{m/s}}$) der Aufwärtsrampe und (d) $\mu_{12,5\text{m/s}}$ der Abwärtsrampe.

digkeitsbereich von 0,45 auf 0,18. Der Verlauf der Werte der Spurtemperatur T_1 über der Gleitgeschwindigkeit ist Abbildung 3.33 b zu entnehmen. Die Temperatur blieb für alle untersuchten Normalkräfte über dem dargestellten Geschwindigkeitsbereich relativ konstant. Das Niveau unterschied sich jedoch deutlich in Abhängigkeit der verwendeten Normalkraft. Es nahm mit steigender Normalkraft zu. Bei 50 N war die Spurtemperatur mit einem Wert von ca. 90 °C am geringsten. Darauf folgte die Kurve für 100 N mit einem Wert von ca. 105 °C. Am höchsten war die Spurtemperatur mit ca. 140 °C bei einer verwendeten Normalkraft von 150 N.

In Abbildung 3.34 sind die Ergebnisse der statistischen Auswertung der Versuche, die in Abschnitt 2.3.2 beschrieben wurde, getrennt nach Auf- und Abwärtsrampe dargestellt. Für den mittleren Reibungszahlgradienten $d\mu/dv$ der Aufwärtsrampe (Abb. 3.34 a) waren die Ergebnisse folgendermaßen. Bei einer Normalkraft von 50 N betrug der Wert $-0,033 (\text{m/s})^{-1}$, bei 100 N betrug dieser $-0,037 (\text{m/s})^{-1}$ und bei 150 N $-0,031 (\text{m/s})^{-1}$.

Für die Aufwärtsrampe ergab sich ein ähnliches Verhalten (Abb. 3.34 b). Der mittlere Reibungszahlgradient lag mit einer Normalkraft von 50 N bei $-0,039 \text{ (m/s)}^{-1}$, von 100 N bei $-0,038 \text{ (m/s)}^{-1}$ und von 150 N bei $-0,027 \text{ (m/s)}^{-1}$. Unter Berücksichtigung der vorhandenen Streubereiche ließ sich ein Trend erkennen. Der Reibungszahlgradient verbesserte sich mit zunehmender Normalkraft, d. h. er wurde betragsmäßig geringer. Für die minimale Reibungszahl $\mu_{12,5\text{m/s}}$ als Indikator für das Reibungszahlniveau wurden folgende Werte ermittelt. In der Aufwärtsrampe (Abb. 3.34 c) lag sie für 50 N bei einem Wert von 0,25. Für eine Normalkraft von 100 N lag sie bei 0,26 und schließlich für 150 N bei einem Wert von 0,21. In der Abwärtsrampe (Abb. 3.34 d) lagen die Werte im Allgemeinen niedriger. Für eine Normalkraft von 50 N ergab sich ein Betrag von 0,25 sowie für 100 N ein Betrag von 0,21. Bei einer Normalkraft von 150 N wurde der niedrigste Wert von 0,21 ermittelt. Berücksichtigte man wiederum die Streubereiche so ließ sich folgender Trend erkennen. Mit zunehmender Normalkraft F_N sank die minimale Reibungszahl $\mu_{12,5\text{m/s}}$.

Der Verschleiß der Paarung F99,7/C45E bei unterschiedlicher Normalkraft ist in Abbildung 3.35 dargestellt und verhielt sich wie folgt. Der lineare Verschleißbetrag der Scheiben nahm mit zunehmender Normalkraft zu. Der Betrag lag bei $2,4 \mu\text{m}$ für 50 N, bei $3,6 \mu\text{m}$ für 100 N und bei $4,4 \mu\text{m}$ für 150 N. Beim Pelletverschleiß lagen die Werte für 50 N und 100 N mit $2,1 \mu\text{m}$ bzw. $1,6 \mu\text{m}$ auf vergleichbarem Niveau. Der deutlich höchste Wert wurde für die Paarung bei 150 N ermittelt. Dieser lag bei $7,6 \mu\text{m}$. Beim volumetrischen Verschleißbetrag (Abb. 3.35 b) zeigte sich ein ähnliches Bild. Die Werte für den Scheibenverschleiß nahmen mit zunehmender Normalkraft zu. Für 50 N lag der Wert bei $2,38 \text{ mm}^3$, für 100 N bei $3,58 \text{ mm}^3$ und für 150 N bei $4,48 \text{ mm}^3$. Der volumetrische Pelletverschleiß lag für 50 N und 100 N bei vergleichbaren Werten von $0,11 \text{ mm}^3$ bzw. $0,09 \text{ mm}^3$ und für 150 N deutlich höher bei $0,38 \text{ mm}^3$. Der volumetrische Verschleißkoeffizient (Abb. 3.35 c) berücksichtigt aufgrund seiner Berechnung bereits die unterschiedlichen Normalkräfte. Die ermittelten Werte lagen bei den Scheiben mit Beträgen von $8,4 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für 50 N, $6,2 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für 100 N und $5,2 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für 150 N auf ähnlichem Niveau. Für die k_v -Beträge der Pellets ergaben sich ähnliche Werte für 50 N und 150 N mit $3,9 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ bzw. $4,5 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$. Der k_v -Wert bei 100 N lag mit $1,6 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ deutlich darunter. Die Werte des linearen Summenverschleißes (Abb. 3.35 d) waren für die Normalkräfte 50 N und 100 N vergleichbar hoch und lagen bei $4,5 \mu\text{m}$ bzw. $5,2 \mu\text{m}$. Für die Normalkraft von 150 N wurde mit einem Wert von $12,0 \mu\text{m}$ der höchste lineare Summenverschleiß ermittelt.

Der Reibungszahlverlauf über der Gleitgeschwindigkeit für die Abwärtsrampe der Paa-

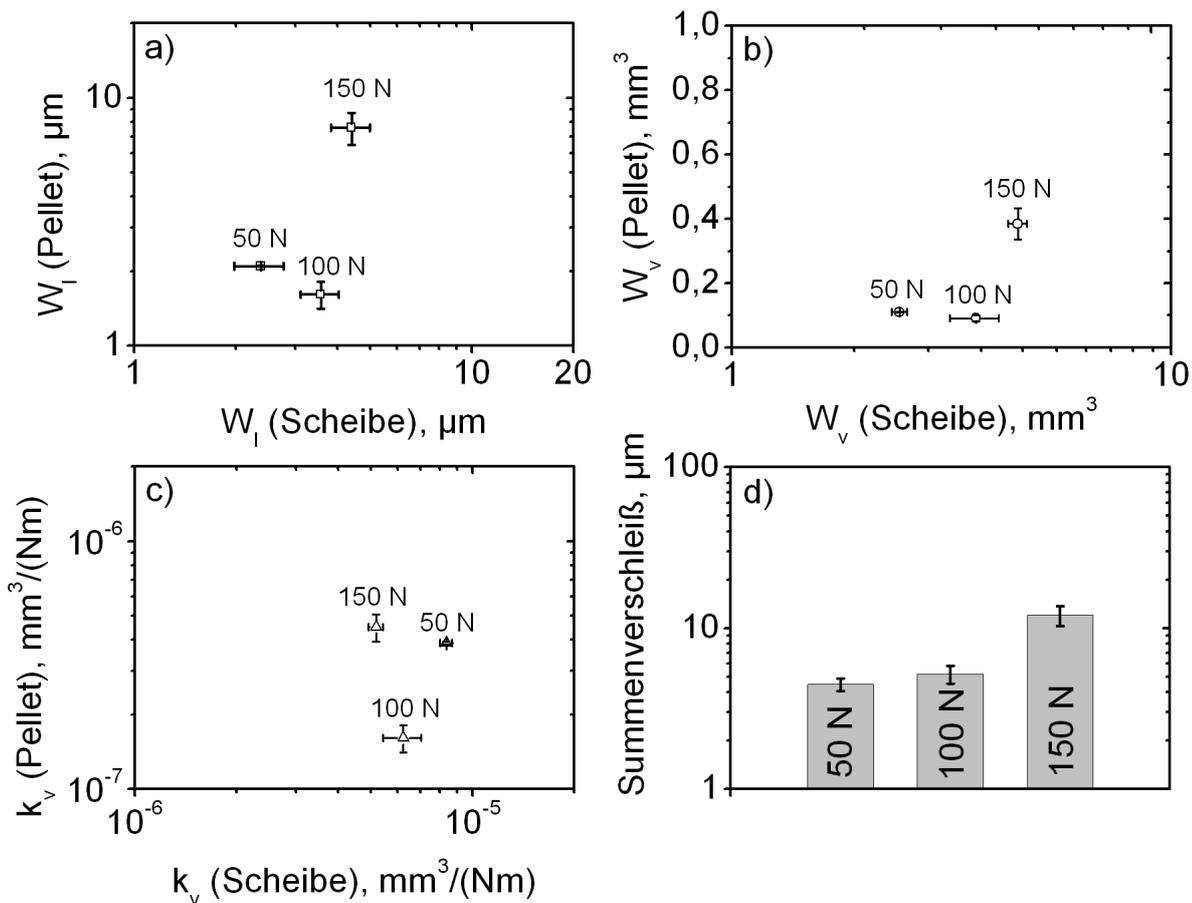


Abb. 3.35: Verschleißverhalten der F99,7-Pellets in Paarung mit dem Stahl C45E nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3) bei Normalkräften von 50 N, 100 N und 150 N: (a) der lineare Verschleißbetrag W_l des Pellets über dem linearen Verschleißbetrag W_l der Scheibe, (b) der volumetrische Verschleißbetrag W_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißbetrag W_v der Scheibe, (c) der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Scheibe sowie (d) linearer Summenverschleiß von Pellet und Scheibe, jeweils in doppelt-logarithmischer bzw. logarithmischer Auftragung.

Die Reibungsverläufe für die Paarung EKasicF/C45E ist in Abbildung 3.36 a dargestellt. Die Verläufe stellen die Mittelwertkurven bei einer Starttemperatur von 70 °C dar. Die Reibungszahl fiel für alle untersuchten Normalkräfte mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit. Allerdings unterscheiden sich die Verläufe deutlich im Reibungszahlniveau. Der Reibungszahlverlauf bei 50 N lag am höchsten. Die Reibungszahl fiel im dargestellten Geschwindigkeitsbereich von 0,62 auf 0,37. Überdies wies der Verlauf viele temporäre Schwankungen auf. Die Reibungszahl der Standardversuche bei 100 N lag deutlich darunter, zeigte aber einen wesentlich

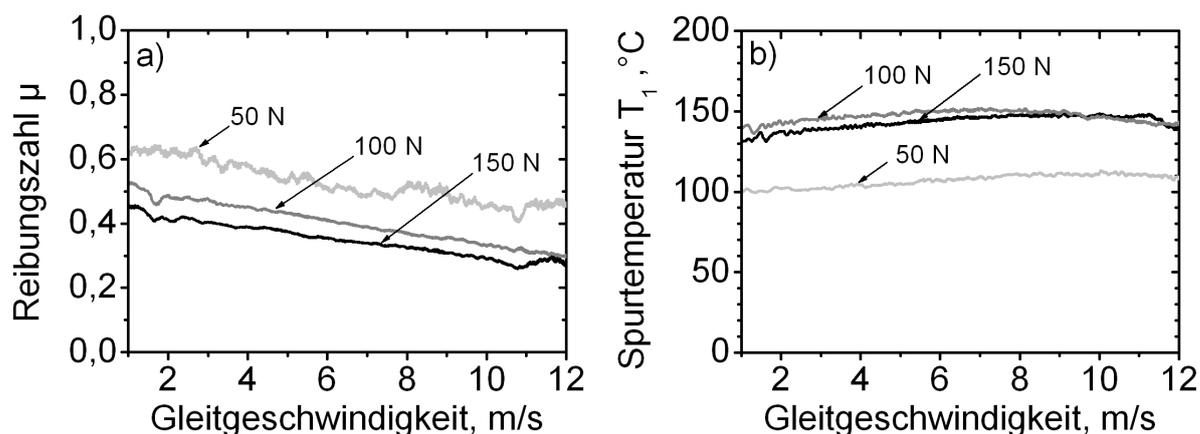


Abb. 3.36: (a) Reibungszahl und (b) Scheibentemperatur (Spur) über der Gleitgeschwindigkeit für die Abwärtsrampe bei einer Starttemperatur von 70 °C vom Pellet EKasicF in Paarung mit dem Stahl C45E bei Normalkräften von 50 N, 100 N und 150 N.

glatteren Verlauf. Die Reibungszahl fiel von 0,53 auf einen Wert von 0,32. Der Reibungszahlverlauf bei 150 N war am niedrigsten und fast über den gesamten dargestellten Geschwindigkeitsbereich deutlich unterhalb der Kurve für 100 N. Lediglich im oberen Geschwindigkeitsbereich von 11-12 m/s kam es zu einer Annäherung der Reibungszahlwerte. Sie fielen im dargestellten Geschwindigkeitsbereich von 0,45 bei 1 m/s auf einen Wert von 0,30 bei 12 m/s.

Der Verlauf der Spurtemperaturen ist Abbildung 3.36 b zu entnehmen. Die jeweiligen Spurtemperaturen bei unterschiedlichen Normalkräften waren über fast den gesamten Geschwindigkeitsbereich annähernd konstant. Die 50 N-Versuche zeigten die niedrigsten Spurtemperaturen. Hierbei nahmen diese nur leicht von 110 °C bei 12 m/s auf 100 °C bei 1 m/s ab. Die Temperaturverläufe von 100 N und 150 N lagen auf vergleichbarem Niveau. Die Spurtemperatur der 150 N-Versuche lag jedoch leicht niedriger. Hier fiel die Temperatur von 140 °C auf 130 °C bei 1 m/s. Bei 100 N lag die Spurtemperatur im gesamten Geschwindigkeitsbereich zwischen 140 °C und 150 °C.

Abbildung 3.37 zeigt die Ergebnisse der statistischen Auswertung dieser Untersuchungen, welche in Abschnitt 2.3.2 beschrieben wurde. Der Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ der Versuche ist für die Auf- (Abb. 3.37 a) und Abwärtsrampe (Abb. 3.37 b) dargestellt. Es konnte kein Zusammenhang zwischen dem Reibungszahlgradienten und der Höhe der Normalkraft festgestellt werden. In der Aufwärtsrampe zeigte sich das beste Verhalten bei einer Normalkraft von 100 N mit einem Wert von $-0,015 \text{ (m/s)}^{-1}$. Der zweitbeste Reibungszahlgradient lag bei einer Normalkraft von 150 N mit einem Wert von $-0,020 \text{ (m/s)}^{-1}$ vor.

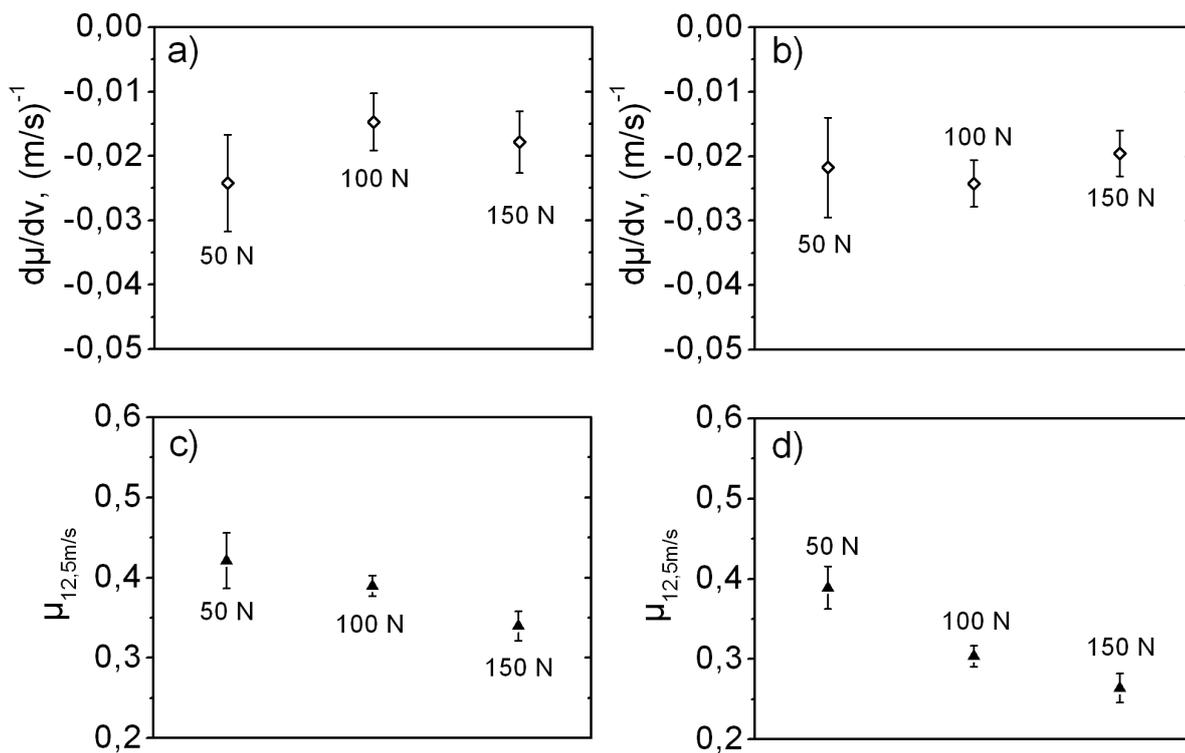


Abb. 3.37: Reibungsverhalten des Pellets EKasicF in Paarung mit dem Stahl C45E bei Normalkräften von 50 N, 100 N und 150 N: (a) der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ von 0,1-12,5 m/s der Aufwärtsrampe und (b) $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe, sowie (c) die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s ($\mu_{12,5m/s}$) der Aufwärtsrampe und (d) $\mu_{12,5m/s}$ der Abwärtsrampe.

Der schlechteste Gradient war bei 50 N zu beobachten. Dieser lag bei $-0,024 \text{ (m/s)}^{-1}$. In der Abwärtsrampe unterschied sich insbesondere der Reibungszahlgradient bei 100 N sehr stark von dem der Aufwärtsrampe. Er fiel auf einen Wert von $-0,024 \text{ (m/s)}^{-1}$ und wies damit den schlechtesten Wert der Abwärtsrampe auf. Der Gradient bei einer Normalkraft von 150 N verbesserte sich leicht auf einen Wert von $-0,018 \text{ (m/s)}^{-1}$ und lag somit in der Abwärtsrampe am günstigsten. Dazwischen ordnete sich, allerdings mit beträchtlich größerer Streubreite, der Versuch bei 50 N ein. Der $d\mu/dv$ -Wert betrug $-0,022 \text{ (m/s)}^{-1}$. Die minimale Reibungszahl bei 12,5 m/s zeigte wiederum einen Zusammenhang mit der verwendeten Normalkraft. Mit zunehmender Normalkraft sank der Wert der minimalen Reibungszahl. In der Aufwärtsrampe (Abb. 3.37 c) betrug der Wert 0,42 bei einer Normalkraft von 50 N, 0,39 bei 100 N und 0,34 bei 150 N. In der Abwärtsrampe zeigten sich teilweise deutliche Unterschiede in der minimalen Reibungszahl im Vergleich zur Aufwärtsrampe. Am geringsten fielen diese bei 50 N aus, wo sich der Wert bei 0,39 befand.

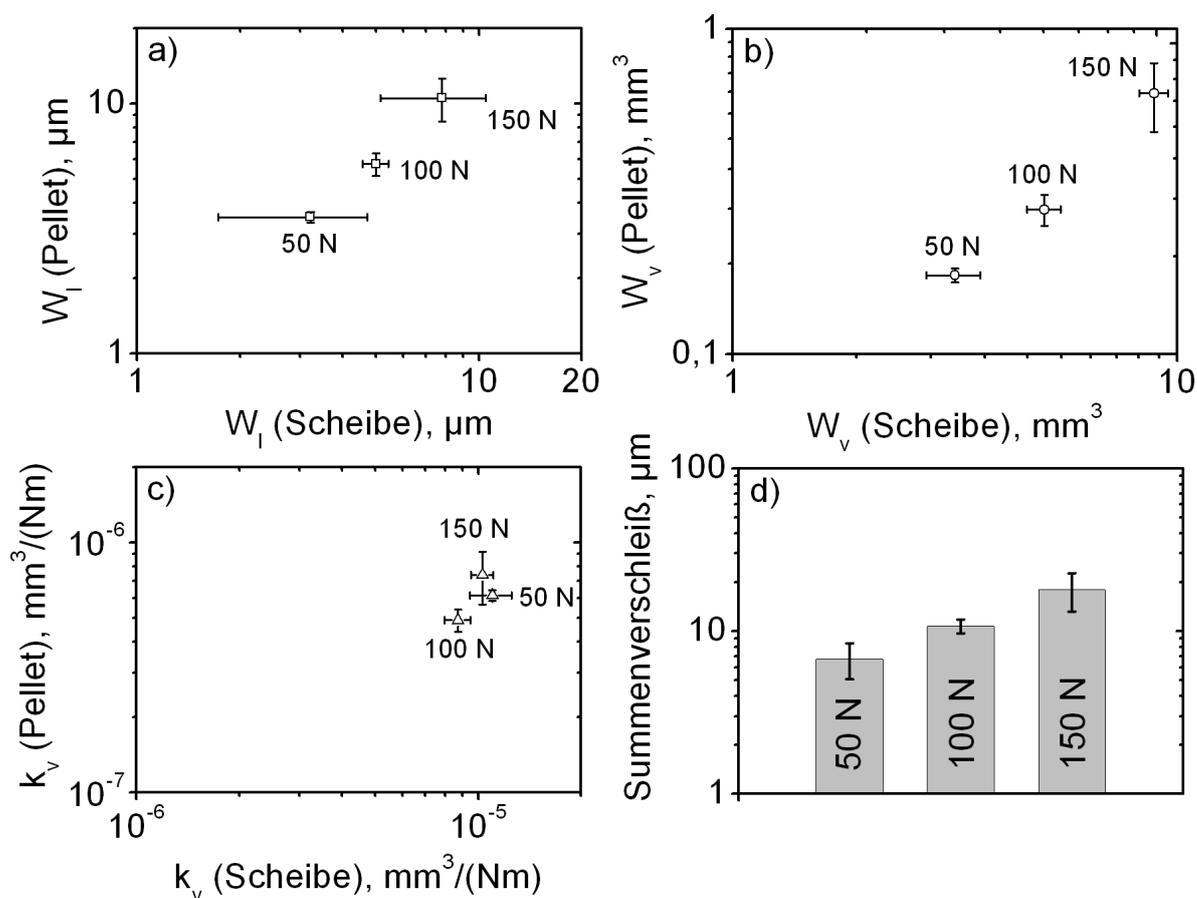


Abb. 3.38: Verschleißverhalten des Pellets EKasicF in Paarung mit dem Stahl C45E bei Normalkräften von 50 N, 100 N und 150 N: (a) der lineare Verschleißbetrag W_l des Pellets über dem linearen Verschleißbetrag W_l der Scheibe, (b) der volumetrische Verschleißbetrag W_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißbetrag der Scheibe, (c) der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v des Pellets über dem volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Scheibe sowie (d) linearer Summenverschleiß von Pellet und Scheibe, jeweils in doppelt-logarithmischer bzw. logarithmischer Auftragung.

Bei 100 N und 150 N lagen die Werte deutlich niedriger bei 0,30 bzw. 0,27.

Das Verschleißverhalten aus den Untersuchungen zur Normalkraftvariation ist Abbildung 3.38 zu entnehmen. Es zeigte sich ein linearer Zusammenhang zwischen dem Verschleiß und der Normalkraft. Der Verschleiß nahm mit zunehmender Normalkraft zu. Sowohl der lineare als auch der volumetrische Verschleißbetrag zeigten dieses Verhalten für Pellet und Scheibe. Der lineare Pelletverschleiß wies bei 50 N den niedrigsten Wert von $3,5 \mu\text{m}$, bei 100 N einen Wert von $5,7 \mu\text{m}$ und schließlich bei 150 N den höchsten Wert von $10,5 \mu\text{m}$ auf. Der lineare Scheibenverschleiß zeigte ein ähnliches Verhalten. Die Werte waren wie folgt: $3,2 \mu\text{m}$ bei 50 N, $3,2 \mu\text{m}$ bei 100 N und schließlich $7,8 \mu\text{m}$ bei 150 N. Der vo-

lumetrische Verschleiß von Pellet und Scheibe (Abb. 3.38) zeigte ebenfalls einen linearen Zusammenhang zwischen Normalkraft und Verschleißverhalten. Hierbei lag der Pelletverschleiß jeweils um eine Größenordnung niedriger als der Scheibenverschleiß. Die W_v -Werte der Pellets betrugen $0,17 \text{ mm}^3$ bei 50 N, $0,28 \text{ mm}^3$ bei 100 N und $0,63 \text{ mm}^3$ bei 150 N. Für den Scheibenverschleiß ergaben sich Werte von $3,17 \text{ mm}^3$ bei 50 N, $5,03 \text{ mm}^3$ bei 100 N und $8,87 \text{ mm}^3$ bei 150 N. Der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v (Abb. 3.38) berücksichtigt aufgrund seiner Berechnungsgrundlage die unterschiedlichen Normalkräfte. Sowohl die k_v -Werte der Scheiben als auch die der Pellets lagen jeweils sehr eng zusammen. Die volumetrischen Verschleißkoeffizienten der Pellets waren mindestens eine Größenordnung niedriger als die der Scheiben und zeigten Werte von $4,9 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ bei 100 N sowie $6,1 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ bei 50 N und $7,4 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ bei 150 N. Für die Scheiben lagen die k_v -Werte bei $0,9 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für 100 N, $1,0 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ für 150 N und für 50 N bei $1,1 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$. Es stellten sich also für die unterschiedlichen Normalkräfte nahezu gleiche k_v -Werte ein. Für den linearen Summenverschleiß (Abb. 3.38) zeigte sich ebenfalls ein linearer Zusammenhang zwischen Normalkraft und Verschleißbetrag. Der Verschleiß nahm von $6,7 \text{ }\mu\text{m}$ bei 50 N über $10,7 \text{ }\mu\text{m}$ bei 100 N auf einen Wert von $17,9 \text{ }\mu\text{m}$ bei 150 N zu.

3.4.5 Reibungsverhalten bei niedriger Gleitgeschwindigkeit

Das Reibungsverhalten bei niedrigen Geschwindigkeiten bzw. die Haftreibung ist die entscheidende Größe für die Momentenübertragung hinsichtlich der möglichen Anwendung in Trockenkupplungssystemen. Aus diesem Grund wird im Folgenden auf dieses Verhalten eingegangen. Dargestellt sind jeweils die Reibungszahl bei $0,001 \text{ m/s}$, was per Definition die Quasi-Haftreibungszahl war, und die zu diesem Zeitpunkt an der Scheibe vorhandene Spurtemperatur T_1 . Die dargestellten Werte sind Mittelwerte aus mindestens zwei charakteristischen Versuchen, ausgewertet wurde jeweils der gesamte zweite Block (Rampenzyklen 16-30, vgl. Abb. 2.3).

In Abbildung 3.39 ist das Verhalten der Referenzmaterialien in Paarung mit dem Stahl C45E dargestellt. Es zeigten sich teilweise deutliche Unterschiede zwischen Auf- und Abwärtsrampe. Die Paarung F99,7/C45E wies in der Aufwärtsrampe (Abb. 3.39 a) die höchste Quasi-Haftreibung mit einem Wert von 0,67 auf. Mit etwas Abstand darunter lag die Paarung EKasicF/C45E mit einem Wert von 0,62. Die Paarung mit dem organischen Reibbelag wies mit deutlichem Abstand die geringste Quasi-Haftreibungszahl auf und be-

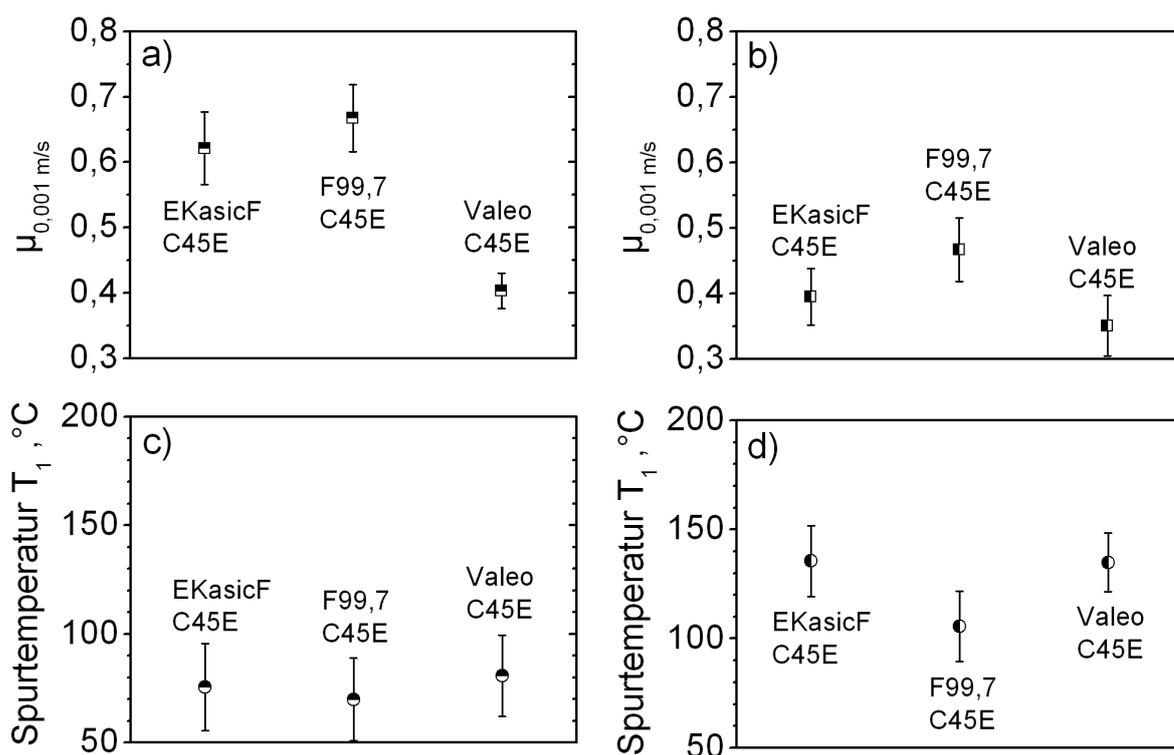


Abb. 3.39: Mittlere Quasi-Haftreibungszahl $\mu_{0,001 \text{ m/s}}$ für die (a) Aufwärts- und (b) Abwärtsrampe sowie die mittlere Scheibentemperatur in der Verschleißspur für die (c) Aufwärts- und (d) Abwärtsrampe von EKasicF, F99,7 und dem organischen Pellet Valeo in Paarung mit dem Stahl C45E.

saß einen Wert von 0,40. Die entsprechenden mittleren Spurtemperaturen (Abb.3.39 c) waren aufgrund der gleichen Startkriterien relativ gleich. Bei der Paarung Valeo/C45E waren dies 81 °C, bei EKasicF/C45E 76 °C und bei F99,7/C45E 70 °C. In der Abwärtsrampe zeigte sich für alle Referenzpaarungen eine Abnahme der Quasi-Haftreibungszahl und eine Zunahme der mittleren Spurtemperatur (Abb. 3.39 b). Die Reihenfolge blieb unverändert. Die Paarung F99,7/C45E wies wiederum die höchste Quasi-Haftreibungszahl von 0,47 auf. Mit deutlichem Abstand folgten EKasicF/C45E mit 0,40 und schließlich Valeo/C45E mit einem Wert von 0,35. Die Temperaturen in der Abwärtsrampe unterschieden sich nun teilweise deutlich voneinander (Abb. 3.39 d). EKasicF und die Valeo-Paarung lagen relativ gleichauf mit Werten von 136 °C bzw. 135 °C. Eine deutlich niedrigere Spurtemperatur wies die Paarung F99,7/C45E mit 106 °C auf.

Das Verhalten bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten für das Pellet F99,7 in Paarung mit verschiedenen Scheibenmaterialien zeigt Abbildung 3.40. In der Aufwärtsrampe wies die Paarung X105 mit 0,75 den höchsten Wert der Quasi-Haftreibung auf (Abb. 3.40 a).

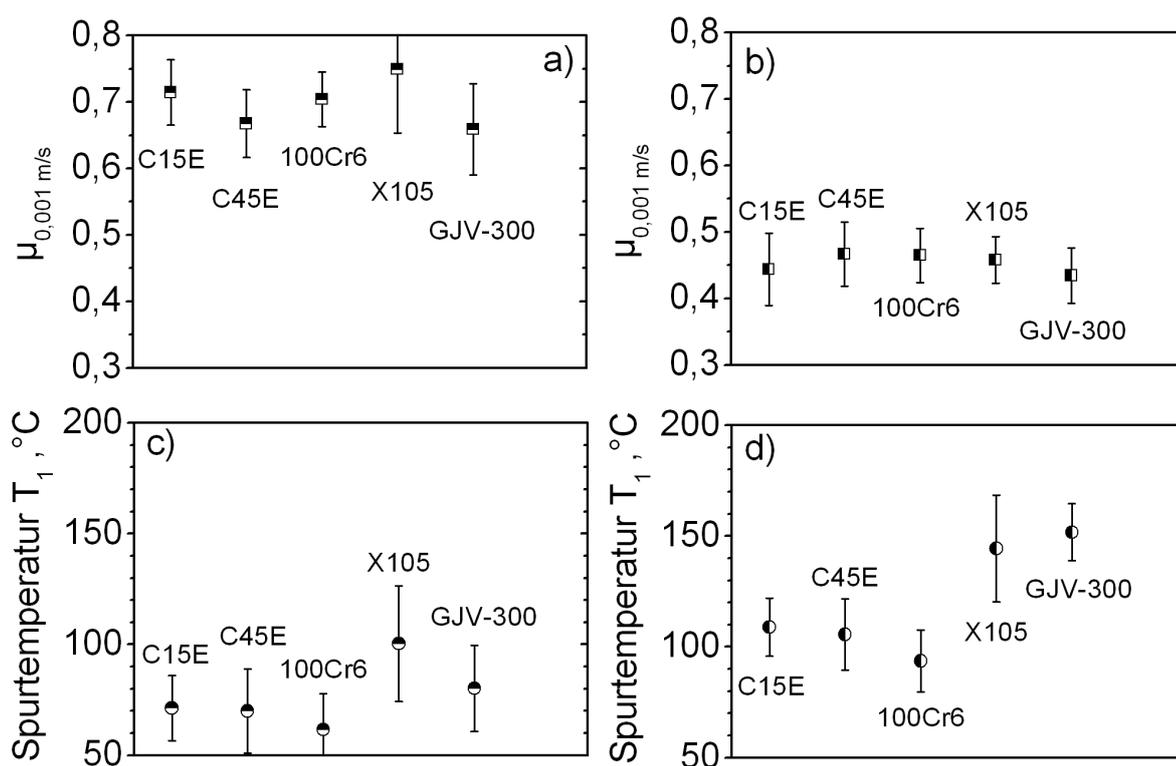


Abb. 3.40: Mittlere Quasi-Haftreibungszahl $\mu_{0,001 \text{ m/s}}$ für die (a) Aufwärts- und (b) Abwärtsrampe sowie die mittlere Scheibentemperatur in der Verschleißspur für die (c) Aufwärts- und (d) Abwärtsrampe für das Pellet F99,7 in Paarung mit den Stählen C15E, C45E, 100Cr6 und X105CrMo17 sowie dem Grauguss GJV-300.

Dahinter folgten F99,7/C15E und F99,7/100Cr6 mit Werten von 0,71 bzw. 0,70. Die C45E-Paarung wies einen Wert von 0,67 auf und leicht darunter lag F99,7/GJV-300 mit einem Wert von 0,66. Die entsprechenden Spurtemperaturen der Scheibe in der Aufwärtsrampe (Abb. 3.40 c) lagen bis auf den X105 und den GJV-300 auf vergleichbarem Niveau. Der C15E lag bei 71 °C, der C45E bei 69 °C und der 100Cr6 bei 62 °C. Der GJV-300 lag leicht erhöht bei 80 °C und der X105 wies mit Abstand die höchste Scheibentemperatur von 100 °C auf. Für die Quasi-Haftreibung der Abwärtsrampe (Abb. 3.40 b) zeigten sich deutlich niedrigere Werte als bei der Aufwärtsrampe. Überdies waren die Unterschiede zwischen den einzelnen Paarungen nicht mehr so deutlich ausgeprägt. Den niedrigsten Wert wies die Paarung F99,7/GJV-300 mit 0,43 auf. Es folgten der C15E mit 0,44, der X105 und der 100Cr6 mit 0,46 und schließlich der C45E mit dem höchsten Wert von 0,47. Die dazugehörigen Spurtemperaturen (Abb. 3.40 d) zeigten die mit Abstand höchsten Werte für den GJV-300 und den X105 mit 152 °C bzw. 144 °C. Der C15E und der C45E lagen auf ähnlichem Niveau bei einem Wert von 109 °C und 106 °C. Die niedrigste

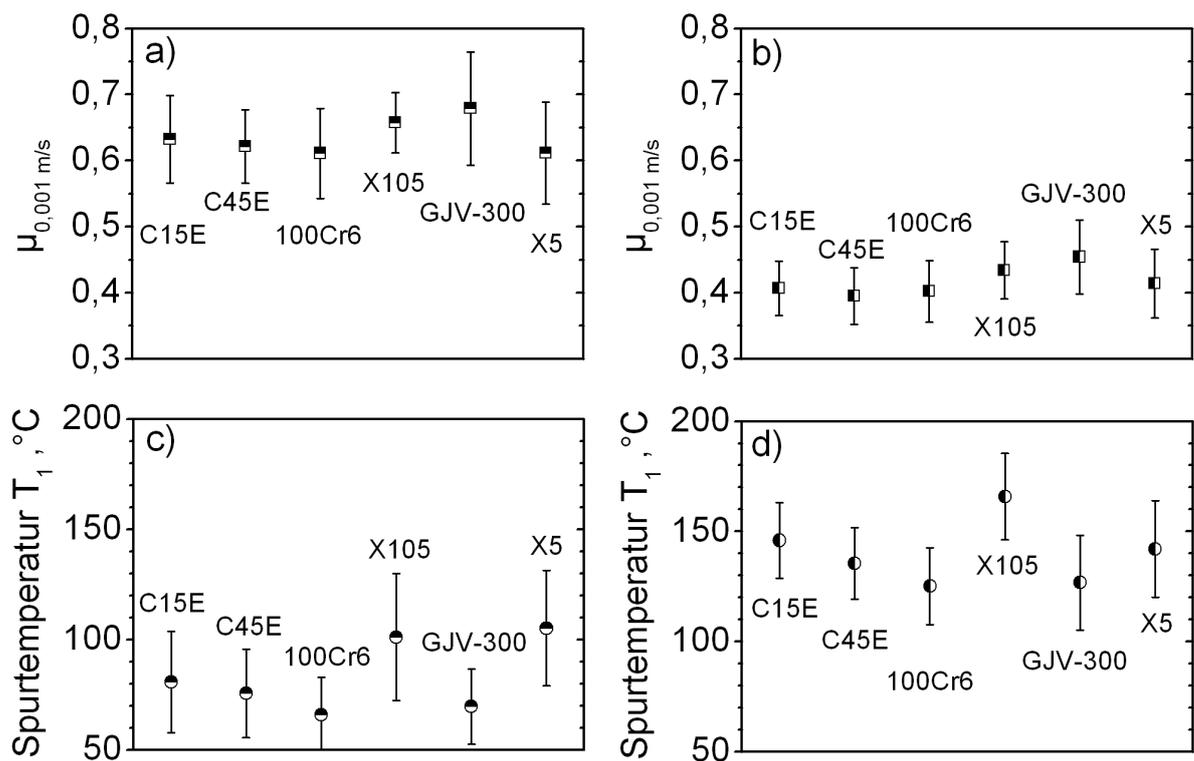


Abb. 3.41: Mittlere Quasi-Haftreibungszahl $\mu_{0,001\text{ m/s}}$ für die (a) Aufwärts- und (b) Abwärtsrampe sowie die mittlere Scheibentemperatur in der Verschleißspur für die (c) Aufwärts- und (d) Abwärtsrampe für das Pellet EKasicF in Paarung mit den Stählen C15E, C45E, 100Cr6, X105CrMo17 und X5CrNi18-10 sowie dem Grauguss GJV-300.

Scheibentemperatur wies die Paarung F99,7/100Cr6 auf. Der Wert lag hier bei 94 °C.

Die Quasi-Haftreibung wurde ebenfalls für das Pellet EKasicF in Paarung mit verschiedenen Scheibenmaterialien untersucht. Dies ist in Abbildung 3.41 dargestellt. In der Aufwärtsrampe (Abb. 3.41 a) lag der Wert der Quasi-Haftreibung mit einem Betrag von 0,68 am höchsten in Paarung mit dem GJV-300. Dahinter folgten der X105 mit 0,66, der C15E mit 0,63 und der C45E mit einem Wert von 0,62. Die 100Cr6- und die X5-Paarung wiesen die niedrigsten Quasi-Haftreibungswerte mit jeweils 0,61 auf. Die entsprechenden Spurtemperaturen (Abb. 3.41 c) lagen bis auf den X105 und den X5 auf vergleichbarem Niveau. Der C15E und der C45E wiesen Temperaturen von 81 °C bzw. 76 °C auf. Leicht darunter lagen der GJV-300 und der 100Cr6 mit Werten von 70 °C und 66 °C. Die beiden Paarungen mit dem X5 und dem X105 wiesen ein deutlich höheres Niveau auf und lagen bei Werten von 101 °C bzw. 105 °C. Für die Abwärtsrampe war generell ein niedrigeres Quasi-Haftreibungszahnniveau zu beobachten (Abb. 3.41 b). Die Reihenfolge blieb im Vergleich zur Aufwärtsrampe annähernd dieselbe, allerdings verringerte sich der

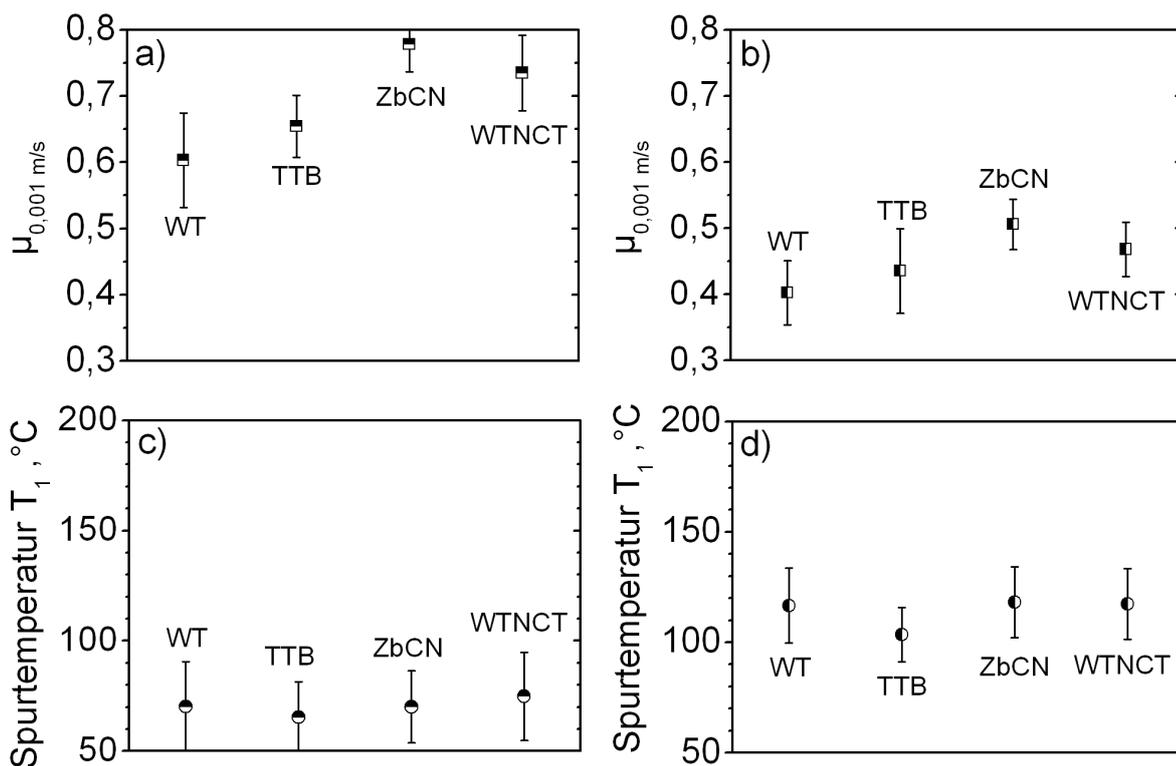


Abb. 3.42: Mittlere Quasi-Haftreibungszahl $\mu_{0,001\text{ m/s}}$ für die (a) Aufwärts- und (b) Abwärtsrampe sowie die mittlere Scheibentemperatur in der Verschleißspur für die (c) Aufwärts- und (d) Abwärtsrampe der laserrandschichtmodifizierten Pellets Al24-WT, Al24-TTB, Al24-ZbCN und Al24-WTNCT in Paarung mit dem Stahl C45E.

Abstand der Paarungen untereinander leicht. Die Paarung EKasicF/GJV-300 zeigte auch hier das höchste Niveau mit einem Wert von 0,45. Die X105- und C15E-Paarung lagen mit Werten von 0,43 bzw. 0,41 leicht niedriger. Der C45E, 100Cr6 und der X5 besaßen annähernd das gleiche Niveau. Sie wiesen Werte von jeweils 0,40 bzw. 0,41 für den X5 auf. Die dazugehörigen Spurtemperaturen (Abb. 3.41 d) für die Abwärtsrampe zeigten folgendes Verhalten. Der X105 wies mit einem Wert von 166 °C die mit deutlichem Abstand höchste Temperatur auf. Der C15E lag bei einem Wert von 146 °C. Der C45E und der X5 lagen auf ähnlichem Niveau bei 135 °C bzw. 142 °C. Die beiden Paarungen mit dem 100Cr6 und dem GJV-300 waren fast gleichauf bei Temperaturen von 127 °C bzw. 125 °C. Sie wiesen somit die niedrigsten Spurtemperaturen in Paarung mit dem Pellet EKasicF auf.

Abbildung 3.42 zeigt das Verhalten bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten für die Paarungen laserrandschichtmodifizierter Pellets mit dem Stahl C45E. Es zeigten sich erneut große Unterschiede zwischen Auf- und Abwärtsrampe. Die laserrandschichtmodifizierte

Variante Al24-ZbCN wies in der Aufwärtsrampe mit 0,78 den höchsten Wert der Quasi-Haftreibung auf (Abb. 3.42 a). Mit etwas Abstand folgte Al24-WTNCT mit einem Wert von 0,73. Die Variante Al24-TTB lag deutlich niedriger und besaß einen Wert von 0,65. Den geringsten Betrag wies die Paarung Al24-WT/C45E mit 0,60 auf. Die entsprechenden Spurtemperaturen der Scheibe in der Aufwärtsrampe (Abb. 3.42 c) waren alle auf etwa dem gleichen Niveau. Die Paarung mit Al24-WTNCT lag bei 75 °C, mit Al24-WT und Al24-ZbCN jeweils bei 70 °C und schließlich die mit Al24-ZbCN bei 65 °C. Für die Abwärtsrampe waren die Werte der Quasi-Haftreibung (Abb. 3.42 b) generell wesentlich niedriger und die Unterschiede zwischen den Paarungen waren ebenfalls geringer als für die Aufwärtsrampe. An der Reihenfolge änderte sich jedoch nichts. Das Al24-ZbCN wies mit einem Betrag von 0,51 den mit Abstand höchsten Wert der Quasi-Haftreibung auf. Dahinter folgte das Al24-WTNCT mit einem Wert von 0,47. Das Al24-TTB wies einen Wert von 0,44 auf. Die geringste Quasi-Haftreibung besaß die Paarung Al24-WT mit einem Wert von 0,40. Die Spurtemperaturen bei der Abwärtsrampe (Abb. 3.42 d) lagen für Al24-WT, Al24-ZbCN und Al24-WTNCT auf fast dem gleichen Wert von ca. 118 °C. Die Paarung mit dem Al24-TTB besaß mit einem Wert von 103 °C die niedrigste Spurtemperatur.

Die Auswertung der Quasi-Haftreibung bei einer Gegenkörpervariation für die laserandschichtmodifizierte Variante Al24-WT ist in Abbildung 3.43 dargestellt. Es zeigten sich sowohl deutliche Unterschiede bei der Verwendung anderer Scheibenwerkstoffe als auch zwischen Auf- und Abwärtsrampe. Die Paarung Al24-WT/C15E wies mit einem Wert von 0,76 die mit Abstand höchste Quasi-Haftreibungszahl für die Aufwärtsrampe auf (Abb. 3.43 a). Die Paarung mit dem 100Cr6 lag bei einem Wert von 0,69. Den niedrigsten Wert besaß die Paarung mit dem C45E. Die Quasi-Haftreibung betrug hier lediglich 0,60. Die Spurtemperaturen für die Aufwärtsrampe (Abb. 3.43 c) unterschieden sich nur um ca. 10 K. Der C15E lag bei 76 °C, der C45E bei 70 °C und schließlich am niedrigsten der 100Cr6 mit 65 °C. In der Abwärtsrampe zeigt sich für die Quasi-Haftreibung prinzipiell ein ähnliches Bild (Abb. 3.43 b). Die Paarung mit dem C15E wies den höchsten Wert mit 0,53 auf. Es folgte mit einigem Abstand die Paarung Al24-WT/100Cr6 mit einem Betrag von 0,48. Die Paarung mit dem C45E besaß mit 0,40 erneut den geringsten Wert. Die Spurtemperaturen (Abb. 3.43 d) waren im Vergleich zur Aufwärtsrampe deutlich erhöht. Der C15E wies eine Spurtemperatur von 137 °C auf, was den höchsten Wert darstellte. Die Paarungen mit dem 100Cr6 und C45E lagen relativ gleichauf und zeigten Temperaturen von 120 °C bzw. 117 °C.

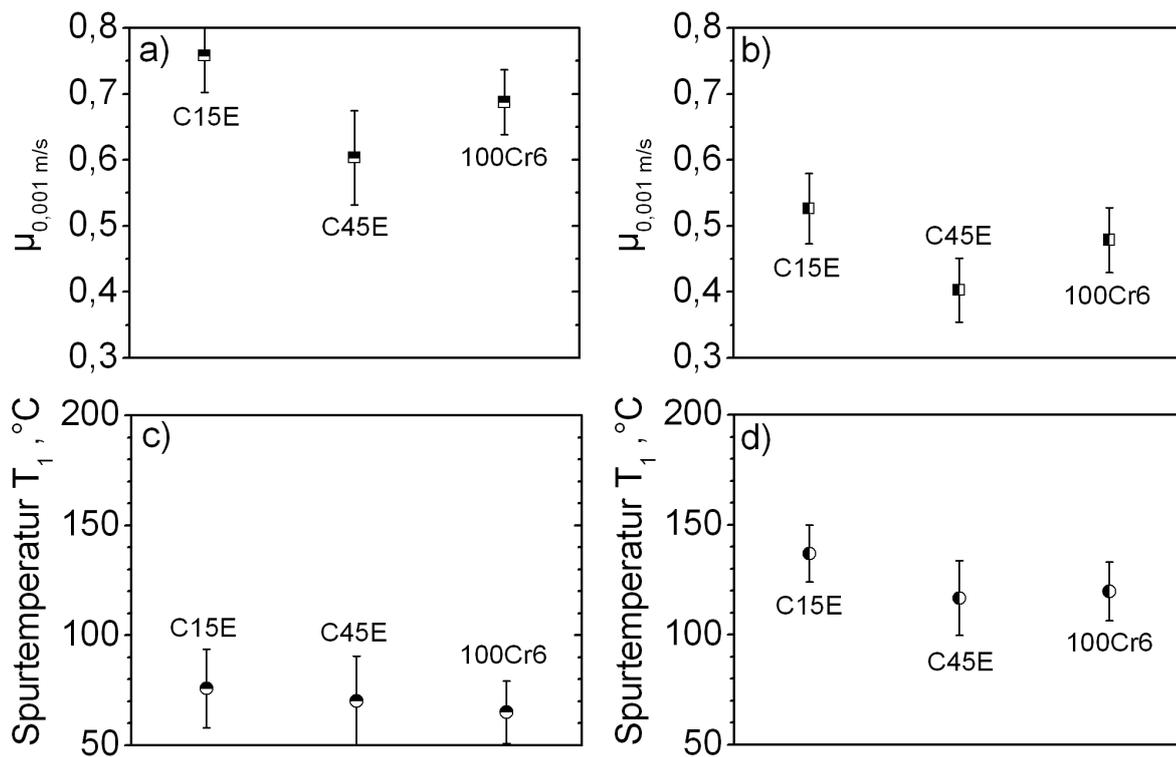


Abb. 3.43: Mittlere Quasi-Haftreibungszahl $\mu_{0,001\text{ m/s}}$ für die (a) Aufwärts- und (b) Abwärtsrampe sowie die mittlere Scheibentemperatur in der Verschleißspur für die (c) Aufwärts- und (d) Abwärtsrampe vom laserrandschichtmodifizierten Pellet Al24-WT in Paarung mit den Stählen C15E, C45E und 100Cr6.

Es erfolgte ebenfalls eine Auswertung der Quasi-Haftreibung für die Normalkraftvariation. Die Ergebnisse der Paarung EKasicF/C45E sind in Abbildung 3.44 dargestellt. Es zeigte sich, dass die Normalkraft für die Aufwärtsrampe nur einen geringen Einfluss hatte (Abb. 3.44 a). Die Werte für die Quasi-Haftreibung $\mu_{0,001\text{ m/s}}$ lagen für 50 N bei 0,63, für 100 N bei 0,62 und für 150 N bei 0,61. Die entsprechenden Scheibentemperaturen T_1 nahmen mit zunehmender Normalkraft zu (Abb. 3.44 c). Die mittleren Werte betragen 70 °C bei 50 N, 76 °C bei 100 N und 89 °C bei 150 N. Die Werte der Quasi-Haftreibung lagen für die Abwärtsrampe (Abb. 3.44 b) sehr deutlich unter denen der Aufwärtsrampe. Es war kein Zusammenhang zwischen Quasi-Haftreibung und Normalkraft erkennbar. Die Reihenfolge war wie folgt. Der höchste Wert wurde bei 100 N mit einem Betrag von 0,40 erzielt, darauf folgte ein Wert von 0,32 bei 150 N und der niedrigste Wert wurde mit 0,30 bei 50 N erreicht. Die Werte der Spurtemperatur für die Abwärtsrampe lagen generell über den Werten für die Aufwärtsrampe (Abb. 3.44 d). Es war kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Normalkraft und Spurtemperatur erkennbar, allerdings war un-

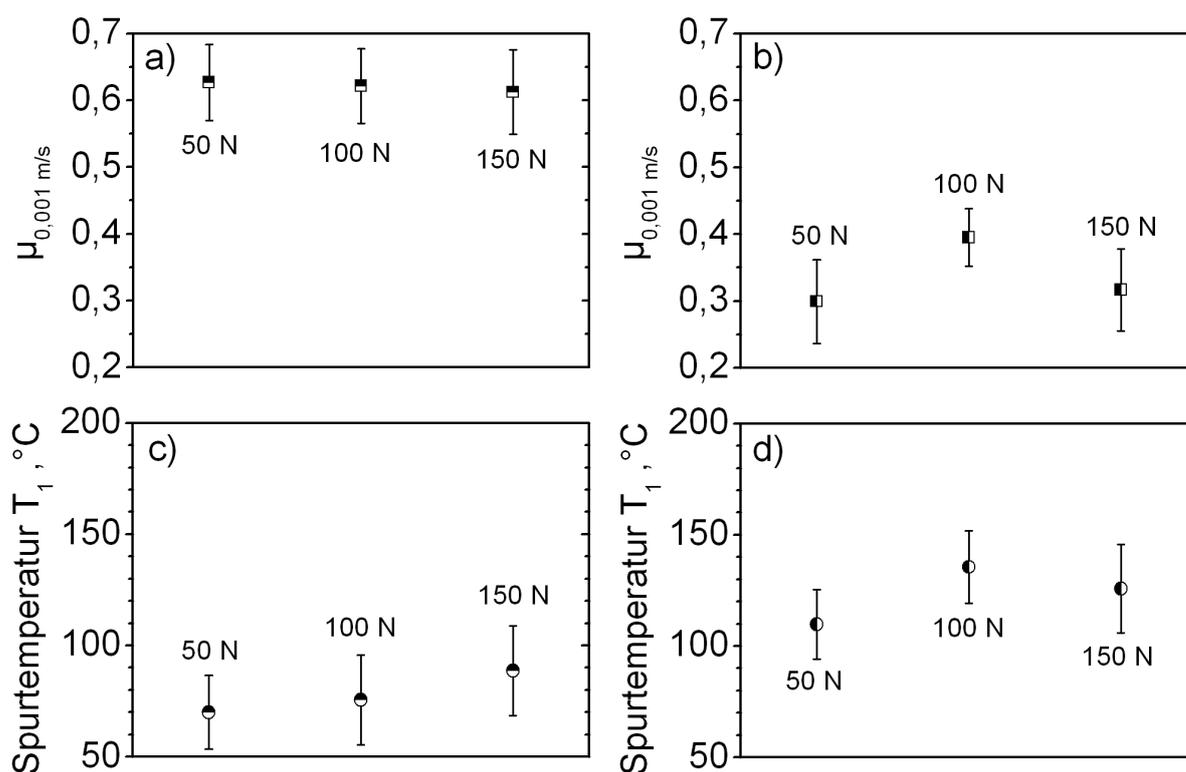


Abb. 3.44: Mittlere Quasi-Haftreibungszahl $\mu_{0,001\text{m/s}}$ für die (a) Aufwärts- und (b) Abwärtsrampe sowie die mittlere Scheibentemperatur in der Verschleißspur für die (c) Aufwärts- und (d) Abwärtsrampe der Paarung EKasicF/C45E bei Normalkräften von 50 N, 100 N und 150 N.

ter Berücksichtigung der Streubereiche die Tendenz von zunehmender Spurtemperatur mit zunehmender Normalkraft ersichtlich. Die mittleren Werte lagen bei 110 °C für 50 N, bei 136 °C für 100 N und bei 126 °C für 150 N.

Für die Paarung F99,7/C45E ergab die Auswertung der Quasi-Haftreibung für die Normalkraftvariation (Abb. 3.45) folgende Ergebnisse. Für die Aufwärtsrampe war ein Zusammenhang zwischen verwendeter Normalkraft und der Quasi-Haftreibung erkennbar (Abb. 3.45 a). Die $\mu_{0,001\text{m/s}}$ -Werte fielen mit zunehmender Normalkraft. Es ergab sich somit folgende Reihenfolge. Der höchste Wert wurde mit 0,71 bei 50 N erzielt, darauf folgte 0,67 bei 100 N und schließlich 0,59 bei 150 N. Die Spurtemperatur für die Aufwärtsrampe (Abb. 3.45 c) zeigte, unter Berücksichtigung der Streubereiche, eine Tendenz zu höheren Temperaturen je höher die Normalkraft war. Die Werte betragen 76 °C für 50 N, 70 °C für 100 N und 91 °C für 150 N. Für die Abwärtsrampe war bei der Quasi-Haftreibung kein Zusammenhang zwischen Normalkraft und Spurtemperatur erkennbar (Abb. 3.45 b). Die Quasi-Haftreibung der Abwärtsrampe war generell niedriger als die der Aufwärtsrampe.

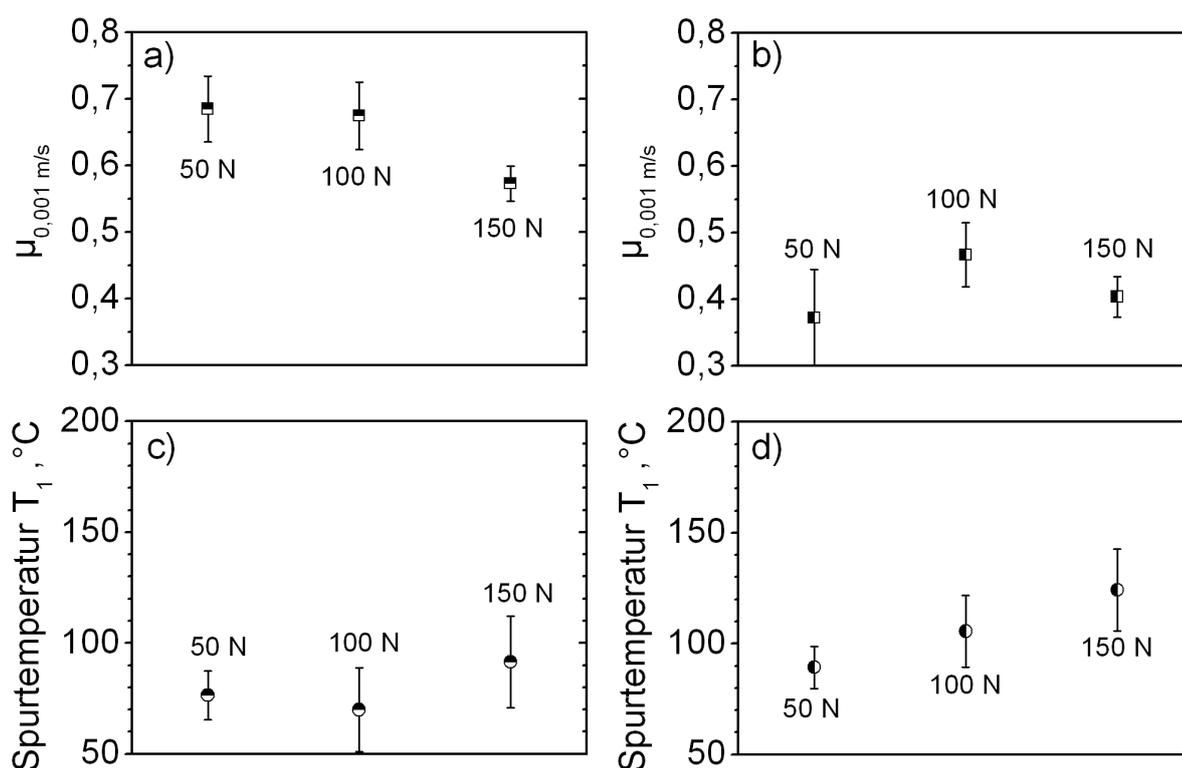


Abb. 3.45: Mittlere Quasi-Haftreibungszahl $\mu_{0,001\text{m/s}}$ für die (a) Aufwärts- und (b) Abwärtsrampe sowie die mittlere Scheibentemperatur in der Verschleißspur für die (c) Aufwärts- und (d) Abwärtsrampe der Paarung F99,7/C45E bei Normalkräften von 50 N, 100 N und 150 N.

Der höchste Wert wurde für 100 N ermittelt und lag bei 0,47. Hierauf folgte eine Quasi-Haftreibungszahl von 0,40 bei 150 N und schließlich am niedrigsten von 0,37 bei 50 N. Die entsprechenden Spurtemperaturen stiegen mit zunehmender Normalkraft (Abb. 3.45 d). Die Werten lagen bei 89 °C für 50 N, 106 °C für 100 N und 124 °C für 150 N.

3.4.6 Aufbau der Reibschichten und chemische Zusammensetzung

Es wurden Untersuchungen an den entstandenen Reibschichten der C45E-Paarungen durchgeführt. Hierzu wurden wie schon in Kapitel 2 beschrieben Querschliffe angefertigt, die dann mittels REM und EDX analysiert wurden. Die REM-Aufnahmen sind in Abb. 3.46 dargestellt. Bei der F99,7-Paarung (Abb. 3.46 a - c) bildete sich eine im Mittel ca. 10 μm dicke Reibschicht auf dem keramischen Pellet aus. Die EDX-Analyse ergab, dass diese hauptsächlich aus Eisen (Fe) und Sauerstoff (O) bestand, was auf das Vorhandensein von Eisenoxiden hindeutete. Die REM-Aufnahmen zeigten, dass es überdies vermutlich

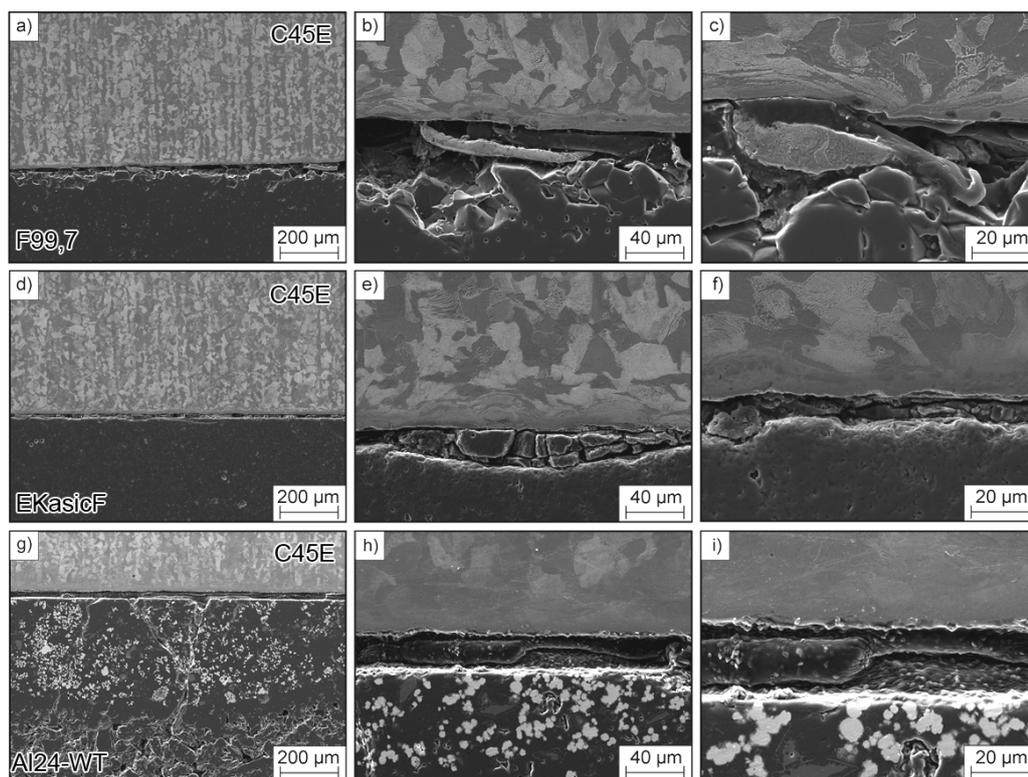


Abb. 3.46: REM-Aufnahmen der Reibschichten für (a-c) F99,7/C45E; (d-f) EKasicF/C45E und (g-i) Al24-WT/C45E.

zu Ausbrüchen am keramischen Pellet kam. Die Reibschicht der EKasicF/C45E-Paarung (Abb. 3.46 d-f) war am dünnsten und besaß im Mittel eine Dicke von ca. 5 µm. Die EDX-Analyse zeigte, dass diese hauptsächlich Eisen (Fe), Sauerstoff (O), Silizium (Si) und Kohlenstoff (C) enthielt. Dies deutet auf das Vorhandensein von Eisenoxiden sowie von SiC hin, welches vermutlich durch Ausbrüche in die Reibschicht gelangte. Eine EDX-Analyse der Partikel und die REM-Aufnahmen (siehe Abb. 3.46 e) bestätigten dies. Die Al24-WT Paarung (Abb. 3.46 g-i) wies mit ca. 10-15 µm im Mittel die dickste Reibschicht auf und bestand laut EDX-Analyse neben Eisen (Fe) und Sauerstoff (O) aus Titan (Ti), Wolfram (W) und Kohlenstoff (C). Dies deutet darauf hin, dass sich innerhalb der Reibschicht, neben Eisen- und Eisenoxiden, WC- und TiN-Partikel befanden. Diese hatten sich zum Teil aus der modifizierten Randschicht der Keramik gelöst. Bei dieser Paarung ist allerdings zu berücksichtigen, dass es durch das vorhandene Rissnetzwerk auf dem keramischen Pellet nicht möglich war, die beiden Reibpartner so zu verkleben und einzubetten, dass kein organisches Material eindringen konnte. Somit war die EDX-Analyse, zumindest für das Element Kohlenstoff, nicht aussagekräftig.

4 Diskussion

4.1 Analytische Betrachtung der Laserrandschichtmodifikation

4.1.1 Thermisch induzierte Spannungen

Thermisch induzierte Spannungen können verschiedene Ursachen haben. In Abbildung 4.1 sind die wesentlichen Gründe dargestellt. Der erste ist die Entstehung von Spannungen durch Dehnungsbehinderung infolge einer festen Einspannung oder sonstiger Restriktionen bei Erwärmung oder Abkühlung (a). Sie sind umso größer, je größer die Temperaturänderung bzw. je größer der thermische Ausdehnungskoeffizient α_{th} ist. Es gilt Gleichung (4.1). Eine weitere Ursache können unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten bei einem Materialverbund darstellen (b). Hierdurch entstehen die maximalen Spannungen unmittelbar an der Grenzfläche zwischen den beiden Materialien. Sie sind umso höher, je größer der Temperaturunterschied bzw. der Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{th} ist. Es gilt Gleichung (4.2). Ein dritter Grund für das Entstehen von thermisch induzierten Spannungen ist das Vorhandensein eines Tem-

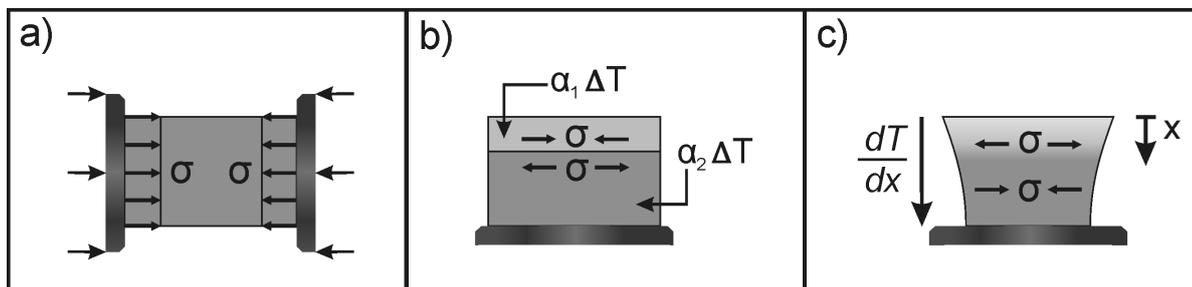


Abb. 4.1: Ursachen thermisch induzierter Spannungen: (a) Dehnungsbehinderung durch Einspannung, (b) unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten α_{th} zweier Materialien sowie (c) verursacht durch einen Temperaturgradienten dT/dx innerhalb eines Materials.

peraturgradienten innerhalb eines Materials (c). Es treten also innere Spannungen auf, die sich in ihrer Größe nach der Höhe des Temperaturgradienten richten. Hierfür gilt Gleichung (4.3).

$$\sigma_{th} = E \cdot \alpha_{th} \cdot \Delta T \quad (4.1)$$

$$\sigma_{th} = (E_1 \cdot \alpha_{th,1} - E_2 \cdot \alpha_{th,2}) \Delta T \quad (4.2)$$

$$\sigma_{th} = E \cdot \alpha_{th} [T_m - T(x)] \quad (4.3)$$

E = Elastizitätsmodul; σ_{th} = thermisch induzierte Spannung; α_{th} = thermischer Ausdehnungskoeffizient; ΔT = Temperaturänderung; T_m = mittlere Temperatur des Materials; $T(x)$ = Temperatur an der Ortskoordinate x .

Bei der Laserrandschichtmodifikation können alle drei Gründe ursächlich für das Auftreten von Spannungen sein. Dies ist abhängig von der jeweiligen Prozessphase. Während des Aufheizens kommt es zu einem Temperaturgradienten innerhalb des Substratmaterials, welcher in Spannungen resultiert. Bei der Laserrandschichtmodifikation kommt es, sobald das Substratmaterial wieder erstarrt ist, zu Spannungen infolge der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Zusatzstoffen und Substratmaterial. In Abhängigkeit der Grenzflächenfestigkeit kann dies ebenfalls zu Spannungen innerhalb der Grenzfläche führen. Das beschriebene Rissnetzwerk beim Al24-WT (vgl. Abb. 4.3) entstand durch Spannungen innerhalb der modifizierten Randschicht, infolge der stark unterschiedlichen E-Moduli und thermischen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Wolframkarbid und Aluminiumoxid. Die im Ergebnisteil dargestellten Risse (vgl. Abb. 3.3) lassen sich folgendermaßen erklären. Der Radialriss war durch die Spannung infolge des Temperaturgradienten zwischen Ober- und Unterseite des Pellets bedingt (siehe Abb. 3.5). Die Kantenrisse entstanden während des Abkühlens durch die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten und E-Moduli der modifizierten Randschicht und des Pelletmaterials Al24.

Zur Abschätzung der auftretenden thermisch induzierten Spannungen, infolge der Zusatzstoffe, wurden FE-Simulationen durchgeführt [109]. Die notwendigen Eingangsgrößen wurden auf Grundlage der einfachen Mischungsregel mit den in Tabelle 3.2 dargestellten Volumenanteilen und Eigenschaften berechnet. Somit war es möglich eine Abschätzung der auftretenden Spannungen vorzunehmen und schon im Vorfeld ungeeignete Kombinationen von Zusatzstoffen bezüglich der induzierten Spannungen herauszufiltern. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.2 dargestellt. Es zeigte sich, dass bei einigen Varianten die

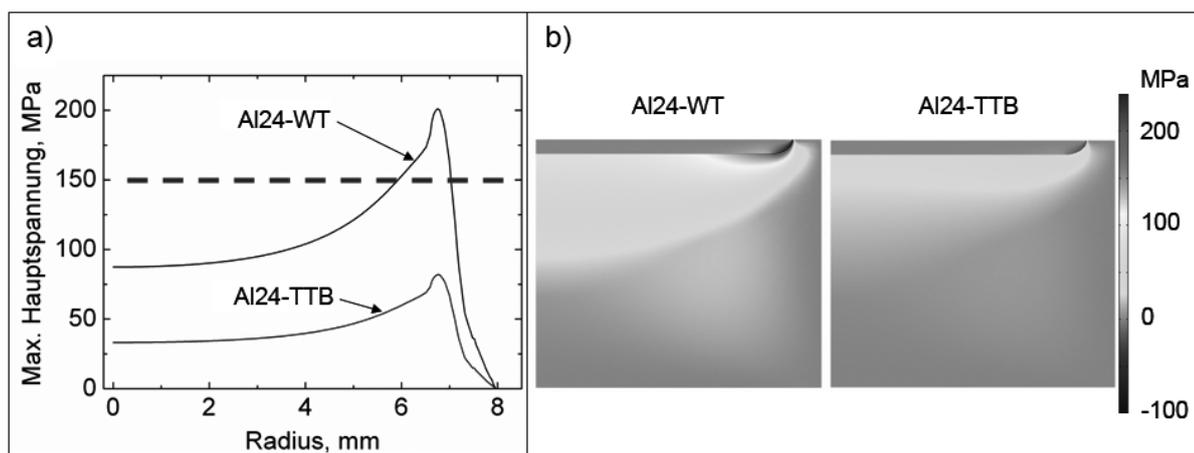


Abb. 4.2: Ergebnisse der durchgeführten FE-Simulation: (a) berechnete maximale Hauptspannungen in der Grenzfläche zwischen Substratmaterial (Al24) und lasermodifizierter Randschicht von Al24-WT und Al24-TTB dargestellt über dem Pelletradius (die Biegefestigkeit des Substrats ist strichliert dargestellt) und (b) Darstellung der berechneten maximalen Hauptspannungen über dem halbierten Pellet-Querschnitt [109].

berechneten Spannungen die Biegefestigkeit des Substratmaterials überschritten. Dies bestätigte sich auch experimentell. Die Variante Al24-WT wies nach der Laserrandschichtmodifikation ein Rissnetzwerk an der Oberfläche auf (vgl. Abb. 4.3). Das Al24-TTB lag in der Simulation spannungsmäßig unterhalb der Biegefestigkeit des Substratmaterials und wies kein Rissnetzwerk auf. Hierbei ist allerdings zu beachten, dass diese Art der Rechnung die Form und Lage der Zusatzstoffe und auch eventuell auftretende chemische Reaktionen nicht berücksichtigt.

Bei Verwendung von Zusatzstoffen mit großen Unterschieden im Elastizitätsmodul und im thermischen Ausdehnungskoeffizienten im Vergleich zum Substratmaterial, wie z. B. Wolframkarbid, sollte zusätzlich eine metallische Phase eingebracht werden, um die auftretenden Spannungen durch plastische Verformung abbauen zu können. Das Einbringen einer metallischen Phase mittels Laserrandschichtmodifikation wurde in bisherigen Arbeiten bereits mit Wolfram erfolgreich umgesetzt [110]. In der vorliegenden Arbeit wurde für die Herstellung von Al24-WTNCT unter anderem Nickel verwendet. Die thermisch induzierten Risse konnten hierdurch in ihrer Anzahl verringert werden. Allerdings waren die metallischen Konglomerate zu groß, um alle Risse durch den Abbau der Spannungen durch plastische Verformung zu vermeiden. Die Anbindung zum Substrat konnte durch die Verwendung von Kupfer und Titan verbessert werden. Es war möglich nach dem Konzept von [111] auch im Prozess der Laserrandschichtmodifikation Materialien mit Eigenschaftsgra-

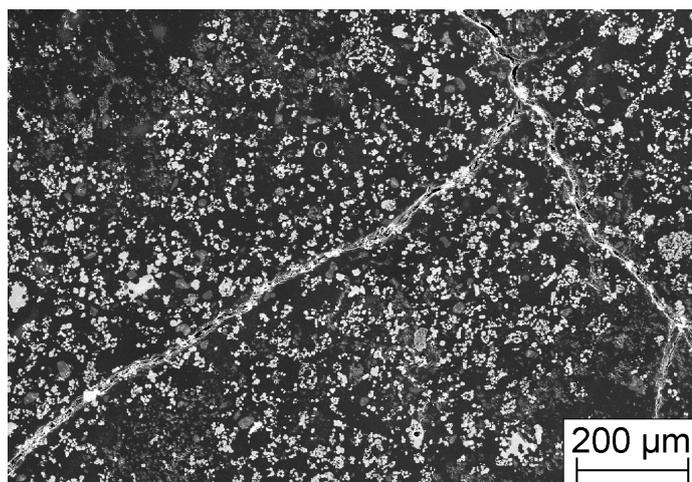


Abb. 4.3: REM-Aufnahme des Rissnetzwerks im Aufschliff der laserrandschichtmodifizierten Keramik Al24-WT.

dienten zu erzeugen. Hierbei wurden durch einen mehrfachen Modifikationsvorgang bei unterschiedlich hohen Laserleistungen und somit auch Schmelzbadtiefen Zusatzstoffmischungen verschiedener Zusammensetzungen eingebracht. Beim Al24-ZbCN wurden die metallischen Zusatzstoffe Chrom und Nickel erst in einem zweiten Schritt und bei reduzierter Laserleistung eingebracht, um deren Überhitzung zu vermeiden. Somit konnte ein Material mit einem gradierten Gefüge erzeugt werden.

4.1.2 Verbesserung der thermophysikalischen Eigenschaften

Die Verteilung der hochschmelzenden Zusatzstoffe war bei allen hergestellten laserrandschichtmodifizierten Varianten in der Regel sehr gut. Dies ist durch die Durchmischung im keramischen Schmelzbad durch die Marangoni-Strömung erklärbar, welche unter anderem in [112] beschrieben wurde. Es ist aus der Perkolationstheorie [113] ableitbar, dass eine Anreicherung von gut wärmeleitenden Zusatzstoffen in einer Korngrenzenphase eine bessere Wärmeleitfähigkeit bei gleichbleibendem Volumenanteil der Zusatzstoffe erzielt werden kann (vgl. Abb. 4.4) als bei regelloser Verteilung. Die Ursache hierfür ist die Ausbildung eines sehr gut wärmeleitenden dreidimensionalen Netzwerks. Aus diesem Grund wurden für die Lasermodifikation auch Zusatzstoffe mit Schmelz- bzw. Erstarrungstemperaturen unterhalb der des Substratmaterials eingesetzt. Die weiteren Zusatzstoffe sollten sich nach der Erstarrung des Primärgefüges in der noch vorhandenen Schmelze anreichern und somit zur Ausbildung der oben erwähnten Netzwerke führen.

Beim laserrandschichtmodifizierten Pellet Al24-TTB wurde eine Netzwerkstruktur erreicht (siehe Abb. 3.13 b). Hierbei bildete sich eine titanreiche Reaktionsphase auf den Korngrenzen aus. Allerdings bewirkte dies keine sehr große Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit, da Titan schon als Reinmetall keine besonders gute Wärmeleitfähigkeit aufweist. Bei den Varianten Al24-WTNCT und Al24-ZbCN waren die metallischen Phasen mit bis zu 300 μm relativ groß (siehe Abb. 3.13 c), was insbesondere beim Al24-ZbCN zur teilweise schlechten Anbindung zum Substratmaterial führte. Der Grund hierfür ist die hohe Diffusionsgeschwindigkeit und die hohe Grenzflächenenergie der metallischen Schmelzen. Dieser Effekt ist noch ausgeprägter beim vorliegenden schlechten Benetzungsverhalten von Metallschmelze und Keramik [114]. Die Lösung, sowohl zur Verbesserung der Wärmeleitfähigkeit als auch der mechanischen Festigkeit, bietet eine Optimierung der Korngrenzen [115] und der Grenzflächen [113]. Die Benetzungs- und Hafteigenschaften beim Kontakt zwischen Festkörper und Schmelze hängen direkt vom Wert der Grenzflächenenergie ab [116].

Die Verteilung der hochschmelzenden Metalle Nickel oder Chrom wurde beim Al24-ZbCN und Al24-WTNCT leider nicht in Netzwerkform erreicht. Die Größe der metallischen Phasen muss für diese Materialien verringert werden. Nach Rechnungen von [117] sollte die Partikelgröße von Nickel bei einem Volumenanteil von 20 % in einer Aluminiumoxidmatrix 8,4 μm nicht überschreiten, um Rissbildung zu vermeiden. Allerdings ist eine

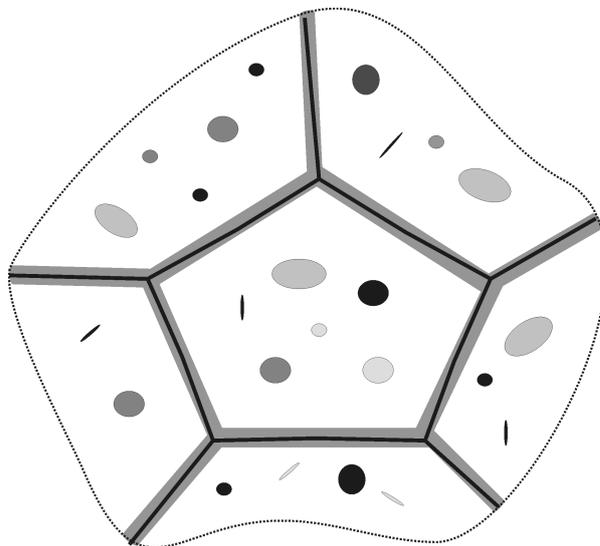


Abb. 4.4: Schematische Darstellung einer idealen laserrandschichtmodifizierten Probe mit Ausbildung eines dreidimensionalen Netzwerkes mit einer guten Wärmeleitfähigkeit auf den Korngrenzen und innerhalb der Körner eingelagerten, hochschmelzenden Hartstoffen.

Mindestgröße von $1,4\ \mu\text{m}$ erforderlich, um die Leitfähigkeit von Aluminiumoxid zu verbessern [118]. Um dies zu erreichen, müsste einerseits die Benetzung für Metallschmelzen durch bspw. Zugabe von geringen Mengen an Titan, Titanoxid oder anderen reaktiven Metallen [113] verbessert werden und andererseits die injizierte Menge der metallischen Zusatzstoffe reduziert werden, um Agglomeration zu vermeiden. Bei der Verwendung von Nickel zeigte sich in [119], dass Nickel-Partikel mit leicht erhöhtem Sauerstoffgehalt eine bessere Anbindung zur Matrix besaßen. Folglich könnte auch die zusätzliche Verwendung von Nickeloxid bei der Laserrandschichtmodifikation vorteilhaft sein. In anderen Untersuchungen wurde gezeigt, dass das Benetzungsverhalten von Aluminiumoxid und Nickelschmelzen durch Zugabe von 5 At.-% Aluminium um ein Vielfaches verbessert werden konnte [120]. Untersuchungen mit Saphir (Al_2O_3) und Nickelschmelzen zeigten, dass sowohl durch die Zugabe von Aluminium als auch Schwefel die Benetzung und Adhäsion entscheidend erhöht wurden [121]. Die Anzahl der sich bildenden Hohlräume war vom Tropfenvolumen der Schmelze abhängig, welches einen Einfluss auf die Spannungen innerhalb der Grenzfläche hat. Überdies ist auch bekannt, dass die Zugabe Yttrium, Hafnium oder Platin die Anbindung von Al_2O_3 -Schichten verbessern können [122]. Eine mögliche halb-empirische Berechnungsmethode der Grenzflächenenergie zwischen Oxidkeramiken (Al_2O_3 , ZrO_2) und Metallschmelzen wurde in [123] vorgeschlagen.

Zur entscheidenden Verbesserung der thermischen Eigenschaften ist es notwendig, dass die Metallpartikel oder das Netzwerk in ihrem Volumenanteil die Perkolationsgrenze erreichen, d.h. der Punkt ab dem die Wärmeleitfähigkeit im Wesentlichen durch die zweite Phase bestimmt wird. Nach [114] war es möglich, einen keramischen Verbundwerkstoff mit einem zusammenhängenden Netzwerk herzustellen. Hierfür wurde ein mit einer Nickel-Phosphor-Legierung umhülltes Aluminiumoxidpulver verwendet. In anderen Untersuchungen wurde die Herstellung eines Verbundwerkstoffes basierend auf Aluminiumoxid mit einem Netzwerk aus Niob-Aluminid gezeigt [124, 125]. Durch Zusatz von Pulver aus einer Titanlegierung zu Aluminiumoxid in Anteilen zwischen 20-80 Vol.-% und anschließendem Sintern gelang es in [126] ebenfalls einen Verbundwerkstoff mit metallischem Netzwerk herzustellen. Dieser wies sowohl verbesserte Verschleißigenschaften als auch einen um ein Vielfaches niedrigeren elektrischen Widerstand auf als monolithisches Aluminiumoxid, was auf eine ebenfalls verbesserte thermische Leitfähigkeit infolge des metallischen Netzwerkes schließen lässt. In [127] wurden die sog. effektiven Transport-Eigenschaften auf der Grundlage von Phasenanteilen und auch deren Verteilung für ein keramisch basiertes Zwei-Komponenten-System berechnet.

Das Substratmaterial erfährt darüberhinaus auch eine mechanische Verstärkung durch metallische Partikel oder Netzwerke. Dies wurde mit diversen Untersuchungen am Beispiel Nickel [119, 128, 129] oder auch Nickelaluminid [130] in einer Aluminiumoxidmatrix belegt. Aufgrund ihrer Kompatibilität und Eigenschaften wurden auch die Systeme Aluminiumoxid mit Nickel, Silber, Molybdän, Kupfer, Eisen, Chrom und Chrom-Nickel untersucht [131]. Chrom ist eine besonders interessante Option, da der thermische Ausdehnungskoeffizient niedriger als der von Aluminiumoxid ist [132]. Es zeigte sich, dass durch Zugabe von Chrom-Partikeln die Bruchfestigkeit von Aluminiumoxid nahezu verdoppelt werden konnte. Keramische Verbundmaterialien mit metallischen Phasen sind somit aufgrund ihrer Eigenschaften vielversprechende Konstruktionsmaterialien [131].

4.2 Reibungsverhalten

Das tribologische Verhalten der modifizierten Keramiken stellte insbesondere in Paarung mit C45E eine deutliche Verbesserung gegenüber der monolithischen Referenzkeramik F99,7 dar. Dies betraf nicht nur einen günstigeren Reibungszahlgradienten sondern umfasste auch ein im Allgemeinen höheres Reibungszahlniveau. Im Vergleich zur nicht-oxidischen Referenzkeramik EKasicF in Paarung mit C45E lag zumindest die Laserrandschichtmodifizierte Keramik Al24-WT bezüglich des Reibungszahlgradienten fast gleichauf (vgl. Abb. 3.20 und 3.29). Es zeigte sich, dass die Reibungszahlwerte aller untersuchten Paarungen mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit abnahmen, was mit anderen Gleitreibungsuntersuchungen konsistent ist [8, 94, 133]. Dies erklärt jedoch nicht die Unterschiede im Reibungszahlniveau zwischen Auf- und Abwärtsrampe in der vorliegenden Arbeit. Sie waren somit mit großer Wahrscheinlichkeit überwiegend thermisch bedingt.

Es wird davon ausgegangen, dass thermische Effekte einen erheblichen Einfluss auf das Reibungsverhalten haben. Ein Beispiel hierfür ist das Phänomen des sog. „fading“, welches insbesondere im Zusammenhang mit Bremsvorgängen eine Rolle spielt. Der Begriff „fading“ bedeutet ein Absinken der Reibungszahl bei zunehmender Reibleistung P_R und somit auch zunehmender thermischer Beanspruchung der Reibpartner [2, 7, 22, 23]. In Abbildung 4.5 ist die Reibarbeit W_R über der spezifischen Reibleistung p_R für einen gesamten Rampenzyklus aufgetragen. Die Werte unterschieden sich deutlich zwischen den dargestellten Paarungen. Bei der Paarung F99,7/C45E betragen die Werte für die Reibarbeit zwischen 4800 und 5100 J. Die spezifische Reibleistung lag im Bereich von 4,8 und 5,2 W/mm² und war somit am niedrigsten. Die Paarung mit dem Laserrandschicht-

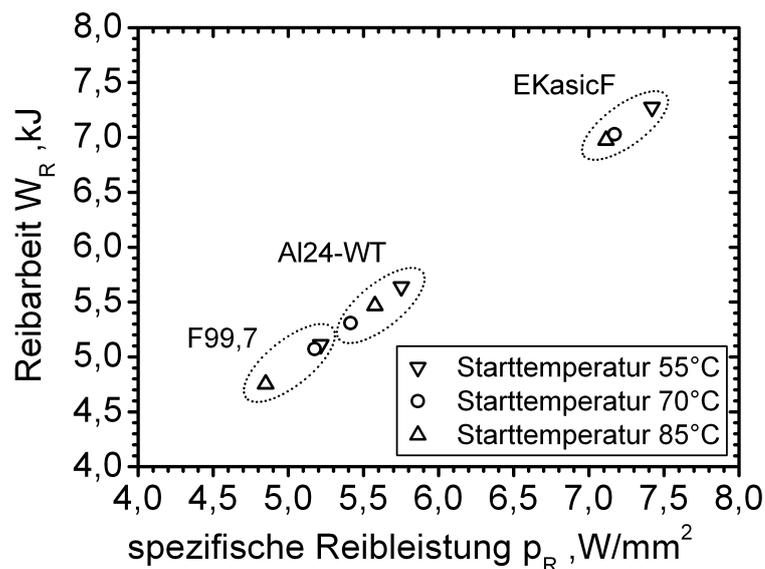


Abb. 4.5: Reibarbeit W_R und spezifische Reibleistung p_R für jeweils einen gesamten Rampenzyklus bei unterschiedlichen Starttemperaturen für die Paarungen F99,7/C45E, EKasicF/C45E und Al24-WT/C45E.

modifizierten Pellet Al24-WT wies für W_R Werte zwischen 5300 und 5600 J und für die spezifische Reibleistung Beträge zwischen 4,7 und 5,2 W/mm² auf. Am höchsten lag die Paarung EKasicF mit Werten von 7000 bis 7300 J für die Reibarbeit und von 7,1 bis 7,4 W/mm² für die spezifische Reibleistung.

Eine schematische Darstellung der thermischen Verhältnisse während der Auf- und Abwärtsrampe, basierend auf den berührungslosen Temperaturmessungen in der Verschleißspur der Scheibe und Messungen 1,5 mm unterhalb des Reibkontaktes im Pellet mittels Thermoelement (siehe Abb. 2.3), ist Abbildung 4.6 zu entnehmen. Es waren insbesondere für die Pellettemperaturen deutliche Unterschiede zwischen Auf- und Abwärtsrampe feststellbar. Für die Paarung F99,7/C45E wurden während der Abwärtsrampe zwei signifikant unterschiedliche Temperaturverläufe beobachtet. Der Temperaturverlauf 1 wies eine kontinuierlich leicht abfallende Temperatur (von ca. 140 °C) auf, wohingegen der Temperaturverlauf 2 ein deutlich höheres Niveau aufwies, im mittleren Geschwindigkeitsbereich der Abwärtsrampe ein Maximum (von ca. 200 °C) besaß und schließlich zum Ende der Abwärtsrampe auf nahezu das Niveau von Temperaturverlauf 1 absank. Dieses unterschiedliche Verhalten ist durch die relativ schlechte Wärmeleitfähigkeit des F99,7 zu erklären. Durch die daraus folgende schlechte Wärmeabfuhr, kam es während der tribologischen Beanspruchung zur Ausbildung von sich bewegenden „glühenden Bereichen“

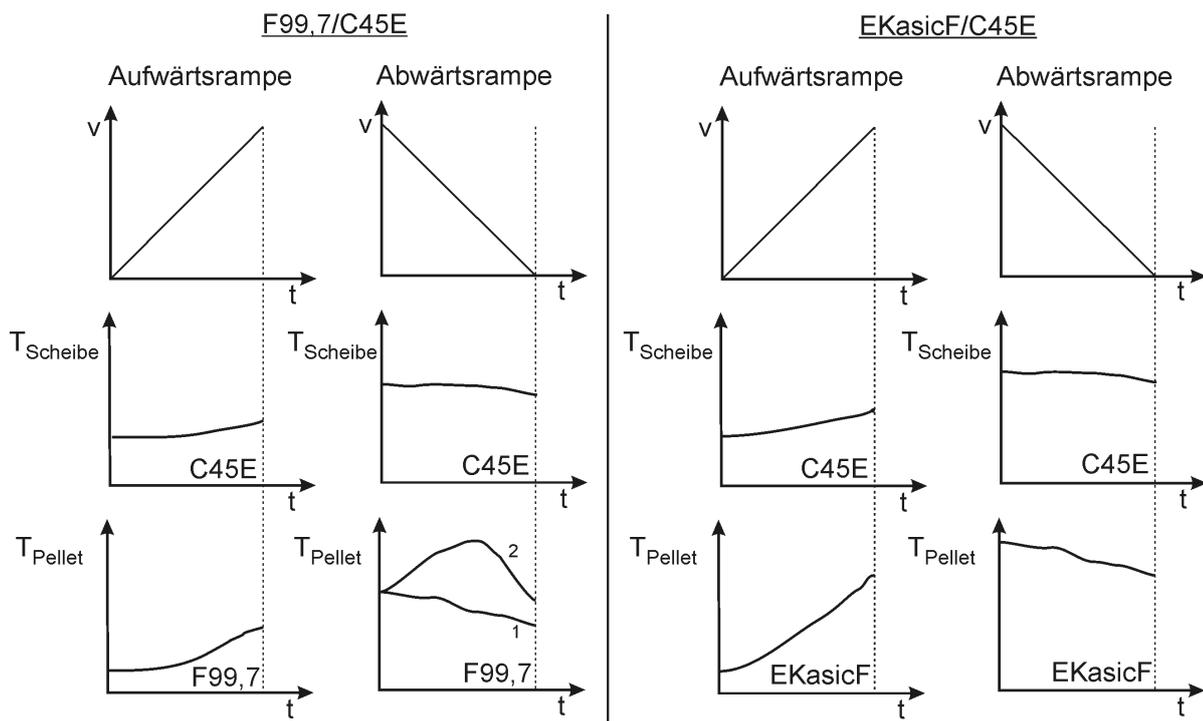


Abb. 4.6: Schematische Darstellung der Unterschiede in den Temperatur-Zeit-Verläufen von Pellet und Scheibe zwischen Auf- und Abwärtsrampe für die Paarungen F99,7/C45E und EKasicF/C45E.

(vgl. Abb. 4.7) auf Seiten des keramischen Pellets in der Nähe des Reibkontakts mit oranger Glühfarbe. Der Temperaturverlauf 2 zeigte vermutlich das Verlagern dieses Bereiches in Richtung der Messposition. Die Pellettemperatur lag beim EKasicF generell höher als beim F99,7 und stieg während der Aufwärtsrampe zügig an. Der Maximalwert von ca. 250 °C wurde zum Beginn der Abwärtsrampe erreicht und sank in deren weiterem Verlauf leicht ab. Es war nur ein typischer Temperaturverlauf erkennbar. Ein Grund hierfür war die wesentlich höhere Wärmeleitfähigkeit des EkasicF im Vergleich zum F99,7 und dem Stahl C45E. Die eingebrachte Reibenergie konnte sich folglich homogener im Pellet verteilen. Da auch in der Verschleißspur der Scheibe (T_1) bei dieser Paarung höhere Temperaturen gemessen wurden und die Reibleistungen der hier verglichenen Paarungen sich deutlich voneinander unterschieden (vgl. Abb. 4.5), kann davon ausgegangen werden, dass bei der Paarung EKasicF/C45E deutlich mehr Wärme über das keramische Pellet abgeführt wurde als bei der Paarung F99,7/C45E und auch Al24-WT/C45E.

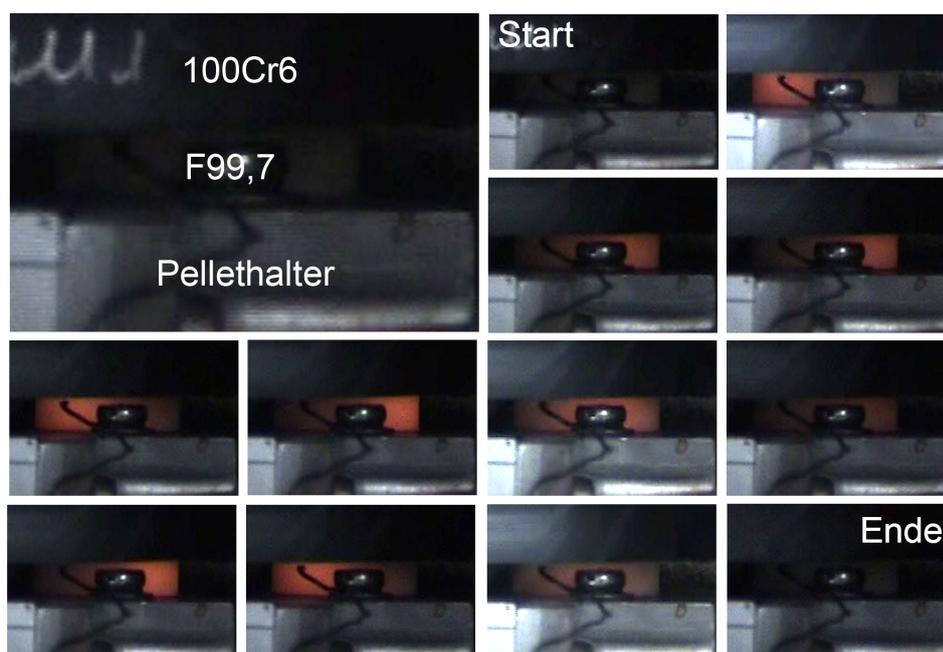


Abb. 4.7: Pellet und Scheibe (F99,7/100Cr6) im Ausgangszustand (große Abb. sowie kleine Abb. Start und Ende, $v=0$) und während der tribologischen Untersuchungen (kleine Abb., $v>0$). Das F99,7-Pellet glühte während der tribologischen Beanspruchung (vgl. Abb. 2.3) in wechselnden Bereichen orange.

4.2.1 Abschätzung der Kontakttemperaturen

Die Kontakttemperatur T_S lässt sich nach Gleichung (4.4) durch Ermittlung der verschiedenen Anteile berechnen. Dies sind die Umgebungstemperatur T_U , die Erhöhung der Bulktemperatur ΔT_b und der Anteil der Temperaturänderung infolge der Blitztemperatur am Mikrokontakt ΔT_f . Die bekannte Starttemperatur am Scheibenumfang T_2 wurde als Umgebungstemperatur angenommen. Folglich mussten lediglich die Anteile der Bulktemperatur ΔT_b und der Anteil der Blitztemperatur ΔT_f bestimmt werden.

$$T_S = T_U + \Delta T_b + \Delta T_f \quad (4.4)$$

T_S = Kontakttemperatur; T_U = Umgebungstemperatur; ΔT_b = Erhöhung der Bulktemperatur des Grundmaterials; ΔT_f = Temperaturänderung infolge Blitztemperatur am Mikrokontakt.

Eine schematische Darstellung des thermischen Modells ist Abb. 4.8 zu entnehmen. Zur Berechnung der Bulktemperatur der jeweiligen Tribopartner in den verschiedenen Paarun-

gen wurde folgendermaßen vorgegangen. Die Wärmemenge ist durch Gl. (4.5) bestimmt.

$$Q = c_p \cdot m \cdot \Delta T \quad (4.5)$$

Q = Wärmemenge; c_p = spezifische Wärmekapazität; m = Masse; ΔT = Temperaturdifferenz.

Da die Wärme unmittelbar im Reibkontakt entsteht, werden die entsprechenden Gleichungen für beide Reibpartner gleichgesetzt. Nach Umstellung ergibt sich Gleichung (4.6).

$$\Delta T_{b1} = \frac{c_{p2}(T_{b2}) \cdot m_2 \cdot \Delta T_{b2}}{c_{p1}(T_{b1}) \cdot m_1} \quad (4.6)$$

ΔT_{b1} = Temperaturerhöhung des Pellets; c_{p2} = spezifische Wärmekapazität der Scheibe; m_2 = Masse der Scheibe; ΔT_{b2} = Temperaturerhöhung der Scheibe; c_{p1} = spezifische Wärmekapazität des Pellets; m_1 = Masse des Pellets.

Über die mittels Messung der Scheibentemperatur in der Verschleißspur (T_1) bestimmte Temperaturänderung ΔT_{b2} konnte nun die Temperaturänderung des Pellets ΔT_{b1} über Gleichung (4.6) berechnet werden. Hierbei wurde eine etwaige Temperaturänderung zwischen tatsächlichem Reibkontakt und der Messposition vernachlässigt.

Es wurden folgende Vereinfachungen für die analytischen Betrachtungen vorgenommen:

- Zwischen den beiden Materialien besteht ein thermisch idealer Kontakt. Das Vorhandensein einer metallischen Reibschicht auf dem Pellet bleibt unberücksichtigt.
- Die entstehende Wärme verteilt sich innerhalb einer Zone mit einer Gesamtdicke von einem Millimeter. Die jeweilige Eindringtiefe ist hierbei abhängig von den Effusivitäten der Materialien bzw. deren Verhältnissen, wie in [134] beschrieben.
- Der Wärmeeintrag bleibt unmittelbar auf diese Zone beschränkt. Wärmeleitung wird nicht berücksichtigt.
- Der tatsächliche Temperaturverlauf wird durch das Modell der kalorischen Mitteltemperatur ersetzt (vgl. Abb. 4.8), d. h. die Temperatur wird über den Körper integral gemittelt.

Unter Berücksichtigung der Effusivitäten ϵ^* , siehe Gl. (4.7), ergaben sich die zur Berechnung der Kontakttemperaturen notwendigen Bulktemperaturen. Hierbei wurde eine Gesamtausbreitung der Wärmemenge von 1 mm angenommen.

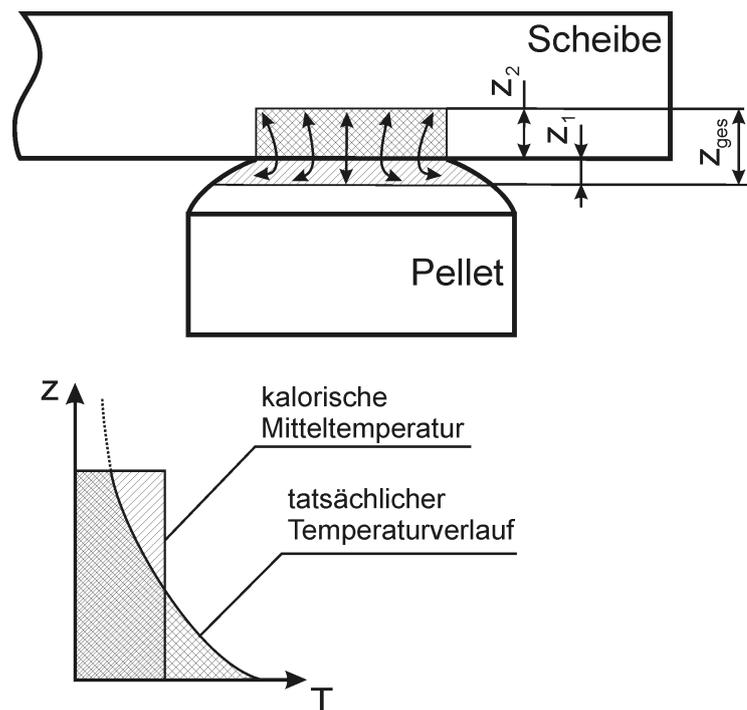


Abb. 4.8: Modell zur Berechnung der Kontakttemperatur mit zur Zone kalorischer Mitteltemperatur vereinfachtem Temperaturverlauf. Mit z_1 - Eindringtiefe Pellet, z_2 - Eindringtiefe Scheibe und z_{ges} - Gesamtdicke der Wärmeeindringzone (1 mm).

$$\epsilon^* = \sqrt{\lambda \cdot c_p \cdot \rho} \quad (4.7)$$

ϵ^* = Effusivität; λ = Wärmeleitfähigkeit; c_p = spezifische Wärmekapazität; ρ = Dichte.

Die jeweiligen Eindringtiefen wurden über das Verhältnis der Effusivitäten V_i (Gl. 4.8), der verschiedenen Tribopartner bei der entsprechenden Scheibentemperatur berechnet, d. h. die Wärmezone von 1 mm lag davon abhängig entweder stärker auf Seiten des Pellets oder auf Seiten der Scheibe.

$$V_1 = \frac{\epsilon_1^*}{\epsilon_1^* + \epsilon_2^*} \quad (4.8)$$

V_1 = Verhältnis der Effusivität bezogen aufs Pellet; ϵ_1^* = Effusivität des Pellets; ϵ_2^* = Effusivität der Scheibe.

Für die Volumenberechnung der Scheibe wurde ein Kreisring ($D_i=32$ mm, $D_a=48$ mm) zugelegt, da die Scheibe während der Versuche rotierte. Die Volumenberechnung des

Tab. 4.1: Ausgangsgrößen und berechnete Erhöhung der Bulktemperaturen ΔT_{b1} der Pellets EKasicF und F99,7 in Paarung mit den Stählen C45E und 100Cr6.

	C45E		100Cr6	
	F99,7	EKasicF	F99,7	EKasicF
Verhältnis $\epsilon_1^*/\epsilon_2^*$	0,72	1,35	0,73	1,53
Anteil Wärmezone Pellet	0,42	0,58	0,45	0,61
Anteil Wärmezone Scheibe	0,58	0,42	0,55	0,39
m_1 , g	0,195	0,261	0,219	0,275
m_2 , g	4,576	3,296	4,320	3,101
c_{p1} , J/(g·K)	1,16	1,12	1,14	1,09
c_{p2} , J/(g·K)	0,48	0,49	0,48	0,48
T_{b2} , °C	110	150	106	135
ΔT_{b2} , K	40	80	36	65
ΔT_{b1} , K	389	444	295	326

Pellets erfolgte auf Grundlage der bekannten geometrischen Zusammenhänge. Als Höhen wurden jeweils die über das Verhältnis der Effusivitäten V_i berechneten Eindringtiefen, unter der Annahme einer Gesamtwärmezone von 1 mm, eingesetzt. Die Massenberechnung wurde mit den bekannten Dichten der beteiligten Materialien durchgeführt. Da die spezifische Wärmekapazität temperaturabhängig ist, musste eine entsprechende Anpassung durchgeführt werden. Für die Scheibe wurden die Werte der gemessenen Scheibentemperatur in der Verschleißspur (bei Starttemperatur von 70 °C) zur Bestimmung des c_p -Wertes verwendet. Zur Bestimmung des c_p -Wertes des Pellets wurde mithilfe der in Abschnitt 3.2.2 dargestellten Ergebnisse solange eine Iterationsrechnung durchgeführt, bis die Pellettemperatur gleich dem Ergebnis der Iterationsrechnung war. Die so ermittelten Bulktemperaturen ΔT_{b1} (Pellet) und die Ausgangsgrößen sind exemplarisch für die Pellets F99,7 und EKasicF in Paarung mit den Stählen 100Cr6 und C45E in Tabelle 4.1 dargestellt.

Die sogenannten Blitztemperaturen sind Temperaturen, die unmittelbar an den Mikrokontakten auftreten und daher nur sehr aufwendig bzw. überhaupt nicht experimentell ermittelbar sind. Sie basieren auf der Annahme, dass auch zwei makroskopisch glatte Reibpartner sich nur zu einem gewissen Teil kontaktieren. Hierbei ist die wahre Kontaktfläche kleiner als die nominelle. Für die folgenden Betrachtungen wurde das Modell von Kuhlmann-Wilsdorf [135–137] verwendet, welches an die Arbeiten von Blok und Jaeger anknüpft [74, 138]. Wichtige Einflussgrößen sind hierbei die Anzahl der Mikrokontakte

und deren Größe, die Reibungszahl μ , die Gleitgeschwindigkeit v und die Wärmeleitfähigkeiten λ_i der beteiligten Materialien. Die hierzu verwendeten Gleichungen waren (4.9) und (4.10). Die Berechnungen erfolgten für den plastischen Mikrokontaktradius.

$$\Delta T_f = \mu \cdot v \cdot \frac{F_N}{\pi N a^*} \cdot \frac{1}{\frac{\lambda_1}{Z(v_{r1})} + \frac{\lambda_2}{Z(v_{r2})}} \quad (4.9)$$

ΔT_f = Temperaturänderung infolge Blitztemperatur am Mikrokontakt; μ = Reibungszahl; v = Gleitgeschwindigkeit; F_N = Normalkraft; N = Anzahl der Mikrokontakte; a^* = Mikrokontaktradius; λ_i = Wärmeleitfähigkeit der beteiligten Materialien; $Z(v_{ri})$ = Geschwindigkeitsfunktionen; v_{ri} = charakteristische Geschwindigkeit.

plastischer Mikrokontaktradius: $a^* = \left[0,75 \cdot \frac{F_N}{N} \cdot \left(\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} \right) \cdot R_r \right]^{\frac{1}{3}}$ $N \approx \frac{4 \cdot F_N}{\pi \cdot d^2 \cdot H_f}$ $Z(v_{ri} \leq 2) = \frac{1}{1 + \frac{v_{ri}}{3}}$	elastischer Mikrokontaktradius: $a^* = \left(\frac{F_N}{\pi N H_s} \right)^{\frac{1}{2}}$ $v_{ri} = \frac{a^* \cdot v_i}{\kappa_i}$ $Z(v_{ri} \geq 2) = \frac{9}{8 \left(\sqrt{v_{ri}} + \frac{1}{\sqrt{8}} \right)}$	(4.10)
---	--	--------

a^* = Mikrokontaktradius; F_N = Normalkraft; N = Anzahl der Mikrokontakte; ν_i = Querkontraktionszahl; E_i = E-Modul; R_r = mittlerer Krümmungsradius der Oberflächenrauheitsspitzen; H_s = Härte des weicheren Materials; v_{ri} = charakteristische Geschwindigkeit; κ_i = thermische Diffusivität (Temperaturleitfähigkeit); d = Durchmesser der Mikrokontakte; H_f = Härte bei Blitztemperatur.

Die Ergebnisse und die wichtigsten Eingangsgrößen sind in Tabelle 4.2 dargestellt. Es wurden hierbei zwei Rechnungen durchgeführt. Die erste für Raumtemperatur und eine zweite mit Annahme einer Temperatur von 200 °C. Die Ergebnisse zeigten, dass bei einer Temperatur von 200 °C die Paarung EKasicF/C45E mit 669 °C eine wesentlich niedrigere Blitztemperatur aufwies als die Paarung F99,7/C45E mit einem Wert von 1093 °C. Die für Raumtemperatur errechneten Blitztemperaturen lagen ca. 100 K niedriger.

Nach Berechnung der Bulk- und Blitztemperaturen wurden entsprechend Gl. (4.4) fol-

Tab. 4.2: Ausgangsgrößen und nach Kuhlmann-Wilsdorf (Gl. 4.9) und (Gl. 4.10) berechnete Blitztemperaturen ΔT_f der Pellets EKasicF und F99,7 in Paarung mit dem Stahl C45E bei Raumtemperatur bzw. bei 200 °C.

	EKasicF/C45E		F99,7/C45E	
	RT	200 °C	RT	200 °C
μ	0,416	0,416	0,374	0,374
F_N , N	100	100	100	100
d , μm	0,1	0,1	0,1	0,1
$H(T)$, N/mm ²	1378	1378	1378	1378
N	924	924	924	924
R_r , μm	0,05	0,05	0,05	0,05
E_1 , N/mm ²	210000	199000	210000	199000
E_2 , N/mm ²	410000	410000	380000	380000
κ , μm	1,39	1,41	1,41	1,43
ν_1	0,3	0,3	0,3	0,3
ν_2	0,2	0,2	0,2	0,2
v , m/s	12	12	12	12
λ_1 , W/(m·K)	43	42	43	42
λ_2 , W/(m·K)	140	107	32	21
Z_1	0,7290	0,7290	0,7272	0,7272
Z_2	0,9179	0,8616	0,6511	0,5092
a_1 , m ² /s	0,0000150	0,0000150	0,0000150	0,0000150
a_2 , m ² /s	0,0000623	0,0000347	0,0000105	0,0000049
v_{r1}	1,1151	1,1284	1,1253	1,1383
v_{r2}	0,2685	0,4878	1,6075	3,4848
ΔT_f , K	583	669	1015	1093

* Als Reibungszahl wurde der Wert der mittleren Reibungszahl aus den tribologischen Modelluntersuchungen verwendet. Da der E-Modul der Keramik bis 200 °C nicht signifikant sinkt, wurden auch hierfür die Werte bei Raumtemperatur verwendet. Als Härte des Stahls C45E bei Blitztemperatur wurde von einer Abnahme des Härtewertes auf die Hälfte des Wertes bei Raumtemperatur ausgegangen.

gende Kontakttemperaturen ermittelt. Für die Paarung F99,7/C45E ergab sich auf Pelletseite eine Kontakttemperatur von $T_S = (70 + 389 + 1093)^\circ\text{C} = 1552^\circ\text{C}$ und auf Scheibenseite $T_S = (70 + 40 + 1093)^\circ\text{C} = 1203^\circ\text{C}$. Für die Paarung EKasicF/C45E ergab sich analog dazu eine Kontakttemperatur auf Pelletseite von $T_S = (70 + 444 + 669)^\circ\text{C} = 1183^\circ\text{C}$ und auf Scheibenseite von $T_S = (70 + 80 + 669)^\circ\text{C} = 819^\circ\text{C}$. Bei tribologischen Untersuchungen von Aluminiumoxid-Pellets in Paarung mit Stahlscheiben wurden bei einer nominellen Flächenpressung von 15,5 MPa und einer Gleitgeschwindigkeit von 12 m/s annähernd dieselben Kontakttemperaturen für die Keramikseite ermittelt [94]. Die berechneten Kontakttemperaturen lagen hier bei ca. 1400 °C.

Die Höhe der ermittelten bzw. abgeschätzten Kontakttemperaturen wurde durch experimentelle Untersuchungen verifiziert. Hierzu wurden unter anderem REM-Aufnahmen der metallischen Scheiben ausgewertet. Die dort sichtbaren Gefügeveränderungen ließen Rückschlüsse über die Höhe der Kontakttemperaturen zu (siehe Abb. 4.9). Überdies wurden XRD-Messungen durchgeführt, um die vorliegenden Gefügebestandteile zu untersuchen bzw. zu bestimmen. Aus diesen Messungen konnte der Restaustenitgehalt ermittelt sowie qualitative Aussagen zur relativen Gitterbaufehlerdichte und Kristallitgröße getroffen werden (vgl. Abb. 4.10).

Ausgewählte REM-Aufnahmen des Scheibenwerkstoffes C45E nach tribologischer Beanspruchung in Paarung mit den keramischen Pellets F99,7 sowie EKasicF sind in Abbildung 4.9 dargestellt. In beiden Fällen war ein sehr stark verformtes Gefüge zu erkennen. Insbesondere der Ferrit verformte sich aufgrund seiner im Vergleich zum Perlit geringeren Härte sehr stark. Überdies zeigten sich Gefügeveränderungen im Randbereich der Kontaktzonen. Diese waren unterschiedlich stark ausgeprägt. Bei der Paarung EKasicF/C45E hatte die veränderte Randzone eine Dicke von ca. 5 μm , wohingegen diese bei der Paarung F99,7/C45E mit einer Dicke von ca. 10 μm wesentlich stärker ausgeprägt war. Diese veränderten Randzonen erschienen in den REM-Aufnahmen weiß und besaßen eine nadelige Struktur, was auf ein martensitisches Gefüge in diesem Bereich hindeutet (Abb. 4.9 g, h). In den Längsschliffen war überdies die Verformung des Gefüges in der Randzone in Richtung der Gleitbeanspruchung zu erkennen.

Die Ergebnisse der XRD-Messungen zur Restaustenitbestimmung [105, 106] sind in Abbildung 4.10 dargestellt. Sie unterstützten die auf Grundlage der REM-Aufnahmen getroffene Vermutung eines martensitischen Gefüges, da Restaustenit nachgewiesen werden konnte. Weiterhin ließen sich auch die Dicken der veränderten Schichten verifizieren. Durch elektrochemisches Polieren erfolgte ein definierter Abtrag von 10 μm . Die Auswer-

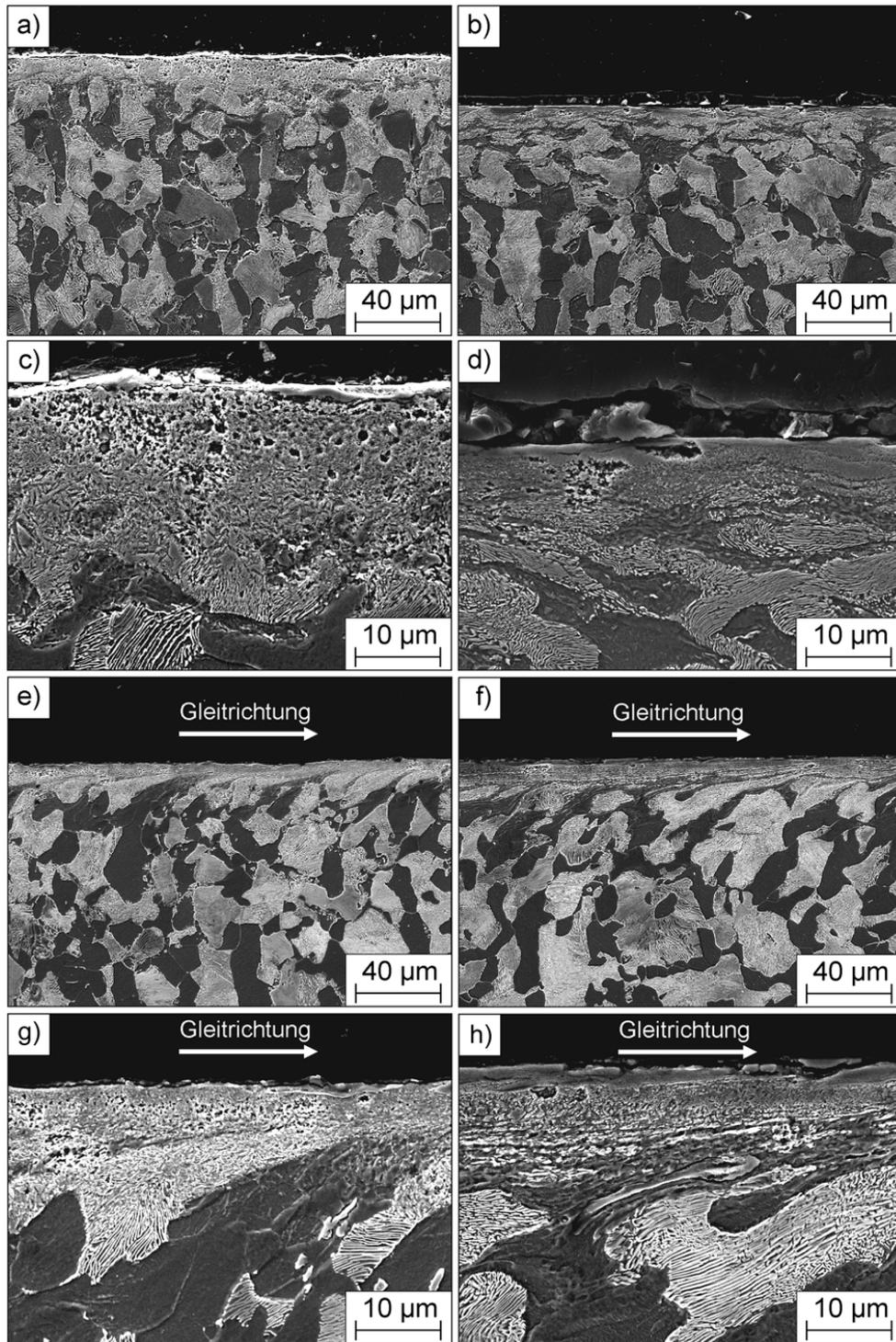


Abb. 4.9: REM-Aufnahmen der tribologisch beanspruchten (vgl. Abb. 2.3, Gleitweg 5760 m) Scheiben aus dem Stahl C45E in Paarung mit F99,7 und EKasicF: (a) und (c) Querschliffe F99,7/C45E, (b) und (d) Querschliffe EKasicF/C45E sowie (e) und (g) Längsschliffe F99,7/C45E, (f) und (h) Längsschliffe EKasicF/C45E.

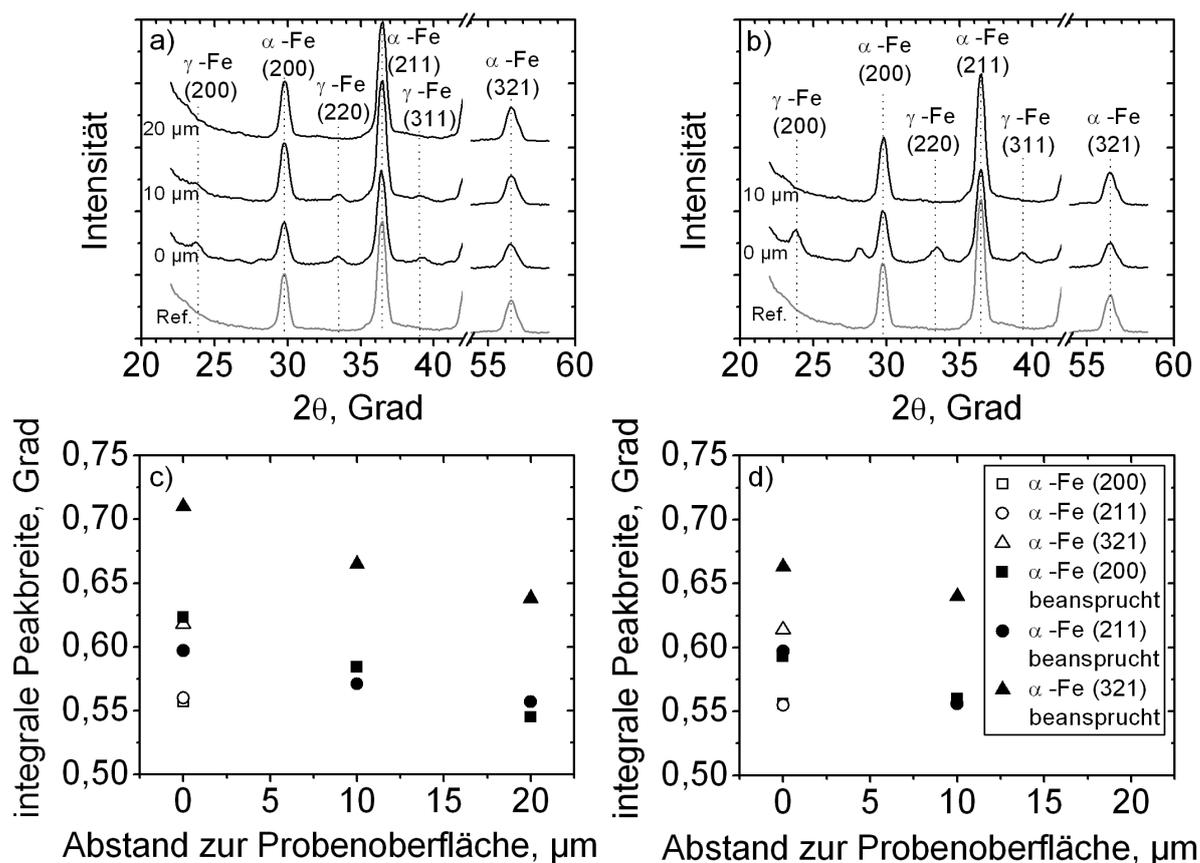


Abb. 4.10: Ergebnisse der XRD-Messungen der metallischen Scheiben (a) Intensität über dem Bragg-Winkel 2Θ für die Paarung F99,7/C45E im unbeanspruchten Zustand (graue Kurve) sowie in 0 μm , 10 μm und 20 μm Abstand zur Probenoberfläche nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3), (b) Intensität über dem Bragg-Winkel 2Θ für die Paarung EKasicF/C45E im unbeanspruchten Zustand (graue Kurve) sowie in 0 μm und 10 μm Abstand zur Probenoberfläche nach erfolgter tribologischer Beanspruchung, (c) Integrale Peakbreite aufgetragen über dem Abstand zur Probenoberfläche im beanspruchten und unbeanspruchtem Zustand der Paarung F99,7/C45E sowie (d) Integrale Peakbreite aufgetragen über dem Abstand zur Probenoberfläche im beanspruchten und unbeanspruchtem Zustand der Paarung F99,7/C45E.

tung der gemessenen Intensitäten nach dem 6-Linien-Verfahren ergab den in der Probe vorhandenen Restaustenitgehalt. Für die Paarung EKasicF/C45E betrug der Restaustenitgehalt an der Probenoberfläche $16,3 \pm 4,6$ Vol.-%. In einer Tiefe von 10 μm war kein Restaustenit mehr nachweisbar. Bei der Paarung F99,7/C45E lag der Restaustenitgehalt an der Probenoberfläche der C45E-Scheibe bei $9,3 \pm 1,5$ Vol.-%. In 10 μm Tiefe nahm der Restaustenitgehalt auf einen Wert von $5,2 \pm 1,9$ Vol.-% ab. In einer Tiefe von 20 μm war schließlich kein Restaustenit mehr nachweisbar. Die Auswertung der integralen Peak-

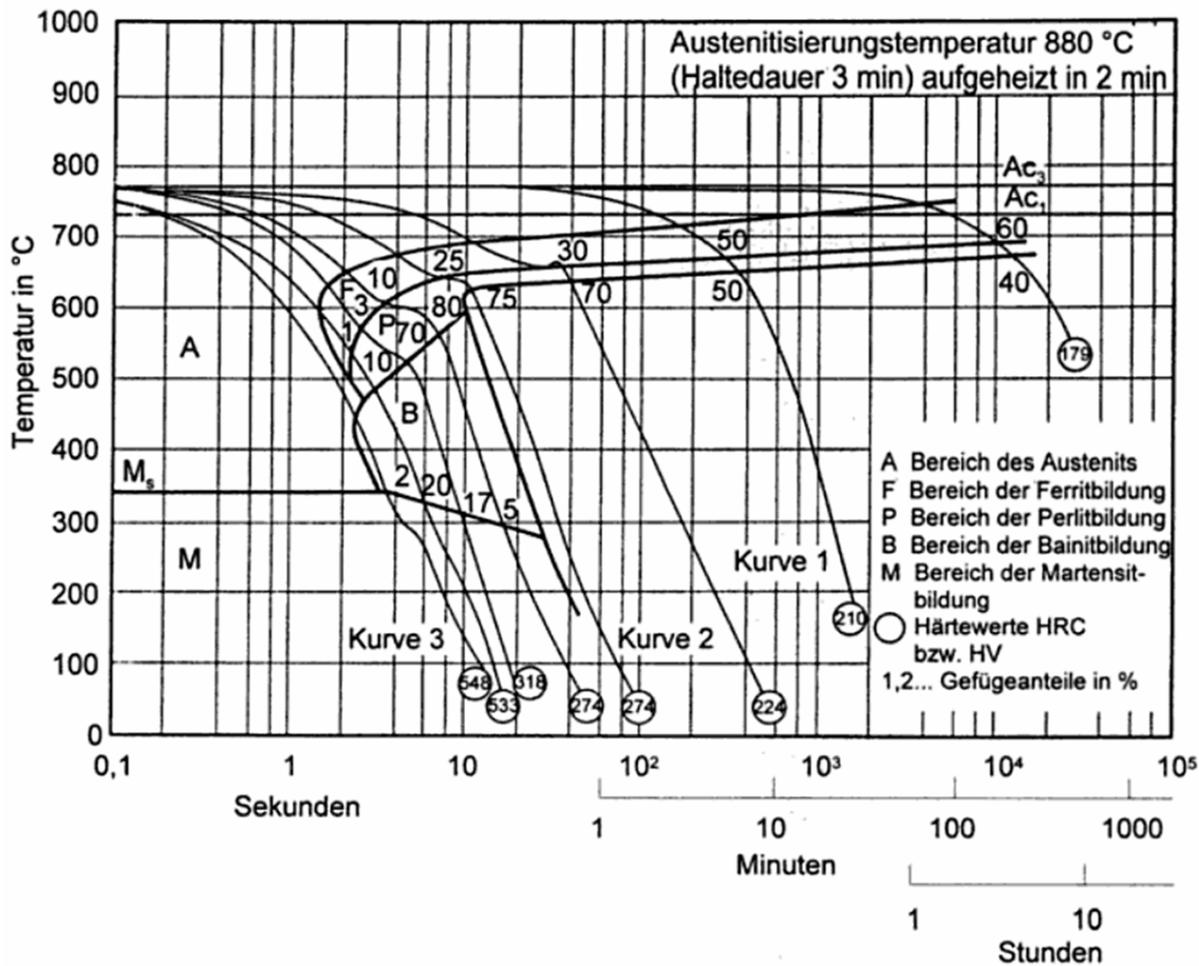


Abb. 4.11: Kontinuierliches ZTU-Diagramm des Stahls C45E nach [139].

breiten ließ qualitative Rückschlüsse über die Gitterbaufehlerdichte sowie Kristallit- bzw. Korngröße zu. Es wurden hierfür ausschließlich Peaks des α -Fe herangezogen. Hierbei ist zu beachten, dass mit der Methode der Röntgendiffraktometrie eine Unterscheidung von Martensit und α -Fe (Ferrit) nicht möglich ist, da sie eine ähnliche Gitterstruktur besitzen. Martensit weist im Allgemeinen wie der Ferrit eine kubisch-raumzentrierte Struktur auf, die allerdings leicht in vertikaler Richtung verzerrt ist, also tetragonal-raumzentriert. Geringere Peakbreiten weisen auf ein weiches Material mit größeren Körnern und eine geringere Anzahl kristallographischer Defekte hin. Größere Peakbreiten deuten auf Gegenteiliges hin. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.10 c (F99,7/C45E) und Abb. 4.10 d (EKasicF/C45E) dargestellt. Als Referenz wurden auch nicht tribologisch beanspruchte Proben in die Darstellung aufgenommen. Die Ergebnisse zeigten, dass die Randzone des unbeanspruchten Materials bei beiden Paarungen relativ zum tribologisch beanspruchten

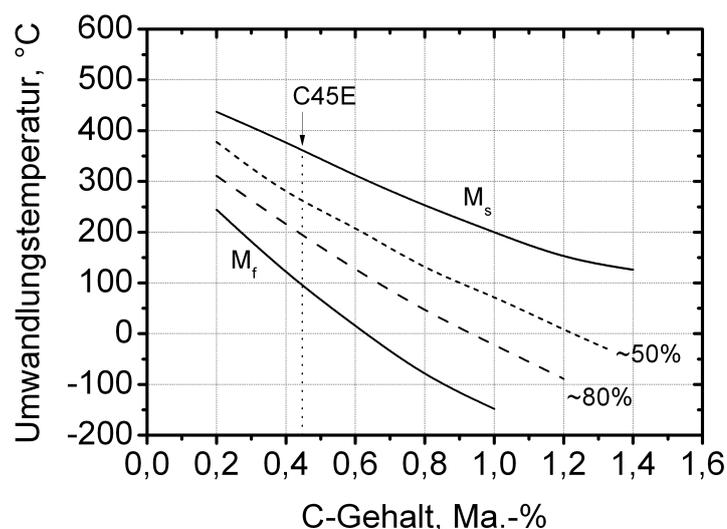


Abb. 4.12: Abhängigkeit von Martensitstarttemperatur M_s und Martensitfinishtemperatur M_f vom Kohlenstoffgehalt nach [140].

Material gröbere Körner besaß und weniger kristallographische Defekte aufwies. Aus den Tiefenprofilen wurde überdies ersichtlich, dass dieser Trend mit zunehmender Tiefe bei beiden Materialien abnahm bzw. für die Kristallorientierungen (200) und (211) auf die Ausgangswerte zurückging. Beim Vergleich der Materialien zeigten die Ergebnisse, dass die Paarung F99,7/C45E eine deutlich größere beeinflusste Randzone auf Seite der metallischen Scheibe aufwies als die Paarung EKasicF/C45E. Überdies konnte abgeleitet werden, dass die Randzone des C45E in Paarung mit dem Pellet F99,7 aufgrund der relativ höheren Peakbreiten feinere Körner und eine höhere Defektdichte in der Randzone als der C45E in Paarung mit EKasicF aufwies (vgl. Abb. 4.10 c, d).

In Abbildung 4.11 ist das ZTU-Diagramm des verwendeten Stahls C45E dargestellt. Es wird ersichtlich, dass zur Bildung von Martensit eine Temperatur von mindestens 770 °C zur Austenitisierung und danach eine minimale Abkühlgeschwindigkeit von ca. 140 K/s erreicht werden muss. Da die Bulktemperatur der Scheiben größer als die Martensitfinishtemperatur des Stahls C45E war, welche nach Abb. 4.12 bei ca. 100 °C liegt, konnte keine vollständige martensitische Umwandlung in der Randzone stattfinden. Dies erklärt den Restaustenitgehalt innerhalb der Randzone der C45E-Scheiben der untersuchten Paarungen. Weiterhin muss davon ausgegangen werden, dass die Umwandlungstemperaturen aufgrund der höheren Aufheizgeschwindigkeiten zu höheren Temperaturen verschoben sind. Das heißt der Stahl muss zur Gefügeumwandlung (Austenitisierung) eine deutlich höhere Temperatur aufweisen als im ZTU-Diagramm dargestellt. Allerdings würde nach

[141] durch den lokal vorhandenen hohen Druck durch die aufgebrachte Flächenpressung diese Phasenumwandlung in den Austenit wiederum begünstigt. Diese beiden konkurrierenden Mechanismen bestimmen, wann es zur Austenitisierung der Randzone und durch die anschließende Selbstabschreckung zur Martensitbildung kommt. In [142] wiesen die Autoren nach, dass nicht der Druck sondern die maximalen Blitztemperaturen entscheidend für die Umwandlung waren. Weiterhin gingen sie davon aus, dass durch die kurzen Haltezeiten deutlich höhere Temperaturen zur Austenitisierung notwendig sind als man aus dem ZTU-Diagramm erwarten müsste. Für die vorliegenden Untersuchungen kann von den gleichen Zusammenhängen ausgegangen werden.

Die experimentellen Ergebnisse (Restaustenit-Messungen, REM-Untersuchungen) und die vorangegangenen Ausführungen unterstützen die Temperaturabschätzung. Die Paarung F99,7/C45E wies scheinseitig mit 1203 °C im Vergleich zur Paarung EKasicF/C45E mit einer Oberflächentemperatur der Scheibe von 819 °C eine laut Abschätzung wesentlich höhere Kontakttemperatur auf. Dies wurde durch die dickere gefügeveränderte Randzone des Stahls im Fall von F99,7/C45E (vgl. Abb. 4.9) von ca. 10 µm im Vergleich zu ca. 5 µm bei der Paarung EKasicF/C45E und durch die Messungen des Restaustenitgehaltes bestätigt. Dieser lag für die Paarung EKasicF/C45E an der Probenoberfläche bei 16,3±4,6 Vol.-% und in einer Tiefe von 10 µm war kein Restaustenit mehr nachweisbar. Bei der Paarung F99,7/C45E betrug der Restaustenitgehalt an der Probenoberfläche der C45E-Scheibe 9,3±1,5 Vol.-%, in 10 µm Tiefe nahm er auf 5,2±1,9 Vol.-% ab und konnte in einer Tiefe von 20 µm nicht mehr nachgewiesen werden. Das vorhandene martensitische Gefüge bedeutet, dass die vorhandene Kontakttemperatur in jedem Fall über der Austenitisierungstemperatur gelegen haben muss.

In [143] wurde gezeigt, dass auch bei tribologischer Beanspruchung des Stahls C45E in Eigenpaarung Martensit in der Randzone entstehen kann. Diese Ergebnisse sind, durch das Vorhandensein einer metallischen Reibschicht auf der Keramik, prinzipiell auch auf die hier vorliegenden Untersuchungsergebnisse übertragbar.

4.2.2 Einfluss der Reibschichten

Der sogenannte Einlaufvorgang („running-in behaviour“) spielt für die Ausbildung der Reibschicht und somit für das tribologische Verhalten insgesamt eine große Rolle [144]. Man unterscheidet zwischen Einlauf des Verschleißes und der Reibungszahl, d. h. entweder das Erreichen einer konstanten Verschleißrate oder einer quasi-konstanten Reibungszahl.

Die Zeit bis zum Erreichen dieser Zustände ist nicht zwangsläufig dieselbe. Es kommt hierbei zu zeit- und größenabhängigen Änderungen im Reibungsverhalten und zu Verschleißerscheinungen, die durch die Energieaufteilung im Tribosystem beeinflusst werden. Aus diesem Grund können auch Systeme mit derselben Reibungszahl völlig andere Verschleißraten aufweisen, da die dissipierte Energie nicht zu gleichen Anteilen in Wärme, Bruchvorgänge, Deformation und die Bildung von Verschleißpartikeln aufgeteilt ist [144].

Bei Paarungen mit organisch basierten Reibmaterialien entstehen Reibschichten von ca. 5-50 μm , welche Reibung und Verschleiß neben den Belastungen entscheidend beeinflussen [5]. Darüber hinaus schützt diese Schicht den darunterliegenden Reibbelag bis zu einem gewissen Grad vor thermischer Überlastung. Kommt es lokal zur thermischen Überlastung sinkt infolgedessen die Reibungszahl und somit wird dieser Bereich wieder entlastet und ein anderer Bereich übernimmt bzw. ist im Kontakt. Darüber hinaus existieren diverse Untersuchungen zum Verhalten von organisch basierten Friktionsmaterialien in Paarung mit metallischen Gegenkörpern sowie Analysen der entstehenden Reibschichten [22, 145–149].

Wenn man davon ausgeht, dass durch den metallischen Übertrag in der Kontaktzone im Wesentlichen eine Metall/Metall-Paarung vorliegt, können folgende Mechanismen, die in [150] beschrieben wurden, zugrunde gelegt werden. Abhängig von der Höhe der Kontakttemperatur und Materialpaarung treten bei Stählen und anderen Legierungen prinzipiell verschiedene Arten von Reibschichten auf: keine Reibschicht („No Layer“), eine Übertragsschicht („Transfer Layer“), eine mechanische Mischschicht („Mechanically Mixed Layer“) oder eine Verbundschicht („Composite Layer“). Keine Übertragsschicht tritt i. d. R. nur bei Umgebungstemperaturen nahe Raumtemperatur auf, wenn das Gegenkörpermaterial eine entscheidend höhere Härte aufweist. Hier versagt das Material nur durch Delaminationsprozesse. Zur Bildung einer Übertragsschicht kommt es ebenfalls nahe Raumtemperatur, wenn das Gegenkörpermaterial entscheidend weicher ist. Eine mechanische Mischschicht tritt bei höheren Temperaturen und relativ weichen Materialien auf und ist dadurch gekennzeichnet, dass sich die Komponenten mechanisch miteinander vermischen. Bei sehr hohen Temperaturen entsteht eine Verbundschicht, welche insbesondere einen hohen Sauerstoffgehalt aufweist. Sie besitzt eine relativ hohe Härte und eine mit zunehmender Temperatur besser werdende Anbindung zum Grundmaterial. In den vorliegenden Untersuchungen bildet sich aufgrund der hohen Kontakttemperaturen immer eine sog. Verbundschicht aus. In [151] postulierten die Autoren, dass nur bei Gleitgeschwindigkeiten kleiner als 1 m/s die Reibungszahl im Wesentlichen durch die

Oberflächenrauheit bestimmt wird. Bei Gleitgeschwindigkeiten größer als 1 m/s wird die Oberfläche durch lokale Erwärmung verändert. Es kommt zu Oxidations- und teilweise auch zu Schmelzvorgängen im Kontaktbereich. Die Reibungszahl ist in diesem Fall von der Gleitgeschwindigkeit und der vorhandenen Flächenpressung abhängig, was auch für die vorliegenden Untersuchungen zutrifft.

Die Dicke der in den vorliegenden Untersuchungen entstandenen Reibschichten und auch deren chemische Zusammensetzung sind ebenfalls von entscheidender Bedeutung. Die der Paarung EKasicF/C45E war von den untersuchten Reibschichten mit ca. 5 μm die dünnste (vgl. Abb. 3.46 d-f) und wies neben Bestandteilen aus dem Stahl auch SiC-Partikel auf, welche mittels EDX-Analyse nachgewiesen werden konnten. Diese beeinflussten bzw. begünstigten vermutlich die Wärmeabfuhr aus dem tribologischen Kontakt, was sich günstig auf das Reibungsverhalten auswirkte. Im Gegensatz hierzu war die Reibschicht der Paarung F99,7/C45E mit ca. 10 μm doppelt so dick (vgl. Abb. 3.46 a-c). Falls herausgebrochene Al_2O_3 -Partikel enthalten gewesen waren, hätten diese nicht zu einer verbesserten Wärmeabfuhr beigetragen, da ihre Wärmeleitfähigkeit im Vergleich zum C45E geringer ist. Durch diese Tatsache und durch die erheblich größere Dicke wurde die Wärmeabfuhr aus dem Reibkontakt erschwert, was u. a. das schlechtere Reibungsverhalten erklären könnte. Die Zusammensetzung der Reibschicht bei der Paarung Al_2O_3 /Stahl ist nach [94] wie folgt. Insbesondere bei hohen Gleitgeschwindigkeiten wurden durch XRD-Messungen neben den zu erwartenden Eisenoxiden (Fe_3O_4) und α -Fe auch intermetallische Verbindungen wie FeAl_2O_4 und FeAlO_3 nachgewiesen. Letztere entstehen erst bei relativ hohen Temperaturen. Mit zunehmender Bedeckung durch diese Schicht sank die Reibungszahl. Dies deckt sich mit den Beobachtungen der vorliegenden Untersuchungen. Die Bildungsgeschwindigkeit der Reibschicht war in diesem Fall höher als deren Abtragsgeschwindigkeit. Die Bildung wurde unter anderem durch hohe Kontakttemperaturen unterstützt. Bei reversierendem Gleitkontakt [97] wurde beobachtet, dass eine niedrige Reibungszahl bei schwarzen Oxiden (FeO , Fe_3O_4) und eine hohe Reibungszahl bei rotbraunen Oxiden (Fe_2O_3) auftrat. Die Reibschichten der vorliegenden Untersuchungen wiesen bei nahezu allen Paarungen eine überwiegend schwarze Färbung auf. Die Beobachtung von sich bewegenden glühenden Bereichen im keramischen Pellet (Al_2O_3) in der vorliegenden Untersuchung (vgl. 4.7) wurde auch in [152] gemacht und dem Phänomen der thermomechanischen (auch: thermoelastischen) Instabilität zugeschrieben. Dort setzte diese ab einem Schwellwert von 15 mm^2 Kontaktfläche ein, über dem auch mit 50 mm^2 die nominelle Kontaktfläche der vorliegenden Untersuchung liegt.

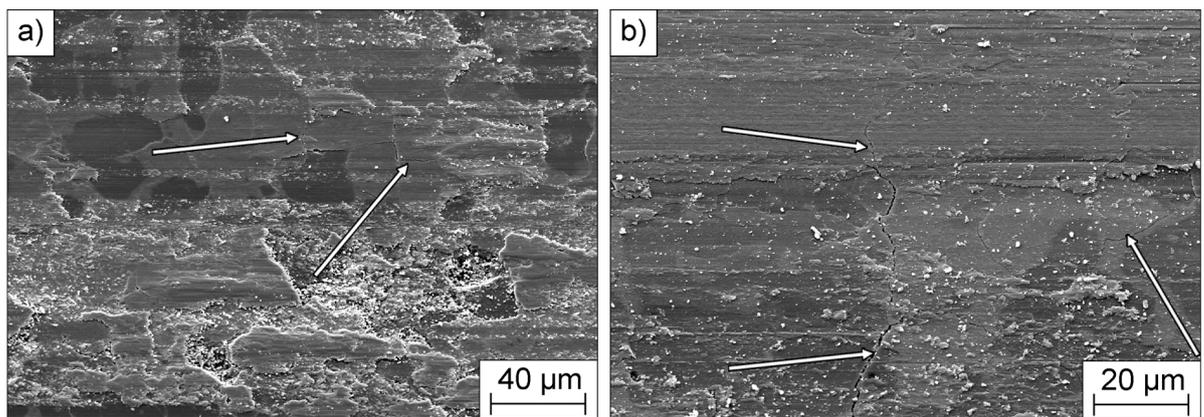


Abb. 4.13: Reibschicht auf dem keramischen Pellet der Paarung F99,7/C45E nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3). Die eingezeichneten Pfeile markieren die vorhandenen Risse.

Die Reibschicht auf dem keramischen Pellet der Paarung F99,7/C45E war in der Draufsicht von Rissen durchzogen (vgl. Abb. 4.13). Dies deckt sich mit anderen Untersuchungen [152], wo das Vorhandensein solcher Risse auf thermomechanische Instabilität zurückgeführt wurde. In der vorliegenden Arbeit entstanden die Risse vermutlich während der Abkühlung aufgrund unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten von metallischem Übertrag und dem keramischen Pellet, da die metallische Schicht hierbei stärker schrumpfte. Sobald die Spannungen zu groß wurden, riss die Reibschicht auf.

Bei der Paarung Al24-WT ist das relativ günstige Reibungsverhalten trotz der mit ca. 15 µm dicksten Reibschicht vermutlich dadurch zu erklären, dass sich Teile der rand-schichtmodifizierten Schicht herauslösten und in die Reibschicht übergingen. Da insbesondere das enthaltene Wolframkarbid eine höhere Wärmeleitfähigkeit als der Stahl aufweist, wurde hierdurch die Wärmeabfuhr aus dem Reibkontakt entscheidend verbessert.

4.2.3 Einfluss der Wärmeleitfähigkeit

In Abbildung 4.14 ist der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe aus den tribologischen Untersuchungen über der Wärmeleitfähigkeit der monolithischen Keramiken Aluminiumnitrid (AlN), EKasicF und F99,7 bzw. der effektiven Wärmeleitfähigkeit der laserrandschichtmodifizierten Pellets bei 200 °C dargestellt. Das AlN wurde hierbei unter den gleichen Bedingungen tribologisch untersucht. Die ermittelte Wärmeleitfähigkeit des verwendeten AlN ist im Vergleich zu normalerweise von AlN erreichten Werten zu gering (vgl. Abb. 1.4), entspricht aber der Qualität des verwendeten Materials. Der

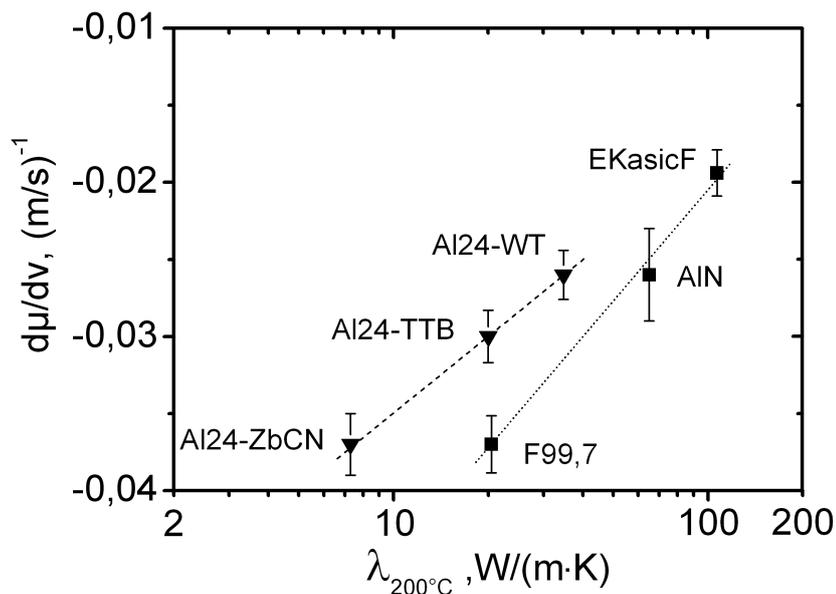


Abb. 4.14: Mittlerer Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ der Abwärtsrampe über der effektiven Wärmeleitfähigkeit von ausgewählten laserrandschichtmodifizierten und monolithischen Keramiken bei 200°C in Paarung mit C45E.

mittlere Reibungszahlgradient wurde mit zunehmender Wärmeleitfähigkeit betragsmäßig kleiner. Überdies war ein unterschiedlich großer Anstieg der Ausgleichsgeraden zwischen laserrandschichtmodifizierten und monolithischen Keramiken vorhanden. Auffallend war, dass bereits niedrigere effektive Wärmeleitfähigkeiten bei den randschichtmodifizierten Pellets zum gleichen Reibungszahlgradienten führten wie bei den untersuchten monolithischen Keramiken.

Der Einfluss der unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten der metallischen Scheiben bei 200°C in Paarung mit den Pellets EKasicF und F99,7 auf den mittleren Reibungszahlgradienten der Abwärtsrampe ist in Abbildung 4.15 dargestellt. Für die Paarungen mit dem Pellet EKasicF (Abb. 4.15 a) wurde der mittlere Reibungszahlgradient mit zunehmender Wärmeleitfähigkeit der Scheiben betragsmäßig kleiner. Für die Paarungen mit dem Pellet F99,7 (Abb. 4.15 b) war jedoch kein Zusammenhang erkennbar. Die mittleren Reibungszahlgradienten waren betragsmäßig generell größer als die der entsprechenden Paarungen mit dem Pellet EKasicF.

Eine weitere Größe zur Charakterisierung des Reibungsverhaltens war die minimale Reibungszahl bei $12,5\text{ m/s}$. Abbildung 4.16 zeigt den Einfluss der Wärmeleitfähigkeiten der verwendeten Scheibenmaterialien bei 200°C auf diese Größe. Es wurde ersichtlich, dass sowohl für die Paarungen mit dem Pellet EKasicF (Abb. 4.16 a) als auch mit dem

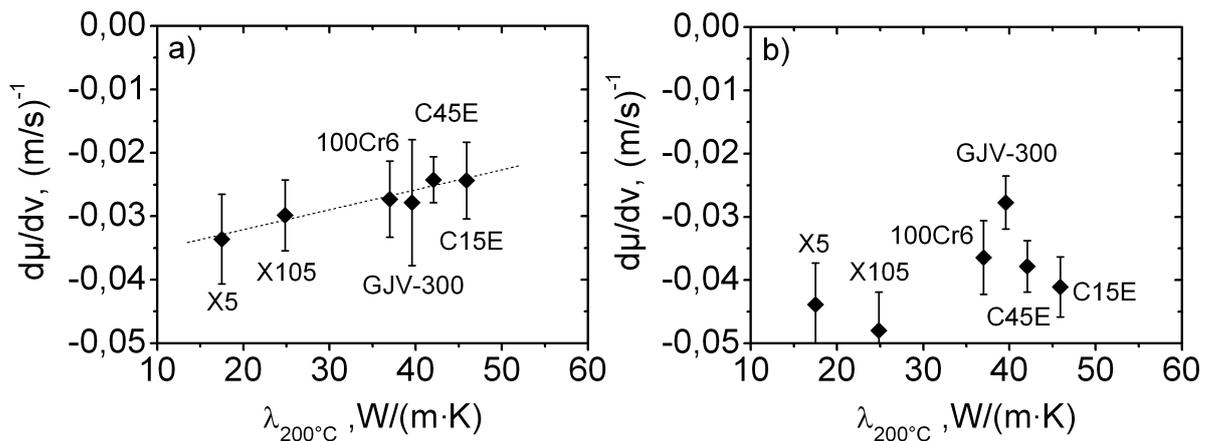


Abb. 4.15: Mittlerer Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ über der Wärmeleitfähigkeit bei 200°C verschiedener metallischer Scheiben in Paarung mit (a) dem Pellet EKasicF und (b) dem Pellet F99,7.

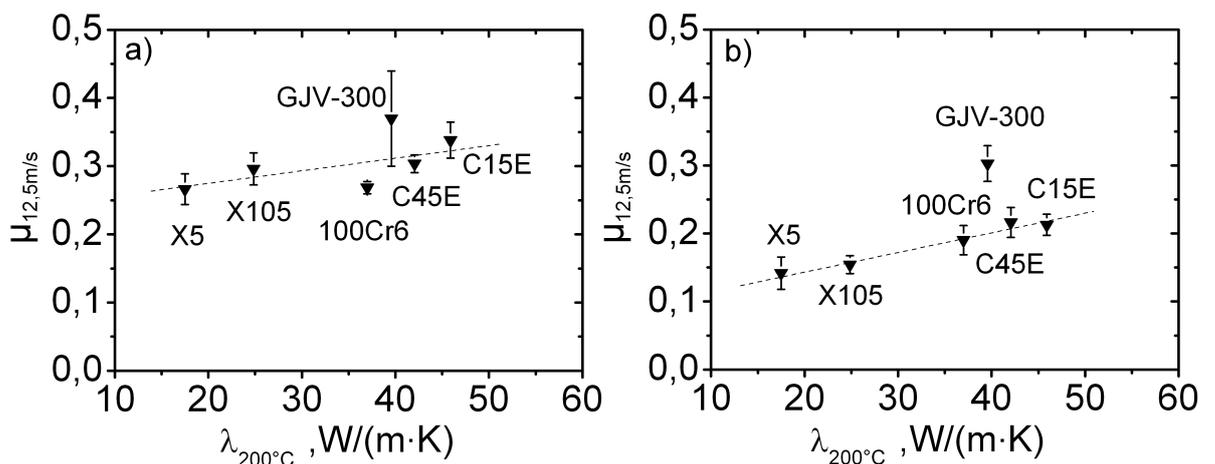


Abb. 4.16: Minimale Reibungszahl $\mu_{12,5\text{ m/s}}$ über der Wärmeleitfähigkeit bei 200°C verschiedener metallischer Scheiben in Paarung mit (a) dem Pellet EKasicF und (b) dem Pellet F99,7.

Pellet F99,7 (Abb. 4.16 b) der Wert der minimalen Reibungszahl mit zunehmender Wärmeleitfähigkeit der Scheibenmaterialien zunahm. Allerdings war das Niveau beim Pellet EKasicF deutlich höher. Dies lag vermutlich in der wesentlich besseren Wärmeleitfähigkeit des Pellets EKasicF im Vergleich zum F99,7 begründet. Somit konnte die im Reibkontakt entstehende Wärme schneller aus dem Kontakt abgeführt werden. Der Anstieg der Ausgleichsgeraden war beim EKasicF deutlich flacher, was vermutlich ähnliche Ursachen hatte. Durch die sehr gute Wärmeleitfähigkeit des Pellets EKasicF fielen die relativ geringen Unterschiede in den Wärmeleitfähigkeiten der metallischen Scheiben nicht so stark ins

Gewicht. Beim Pellet F99,7 hingegen waren die Unterschiede zwischen den Wärmeleitfähigkeiten von Pellet- und Scheibenmaterial wesentlich geringer. Somit hatten auch schon relativ geringe Änderungen der Wärmeleitfähigkeit des Scheibenmaterials Auswirkungen auf die minimale Reibungszahl.

4.3 Verschleißverhalten

Auch für Friktionssysteme gilt die Forderung nach einem möglichst geringen Verschleiß. Bei den durchgeführten tribologischen Modelluntersuchungen wiesen die keramischen Pellets einen volumetrischen Verschleißkoeffizienten k_v auf, der bis auf wenige Ausnahmen um eine Größenordnung niedriger als der k_v -Wert der metallischen Scheiben war. Dies hatte verschiedene Ursachen und ist konsistent mit Resultaten aus der Literatur [153]. In den vorliegenden Untersuchungen von Keramik/Stahl-Paarungen waren unter anderem die im Reibkontakt vorhandenen Temperaturen von entscheidender Bedeutung. So sind nicht nur die mechanischen Eigenschaften der verwendeten Keramiken und Stähle temperaturabhängig, sondern es traten, wie in Abschnitt 4.2.1 gezeigt, auch Gefügeveränderungen im Randbereich des Stahls C45E auf, welche prinzipiell auch auf die anderen Stähle (C15E, 100Cr6, X105) übertragbar sind. Eine Ausnahme stellte hierbei der Grauguss GJV-300 dar, welcher aus diesem Grund gesondert betrachtet wird. Diese Gefügeveränderungen infolge von Reibungsvorgängen wurden bereits mehrfach beschrieben [154, 155]. Sie bestehen prinzipiell von der Oberfläche zum Inneren des Materials aus: 1) einer mechanisch vermischten Zone mit sehr feinem Korn, 2) einer stark verformten Zone, die rekristallisiert sein kann oder nicht, 3) einer Zone mit erhöhter Versetzungsdichte und schließlich 4) dem unbeeinflussten Grundmaterial. Die Ausprägung dieser Zonen ist im Wesentlichen von tribologischen Systemparametern wie Materialpaarung, Gleitgeschwindigkeit, Flächenpressung usw. abhängig. Beim Auftreten von Verschleiß bildet sich erneut ein Gleichgewicht dieser Zonen aus [155].

Die Hauptverschleißmechanismen von Keramik/Metall-Paarungen waren scheinseitig hauptsächlich Abrasion durch die Keramik und ein gewisser Anteil an Adhäsion bedingt durch die Bildung einer metallischen Reibschicht auf der Keramik. Die Dicke der Reibschicht, welche im Wesentlichen durch Adhäsion entstand, wurde unter anderem durch die (Warm-) Härte der metallischen Scheibe bzw. durch die Kontakttemperaturen im Reibkontakt bestimmt. Bei gleichen Scheibenmaterialien war infolgedessen die Reibschicht bei Paarung mit F99,7 dicker als beim EKasicF. Die im Vergleich zu den metallischen

Scheiben auch bei hohen Temperaturen relativ spröden Keramiken F99,7 und EKasicF verschlissen hauptsächlich aufgrund von (Korn-) Ausbrüchen [156] und thermischer Ermüdung [157]. Die thermisch induzierten Spannungen waren beim Pelletmaterial F99,7 aufgrund der schlechteren Wärmeleitfähigkeit und den aus diesem Grund größeren Temperaturgradienten höher als beim EKasicF. Bei den Keramiken trat auch Abrasion infolge von ausgebrochenen keramischen Partikeln und dem teilweise in den metallischen Scheiben enthaltenen Chromkarbiden auf. Das sogenannte Mikrobrechen tritt hierbei nach [69] oberhalb einer kritischen Belastung auf, welche nach Gl. (4.11) definiert ist. Der Verschleiß infolge Mikrobrechen steigt neben den Anteilen aus der Belastung, Größe der Abrasivteilchen und Anteil durch innere Kerben, wie z. B. Risse, mit zunehmender Werkstoffhärte und abnehmender Bruchzähigkeit an. Aufgrund der höheren Ausgangshärte und Härte im Gleitkontakt, bedingt durch die niedrigeren Kontakttemperaturen, beim Pelletmaterial EKasicF und vergleichbarer Bruchzähigkeit von EKasicF und F99,7 war der Verschleiß infolge Mikrobrechen beim EKasicF wahrscheinlich höher (vgl. Abb. 3.46).

$$p_{\text{crit}} \propto \frac{K_{Ic} \cdot H}{\mu \cdot E \cdot c} \quad (4.11)$$

p_{crit} = kritische Belastung; K_{Ic} = Bruchzähigkeit; H = Härte; μ = Reibungszahl; E = Elastizitätsmodul; c = Größe innerer Kerben.

Bei den keramischen Pellets lag, wie bereits oben erwähnt, der volumetrische Verschleißbetrag im Allgemeinen um eine Größenordnung niedriger als bei den metallischen Scheiben (vgl. Abb. 3.27 und 3.26). Die randschichtmodifizierten Pellets zeigten aufgrund ihres mehrphasigen Gefügebau einen niedrigeren Verschleiß als die monolithische Keramik EKasicF (vgl. Abb. 3.30). Dies galt insbesondere für das Al24-TTB, welches eine titanreiche Korngrenzenphase aufwies. Für die mit metallischen Zusatzstoffen modifizierten Varianten Al24-ZbCN und Al24-WTNCT kann ein Verschleißmodell aus [95] übertragen werden. Hierbei wurde davon ausgegangen, dass durch metallische Einlagerungen in der Keramik weniger Kornausbrüche auftraten und die metallische Scheibe nicht so stark abrasiv geschädigt wurden, da die metallischen Einlagerungen als eine Art Puffer im Reibkontakt wirksam waren. Dies war insbesondere bei großen metallischen Einlagerungen, wie sie auch in der vorliegenden Arbeit beim Al24-ZbCN und Al24-WTNCT hergestellt und untersucht wurden, zu beobachten.

4.3.1 Scheibenmaterial GJV-300

Untersuchungen zeigten, dass Oberflächenzerrüttung nicht nur im Wälzkontakt sondern auch im Gleitkontakt eine entscheidende Rolle spielen kann [69]. Hierbei kommt es infolge vom wiederholten Übergleiten durch harte Rauheitsspitzen und in Kombination von Abrasion und Adhäsion zur Bildung von Rissen und Rissfortschritt an oder unterhalb der Reibfläche. Sobald ein oder mehrere Risse an die Oberfläche angelangt sind, kommt es zur Bildung von Verschleißpartikeln.

Bei den Paarungen der Pellets EKasicF und F99,7 mit dem Grauguss GJV-300 trat erheblicher Verschleiß bei der vorhandenen Flächenpressung von 2 MPa auf. In Abbildung 4.17 sind REM-Aufnahmen von Querschliffen sowie von den beanspruchten Oberflächen des GJV-300 in Paarung mit dem Pellet F99,7 bzw. EKasicF dargestellt. Als Hauptverschleißmechanismus war die Oberflächenzerrüttung anzusehen. Der Graphit wird während der tribologischen Beanspruchung stärker verformt als die überwiegend ferritische Matrix (Abb. 4.17 b). Durch die zyklische Beanspruchung bei hoher Flächenpressung während der tribologischen Modellversuche entstanden an den Spitzen des Vermiculargraphites hohe Spannungsintensitäten. Es kam infolgedessen zur Bildung von Anrissen und Riss-

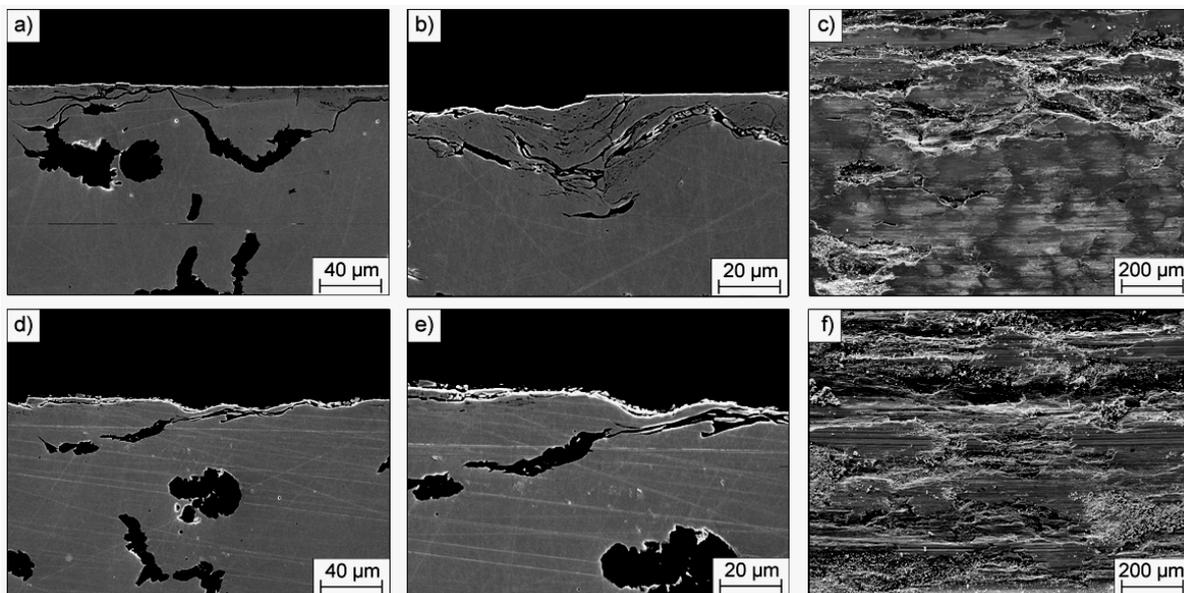


Abb. 4.17: REM-Aufnahmen vom Grauguss mit Vermiculargraphit GJV-300 nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3) in Paarung mit dem Pellet F99,7 (a), (b) Querschliff, (c) Oberfläche der Scheibe sowie in Paarung mit dem Pellet EKasicF (d), (e) Querschliff und (f) Oberfläche der Scheibe.

wachstum bis zur Oberfläche (Abb. 4.17 a), was schließlich zu einem Herausbrechen von relativ großen schollenförmigen Verschleißpartikeln führte. Überdies lag auch Abrasion vor, erkennbar durch die starke Furchung der Scheibe. Diese trug aber infolge der nicht unerheblichen Größe der durch Oberflächenzerrüttung herausgelösten schollenförmigen Partikel von bis zu 100 μm nur einen geringen Anteil zum Gesamtverschleiß bei. Auf den REM-Aufnahmen der beanspruchten Oberflächen (Abb. 4.17 c, f) sind Furchungsspuren und die zerklüftete Oberfläche des GJV-300 infolge des Herausbrechens der schollenförmigen Verschleißpartikel erkennbar.

Die Paarung EkasicF/GJV-300 zeigte im Vergleich zur Paarung F99,7/GJV-300 einen deutlich höheren Verschleiß (vgl. Abb. 3.22 und 3.23). Dies könnte durch mögliche tribochemische Reaktionen infolge der hohen Kontakttemperaturen von EKasicF (SSiC) und dem Grauguss hervorgerufen worden sein.

4.3.2 Einfluss des Chromgehaltes

Der Verschleiß war für das Pelletmaterial F99,7 bei allen Paarungen auf ähnlichem Niveau. Ausnahmen stellten hierbei lediglich die Paarungen mit dem X105CrMo17 und dem GJV-300 dar, auf die später eingegangen wird. In Paarung mit dem Pellet EKasicF zeigten sich bei der Variation des Scheibenmaterials sehr starke Unterschiede im Verschleiß. Er unterschied sich teilweise um Größenordnungen, wobei die Paarungen mit den beiden unlegierten Stählen C15E und C45E den geringsten Verschleiß aufwiesen und annähernd auf gleichem Niveau lagen (vgl. Abb. 3.27). Es wäre möglich, dass die deutlichen Unterschiede im Verschleißverhalten durch das Vorhandensein und die Wechselwirkung von in den mit Chrom legierten Stählen enthaltenen Chromkarbiden bedingt war. Der Chromkarbidanteil vom 100Cr6 lag bei ca. 2 Vol.-% und vom X105CrMo17 bei ca. 20 Vol.-%. Die enthaltenen Chromkarbide waren hauptsächlich Cr_{23}C_6 mit 1650 HV bzw. Cr_7C_3 mit 2200 HV. Die Härte des EKasicF betrug 2540 HV. Dies macht einen abrasiven Verschleiß nicht wahrscheinlich, dennoch ist nicht auszuschließen, dass die SSiC-Keramik auch lokal durch Chromkarbide versagen könnte. Um diesem Sachverhalt nachzugehen, wurde auch der austenitische Stahl X5CrNi18-10 untersucht, welcher keine Chromkarbide enthielt und annähernd den gleichen Chromgehalt aufwies. Dieser wurde mit dem Stahl X105CrMo17 verglichen, der einen Chromkarbidanteil von ca. 20 Vol.-% besaß. Beim X5CrNi18-10 war der Verschleiß sowohl an der Scheibe als auch am Pellet nochmals höher als beim X105CrMo17. Somit war vermutlich ein anderer Mechanismus ursächlich

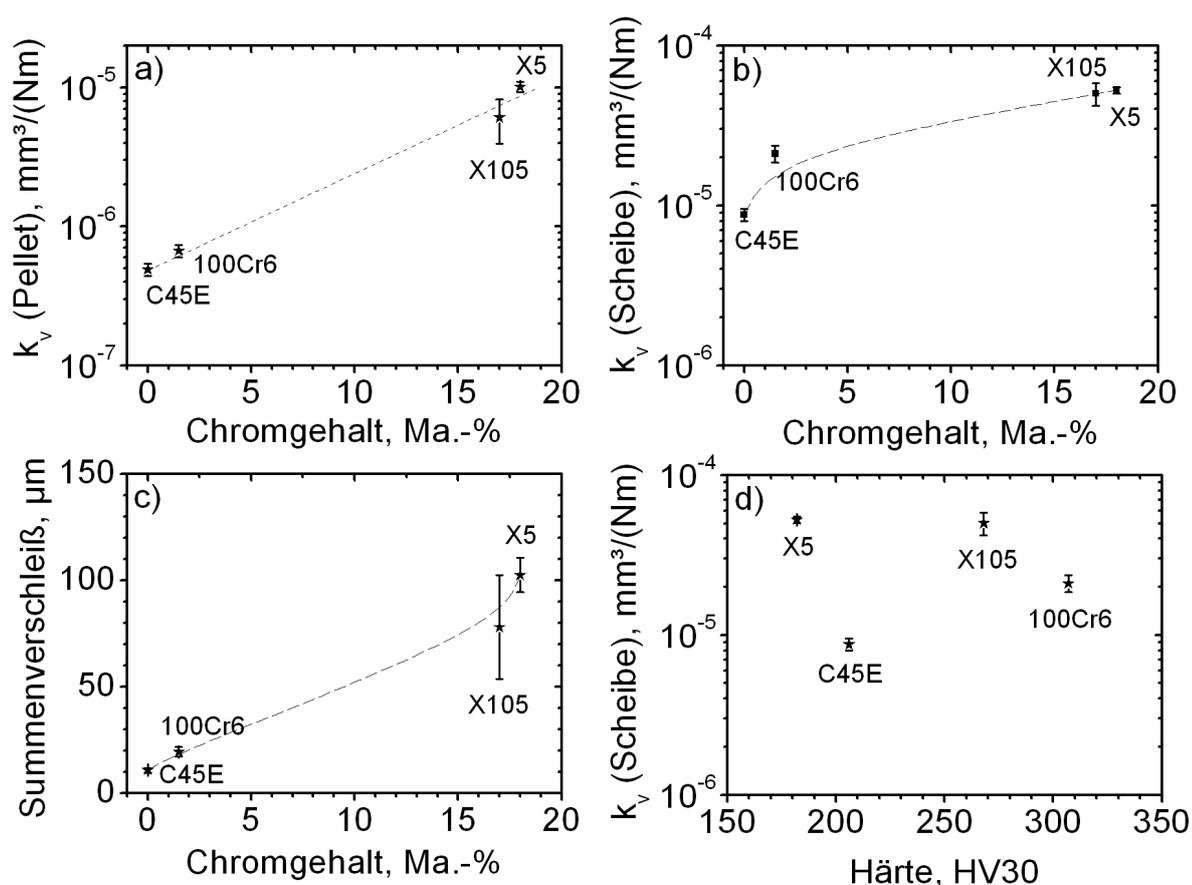


Abb. 4.18: Einfluss des Chromgehaltes und der Härte auf das Verschleißverhalten des Pellets EKasicF in Paarung mit den Stählen C45E, 100Cr6, X105CrMo17 und X5CrNi18-10: (a) volumetrischer Verschleißkoeffizient k_v des Pellets über dem Chromgehalt der Scheibenwerkstoffe, (b) volumetrischer Verschleißkoeffizient k_v der Scheibe über dem Chromgehalt der Scheibenwerkstoffe, (c) linearer Summenverschleiß von Pellet und Scheibe über dem Chromgehalt der Scheibenwerkstoffe und (d) volumetrischer Verschleißkoeffizient der Scheibe über der Ausgangshärte der Scheibenwerkstoffe.

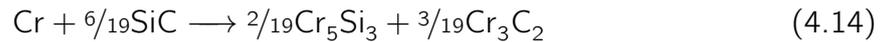
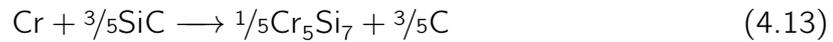
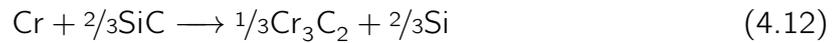
für dieses außergewöhnliche Verschleißverhalten der Paarungen mit chromhaltigen Stählen. Für das Pellet F99,7 kann jedoch vermutlich ein wesentlicher Anteil des Verschleißes auf die Schädigung durch Chromkarbide zurückgeführt werden, da dessen Härte lediglich 1670 HV betrug und somit unterhalb der Härte der im Stahl vorhandenen Chromkarbide (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3) lag. Dies könnte einerseits zur Abrasion des Pellets durch die Chromkarbide geführt und andererseits eine Schädigung der Keramik durch ein mechanisches Herausbrechen der Körner verursacht bzw. begünstigt haben.

In Abbildung 4.18 sind der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v von Pellet und Scheibe sowie der lineare Summenverschleiß über dem Chromgehalt der verschiedenen Scheibenmaterialien in Ma.-% aufgetragen. In der halb-logarithmischen Auftragung zeigte sich für

den Pelletverschleiß ein linearer Zusammenhang mit dem Chromgehalt. Dies bedeutet eine exponentielle Zunahme des Verschleißes bei steigendem Chromgehalt. Für den Scheibenverschleiß war der Verlauf mit zunehmendem Chromgehalt in der halb-logarithmischen Darstellung degressiv. Das heißt der Verschleiß schien ab einem gewissen Chromgehalt einen Sättigungsbereich zu erreichen. Der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v ist in Abbildung 4.18 d über der Ausgangshärte der Scheibenwerkstoffe aufgetragen. Da kein Zusammenhang zwischen den aufgetragenen Größen ersichtlich war, konnte die Ausgangshärte ebenfalls nicht als ursächlich betrachtet werden. Falls der Hauptverschleißmechanismus Abrasion gewesen sein sollte, bestätigt dies den Sachverhalt, dass nicht nur die Härte sondern im Wesentlichen auch die Mikrostruktur bei abrasivem Verschleiß eine Rolle spielt [81–83].

Die bis hierhin vorliegenden Betrachtungen führen zu der Annahme, dass vermutlich eine tribochemische Reaktion der Reibpartner stattgefunden hat. Da der erhöhte Verschleiß nur bei chromhaltigen Stählen auftrat, war eine Reaktion mit Chrom vermutlich die Ursache bzw. das Chrom zumindest ein beteiligter Reaktionspartner. Obwohl diverse Veröffentlichungen bezüglich Festkörperreaktionen von Chrom bzw. anderen Übergangsmetallen und SiC bei Temperaturen $> 1000\text{ °C}$ [158–167] existieren, ist dem Autor der vorliegenden Arbeit keine Untersuchung zum Einfluss des Chromgehalts auf die tribologischen Eigenschaften von Stahl/SiC-Paarungen im ungeschmierten Gleitkontakt bekannt. Darüberhinaus beschäftigten sich noch einige Veröffentlichungen mit dem sog. „tribochemical“ oder „mechanochemical polishing“ von Si_3N_4 [168, 169] bzw. SiC [170, 171]. Hier wurde davon ausgegangen, dass das Vorhandensein von CrO_3 bzw. Cr_2O_3 als eine Art Katalysator für die Abtragsreaktionen wirkt. Das Vorhandensein bzw. die Beteiligung von CrO_3 ist für den vorliegenden Fall eher unwahrscheinlich, da es bei höheren Temperaturen zu Cr_2O_3 und O_2 zerfällt. Im Folgenden werden die Theorie der Festkörperreaktionen und die Möglichkeit der katalytischen Abtragung als Ursache für das in den vorliegenden tribologischen Untersuchungen aufgetretene Verschleißverhalten bei Paarungen des Pelletmaterials EKasicF (SSiC) mit chromhaltigen Stählen betrachtet.

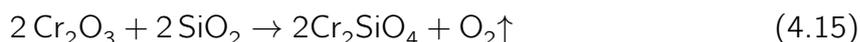
In [158] wurden Reaktionen von SiC mit Chrom untersucht. Hierbei betrachteten die Autoren die thermodynamisch möglichen Reaktionen und verglichen diese mit den tatsächlich auftretenden Reaktionsprodukten beim konventionellen Aufheizen und Plasma-Aufheizen von verpressten SiC-Cr-Pulvermischungen. Die thermische Analyse und die thermodynamischen Betrachtungen zeigten, dass folgende Reaktionen am wahrscheinlichsten sind:



Die erstgenannte Reaktion (4.12) findet nur bei Temperaturen über 1500 °C statt, wohingegen die Reaktionen (4.13) und (4.14) bereits ab 500 K möglich sind. Die Analyse weiterer Diffusionsexperimente von SiC-Pulver mit Chrom zwischen 900-1300 °C für eine Zeit von 1-7 h unter Helium-Atmosphäre zeigten, dass auf dem Chrom die oberste Schicht von ca. 20 µm aus Carbo-Siliziden unterschiedlicher Zusammensetzung (T-Phase) bestand und deren Silizium-Gehalt mit zunehmender Tiefe abnahm. Die innere Schicht von ca. 15 µm Dicke bestand aus einer Karbidphase. Die thermodynamischen Eigenschaften verschiedener Chromsilizide sind [172] zu entnehmen. Die Festkörperreaktionen von reinem Fe und Ni sowie verschiedenen Fe-Ni-Cr-Legierungen mit SiC wurden in [159] untersucht. Auch hier bildeten sich auf der Metallseite die entsprechenden Karbide. Zur SiC-Seite zeigten sich verschiedene Metallsilizide mit freiem Kohlenstoff der Form $\text{Me}_2\text{Si}+\text{C}$ und $\text{Me}_5\text{Si}_2+\text{C}$, wobei Me für Metall steht. Überdies wurde auch ein austenitischer Stahl untersucht. Das Diffusionspaar war nach der thermischen Behandlung wie folgt aufgebaut: γ -Phase (austenitischer Stahl), Chromkarbide, komplexe Verbindungen aus allen vorliegenden Elementen (Fe, Cr, Ni, Si, C) mit Kohlenstoff-Ausscheidungen, $\text{Me}_5\text{Si}_2+\text{C}$, $\text{Me}_2\text{Si}+\text{C}$, SiC. Der jeweils als Ausscheidung vorliegende Kohlenstoff wurde als Graphit identifiziert. Diese Beobachtungen wurden bereits in [173] bei Untersuchungen mit einem rostfreien Stahl gemacht. Diese Autoren vermuteten weiterhin, dass die exothermen Reaktionen zur Bildung der Metallsilizide zur lokalen Aufschmelzung des Stahls führen könnten und somit Diffusionsvorgänge weiter begünstigen. Bei der Bildung von Ni_2Si gingen die Autoren bspw. von einer Temperaturerhöhung von ca. 700 K aus.

Die Begünstigung des Poliervorgangs von SiC-Einkristallen durch das Vorhandensein von Cr_2O_3 wurde in [170] beschrieben. Die Autoren vermuteten, dass der Abtrag durch Oxidation des SiC bedingt war. Das Chromoxid sollte nicht direkt an der Oxidation beteiligt gewesen sein, aber die Reaktion als Katalysator gefördert haben. Sie beobachteten weiterhin eine Abhängigkeit der Abtragungsgeschwindigkeit von der Kristallorientierung, was im Einklang mit der Oxidationsneigung der einzelnen Orientierungen war. In [171] wur-

den verschiedene Oxide zum Polieren von polykristallinem SiC eingesetzt. Hierbei zeigte ebenfalls ein Chromoxid, allerdings in diesem Fall das CrO_3 , welches aufgrund der zu geringen thermischen Stabilität für die vorliegenden Untersuchungen unwahrscheinlich ist, die beste Abtragsrate. Diese war von der Kornorientierung abhängig, wobei der zugrundeliegende Mechanismus jedoch nicht geklärt werden konnte. Zu diesem Thema existieren noch weitere Veröffentlichungen, die sich allerdings überwiegend mit den Mechanismen bei Si_3N_4 befassen [168, 169, 174, 175]. Beim Vergleich der beiden siliziumbasierten Materialien zeigte Si_3N_4 hierbei einen höheren Abtrag bzw. Verschleiß. Dies kann nach [101] auf die größere Affinität von Chrom zu Stickstoff verglichen mit Kohlenstoff zurückgeführt werden. Die Rolle von Cr_2O_3 als Katalysator wurde jedoch zumindest für Si_3N_4 durch [174] angezweifelt. Die Untersuchungen legten nahe, dass nach der Oxidation zu SiO_2 , was auch für SiC der Fall sein könnte, das Chromoxid zu Chromsiliziumoxid und Sauerstoff reagierte (vgl. Gl. 4.15).



Die beanspruchten Materialien der Paarung EKasicF/X5CrNi18-10 wurden mittels Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES) untersucht. Hierbei zeigte sich, dass sich auf dem beanspruchten Pellet (Abb. 4.19) keine zusammenhängende metallische Übertragsschicht befand. Die REM-Aufnahmen zeigten eine Furchung dieser Schicht in Gleitrichtung. Die nicht bedeckten Bereiche des Pellets wiesen eine relativ scharfkantige Oberflächenstruktur auf. Die AES-Analysen zeigten, dass die Schicht hauptsächlich aus oxidiertem und aufgekohltem Stahl bestand. Der vorhandene Kohlenstoff war überwiegend karbidisch gebunden, d. h. z. B. Fe_3C oder Cr_{23}C_6 . Die Karbidbindungen von bspw. Cr_{23}C_6 und SiC oder freiem Kohlenstoff konnten aufgrund von Plasmonenschwingungen eindeutig unterschieden werden, wobei die erstgenannten karbidischen Bindungen eindeutig überwogen (vgl. Abb. 4.20). An der Oberfläche befanden sich im Wesentlichen die Elemente Sauerstoff, Eisen, Chrom und teilweise adsorbierter Kohlenstoff. In Abbildung 4.19 b sind ab einer Tiefe von ca. $1,5 \mu\text{m}$ fast ausschließlich die Elemente Silizium und Kohlenstoff vorhanden, d. h. hier lag größtenteils bereits das Grundmaterial des keramischen Pellets EKasicF vor. Anhand der AES-Tiefenprofilen konnte überdies eine Verarmung der Elemente Cr und Ni innerhalb der Reibschicht nachgewiesen werden (siehe Abb. 4.19). Dies ist konsistent mit der oben diskutierten Literatur und Analyse-Ergebnissen aus [163, 165]. Die beanspruchte Stahloberfläche wies ebenfalls starke Furchungsspuren in Gleitrichtung auf und eine insgesamt sehr starke Schädigung infolge abgelöster Oberflächenbereiche,

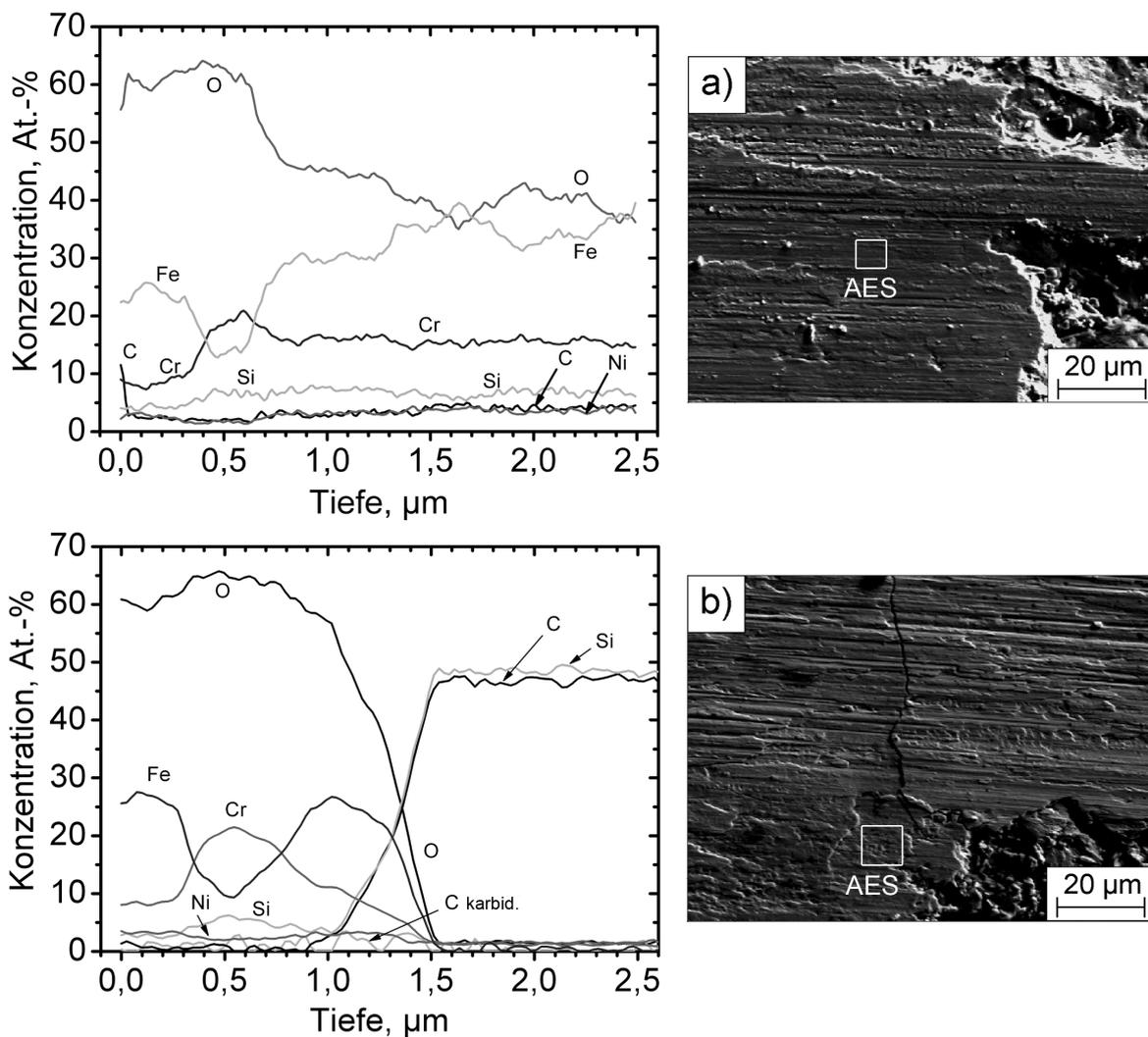


Abb. 4.19: AES-Tiefenprofile und REM-Aufnahmen der Reibschicht an zwei unterschiedlichen Bereichen auf dem Pellet EKasicF (SSiC) nach erfolgter tribologischer Beanspruchung (vgl. Abb. 2.3) in Paarung mit dem austenitischen Stahl X5CrNi18-10.

was aus der terrassenartigen Struktur der Verschleißspur ableitbar war (Abb. 4.20). Mittels AES-Analyse konnte an der Oberfläche eine sehr starke Aufkohlung in den obersten Schichten des Stahls nachgewiesen werden. Die Konzentration des nicht karbidisch gebundenen Kohlenstoffs lagen hier zwischen 18 und 27 At.-%. Die Bildung von Karbiden im oberflächennahen Bereich konnte durch eine Konzentration von bis zu ca. 7 At.-% von karbidisch gebundenem Kohlenstoff nachgewiesen werden. Da dieser Stahl ursprünglich einen C-Gehalt von 0,05 Ma.-% aufwies, was mit den Angaben aus Tab. 2.5 umgerechnet einer Konzentration von ca. 0,23 At.-% entspricht, und keine andere Kohlenstoffquelle

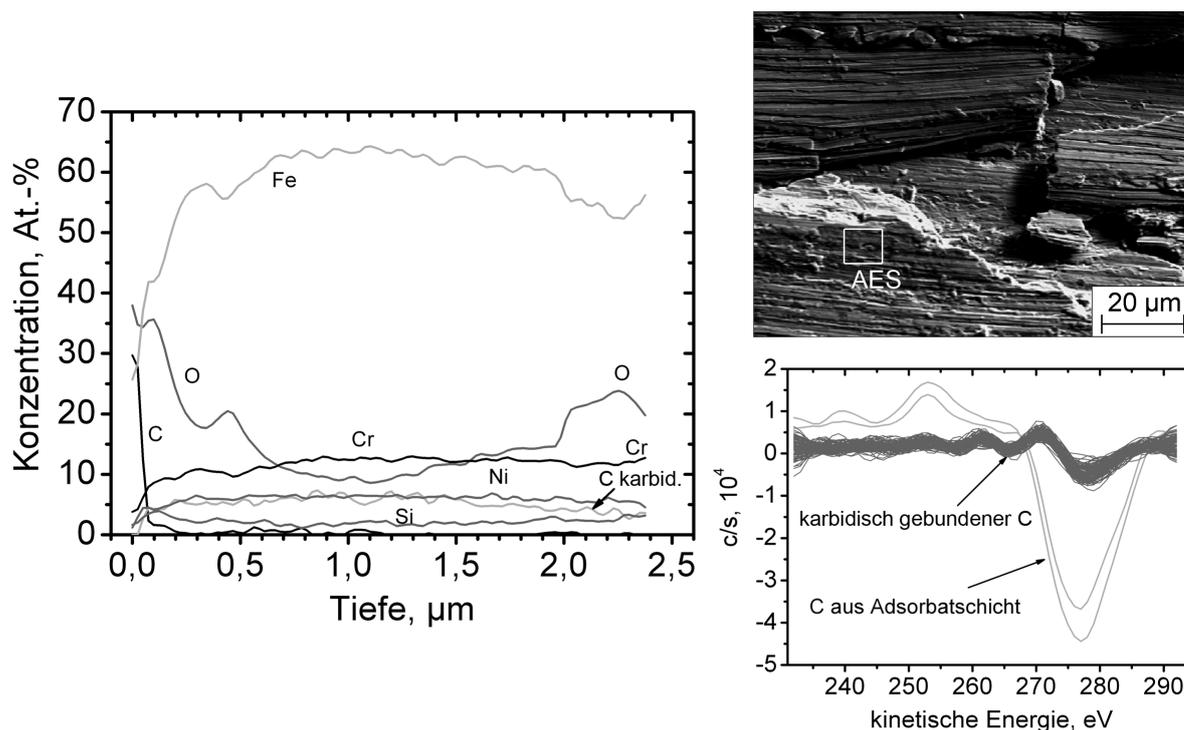


Abb. 4.20: AES-Tiefenprofil und REM-Aufnahme der Reibschicht auf dem austenitischen Stahl X5CrNi18-10 nach erfolgter tribologischer Beanspruchung mit einem Gleitweg von 5760 m (vgl. Abb. 2.3) gepaart mit dem Pellet EKasicF (SSiC). Zusätzlich ist die Auswertung der kinetischen Energie dargestellt (Plasmonen-Schwingungen).

vorhanden war, muss der Kohlenstoff aus dem SiC (EKasicF) stammen. Überdies enthielt der X5CrNi18-10 im Ausgangszustand weder Eisen- noch Chromkarbide, d. h. diese müssen infolge der tribologischen Beanspruchung entstanden sein. Weiterhin konnte anhand der AES-Tiefenprofile eine Diffusion der Elemente Kohlenstoff und Silizium in den Stahl nachgewiesen werden (siehe Abb. 4.20). Dies konnte auch durch die in Abb. 4.19 a und b dargestellten Tiefenprofile bestätigt werden. Ebenfalls aus den Ergebnissen, welche in Abb. 4.20 dargestellt sind, kann gefolgert werden, dass einige der entstandenen Reaktionsprodukte infolge der hohen Kontakttemperaturen vermutlich unmittelbar an der Oberfläche oxidiert bzw. zersetzt worden sind.

Der Ablauf war vermutlich folgendermaßen. Durch die hohen Kontakttemperaturen kam es zu Reaktionen von Si mit den Elementen Cr, Ni und evtl. auch Fe. Es bildeten sich hieraus die entsprechenden Silizide. Durch die Aufspaltung der kovalenten Si–C Bindung wurde Kohlenstoff frei und bildete vermutlich hauptsächlich durch eine Reaktion mit Chrom die entsprechenden Karbide, welche aus thermodynamischer Sicht wahrscheinli-

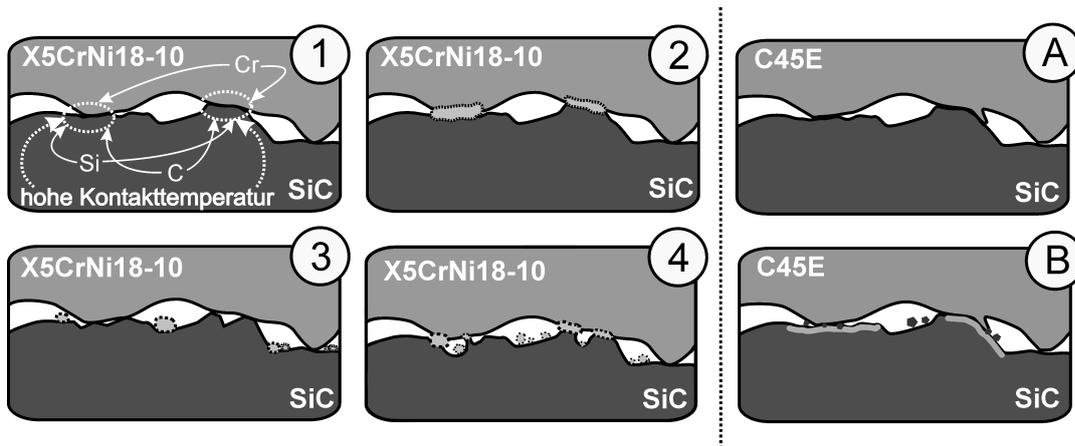


Abb. 4.21: Schematische Darstellung des Verschleißvorgangs bei chromhaltigen Stählen in Paarung mit EKasicF (SSiC) im Vergleich zur Paarung mit unlegierten Stählen. Bei tribologischer Gleitbeanspruchung (vgl. Abb. 2.3) kommt es infolge der auftretenden hohen lokalen Kontakttemperaturen zur Aufspaltung der kovalenten Si–C Bindung (1), Bildung von Chromsiliziden und Chromkarbiden an der Kontaktfläche (2), Zerstörung dieser Reaktionsschicht, zusätzliche Abrasion durch neue scharfkantige Oberflächen und die entstandenen Karbide (3) und infolge hoher Kontakttemperaturen erneut tribochemische Reaktionen (4). Bei der Paarung EKasicF/C45E: Bildung einer metallischen Übertragschicht (A) und (Korn-) Ausbrüche des EKasicF (B).

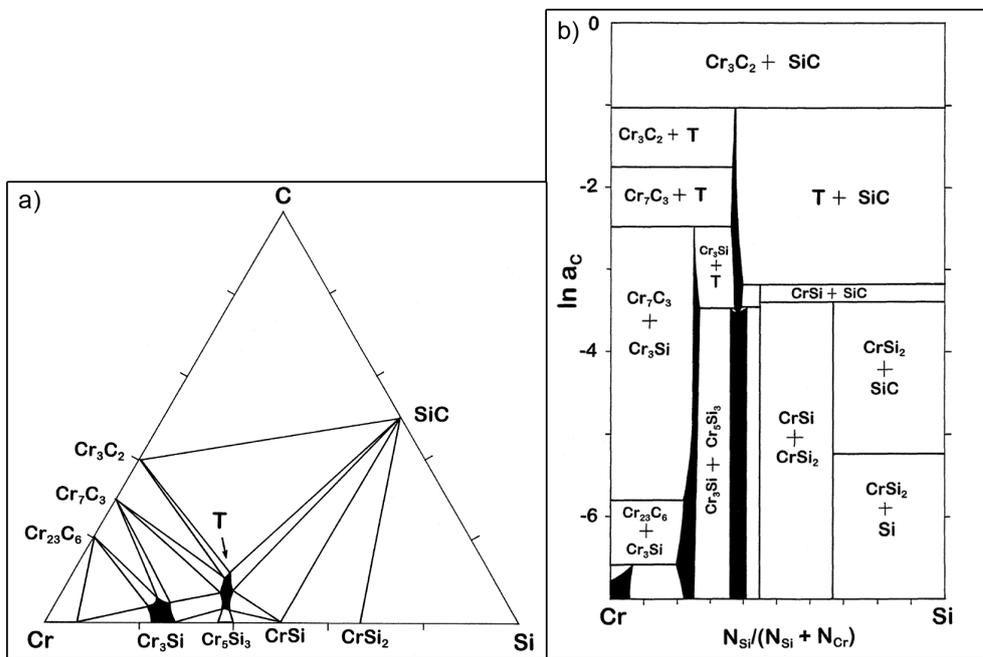


Abb. 4.22: (a) Ternäres Zustandsdiagramm für das System Cr-Si-C bei 1125 °C und (b) dazugehöriges Aktivitätsdiagramm aus [163].

Tab. 4.3: Freie Bildungsenthalpie ΔG° verschiedener Karbide bei 1400 K nach [173].

Karbide	Freie Bildungsenthalpie ΔG° , kJ/mol
Cr_{23}C_6	-460
Cr_4C	-96
Cr_7C_3	-70
Cr_3C_2	-12
Fe_3C	+25
Ni_3C	+29*

* bei 1200 K, da Daten für $T > 1200$ K nicht vorliegen.

cher sind [173] als Eisenkarbide (vgl. Tab. 4.3). Hierbei muss allerdings beachtet werden, dass thermodynamische Betrachtungen nicht immer Informationen zu den Reaktionsprodukten in der Grenzfläche liefern, da auch die Oberflächenenergie, die Keimbildungsenergie und kinetische Faktoren eine wichtige Rolle spielen [176]. Die entstandenen Karbide verursachten einen höheren Scheibenverschleiß durch Herausbrechen und anschließende Furchung des Scheibenmaterials. Überdies bildete sich durch das „Auflösen“ des SiC stetig eine neue Oberfläche mit scharfen Kanten, welche den abrasiven Verschleiß der metallischen Scheibe verstärkte. Dieser Ablauf ist schematisch in Abbildung 4.21 dargestellt. Die Reaktionsprodukte bzw. der Diffusionsweg waren, unter Vernachlässigung der Reaktionen mit Eisen und Nickel, vermutlich wie in [163] beschrieben: $\text{SiC}-\text{Cr}_5\text{Si}_3\text{C}_X-\text{Cr}_3\text{Si}-\text{Cr}_7\text{C}_3-\text{Cr}_{23}\text{C}_6$. Der Diffusionsweg ist aus dem ternären Zustandsdiagramm und dem Aktivitätsdiagramm ableitbar, welche in Abb. 4.22 dargestellt sind. Dies wurde im Wesentlichen auch durch [165] festgestellt. Für die vorliegenden Untersuchungen kann weiterhin davon ausgegangen werden, dass nicht gebundener Kohlenstoff durch die hohen Temperaturen direkt mit dem Sauerstoff der Luft unter Bildung von Kohlenmonoxid bzw. Kohlendioxid reagierte. Eine wesentliche Beteiligung von SiO_X -Schichten konnte vernachlässigt werden, da diese unter der vorliegenden tribologischen Beanspruchung vermutlich direkt nach ihrer Bildung zerstört worden wären. Somit konnte für die Betrachtungen der ablaufenden Reaktionen von SiC als beteiligtem Reaktionspartner ausgegangen werden. Es existieren ebenfalls Untersuchungen bzgl. Festkörperreaktionen von Eisen (Fe) mit SiC [177, 178]. Es bildeten sich auch hier die entsprechenden Silizide bzw. Karbide. Da allerdings sowohl der Scheiben- als auch der Pelletverschleiß keine signifikant höheren Beträge bei den Paarungen mit EKasicF (SiC) im Vergleich zu den Paarungen mit F99,7 (Al_2O_3) aufwiesen, scheint dies hier nur von untergeordneter Bedeutung zu sein.

4.4 Zusammenhang zwischen Reibung und Verschleiß

In Abbildung 4.23 ist der Zusammenhang zwischen minimaler Reibungszahl $\mu_{12,5m/s}$ als Reibungskenngröße und dem volumetrischen Verschleißbetrag k_v von Pellet und Scheibe als Verschleißkenngröße dargestellt. Die k_v -Werte für die Paarungen mit den Pellets F99,7 und EKasicF sanken trotz zunehmendem Reibungszahlniveau [179]. Allerdings galt dies nur wenn der überwiegende Verschleißmechanismus gleich bzw. ähnlich war (Abrasion und Adhäsion), was für nahezu alle Paarungen mit dem Pellet F99,7 der Fall war. Eine Ausnahme bildete der Grauguss GJV-300 und teilweise der X105. Beim GJV-300 kam es zur schon diskutierten Oberflächenzerrüttung, welche durch die Spannungsspitzen im Gefüge des Vermiculargusses infolge tribologischer Beanspruchung hervorgerufen wurde. Hierdurch erfolgte eine starke Aufrauhung der Oberfläche und infolgedessen stieg auch das Reibungszahlniveau. Das Pellet F99,7 wurde infolge der Aufrauhung ebenfalls stärker beansprucht und zeigte einen hohen Verschleiß. Für den Pelletverschleiß der Paarung F99,7/X105 war vermutlich ein wesentlicher Anteil des Verschleißes auf die Schädigung durch die im Stahl enthaltenen Chromkarbide ($Cr_{23}C_6$ mit 1650 HV und Cr_7C_3 mit 2200 HV) zurückzuführen, da die Härte des keramischen Pellets lediglich 1670 HV betrug und somit innerhalb eines ähnlichen Bereichs wie die enthaltenen Chromkarbide bzw. unterhalb lag. Dies führte zur Abrasion des Pellets durch die Chromkarbide und andererseits zur Schädigung der Keramik durch mechanisch bedingte (Korn-) Ausbrüche. Der Stahl verschliss ebenfalls durch sich herauslösende Karbide und infolge der vorhandenen Al_2O_3 -Partikel in der Reibschicht hauptsächlich durch Abrasion.

Beim Pellet EKasicF zeigte sich eine zunehmende Reibungszahl und abnehmender Verschleiß nur bei den Paarungen mit unlegierten bzw. niedriglegierten Stählen. Dies galt sowohl für den Scheiben- als auch den Pelletverschleiß. Eine Erklärung hierfür sind andere dominierende Verschleißmechanismen bei den restlichen Paarungen: der stark ausgeprägt tribochemische Verschleiß bei den hochlegierten Stählen durch Reaktionen mit den Legierungselementen Chrom und Nickel bzw. beim GJV-300 vermutlich die Kombination aus tribochemischem Verschleiß und Oberflächenzerrüttung (vgl. Abschnitt 4.3). Bei der Paarung mit dem GJV-300 kam wie beim Pellet F99,7 der Einfluss der erhöhten Oberflächenrauheit der Scheibe (infolge der Oberflächenzerrüttung) und die dadurch höhere lokale Beanspruchung des Pellets hinzu.

Ein wesentlicher Einflussfaktor für den mit zunehmender Reibung ($\mu_{12,5m/s}$) abnehmenden Verschleiß (k_v) waren vermutlich auch die unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten der

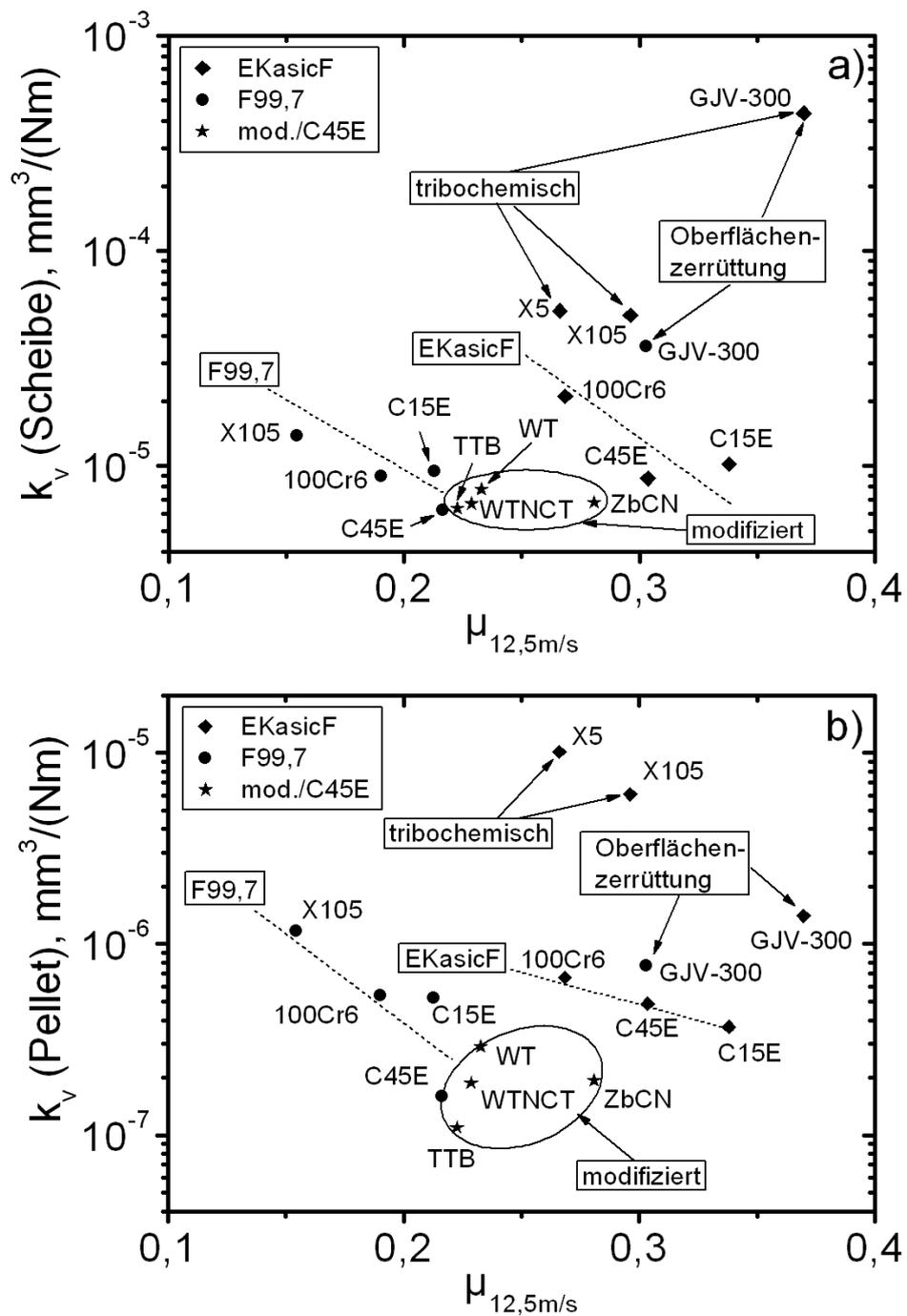


Abb. 4.23: Zusammenhang zwischen Reibung und Verschleiß: (a) volumetrischer Verschleißkoeffizient k_v der Scheibe sowie (b) volumetrischer Verschleißkoeffizient k_v des Pellets über der minimalen Reibungszahl $\mu_{12,5m/s}$ der Abwärtsrampe für alle untersuchten Paarungen bei Standardbedingungen und einem Gleitweg von 5760 m. Die nicht mit einem Hauptverschleißmechanismus bezeichneten Paarungen verschlissen hauptsächlich infolge Adhäsion und Abrasion.

beteiligten Reibpartner (vgl. Abschnitt. 4.2.3). Das Reibungszahlniveau war für die unlegierten und niedriglegierten Stähle bei den Paarungen mit dem Pellet EKasicF um einen Betrag von mindestens 0,10 höher als das der Paarungen mit dem Pellet F99,7. Ein Grund hierfür war, dass die entstehende Reibwärme bei den Paarungen mit dem EKasicF aufgrund der besseren Wärmeleitfähigkeit auch über das Pellet abgeführt wurde. Sowohl der Scheiben- als auch der Pelletverschleiß lag bei gleichen metallischen Scheiben (unlegierte und niedriglegierte Stähle) trotz des höheren Reibungszahlniveaus der EKasicF-Paarungen meist auf ähnlichem Niveau. Das heißt es wurde bei den Paarungen mit dem EKasicF durch ein höheres Reibungszahlniveau mehr Energie dissipiert, welche aber anteilmäßig mehr in Form von Erwärmung und Wärmeleitung und nicht sehr stark in einer Erhöhung bei der Bildung von Verschleißpartikeln erfolgte. Betrachtet man nun die unterschiedlichen Scheibenmaterialien fällt auf, dass mit zunehmender Wärmeleitfähigkeit tendenziell das Reibungszahlniveau anstieg und sowohl der Pellet- als auch der Scheibenverschleiß sanken. Dies könnte wie für die unterschiedlichen Pelletmaterialien durch die unterschiedliche Änderung der Anteile dissipierter Energie erklärt werden, mit dem Unterschied, dass in diesem Fall eine scheidenseitig bedingte Änderung vorlag.

Die laserrandschichtmodifizierten Pellets wurden nur in Paarung mit dem Stahl C45E untersucht und ließen keinen Zusammenhang zwischen Verschleiß (k_v) und Reibung ($\mu_{12,5m/s}$) erkennen. Der Scheibenverschleiß lag hier trotz Unterschieden von ca. 0,07 im Reibungszahlniveau zwischen den modifizierten Pellets Al24-TTB und Al24-ZbCN bei vergleichbaren Werten. Dies galt prinzipiell auch für den Pelletverschleiß, allerdings waren hier deutlichere Unterschiede vorhanden. Insgesamt zeigte das Al24-TTB den niedrigsten und das Al24-WT den höchsten Pelletverschleiß bei im Vergleich zu Al24-TTB lediglich leicht erhöhtem Reibungszahlniveau. Hierfür waren vermutlich die sehr starken Unterschiede in den Gefügen der laserrandschichtmodifizierten Pellets und der bei tribologischer Beanspruchung entstanden Reibschichten verantwortlich. Insgesamt wiesen nahezu alle diese Paarungen das für das vorliegende Reibungszahlniveau günstigste Verschleißverhalten auf. Die Hauptverschleißmechanismen waren hier ebenfalls Adhäsion und Abrasion.

4.5 Auswahl geeigneter Materialpaarungen

Für den Einsatz der untersuchten Materialpaarungen in ungeschmierten Friktionssystemen sind gewisse Systemeigenschaften erforderlich. Die Anforderungen an Kupplungssysteme und somit auch zu einem wesentlichen Teil an die Materialpaarungen sind nach [16] aus konstruktiven Gesichtspunkten wie folgt definiert:

- temperaturunabhängige Reibungszahl
- positiver Reibungszahlgradient $d\mu/dv$
- Temperaturbeständigkeit
- hohe Reibungszahl $\mu \geq 0,4$
- gute Anpassungsfähigkeit des Wirkflächenpaares
- optimierte Wärmeabfuhr
(d. h. bevorzugte Wärmeabfuhr über Schwungrad und Anpressplatte)
- sehr gute Dosier- und Regelbarkeit
- hohe Lebensdauer durch niedrigen Summenverschleiß
- Unempfindlichkeit gegenüber Störmedien (z. B. Öle, Fette)
- niedriges Gesamtgewicht
- hohe Leistungsdichte zur Bauraumminimierung
- tolerantes Ausfallverhalten
- Drehzahlfestigkeit

Die für Trockenkupplungssysteme entscheidenden und im Rahmen dieser Arbeit untersuchten und ermittelten Kenngrößen wurden in einem Netzdiagramm in Abb. 4.24 exemplarisch für die Abwärtsrampe und das Scheibenmaterial C45E dargestellt, um eine Auswahl der Materialpaarungen zu erleichtern. Die dargestellten Kenngrößen sind der volumetrische Verschleißkoeffizient k_v der Scheibe als Anhaltspunkt für die Lebensdauer, die minimale Reibungszahl $\mu_{12,5m/s}$ als Maß für das Reibungszahlniveau, der Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ als Maß für das Komfortverhalten und schließlich die Quasi-Haftreibungszahl

$\mu_{0,001\text{m/s}}$ als Ausgangswert für das übertragbare Moment. Die einzelnen Zielgrößen waren hierbei wie folgt definiert: k_v (Scheibe) mit $5 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$, $\mu_{12,5\text{m/s}}$ mit 0,40 sowie der mittlere Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ mit einem Wert größer als $-0,005 \text{ (m/s)}^{-1}$ und die Quasihaftriebungszahl $\mu_{0,001\text{m/s}}$ mit 0,40.

Es ist ersichtlich, dass alle dargestellten Paarungen die Zielvorgabe für die Quasihaftriebungszahl erfüllten. Den mit Abstand höchsten Wert von 0,51 wies die Paarung Al24-ZbCN auf. Zwar konnte der Zielwert für die minimale Reibungszahl als Kriterium für

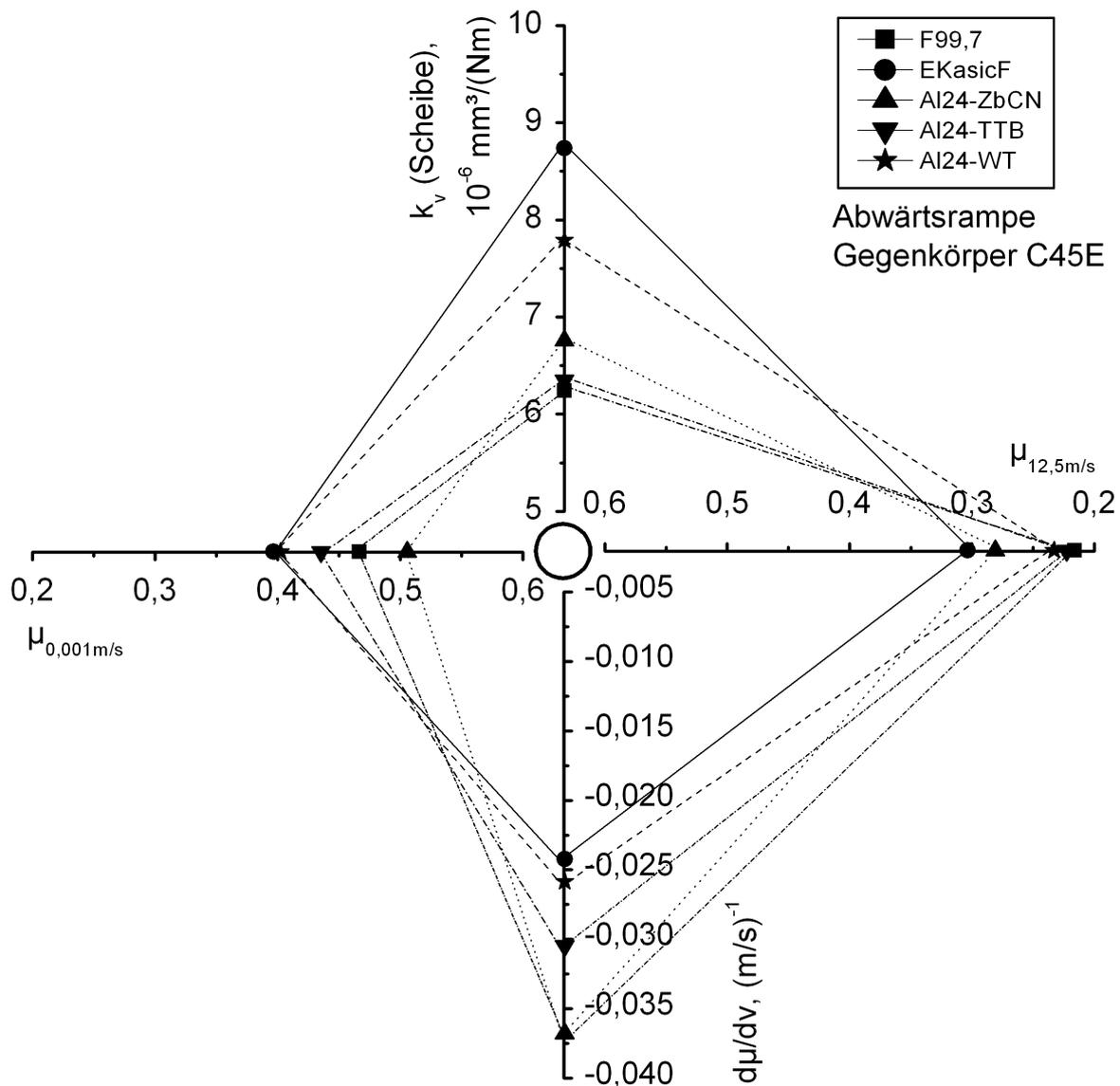


Abb. 4.24: Netzdiagramm tribologischer Kenngrößen für ausgewählte keramische Pellets in Paarung mit dem Stahl C45E unter Standardversuchsbedingungen (vgl. Abb. 2.3).

das Reibungszahlniveau von keiner Paarung erreicht werden, aber die Paarungen mit dem Al24-ZbCN und dem EKasicF erwiesen sich als mit Abstand am günstigsten. Das Verbesserungspotential durch die Laserrandschichtmodifikation zeigte sich deutlich bei den Paarungen Al24-WT/C45E und auch Al24-TTB/C45E im Vergleich zu F99,7/C45E, jedoch konnte der Zielwert für das Komfortverhalten nicht von den dargestellten Paarungen erreicht werden. Die Paarung mit dem Pellet EKasicF zeigte hierbei ein nochmals leicht günstigeres Verhalten als das Al24-WT. Die Zielvorgabe bezüglich des Scheibenverschleißes, welche auf Grundlage von Organik/Metall-Paarungen bestand und entsprechend niedrig angesetzt war, wurde von einigen der untersuchten Paarungen lediglich knapp verfehlt. Dies waren insbesondere die Paarungen mit dem Al24-TTB, welche den niedrigsten Scheibenverschleiß aufwies, gefolgt von den Paarungen mit dem F99,7 und dem Al24-ZbCN.

Die Verschleißkennwerte der Materialpaarungen sind eine entscheidende Größe zur Abschätzung der Lebensdauer bzw. der Gesamtfahrleistung. Zu diesem Zweck wurde eine Extrapolation des Summenverschleißes mittels einer Wurzelfunktion auf eine Gesamtlauflistung von 150000 km mit einem angenommenen Rutschweg der Kupplung von 10 % vorgenommen. Unter der Annahme, dass der lineare Summenverschleiß proportional zur Wurzel des Gleitwegs ist ($W_l \propto \sqrt{s}$), kann ein Zusammenhang nach Gleichung (4.16) aufgestellt werden. Die Ergebnisse sind in Abb. 4.25 a dargestellt. Einzig die Paarung mit dem organischen Reibbelag schied unter den getesteten Bedingungen ($p = 2$ MPa) nach diesem Kriterium aus, alle anderen dargestellten Materialpaarungen erfüllten dieses.

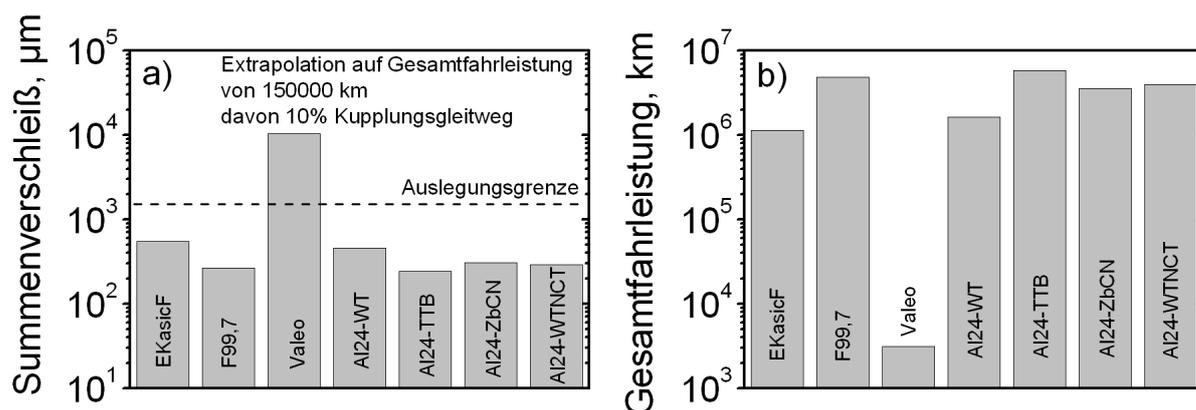


Abb. 4.25: Extrapolation des (a) Summenverschleißes bei einer Lauflistung von 150000 km davon 15000 km Kupplungsgleitweg und Verschleißentwicklung in Form einer Wurzelfunktion sowie (b) Laufleistung unter den vorherigen Annahmen und einem zulässigen Summenverschleiß von 1500 µm.

$$W_I^* = W_{I/\sqrt{s}} \cdot \sqrt{s_R^*} \quad \text{mit:} \quad W_{I/\sqrt{s}} = \frac{W_I}{\sqrt{s}} \quad (4.16)$$

W_I^* = linearer Summenverschleiß aus Wurzelabschätzung; $W_{I/\sqrt{s}}$ = lineare Verschleißintensität für Wurzelabschätzung; s_R^* = Rutschweg der Kupplung für Wurzelabschätzung; W_I = linearer Verschleißbetrag; s = Gleitweg.

Für eine Abschätzung der Gesamtfahrleistung wurde Gl. (4.17) verwendet. Die hier zugrunde liegende Auslegungsgrenze lag bei einem Summenverschleiß der Materialpaarung von 1500 μm .

$$s_F^* = \left(\frac{W_{\text{grenz}}}{W_{I/\sqrt{s}}} \right)^2 \cdot 10 \quad (4.17)$$

s_F^* = Gesamtfahrleistung aus Wurzelabschätzung; W_{grenz} = Auslegungsgrenze Summenverschleiß für Wurzelabschätzung; $W_{I/\sqrt{s}}$ = Verschleißintensität für Wurzelabschätzung.

Die Ergebnisse sind in Abb. 4.25 b dargestellt. Die günstigste Paarung nach dieser Abschätzung war Al24-TTB/C45E und würde eine Gesamtfahrleistung von 5×10^6 km erzielen. Die ungünstigste Paarung im Vergleich war Valeo/C45E. Sie besaß nach dieser Abschätzung nur eine Lebensdauer von 2×10^3 km. Sie lag also um drei Größenordnungen niedriger.

Die laserrandschichtmodifizierten Pellets, insbesondere die Paarung Al24-TTB/C45E, bieten hinsichtlich des Verschleißes eindeutige Vorteile. Da sowohl die untersuchten Paarungen mit den monolithischen als auch die mit den laserrandschichtmodifizierten Keramiken für ein Kupplungssystem noch zu große Reibungszahlgradienten aufweisen, muss der Komfortaspekt ohnehin konstruktiv gelöst werden. Es wäre z. B. die Einführung eines mechanischen Dämpfungsgliedes oder eine aktive Regelung der Anpresskraft denkbar, falls ein entsprechender Regelkreis mit ausreichender Stabilität und Robustheit realisiert werden kann. Einen Ansatz für die Realisierung einer aktiven Dämpfung bietet [20]. Überdies ist zu berücksichtigen, dass aus konstruktiver Sicht eine Einleitung der entstehenden Reibungswärme in das Schwungrad und die Anpressplatte wünschenswert ist, da anderenfalls die Wärme über die Kupplungsscheibe auf die Getriebewelle abgeführt wird und dort aufgrund thermischer Ausdehnung zu konstruktiven Problemen wie z. B. der unzureichenden Abdichtung des Getriebes führen könnte. Somit wären die laserrandschichtmodifizierten Keramiken vorteilhaft, da durch das schlecht wärmeleitende Substrat nur ein minima-

ler Anteil der Reibungswärme in die Kupplungsscheibe und somit auf die Getriebewelle gelangt. Es ist überdies möglich die randschichtmodifizierten Keramiken stoffschlüssig mittels Klebung mit der Trägerstruktur zu verbinden, was beim EKasicF aufgrund der wesentlich höheren Wärmeleitfähigkeit nicht realisierbar ist, da bei hohen Energieeinträgen der organische Klebstoff versagt. Zusätzlich zur Nutzung der Verschleißvorteile der laserrandschichtmodifizierten Keramiken könnte mittels geeigneter Integration der Elemente eine Dämpfung implementiert werden. Dies könnte beispielsweise durch Verwendung einer dickeren Klebstoffschicht mit guten Dämpfungseigenschaften, die das Pellet nicht nur axial sondern auch bis zur Hälfte seiner Gesamthöhe radial umschließt, realisiert werden.

5 Zusammenfassung

In hochbeanspruchten Friktionssystemen, wie z. B. Bremsen oder Kupplungen, wird von den eingesetzten Materialien eine möglichst konstante, von den Beanspruchungs- und Umgebungsbedingungen unabhängige Reibungszahl sowie ein hoher Verschleißwiderstand gefordert. Die konventionell eingesetzten organisch basierten Friktionsmaterialien ermöglichen keine weitere signifikante Erhöhung der Leistungsdichte. Ingenieurkeramische Werkstoffe wie Aluminiumoxid (Al₂O₃) oder Siliziumkarbid (SiC) besitzen ein ausgezeichnetes Potential, da diese deutlich höhere Druckbeanspruchungen und vor allem deutlich höhere Einsatztemperaturen zulassen. Hinsichtlich des Komfortverhaltens können monolithische Keramiken gepaart mit metallischen Scheiben jedoch noch nicht mit den konventionellen organisch basierten Friktionsmaterialien mithalten. Ein Lösungsansatz ist die Entwicklung von keramisch basierten Verbundwerkstoffen, deren Potential bereits in der Vergangenheit aufgezeigt wurde. Ziel dieser Arbeit war die Entwicklung von neuen Friktionsmaterialien mit multiphasiger Mikrostruktur auf Basis von Oxidkeramik in einem lasergestützten Prozess für die Anwendung in ungeschmierten Friktionssystemen.

Die zur Herstellung der Friktionsmaterialien verwendete Laserrandschichtmodifikation erfolgte durch das Einbringen von Zusatzstoffen in das Al₂O₃-Substratmaterial (Al24) sowohl in einstufiger (Einspritzvorgang) als auch in zweistufiger (Vorbeschichtung) Prozessführung. Die Gefüge der randschichtmodifizierten Keramiken wurden über Rückstreuungselektronenaufnahmen und energiedispersive Röntgenanalyse (EDX) sowie wellenlängendispersiver Röntgenanalyse (WDX) analysiert und bewertet. Die tribologische Charakterisierung erfolgte anhand von Modellversuchen im einsinnigen ungeschmierten Gleitkontakt im System Pellet/Scheibe. Die verwendeten Pelletmaterialien waren der organische Reibbelag Valeo820DS, die kommerziellen Keramiken F99,7 (Al₂O₃) und EKasicF (SSiC) sowie die randschichtmodifizierten Keramiken. Als Scheibenmaterialien wurden die Stähle C15E, C45E, 100Cr6, X105CrMo17, X5CrNi18-10 sowie der vermiculare Grauguss GJV-300 verwendet. Nach Aufbringen der Normalkraft von 100 N wurden die Paarungen mit Geschwindigkeitsrampenzyklen ($v_{\max} \approx 12,5 \text{ m/s}$) bei unterschiedlichen Starttemperatu-

ren von 55 °C, 70 °C und 85 °C tribologisch beansprucht. Sowohl die Reibungszahl- als auch die Temperaturverläufe wurden ausgewertet. Die Verschleißbestimmung an Pellet und Scheibe erfolgte nach Versuchsende mittels optischer Profilometrie. Die Nachuntersuchungen der beanspruchten Proben wurde mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskop durchgeführt. Die chemische Analyse der Reibschichten erfolgte mittels EDX und Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES). Die Beurteilung des Reibungsverhaltens wurde anhand folgender Kenngrößen vorgenommen: für das Komfortverhalten der Reibungszahlgradient $d\mu/dv$, für das Kraftübertragungspotential die Quasi-Haftreibung $\mu_{0,001\text{m/s}}$ und für das Reibungszahlniveau die minimale Reibungszahl $\mu_{12,5\text{m/s}}$. Das Verschleißverhalten wurde anhand des volumetrischen Verschleißkoeffizienten k_v bewertet.

Für die Laserrandschichtmodifikation wurde die Zweistrahltechnik erfolgreich implementiert. Hierbei wurde die Randschicht der Al₂O₃-Keramik (Al24) mit einem CO₂-Laser vorgeheizt und anschließend mit einem zweiten CO₂-Laser in der Randschicht aufgeschmolzen und somit entweder in einstufiger oder zweistufiger Prozessführung modifiziert. Der Vorheizvorgang bis auf Temperaturen von 1400 °C wurde durch einen neu entwickelten lasergestützten Aufheizprozess mit verschiedenen Scan-Konturen (Mäanderstruktur und parabolische Spirale) realisiert. Zur Minimierung der thermischen Spannungen wurde ein zusätzlicher Infrarot-Strahler auf der Pelletunterseite verwendet. Der anschließende Einspritzvorgang der Zusatzstoffe erfolgte mittels einer koaxialen Pulverdüse und ermöglichte ein richtungsunabhängiges Modifizieren der Oberfläche. Die Bearbeitungskonturen für die Pellets waren von innen nach außen gefahrene Spiralen. Der nun nahezu vollständig automatisierte Prozess des lasergestützten Vorheizens und der Laserrandschichtmodifikation ermöglichte die flexible Herstellung auch einer größeren Anzahl randschichtmodifizierter Keramiken. Die hergestellten Keramiken waren das Al24-WT (mit WC, TiN), das Al24-TTB (mit TiN, TiC, B₄C), das Al24-ZbCN (mit ZrB₂, Cr, Ni) und das Al24-WTNCT (mit WC, TiN, Ni, Cu, Ti).

Für die Verbesserung der thermophysikalischen Eigenschaften der randschichtmodifizierten Pellets war ein gut wärmeleitendes Netzwerk auf den Korngrenzen vorteilhaft. Die positiven Effekte dieses Gefügebau zeigte unter anderem die randschichtmodifizierte Keramik Al24-TTB, welche eine titanreiche Korngrenzenphase aufwies. Die Verteilung der hochschmelzenden Metalle Nickel und Chrom wurde beim Al24-ZbCN und Al24-WTNCT leider nicht in Netzwerkform erreicht. Allerdings konnte in allen Fällen sowohl eine Verbesserung des Reibungs- als auch des Verschleißverhaltens im Vergleich zum monolithischen Al₂O₃ erzielt werden.

Eine theoretische Abschätzung der Kontakttemperaturen, basierend auf experimentell ermittelten Werten, ergab für die Paarung F99,7/C45E eine pelletseitige Temperatur von 1552 °C und scheinseitig 1203 °C sowie für die Paarung EKasicF/C45E pelletseitig 1183 °C und scheinseitig eine Temperatur von 819 °C. Die Höhe der abgeschätzten Kontakttemperaturen wurde durch den Nachweis von Restaustenit mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) und anhand von sichtbaren Gefügeveränderungen in der Randzone der C45E-Scheiben unterstützt. Die Unterschiede im Reibungsverhalten zwischen Auf- und Abwärtsrampe waren bei allen Paarungen im Wesentlichen thermisch bedingt.

Die Wärmeleitfähigkeit der beteiligten Materialien hatte Einfluss auf das Reibungsverhalten. Mit zunehmender Wärmeleitfähigkeit der metallischen Scheibe nahm das Reibungszahlniveau ($\mu_{12,5m/s}$) zu. Der Einfluss der Wärmeleitfähigkeit war bei den Paarungen mit dem Pellet F99,7 ausgeprägter. Das Reibungszahlniveau der Paarungen mit dem besser wärmeleitendem Pelletmaterial EKasicF lag im Vergleich zum F99,7 um einen Betrag von ca. 0,1 höher. Für das Komfortverhalten ($d\mu/dv$) waren prinzipiell die gleichen Zusammenhänge erkennbar, allerdings war im Fall des Pelletmaterials F99,7 der Zusammenhang zwischen Komfortverhalten und Wärmeleitfähigkeit nur tendenziell. Auch hier galt, dass mit den EKasicF-Pellets günstigere Reibungszahlgradienten erreicht wurden. Beim Vergleich der randschichtmodifizierten Keramiken und monolithischen Keramiken in Paarung mit dem Stahl C45E zeigte sich, dass bei den modifizierten eine andere Abhängigkeit des Reibungszahlgradienten von der Wärmeleitfähigkeit vorlag, d. h. bei gleichen effektiven Wärmeleitfähigkeiten wiesen die modifizierten einen günstigeren Reibungszahlgradienten auf als die monolithischen Keramiken.

Die Hauptverschleißmechanismen von Keramik/Metall-Paarungen waren scheinseitig hauptsächlich Abrasion durch die Keramik und ein gewisser Anteil an Adhäsion, bedingt durch die Bildung einer metallischen Reibschicht auf der Keramik. Die Keramiken F99,7 und EKasicF verschlissen hauptsächlich aufgrund von (Korn-) Ausbrüchen und thermischer Ermüdung. Die randschichtmodifizierten Pellets besaßen aufgrund ihres mehrphasigen Gefügebau einen höheren Verschleißwiderstand als die monolithischen Keramiken. Das Al24-TTB wies hierbei den niedrigsten Pelletverschleiß auf. Der volumetrische Verschleißbetrag der keramischen Pellets lag im Allgemeinen um eine Größenordnung niedriger als der für die metallischen Scheiben. Der Scheibenverschleiß lag für die Paarung mit dem Al24-TTB am niedrigsten, gefolgt von den Paarungen mit dem F99,7 und dem Al24-ZbCN. Durch Extrapolation des Summenverschleißes auf die Gesamtfahrleistung wurde ermittelt, dass unter den untersuchten tribologischen Bedingungen die günstigste

Keramik/Stahl-Paarung (Al24-TTB/C45E) eine um drei Größenordnungen höher liegende Gesamtfahrleistung erzielen würde als die Organik/Stahl-Paarung (Valeo820DS/C45E).

Der niedrigere Verschleißwiderstand einiger Paarungen mit dem Pellet EKasicF war durch tribochemischen Verschleiß bedingt. In Paarung mit legierten oder hochlegierten Stählen, die Chrom oder Nickel enthielten, war der Verschleißbetrag an Pellet und Scheibe um bis zu einer Größenordnung höher als bei nahezu allen anderen untersuchten Paarungen. Anhand von Auger-Analysen der Reibschichten konnten Reaktionen der Legierungselemente Chrom und auch Nickel mit dem EKasicF (SSiC) abgeleitet werden. Der Verschleißbetrag konnte für diese Untersuchungen mit dem Chromgehalt der Scheibenmaterialien korreliert werden. Dies ist konsistent mit Literatur bezüglich Festkörperreaktionen zwischen SiC und vielen Übergangsmetallen wie z. B. Cr, Ni und Co. Somit gilt als Empfehlung, bei ungeschmierten Friktionssystemen mit hoher thermischer Beanspruchung möglichst keine mit Chrom oder Nickel hochlegierten Stähle in Paarung mit Siliziumkarbid einzusetzen. Die Paarungen mit dem Vermicularguss GJV-300 wiesen sowohl mit dem Pelletmaterial F99,7 als auch dem EKasicF ebenfalls einen niedrigen Verschleißwiderstand auf. Insbesondere der Scheibenverschleiß lag im Vergleich zu den anderen Paarungen, mit Ausnahme der hochlegierten Stähle, um eine Größenordnung höher. Als Hauptverschleißmechanismus wurde Oberflächenzerrüttung identifiziert. Durch die hohe und zyklische Belastung entstanden an den Spitzen des Vermiculargraphits Anrisse, die nach Risswachstum zum Herauslösen schollenartiger Verschleißteile führten.

Die Paarung mit dem Al24-ZbCN und dem Stahl C45E wies hinsichtlich der Kraftübertragung ($\mu_{0,001\text{m/s}}$) den mit Abstand höchsten Wert auf. Dies galt auch für das Reibungszahlniveau ($\mu_{12,5\text{m/s}}$). Hier erwiesen sich die Paarungen C45E mit dem Al24-ZbCN und dem EKasicF mit Abstand am günstigsten. Das Komfortverhalten ($d\mu/dv$) war bei allen untersuchten Paarungen noch nicht ausreichend, jedoch zeigte sich deutlich das Verbesserungspotential durch die Laserrandschichtmodifikation bei den Paarungen Al24-WT/C45E und auch Al24-TTB/C45E im Vergleich zu F99,7/C45E. Die laser-randschichtmodifizierten Keramiken bieten darüberhinaus auch konstruktive Vorteile, da durch die schlechte Wärmeleitfähigkeit des Substratmaterials kaum Wärme auf die Getriebewelle gelangt und der Verschleißwiderstand in Paarung mit dem Stahl C45E deutlich höher ist als beim Pellet EKasicF. Der Reibungszahlgradient $d\mu/dv$ könnte konstruktiv, z. B. durch Regelung der Normalkraft, betragsmäßig verringert werden. Überdies wäre die Einführung einer zusätzlichen Dämpfung durch eine entsprechende klebetechnische Integration der keramischen Friktionselemente in das Kupplungssystem möglich.

6 Literatur

- [1] H. Czichos, D. Klaffke, E. Santner, M. Woydt: Advances in tribology: the materials point of view. *Wear*, 190 (1995) 155–161.
- [2] I. Mutlu, O. Eldogan, F. Findik: Tribological properties of some phenolic composites suggested for automotive brakes. *Tribology International*, 39 (2006) 317–325.
- [3] D. Bettge, J. Starcevic: Topographic properties of the contact zones of wear surfaces in disc brakes. *Wear*, 254 (2003) 195–202.
- [4] P. J. Blau: Compositions, Functions, and Testing of Friction Brake Materials and Their Additives. Technical Report (2001).
- [5] D. Severin, F. Musiol: Der Reibprozeß in trockenlaufenden mechanischen Bremsen und Kupplungen. *Konstruktion*, 47 (1995) 59–68.
- [6] F. Aldinger, W. Böcker: Entwicklung keramischer Hochleistungswerkstoffe. *Keramische Zeitschrift*, 44 (1992) 164–172.
- [7] G. P. Ostermeyer: On the dynamics of the friction coefficient. *Wear*, 254 (2003) 852–858.
- [8] A. Albers, A. Arslan, M. Mitariu: Clutches using engineering ceramics as friction material. *Mat.-wiss u. Werkstofftechnik*, 36 (2005) 102–107.
- [9] A. Albers, S. Ott, M. Mitariu: Performance and potential of dry running motor vehicle clutch systems with advanced ceramics as friction materials. In *Proceedings of International Joint Tribology Conference, ASME, Miami, USA (2008)*, S. 20–22.
- [10] M. Rosso: Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 175 (2006) 364–375.

-
- [11] K.-H. Zum Gahr, U. Litzow, K. Poser: Modelluntersuchungen zum Einsatz von Ingenieurkeramik in Gleit- und Friktionssystemen. *Tribologie und Schmierungstechnik*, 53 (2006) 5–10.
- [12] K.-H. Zum Gahr, J. Schneider: Surface modification of ceramics for improved tribological properties. *Ceramics International*, 26 (2000) 363–370.
- [13] K. Poser, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider: Development of Al₂O₃ based ceramics for dry friction systems. *Wear*, 259 (2005) 529–538.
- [14] H. Czichos, K.-H. Habig: *Tribologie-Handbuch*. Vieweg, Wiesbaden, 2. Auflage (2003).
- [15] V. L. Popov: *Kontaktmechanik und Reibung*. Springer-Verlag, Berlin (2009).
- [16] A. Albers, A. Arslan, D. Herbst: Keramik für den Einsatz in Bremsen und Kupplungen. *ATZ Automobiltechnische Zeitschrift*, 103 (2001) 414–419.
- [17] A. Albers, D. Herbst: Kupplungsrupfen - Ursachen, Modellbildung und Gegenmaßnahmen. In *Schwingungen in Antrieben 98*, VDI-Verlag, Düsseldorf (2002), S. 327–359.
- [18] A. Crowther, N. Zhang, D. Liu, J. Jeukumar: Analysis and simulation of clutch engagement judder and stick-slip in automotive powertrain systems. In *Proceedings Of The Institution Of Mechanical Engineers Part D-Journal Of Automobile Engineering* (2004).
- [19] D. Centea, H. Rahnejat, M. Munday: Non-linear-multi-body dynamic analysis for the study of clutch torsional vibrations (judder). *Advanced Mathematical Modelling*, 25 (2001) 177–192.
- [20] A. Schwenger: *Aktive Dämpfung von Triebstrangschwingungen*. Dissertation, Universität Hannover (2005).
- [21] M. Eriksson, S. Jacobson: Tribological surfaces of organic brake pads. *Tribology International*, 33 (2000) 817–727.
- [22] M. Cho, S. Kim, R. Basch, J. Fash, H. Jang: Tribological study of gray cast iron with automotive brake linings: the effect of rotor microstructure. *Tribology International*, 36 (2003) 537–545.

- [23] M. H. Cho, S. J. Kim, D. Kim, H. Jang: Effects of ingredients on tribological characteristics of a brake lining: an experimental case study. *Wear*, 258 (2005) 1682–1687.
- [24] Y. Lu: A combinatorial approach for automotive friction materials: Effects of ingredients on friction performance. *Composites Science and Technology*, 66 (2006) 591–598.
- [25] V. Kryachek: Friction composites: Traditions and new solutions (review). I Powder materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 43 (2004) 11–12.
- [26] K. Katsuyoshi: Sintered Contacted Parts. Patentschrift (1995).
- [27] V. V. Vinogradov, A. A. Ryazanov: Wear Resistant Powder Material Based on Iron. Patentschrift (2007).
- [28] M. Boz, A. Kurt: The effect of Al_2O_3 on the friction performance of automotive brake friction materials. *Tribology International*, 40 (2007) 1161–1169.
- [29] A. W. Atkinson: Metal Matrix for Composite Materials. Patentschrift (1993).
- [30] F. Blankenhagen, H. Putz: Friction Material Containing Brass Powder. Patentschrift (1994).
- [31] F. A. Romero, P. Belair: Friction Material for Lubricated Tribological Systems. Patentschrift (1994).
- [32] K. Takahashi, M. Yoshida, Y. Hagiwara: Titanium and/or Titanium Alloy Sintered Friction Material. Patentschrift (1999).
- [33] V. Kryachek: Friction composites: Traditions and new solutions (review). II. Composite materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 44 (2005) 5–16.
- [34] J. D. Buckley, D. D. Edie (Hrsg.): *Carbon-Carbon Materials*. Noyes-Publication, Park Ridge, USA (1993).
- [35] S. Awasthi, J. Wood: Carbon/Carbon Composite Materials for Aircraft Brakes. In *Proceedings of the 12th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, Part 1 of 2: Ceramic Engineering and Science Proceedings, Volume 9* (1988), S. 553–559.

- [36] W. Krenkel, B. Heidenreich, R. Renz: C/C-SiC Composites for Advanced Friction Systems. *Advanced Engineering Materials*, 7 (2002) 427–436.
- [37] W. Krenkel, H. A. El-Hija, M. Kriescher: High Performance C/C-SiC Brake Pads. In *Ceramic Engineering & Science Proceedings*, Volume 25 (2004), S. 191–196.
- [38] D. Gauger: Wirkmechanismen und Belastungsgrenzen von Reibpaarungen trockenlaufender Kupplungen. VDI-Verlag, Düsseldorf (1998).
- [39] Verband der Keramischen Industrie e.V.: Brevier Technische Keramik. Fahner Verlag, Lauf (2003).
- [40] M. Bengisu (Hrsg.): *Engineering Ceramics*. Springer-Verlag, Berlin (2001).
- [41] W. Kaysser, M. Aslan, G. Petzow: Observations on microstructural development and densification during hipping of ceramics and metals. *Key Engineering Materials*, 29-31 (1988) 147–158.
- [42] J. Evans: Seventy ways to make ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 28 (2008) 1421–1432.
- [43] S. Jahanmir: Friction and wear of ceramics, Kapitel *Advanced Ceramics in Tribological Applications*. Marcel Dekker, New York (1994).
- [44] D. Munz, T. Fett: *Ceramics*. Springer-Verlag, Berlin (1999).
- [45] F. Riley: The corrosion of ceramics: Where do we go from here? *Key Engineering Materials*, 113 (1996) 1–14.
- [46] A. Gant, M. Gee: Sliding wear corrosion of ceramics. *Wear*, 267 (2009) 599–607.
- [47] W. Kollenberg: Härte keramischer Werkstoffe. In J. Kriegesmann, *Deutsche Keramische Gesellschaft (Hrsg.) Technische Keramische Werkstoffe*, HvB-Verlag, Ellerau (1992), S. 1–44.
- [48] Y. V. Milman, S. Chugonova, I. Timofeeva: The resistance of silicon carbide to static and impact local loading. *International Journal of Impact Engineering*, 26 (2001) 533–542.

- [49] E. Sánchez-González, P. Miranda, J. J. Meléndez-Martínez, F. Guiberteau, A. Pajares: Temperature dependence of mechanical properties of alumina up to the onset of creep. *Journal of the European Ceramic Society*, 27 (2007) 3345–3349.
- [50] A. Krell: A new look at grain size and load effects in the hardness of ceramics. *Materials Science and Engineering*, 245 (1998) 277–284.
- [51] D. Munz, T. Fett: *Mechanisches Verhalten keramischer Werkstoffe*. Springer-Verlag, Berlin (1989).
- [52] J. Rödel, A. B. Kouna, M. Weissenberger-Eibl, D. Koch, A. Bierwisch, W. Rossner, M. J. Hoffmann, R. Danzer, G. Schneider: Development of a roadmap for advanced ceramics: 2010–2025. *Journal of the European Ceramic Society*, 29 (2009) 1549–1560.
- [53] D. W. Richerson: Applications of Modern Ceramic Engineering. In D. W. Richerson (Hrsg.) *Modern Ceramic Engineering: Properties, Processing, and Use in Design*, Marcel Dekker, New York, USA (1982), S. 201–209.
- [54] A. N. Samant, N. B. Dahotre: Laser machining of structural ceramics - A review. *Journal of the European Ceramic Society*, 29 (2009) 969–993.
- [55] A. N. Samant, N. B. Dahotre: Differences in physical phenomena governing laser machining of structural ceramics. *Ceramics International*, 35 (2009) 2093–2097.
- [56] K.-M. Erhardt, A. Heine, H. Prommersberger: *Laser in der Materialbearbeitung*. Vogel Buchverlag, Würzburg (1993).
- [57] H. Lei, L. Lijun: A study of laser cutting engineering ceramics. *Optics and Laser Technology*, 31 (1999) 531–538.
- [58] F. Klocke, W. König: *Fertigungsverfahren - Abtragen, Generieren und Lasermaterialbearbeitung*. Springer-Verlag, Berlin (2007).
- [59] E. Peter, K.-H. Zum Gahr: Influence of surface finish and speed on reciprocating sliding wear of laser modified oxide ceramics in aqueous media. *Mat.-wiss u. Werkstofftechnik*, 36 (2005) 129–135.

- [60] E. Peter: Lasermodifizieren von Al_2O_3 -Keramiken und tribologische Charakterisierung im ungeschmierten und mediengeschmierten Gleitkontakt. Dissertation, Universität Karlsruhe 2005 (2005). Shaker Verlag, Aachen.
- [61] K.-H. Zum Gahr: Modeling and microstructural modification of alumina ceramic for improved tribological properties. *Wear*, 200 (1996) 215–224.
- [62] I. T. Lenke, K.-H. Zum Gahr: Mit TiN-Partikeln lasermodifizierte Al_2O_3 -Keramik im reversierenden Gleitkontakt unter Variation der Luftfeuchte und Temperatur. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 29 (1998) 57–65.
- [63] M. Zawrah, J. Schneider, K.-H. Zum Gahr: Microstructure and mechanical characteristics of laser-alloyed alumina ceramics. *Materials science and engineering*, 332 (2002) 167–173.
- [64] C. Ziebert, K.-H. Zum Gahr: Microtribological properties of two-phase Al_2O_3 ceramic studied by AFM and FFM in air of different relative humidity. *Tribology Letters*, 17 (2004) 901–909.
- [65] K. Poser: Herstellung und tribologische Charakterisierung randschichtmodifizierter Oxidkeramiken im ungeschmierten Gleitkontakt mit metallischen Gegenkörpern. Dissertation, Universität Karlsruhe 2005 (2006). Shaker Verlag, Aachen.
- [66] U. Litzow, K.-H. Zum Gahr, J. Schneider: Cavitation erosion of advanced ceramics in water. *International Journal of Materials Research*, 97 (2006) 1372–1377.
- [67] U. Litzow: Tribologisches Verhalten von Oxid- und Nichtoxidkeramiken im isooktangeschmierten reversierenden Gleitkontakt und unter Kavitationsbeanspruchung. Dissertation, Universität Karlsruhe 2007 (2008). Shaker-Verlag, Aachen.
- [68] K.-H. Zum Gahr: Tribologie: Reibung - Verschleiß - Schmierung. *Naturwissenschaften*, 72 (1985) 260–267.
- [69] K.-H. Zum Gahr: *Microstructure and Wear of Materials*. Number 10 in Tribology Series, Elsevier, Amsterdam (1987).
- [70] T. Eyre: Wear characteristics of metals. *Tribology International*, 10 (1976) 203–212.

- [71] D. H. Buckley: Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication. Number 5 in Tribology Series, Elsevier, Amsterdam (1981).
- [72] E. Rabinowicz: Friction and Wear of Materials. Wiley-Interscience, New York (1995).
- [73] B. Bhushan: Contact mechanics of rough surfaces in tribology: multiple asperity contact. Tribology Letters, 4 (1998) 1–35.
- [74] J. Jaeger: Moving sources of heat and the temperature at sliding contacts. In Proc. Royal Society New South Wales, Volume 56 (1942), S. 203–224.
- [75] J. A. Greenwood: An interpolation formula for flash temperatures. Wear, 150 (1991) 153–158.
- [76] A. Ramalho, J. Miranda: The relationship between wear and dissipated energy in sliding systems. Wear, 260 (2006) 361–367.
- [77] K. Kato: Tribology of Advanced Ceramics and Hard Coatings. Key Engineering Materials, 264–268 (2004) 449–452.
- [78] J. Mc Farlane, D. Tabor: Relation between friction and adhesion. Proceedings of the Royal Society A, 202 (1950) 204–253.
- [79] G. Schmaltz: Technische Oberflächenkunde. Springer-Verlag, Berlin (1936).
- [80] L. Xu, N. F. Kennon: A study of the abrasive wear of carbon steels. Wear, 148 (1991) 101–112.
- [81] M. Moore: The relationship between the abrasive wear resistance, hardness, and microstructure of ferritic materials. Wear, 28 (1974) 59–68.
- [82] P. Mutton, J. Watson: Some effects of microstructure on abrasive wear resistance of metals. Wear, 48 (1978) 385–398.
- [83] K.-H. Zum Gahr: Relation between abrasive wear rate and the microstructure of metals. In ASME (Hrsg.) Proc. Int. Conf. Wear of Materials 1979 (1979), S. 266–274.
- [84] S. Hsu, M. Shen, A. Ruf: Wear prediction for metals. Tribology International, 30 (1997) 377–383.

-
- [85] S. Hsu, M. Shen: Wear prediction of ceramics. *Wear*, 256 (2004) 867–878.
- [86] K. Kato: Tribology of ceramics. *Wear*, 136 (1990) 117–133.
- [87] V. Murthy, H. Kobayashi, S. Tsurekawa, N. Tamari, T. Watanabe, K. Kato: Influence of humidity and doping elements on the friction and wear of SiC in unlubricated sliding. *Tribology International*, 37 (2004) 353–364.
- [88] A. Skopp, M. Woydt, K.-H. Habig: Tribological behavior of silicon nitride materials under unlubricated sliding between 22 and 1000°C. *Wear*, 181–183 (1995) 571–580.
- [89] T. E. Fischer, Z. Zhu, H. Kim, D. Shin: Genesis and role of wear debris in sliding wear of ceramic. *Wear*, 245 (2000) 53–60.
- [90] K. Adachi, K. Kato, N. Chen: Wear map of ceramics. *Wear*, 203–204 (1997) 291–301.
- [91] T. Hisakado, H. Suda, H. Watanabe: The friction and wear mechanisms between ceramics and metals. *Wear*, 155 (1992) 251–265.
- [92] J. Qu, P. J. Blau, T. R. Watkins, O. B. Cavin, N. S. Kulkarni: Friction and wear of titanium alloys sliding against metal, polymer, and ceramic counterfaces. *Wear*, 258 (2005) 1348–1356.
- [93] K. Miyoshi: Adhesion, friction and micromechanical properties of ceramics. *Surface and Coatings Technology*, 36 (1988) 487–501.
- [94] S. Biswas: Some mechanisms of tribofilm formation in metal/metal and ceramic/metal sliding interactions. *Wear*, 245 (2000) 178–189.
- [95] K. Kameo, K. Friedrich, F. Bartolome, Jose, M. Diaz, S. Lopez-Esteban, J.-S. Moya: Sliding wear of ceramics and cermets against steel. *Journal of the European Ceramic Society*, 23 (2003) 2867–2877.
- [96] G. Stachowiak, G. Stachowiak: Fretting wear and friction behaviour of engineering ceramics. *Wear*, 190 (1995) 212–218.
- [97] G. Stachowiak, G. Stachowiak, A. Batchelor: Metallic film transfer during metal ceramic unlubricated sliding. *Wear*, 132 (1989) 361–381.

- [98] P. Andersson, K. Holmberg: Limitations on the use of ceramics in unlubricated sliding applications due to transfer layer formation. *Wear*, 175 (1994) 1–8.
- [99] J. Gomes, A. Miranda, R. Silva, J. Vieira: Tribological properties of AlN-CeO₂-Si₃N₄ cutting materials in unlubricated sliding against tool steel and cast iron. *Materials Science and Engineering A*, A209 (1996) 277–286.
- [100] D. Jianxin, C. Tongkun, L. Lili: Self-lubricating behaviors of Al₂O₃/TiB₂ ceramic tools in dry high-speed machining of hardened steel. *Journal of the European Ceramic Society*, 25 (2005) 1073–1079.
- [101] R. Silva, F. Oliveira, F. Castro, J. Vieira: Modeling of Chemical Wear in Ferrous Alloys/Silicon Nitride Contacts during High Speed Cutting. *Acta Materialia*, 46 (1998) 2501–2507.
- [102] F. Oliveira, R. Silva, J. Vieira: Improved wear resistance of Si₃N₄ tool inserts by addition of Al₂O₃ platelets. *Tribology International*, 36 (2003) 57–60.
- [103] D. Löhe, O. Vöhringer, E. Macherauch: Die Verformungsabhängigkeit des Elastizitätsmoduls von Gusseisenwerkstoffen zwischen 20 und 600°C. *Gießereiforschung*, 36 (1984) 43–52.
- [104] W. Parker, R. Jenkins, C. Butler, G. Abbott: Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity. *Journal of Applied Physics*, 32 (1961) 1679–1684.
- [105] E. Macherauch, H. Wohlfahrt: Prinzipien der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA). *Härtereitechnische Mitteilungen*, 27 (1972) 230–232.
- [106] G. Faninger, U. Hartmann: Physikalische Grundlagen der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA). *Härtereitechnische Mitteilungen*, 27 (1972) 233–244.
- [107] L. Reimer, G. Pfefferkorn: *Rasterelektronenmikroskopie*. Springer-Verlag, Berlin (1977).
- [108] D. O' Connor, B. Sexton, R. Smart: *Surface analysis methods in materials science*. Springer-Verlag, Berlin (1992).

- [109] R. Wallstabe, M. Rohde, J. Schneider, K.-H. Zum Gahr: Entwicklung und tribologische Charakterisierung von multiphasigen keramischen Reibmaterialien. In 3. Statuskolloquium Sfb 483, Karlsruhe (2007), S. 39–48.
- [110] K. Przemec, K.-H. Zum Gahr: Microstructure and tribological properties of alumina ceramic with laserdispersed tungsten additions. *Journal of Materials Science*, 33 (1998) 4531–4541.
- [111] J. Durodola, J. Adlington: Functionally graded material properties for disk and rotors. *Key Engineering Materials*, 127-131 (1997) 1199–1206.
- [112] G. Tsotridis, H. Rozher, E. Hondros: Marangoni flow and shapes of laser melted pools. *Naturwissenschaften*, 76 (1989) 216–218.
- [113] J. S. Moya, S. Lopez-Esteban, C. Pecharroman: The challenge of ceramic/metal microcomposites and nanocomposites. *Progress in Materials Science*, 52 (2007) 1017–1090.
- [114] J. Michalski, M. Wozniak, K. Konopka, J. Bielinski, S. Gierlotka, K. Kurzydowski: Effect of Sintering Temperature on Structure and Properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni-P}$ Composites with interpenetrating Phases. *Solid State Phenomena*, 106 (2005) 161–166.
- [115] J. Guo: The interphase of ceramics and stress design of ceramic grain boundary. *Key Engineering Materials*, 108-110 (1995) 505–513.
- [116] P. Nikolopoulos, S. Agathopoulos, A. Tsoga: Eine Methode zur Berechnung der Temperaturabhängigkeit der Grenzflächenenergie zwischen festen Al_2O_3 und Metallschmelzen. In J. Bossert, N. Claussen, R. Nitsche (Hrsg.) *Verbundwerkstoffforschung*, Expert-Verlag, Renningen-Malmsheim (1995), S. 169–180.
- [117] R. Kolhe, C. Hui, E. Ustundag, S. Sass: Residual thermal stresses and calculation of the critical metal particle size for interfacial crack extension in metal-ceramic matrix composites. *Acta Metallurgical*, 44 (1995) 279–287.
- [118] D.-M. Liu, W. Tuan, C.-C. Chiu: Thermal diffusivity, heat capacity and thermal conductivity in $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}$ composite. *Materials Science and Engineering B*, 31 (1994) 287–291.

- [119] W. Tuan, R. Brook: The Toughening of Alumina with Nickel Inclusions. *Journal of the European Ceramic Society*, 6 (1990) 31–37.
- [120] G. Levi, D. Clarke, W. Kaplan: Free Surface and Interface Thermodynamics of Liquid Nickel in Contact with Alumina. *Interface Science*, 12 (2004) 73–83.
- [121] G. Levi, W. Kaplan: The influence of interfacial wetting and adhesion on the formation of voids at metal-ceramic interfaces. *Journal of Materials Science*, 41 (2006) 817–821.
- [122] A. Gauffier, E. Saiz, T. A.P., P. Hou: The wetting behavior of NiAl and NiPtAl on polycrystalline alumina. *Journal of Materials Science*, 42 (2007) 9524–9528.
- [123] P. Nikolopoulos, S. Agathopoulos, A. Tsoga: A method for the calculation of interfacial energies in Al_2O_3 and ZrO_2 /liquid-metal and liquid-alloy systems. *Journal of Materials Science*, 29 (1994) 4393–4398.
- [124] T. Klassen, R. Günther, B. Dickau, A. Bartels, R. Bormann, H. Mecking: Processing and characterization of novel intermetallic/ceramic composites. *Materials Science Forum*, 269-272 (1998) 37–46.
- [125] T. Klassen, R. Günther, B. Dickau, F. Gärtner, A. Bartels, R. Bormann, H. Mecking: Processing and Properties of Intermetallic/Ceramic Composites with Interpenetrating Microstructure. *Communications of the American Ceramic Society*, 81 (1998) 2504–2506.
- [126] R. Günther, T. Klassen, B. Dickau, F. Gärtner, A. Bartels, R. Bormann: Advanced Alumina Composites Reinforced with Titanium-Based Alloys. *Journal of the American Ceramic Society*, 84 (2001) 1509–1513.
- [127] F. Fan: A microstructural approach to the effective transport properties of MMCs and CMCs. *Key Engineering Materials*, 127-131 (1997) 1207–1214.
- [128] X. Sun, J. Yeomans: Optimization of a Ductile-Particle-Toughened Ceramic. *Journal of the American Ceramic Society*, 79 (1996) 2705–2717.
- [129] C. Laurent, A. Rousset: Metal-oxide ceramic matrix nanocomposites. *Key Engineering Materials*, 108-110 (1995) 405–421.

-
- [130] W. Tuan: Toughening alumina with nickel aluminide inclusions. *Journal of the European Ceramic Society*, 20 (2000) 895–899.
- [131] J. Yeomans: Ductile particle ceramic matrix composites - Scientific curiosities or engineering materials? *Journal of the European Ceramic Society*, 28 (2008) 1543–1550.
- [132] Y. Ji, J. Yeomans: Microstructure and mechanical properties of chromium and chromium/nickel particulate reinforced alumina ceramics. *Journal of Materials Science*, 37 (2002) 5229–5236.
- [133] K. Poser, J. Schneider, K.-H. Zum Gahr: Keramik/Metall-Frictionspaarungen unter ungeschmierter Gleitbeanspruchung bei kurzzeitiger Belastung. *Mat.-wiss u. Werkstofftechnik*, 35 (2004) 794–800.
- [134] H. A. Abdel-Aal: Efficiency of thermal energy dissipation in dry rubbing. *Wear*, 255 (2003) 348–364.
- [135] D. Kuhlmann-Wilsdorf: Temperatures at interfacial contact spots: dependence on velocity and on role reversal of two materials in sliding contact. *Journal of Tribology*, 109 (1987) 321–329.
- [136] D. Kuhlmann-Wilsdorf: Demystifying Flash Temperature, I. Analytical Expressions Based on a Simple Model. *Materials Science and Engineering*, 93 (1987) 107–117.
- [137] D. Kuhlmann-Wilsdorf: Demystifying Flash Temperature, II. First-order Approximation for Plastic Contact Spots. *Materials Science and Engineering*, 93 (1987) 119–133.
- [138] H. Blok: Theoretical study of temperature rise at surfaces of actual contact under oiliness lubricating conditions. In *Proc. General Discussion on Lubrication and Lubricants*, Volume 2, Inst. Mech. Eng. (1937), S. 222–235.
- [139] M. Riehle, E. Simmchen: *Grundlagen der Werkstofftechnik*. Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, Stuttgart (1997).
- [140] D. Liedtke: *Wärmebehandlung von Stahl – Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren*. Merkblatt 450, Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf (2005).

- [141] S. B. Newcomb, W. M. Stobbs: A Transmission Electron Microscopy Study of the White-etching Layer on a Rail Head. *Materials Science and Engineering*, 66 (1984) 195–204.
- [142] J. Archard, R. Rowntree: Metallurgical Phase Transformations in the Rubbing of Steels. *Proceedings of the Royal Society*, 418 (1988) 405–424.
- [143] H. Uetz, M. Nounou: Gleitreibungsuntersuchungen über Reibmartensitbildung in Zusammenhang mit Grenzschnitttemperatur und Verschleiß bei Weicheisen und Stahl C45. *Journal of Materials Technology*, 2 (1972) 64–68.
- [144] P. J. Blau: On the nature of running-in. *Tribology International*, 38 (2005) 1007–1012.
- [145] D. Severin, S. Dörsch: Friction mechanism in industrial brakes. *Wear*, 249 (2001) 771–779.
- [146] W. Österle, I. Urban, D. Severin, S. Trepte: Analyse von Reibschichten auf Bremsbelägen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31 (2000) 708–711.
- [147] M. Eriksson, F. Bergman, S. Jacobson: On the nature of tribological contact in automotive brakes. *Wear*, 252 (2002) 26–36.
- [148] M. Cho, K. Cho, S. Kim, D. Kim, H. Jang: The role of transfer layers on friction characteristics in the sliding interface between friction materials against gray iron brake disks. *Tribology letters*, 20 (2005) (2) 101–108.
- [149] W. Österle, I. Urban: Third body formation on brake pads and rotors. *Tribology International*, 39 (2006) 401–408.
- [150] A. Pauschitz, M. Roy, F. Franek: Mechanisms of sliding wear of metals and alloys at elevated temperatures. *Tribology International*, 41 (2008) 584–602.
- [151] S. Lim, M. Ashby, J. Brunton: The effects of sliding conditions on the dry friction of metals. *Acta Metallurgica*, 37 (1989) 767–772.
- [152] A. Ravikiran, B. Pramila Bai: High speed sliding of Al₂O₃ pins against an En-24 steel disc. *Wear*, 162-164 (1993) 296–304.

- [153] A. Ravikiran, B. Pramila Bai: Observations on the role of the steel disc counterface during the sliding of various structural ceramics. *Wear*, 181-183 (1995) 544–550.
- [154] S. Rice, H. Nowotny, S. Wayne: A survey of the development of subsurface zones in the wear of materials. *Key Engineering Materials*, 33 (1989) 77–100.
- [155] J. Wert: The role of microstructure in subsurface damage induced by sliding contact. *Key Engineering Materials*, 33 (1989) 101–134.
- [156] E. Ling, I. Finnie: Subsurface fracture and wear of brittle solids. *Key Engineering Materials*, 33 (1989) 49–76.
- [157] A. Azarkhin, J. Barber, R. Rolf: Combined thermal - mechanical effects in frictional sliding. *Key Engineering Materials*, 33 (1989) 135–160.
- [158] A. Borisova, Y. Borisov, L. Shvedova, Y. Kocherzhinskii, V. Nechiporenko, M. Vasiliev, V. Kostyuchenko: Reactions in the Cr-SiC system under conditions of ordinary and plasma heating. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 18 (1979) 722–728.
- [159] M. Backhaus-Ricoult: Solid State Reactions between Silicon Carbide and (Fe, Ni, Cr)-Alloys: Reaction Paths, Kinetics and Morphology. *Acta Metallurgica et Materialia*, 40 (1992) 95–103.
- [160] I. Karyasa, D. Walter: Solid State Reactions in the Cr-Si-C System. *Zeitschrift für Anorganische Allgemeine Chemie*, 630 (2004) 1733.
- [161] K. Bhanumurthy, R. Schmid-Fetzer: Interface reactions between silicon carbide and metals (Ni, Cr, Pd, Zr). *Composites: Part A*, 32 (2001) 569–574.
- [162] T. Chou, A. Joshi, J. Wadsworth: Solid state reactions of SiC with Co, Ni, and Pt. *Journal of Materials Research*, 6 (1991) 796–809.
- [163] S. Markovski, M. van Dal, M. Verbeek, A. Kodentsov, F. van Loo: Microstructology of Solid-State Reactions. *Journal of Phase Equilibria*, 20 (1999) 373–388.
- [164] T. Chou, A. Joshi, J. Wadsworth: High temperature interfacial reactions of SiC with metals. *Journal of Vacuum Science and Technology*, 9 (1991) 1525–1534.
- [165] M. Naka, J. Feng, J. Schuster: Phase Reactions and Diffusion Path of the SiC/Cr System. *Journal of Materials Synthesis and Processing*, 6 (1998) 169–173.

- [166] L. Shvedova: Contact Reaction, Structure, And Phase Formation In The Chromium-Silicon Carbide System. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 38 (1999) 477–481.
- [167] Y. Pan: Chemical Instability of Silicon Carbide in the Presence of Transition Metals. *Journal of the American Ceramic Society*, 79 (1996) 2017–2026.
- [168] T. E. Fischer: Tribochemistry. *Annual Review Materials Science*, 18 (1988) 303–323.
- [169] V. A. Muratov, T. E. Fischer: Tribochemical Polishing. *Annual Review Materials Science*, 30 (2000) 27–51.
- [170] M. Kikuchi, Y. Takahashi, T. Suga: Mechanochemical Polishing of Silicon Carbide Single Crystal with Chromium(III)oxide Abrasive. *Journal of the American Ceramic Society*, 75 (1992) 189–194.
- [171] Z. Zhu, V. Muratov, T. E. Fischer: Tribochemical polishing of silicon carbide in oxidant solution. *Wear*, 225-229 (1999) 848–856.
- [172] G. Lukashenko, V. Sidorko, L. Yupko: Thermodynamic Properties of Chromium Silicides. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 25 (1986) 763–765.
- [173] T. C. Chou, A. Joshi: Selectivity of Silicon Carbide/Stainless Steel Solid-State Reactions and Discontinuous Decomposition of Silicon Carbide. *Journal of the American Ceramic Society*, 74 (1991) 1364–1372.
- [174] S. Bhagavatula, R. Komanduri: On chemomechanical polishing of Si_3N_4 with Cr_2O_3 . *Philosophical Magazine A*, 74 (1996) (4) 1003–1017.
- [175] V. Muratov, T. Luangvaranunt, T. Fischer: The tribochemistry of silicon nitride: effects of friction, temperature and sliding velocity. *Tribology International*, 31 (1998) 601–611.
- [176] E. Edelman, E. Gutmanas, R. Brenner: Solid state reactions and diffusion processes in metal- Si_3N_4 -Si thin film systems—a comparison between Cr, Co and Ni metals. *Vacuum*, 41 (1990) 1268–1271.
- [177] W. Tang, Z. Zheng, H. Ding, Z. Jin: A study of solid state reaction between silicon carbide and iron. *Materials Chemistry and Physics*, 74 (2002) 258–264.

- [178] J. Pelleg: Reactions in the matrix and interface of the Fe–SiC metal matrix composite system. *Materials Science and Engineering A*, 269 (1999) 225–241.
- [179] R. Wallstabe, J. Schneider, K.-H. Zum Gahr: Influence of surface modification on dry friction performance of alumina mated against steel. In A. Fischer, K. Bobzin (Hrsg.) *Friction, wear and wear protection*, DGM, Wiley-VCH, Weinheim (2009), S. 369–375.

Danksagung

Ich danke Professor Karl-Heinz Zum Gahr, der mir die Anfertigung dieser Arbeit durch meine Anstellung am Institut für Werkstoffkunde II der Universität Karlsruhe ermöglicht hat. Für die gute Zusammenarbeit und Unterstützung in allen wissenschaftlichen Belangen gilt ihm und Dr. Johannes Schneider mein besonderer Dank. Für die Übernahme des Korreferats möchte ich mich bei Professor Albert Albers nochmals herzlich bedanken.

Ich danke allen Mitarbeitern des IWK II und IMF I, die mich während meiner Zeit mit Rat und Tat unterstützt haben. Insbesondere waren dies Hellmut Franz für die Hartbearbeitung und großartige Unterstützung, Petra Severloh für die Ratschläge und anregenden Diskussionen in metallographischen Belangen, Katja Messerschmid für einen Großteil der REM-Bilder und Friedbert Keller. Besonderer Dank gilt Jan Hoffmann und Gerd Bruszauskas, die mit hohem Engagement im Rahmen ihrer Studienarbeiten einen großen Beitrag zur Weiterentwicklung des Prozesses der Laserrandschichtmodifikation geleistet haben. Überdies möchte ich mich bei allen studentischen Hilfskräften bedanken, die mich während meiner Zeit am Institut für Werkstoffkunde II tatkräftig unterstützt haben, hierbei insbesondere bei Birgitta Liesching für die Umsetzung der statistischen Auswertungsroutine der tribologischen Untersuchungen. Für die Auger-Analysen und anregenden Diskussionen sei Eberhard Nold gedankt. Weiterhin danke ich Uta Gerhards für die chemische Analyse mittels Mikrosonde. Am Institut für Werkstoffkunde I gilt mein besonderer Dank Dr. Brando Okolo für die Durchführung und Analyse der XRD-Messungen sowie die freundliche Unterstützung. Für die thermophysikalischen Messungen und anregenden Diskussionen danke ich herzlich Dr. Magnus Rohde vom Institut für Materialforschung I.

An dieser Stelle sei nochmal herzlich meinen lieben Doktorandenkollegen Kai Wauthier, Sven Kurzenhäuser, Markus Wöppermann, Reiner Wahl und Marc Mathieu für die tolle Zeit gedankt. Die finanzielle Förderung des Teilprojekts B2 im Rahmen des Sonderforschungsbereichs 483 durch die DFG ermöglichte mir ein unabhängiges Arbeiten. Nicht zuletzt danke ich allen zu meiner Zeit im Sfb 483 aktiven wissenschaftlichen Mitarbeiter für die gute Zusammenarbeit, Unterstützung und angenehme Arbeitsatmosphäre.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Ronald Wallstabe	Wismarplatz 5
Geburtsdatum: 17.04.1980	10245 Berlin
Geburtsort: Parchim	Tel.: 0176-24760576
Familienstand: ledig	Email: ronald.wallstabe@gmx.net

Arbeitserfahrung

seit 06.2009	Mitarbeiter an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung Aufgabenbereich: Schadensanalyse
10.2005 - 05.2009	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde II der Universität Karlsruhe (TH)

Studium

10.1999 - 07.2005	Maschinenbau an der Universität Rostock Studienschwerpunkte: Leichtbau und Werkstoffdiagnostik/Schadensanalyse Abschluss: Diplom-Ingenieur Diplomarbeit: „Wear Behaviour of Coated GFRPs due to Ice“
-------------------	--

Höchster Schulabschluss

08.1992 - 07.1998	Friedrich-Franz-Gymnasium, Parchim; Abschluss: Abitur
-------------------	---

Sonstiges

07.2004 - 05.2005	Auslandsaufenthalt Helsinki, Finnland Anstellung an der Helsinki University of Technology (HUT) zur Bearbeitung des Drittmittelprojektes „Wear of GFRPs in Ice“
-------------------	---

Berlin, den 25. Mai 2010