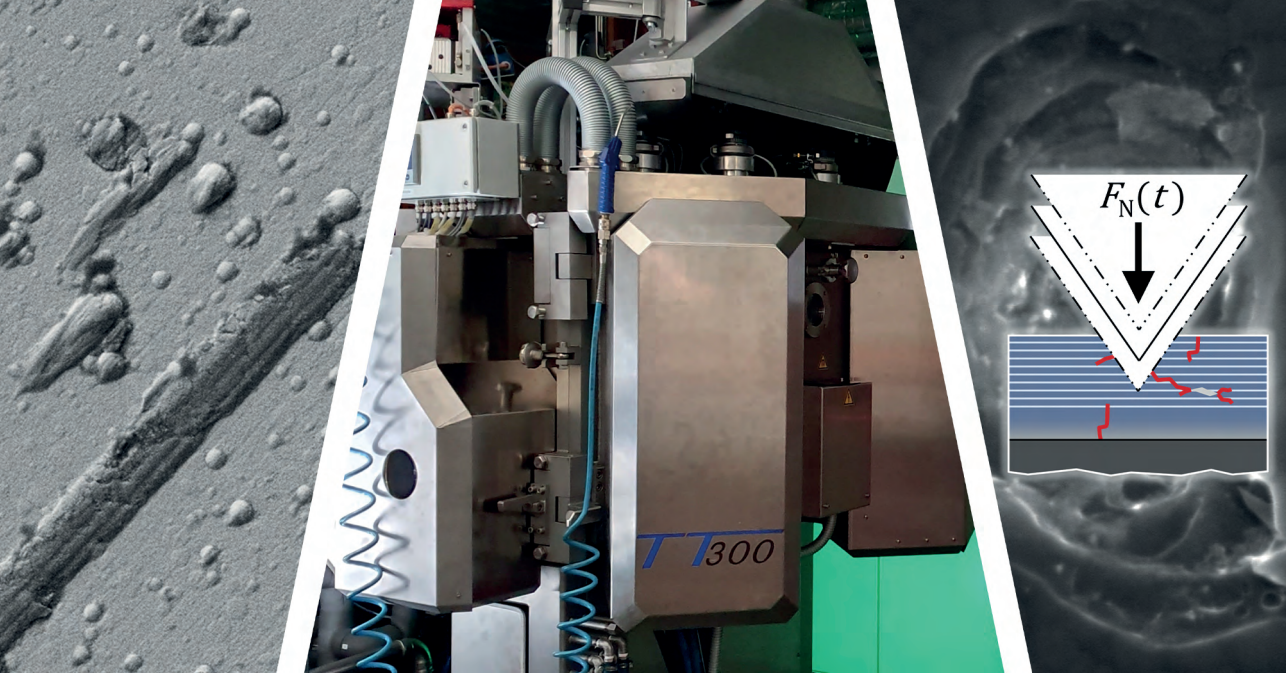


FAU Studien aus dem Maschinenbau 408

Tim Weikert

Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes

FAU University Press

Tim Weikert

Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 408

Herausgeber/-innen:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke
Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp
Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte
Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein
Prof. Dr.-Ing. Sebastian Müller
Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt
Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Tim Weikert

Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Konstruktionstechnik (KTmfk)
Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Erlangen
FAU University Press
2022

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek:
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über http://dnb.d-nb.de abrufbar.

Autoren-Kontaktinformation: Tim Weikert, Lehrstuhl für Konstruktionstechnik, tim.weikert@fau.de

Bitte zitieren als
Weikert, Tim. 2022. *Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes.* FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 408. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-590-2.

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über den OPUS-Server der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
https://opus4.kobv.de/opus4-fau/home

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-589-6 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-590-2 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-590-2

Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Tim Weikert, M.Sc.

aus Erfurt

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen
Prüfung: 28.07.2022

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack
Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Vorwort

Wer unter die Oberfläche dringt, tut es auf eigene Gefahr.

Oscar Wilde (1854 – 1900)

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Konstruktionstechnik (KTmfk) der Friedrich-Alexander-Universität (FAU) Erlangen-Nürnberg. An dieser Stelle möchte ich mich bei all jenen bedanken, die mich während dieser Zeit begleitet und auf vielfältigste Weise zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack für die Betreuung, seine Förderung und Unterstützung. Die großzügig gewährte wissenschaftliche Freiheit sowie das stete mir entgegengebrachte Vertrauen haben das Entstehen dieser Arbeit erst ermöglicht.

Ebenso danke ich Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, Inhaberin des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie der FAU, für ihr Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Koreferats. Weiterhin bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. Mathias Göken für sein Engagement als fachfremder Prüfer sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Sebastian Müller als Vorsitzender der mündlichen Promotionsprüfung.

Wesentliche Grundlagen dieser Arbeit entstanden im Rahmen des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft geförderten Sonderforschungsbereichs SFB/Transregio 73 (TR73) „Blechmassivumformung“ im Teilprojekt B4 „DLC-Werkzeugbeschichtungen“. In diesem Zusammenhang sei den Kolleginnen und Kollegen des TR73, insbesondere Frau Dr.-Ing. Maria Löffler sowie den Herren Dominic Stangier, Dr.-Ing. Eugen Krebs und Johannes Henneberg, für die vielfältige und gute Zusammenarbeit gedankt.

Auch außerhalb des Forschungsprojekts ergaben sich viele Kooperationen, ohne die große Teile dieser Arbeit nicht möglich gewesen wären. Mein Dank gilt an dieser Stelle den Herren Dr.-Ing. Maximilian Volkan Baloglu und Prof. Dr.-Ing. habil. Kai Willner des Lehrstuhls für Technische Mechanik der FAU für die Durchführung der zyklischen Indentierungsversuche und die fachlichen Diskussionen. Ebenso danke ich den Herren Stefan Gabel und PD Dr.-Ing. Benoit Merle des Lehrstuhls WWI Allgemeine

Werkstoffeigenschaften der FAU für die Anfertigung der Querschnittsaufnahmen und rasterelektronischen Untersuchungen, die wertvollen fachlichen Diskussionen und Anregungen sowie den Zugang zum Rasterelektronenmikroskop.

Allen Beteiligten des TR73, der FAU und der Pontificia Universidad Católica de Chile sowie der Universidad de Chile möchte ich auch für die gute Zusammenarbeit bei der Erstellung und Einreichung diverser Publikationen danken.

Meine große Freude an meiner Arbeit verdanke ich nicht zuletzt meinen ehemaligen Kolleginnen und Kollegen am KTmfk. Die sehr gute Zusammenarbeit und die große Hilfsbereitschaft haben mir eine sehr schöne Zeit am Lehrstuhl und auch außerhalb davon bereitet. Hervorheben möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Stephan Tremmel, der als damaliger Gruppenleiter des Bereichs Maschinenelemente und Tribologie meine Arbeiten mit großer Erfahrung und Übersicht begleitete und mir zu jeder Zeit mit Rat zur Seite stand. Besonders danke ich den ehemaligen Kolleginnen und Kollegen der Fachgruppe sowie insbesondere meinen ehemaligen Bürokolleginnen und -kollegen Dr.-Ing. Max Marian, Benedict Rothammer, Dr.-Ing. Bernd Vierneusel und Dr.-Ing. Rong Zhao für die angeregten fachlichen wie auch privaten Diskussionen, das kollegiale und freundschaftliche Miteinander sowie die vielen lustigen Momente. Mein ausdrücklicher Dank gilt den Kolleginnen und Kollegen aus dem technisch-administrativen Bereich des Lehrstuhls für ihr stets offenes Ohr sowie ihre stete Hilfsbereitschaft und Unterstützung bei so manchen technischen und bürokratischen Hürden.

Ebenso danke ich allen Studierenden, die durch Recherchen oder experimentellen Arbeiten in ihrer Arbeit als Hilfswissenschaftler oder in ihren Abschlussarbeiten unter meiner Betreuung ihren Teil zum Gelingen dieser Arbeit geleistet haben. Hierbei seien Maximilian Gall, Frederik Hollmann, Thomas Karacsony, Kevin Neusser, Benedict Rothammer und Karl Sauerbrey namentlich erwähnt.

Meinen Eltern und meiner Familie danke ich von ganzem Herzen für ihre bedingungslose Unterstützung und den Rückhalt auf meinem bisherigen Weg. Ohne Euch wäre dies alles nicht möglich gewesen.

Mein größter Dank gilt Dir, Doro. Mit Deinem uneingeschränkten Vertrauen, Deiner enormen Geduld und Deiner unermüdlichen Unterstützung warst Du mir eine wichtige Stütze und hast mir stets neue Motivation gegeben.

Erlangen, im August 2022 Tim Weikert

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis ix

1 Einleitung 1

1.1 Motivation und Problembeschreibung 1

1.2 Zielsetzungen und Aufbau der Arbeit 3

2 Stand der Forschung und Technik 5

2.1 Grundlagen der Tribologie 5

2.1.1 Das tribologische System 6

2.1.2 Tribologisch beanspruchte Oberflächen 7

2.1.3 Beanspruchung tribologischer Kontakte 8

2.1.4 Reibung 10

2.1.5 Verschleiß 13

2.2 Tribologisch wirksame Dünnschichten 15

2.2.1 Schichtarchitektur und -struktur 16

2.2.2 Zähe und verschleißfeste Nanokomposit- und Multilagenschichten 18

2.2.3 Verschleiß und Beanspruchbarkeit tribologischer Schichten 22

2.3 Amorphe Kohlenstoffschichten 27

2.3.1 Die Struktur und Bindungen des Kohlenstoffs 27

2.3.2 Definition und Klassifizierung von amorphen Kohlenstoffschichten 29

2.3.3 Die Schichttypen a-C:H, a-C:H:W und a-C:H:Si:O 30

2.3.4 Tribologische Mechanismen amorpher Kohlenstoffschichten 33

2.3.5 Wechselwirkungen mit Schmierstoffen 35

2.4 PVD-/PACVD-Beschichtungstechnologie 36

2.4.1 Plasmaaktivierte chemische Gasphasenabscheidung 38

2.4.2 Kathodenzerstäuben (Sputtern) 39

2.4.3 Lichtbogenverdampfen 42

2.4.4 Schichtbildung und -struktur 43

2.5 Dünne Schichten als Sensoren 47

2.6 Rolle der Tribologie in der Blechmassivumformung 51

3 Handlungsbedarf 55

4 Schichtherstellung, angewandte Modellversuche und Charakterisierungsverfahren 59

4.1 Eingesetzte Werkstoffe und Schmierstoffe 59
4.1.1 Substrat- und Gegenkörperwerkstoffe 59
4.1.2 Blechwerkstoff 60
4.1.3 Schmierstoffe 61
4.2 Eingesetzte Probengeometrien 61
4.3 Schichtherstellung 62
4.4 Schichtdickenmessung 64
4.5 Charakterisierung von Topographie, Verschleiß- und Schädigungserscheinungen 65
4.5.1 Tastschnittverfahren 65
4.5.2 Laserrastermikroskopie 65
4.5.3 Elektronenmikroskopische Untersuchungen 65
4.6 Chemische Analyse mittels optischer Glimmentladungsspektroskopie 66
4.7 Mechanische Charakterisierung mittels instrumentierter Eindringprüfung 67
4.8 Bestimmung der Beanspruchbarkeit und des sensorischen Verhaltens im Ritztest 69
4.9 Tribologische Untersuchungen 70
4.9.1 Stift-Scheibe-Versuch 70
4.9.2 Load Scanner Versuch 72
4.9.3 Ringstauchversuch 75
4.9.4 Zyklischer Indentierungsversuch 77
4.10 Ergebnisdarstellung und Signifikanzbewertung 78

5 Lokale Anpassung der Reibungsbedingungen 79

5.1 Überblick und Methodik 79
5.2 Beschichtungsprozess 80
5.2.1 Angewandte Maskierungstechniken und -strategien 80
5.2.2 Schichtherstellungsprozess 82
5.3 Einfluss der Maskierung auf die Schichtgrenzen 84

5.4 Reibungsverhalten 86
5.4.1 Stift-Scheibe-Versuch 86
5.4.2 Ringstauchversuch 89
5.5 Mikroskopische Schichtcharakterisierung 94
5.5.1 Schichtmorphologie 95
5.5.2 Oberflächentopographie 96
5.6 Einfluss der Rauheit auf das tribologische Verhalten 99
5.6.1 Überblick 99
5.6.2 Zusammenhang zwischen Rauheit und Reibungsverhalten 102
5.7 Mikroskopische Charakterisierung der tribologisch beanspruchten Oberflächen im Ringstauchversuch 103
5.8 Einfluss der mechanischen Schichteigenschaften auf das tribologische Verhalten 110
5.9 Verschleißverhalten im Load Scanner 114
5.10 Bewertung des Reibungsverhaltens mittels Formfüllsimulation eines Vorwärts-Fließpressprozesses 119
5.11 Zusammenfassung und Fazit 122

6 Tribologische und mechanische Untersuchungen an multilagigen Kohlenstoffschichten 125

6.1 Überblick und Methodik 125
6.2 Versuchsumfang 126
6.2.1 Schichtherstellungsprozess 127
6.2.2 Versuchsplanung 128
6.2.3 Methoden der statistischen Versuchsauswertung 132
6.3 Tribologisches Verhalten und Beanspruchbarkeit 133
6.3.1 Reibung und Verschleiß im Stift-Scheibe-Versuch 134
6.3.2 Ergänzende Untersuchungen im Load Scanner Versuch 137
6.3.3 Haftung und Beanspruchbarkeit im Ritztest 142
6.4 Schichttopographie und -morphologie sowie chemische Zusammensetzung 144
6.5 Mechanische Schichteigenschaften 149
6.5.1 Überblick 149
6.5.2 Einfluss der Herstellbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften 151

6.6 Einflüsse auf das tribologische Verhalten und die Beanspruchbarkeit 156
6.7 Studie zum Ermüdungsverhalten bei zyklischer Indentierung 162
6.7.1 Kraft- und tiefenaufgelöste zyklische Indentierungsversuche 164
6.7.2 Mikroskopische Analyse des Schichtversagens 166
6.7.3 Mechanismen der Oberflächenermüdung bei zyklischer Indentierung 168
6.7.4 Fazit der Studie 172
6.8 Zusammenfassung und Fazit 172

7 Entwicklung sensorischer Schichten 175

7.1 Überblick und Methodik 175
7.2 Schichtaufbau und -herstellung 176
7.2.1 Funktionsprinzip der sensorischen Schichten 176
7.2.2 Schichtherstellungsprozess 177
7.3 Schichthaftung und tribologisches Verhalten 178
7.4 Verschleißdetektion 179
7.4.1 Diskontinuierliche Verschleißdetektion 179
7.4.2 Kontinuierliche Verschleißdetektion 182
7.5 Druckabhängiges Widerstandsverhalten 183
7.6 Zusammenfassung und Fazit 185

8 Zusammenfassung und Ausblick 187

9 Summary and Outlook 191

Anhang 195

Lokale Anpassung der Reibungsbedingungen 195
Tribologische und mechanische Untersuchungen an multilagigen Kohlenstoffschichten 199
Beschichtungsrezepte 205

Literaturverzeichnis 227

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen 253
Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten 257

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

Formelzeichen

Symbol	Einheit[1]	Beschreibung
a	m	Länge eines geometrischen Kontakts
A_{L}	m²	Grundfläche eines elektrischen Leiters
A_{p}	m²	projizierte Eindruckfläche
A_{WB0}	m²	Fläche eines Werkstückbereichs zu Prozessbeginn
A_{WB1}	m²	Fläche eines Werkstückbereichs am Ende der Umformung
b	m	Breite eines geometrischen Kontakts
d	nm	Kristallitgröße
d_{innen}	mm	Innendurchmesser eines Rings im Ringstauchversuch
D_{m}	mm	mittlerer Außendurchmesser
d_{m}	mm	mittlerer Innendurchmesser
d_{R}	mm	Innendurchmesser des ringförmigen Stempels
D_{R}	mm	Außendurchmesser des ringförmigen Stempels
E	GPa	Elastizitätsmodul
E_{eff}	GPa	effektiver Elastizitätsmodul
E_{i}	GPa	Elastizitätsmodul der Indenterspitze
E_{IT}	GPa	Eindringmodul
F	N	Kraft
f	Hz	Frequenz
F_{Form}	kN	Umformkraft
F_{N}	N	Normalkraft, Prüfkraft

[1] Angegeben sind die in der Arbeit genutzten Einheiten, oder, falls Formelzeichen ohne Zahlenwerte und Einheiten verwendet werden, SI-Einheiten bzw. gängige Einheiten.

Symbol	**Einheit**[1]	**Beschreibung**
$F_{N,0}$	mN	Amplitude der sinusförmigen Prüfkraftschwingung
$F_{N,max}$	mN	maximale Prüfkraft
$F_{N,mittel}$	mN	mittlere Prüfkraft
F_R	N	Reibungskraft
G_c	N/mm	kritische Energiefreisetzungsrate
h	µm	Eindringtiefe
H	GPa	Härte
h_c	µm	Kontakttiefe eines Eindringkörpers
h_f	µm	verbleibende Eindrucktiefe nach Entlastung
H_{IT}	GPa	Eindringhärte
h_{max}	µm	Eindringtiefe bei maximaler Prüfkraft
h_R	mm	Ringhöhe
h_s	µm	elastische Eindringtiefe des tatsächlichen Indenters
h_{sp}	µm	elastische Eindringtiefe eines äquivalenten zylindrischen Stempels
I	A	elektrische Stromstärke
j	–	Zyklus des finalen Schichtversagens
k	$mm^3\ N^{-1}\ m^{-1}$	Verschleißkoeffizient
k^*	N/mm^2	Schubfließgrenze
K_c	$MPa\ \sqrt{m}$	Bruchzähigkeit
k_d	–	Dehnungsempfindlichkeit
l	m	Länge eines elektrischen Leiters
L_c	N	kritische Last
M	–	Mittelwert
m	–	Reibfaktor
M_{AN}	N m	Anzugsdrehmoment
n	–	Anzahl an Wiederholversuchen

Symbol	**Einheit**[1]	**Beschreibung**
P	W	elektrische Leistung
P(Versagen)	–	Versagenswahrscheinlichkeit
p_0	N/mm²	HERTZsche Pressung im Kontaktzentrum
p_{Ar}	Pa	Argongasdruck
R	m	Radius
r	–	Ritzzyklus
R^2	–	Determinationskoeffizient
R_{a}	µm	Mittenrauwert
R_{e}	N/mm²	Streckgrenze
R_{eff}	mm	effektiver Radius
R_{el}	Ω	elektrischer Widerstand
$R_{\mathrm{el,0}}$	Ω	initialer Widerstand vor der Prüfung
R_{h}	Ω	elektrischer Widerstand einer hochohmigen Schichtlage
r_{i}	mm	Radius eines Näherungskreises einer Ringinnenkontur
R_{k}	µm	Kernrautiefe
r_{Korrel}	–	Korrelationskoeffizient
r_{Kugel}	mm	Kugelradius
r_{m}	–	mittlere senkrechte Anisotropie
R_{m}	N/mm²	Zugfestigkeit
R_{n}	Ω	elektrischer Widerstand einer niederohmigen Schichtlage
R_{pk}	µm	reduzierte Spitzenhöhe
R_{R}	µm	mittlerer Radius der Asperiten
R_{S}	Ω	elektrischer Widerstand des Substrats
R_{vk}	µm	reduzierte Riefentiefe
R_{z}	µm	gemittelte Rautiefe
S	N/m	Kontaktsteifigkeit

Symbol	**Einheit**[1]	**Beschreibung**
s	m	Gleitweg
SD	–	standard deviation (Standard-abweichung)
t	s	Zeit
t	–	standardisierter Effekt (t-Wert)
T	°C	absolute Temperatur
t_{h}	µm	Dicke der hochohmigen Schichtlage
t_{krit}	–	kritischer Grenzwert für ein vorgeschriebenes Signifikanzniveau
t_{L}	µm	Lagendicke
t_{Lage}	s	Abscheidungsdauer je Schichtlage in Multilagenschichten
t_{s}	µm	Schichtdicke
T_{Schm}	K	absolute Schmelztemperatur
T_{Su}	K	absolute Substrattemperatur
U_{arc}	V	Bogenspannung
U_{bias}	V	Biasspannung
$U_{\mathrm{bias1,2}}$	V	Biasspannung von Einzellagen in Multilagenschichten
U_{sp}	V	Sputterspannung
v	m s^{-1}	Gleitgeschwindigkeit
W_{V}	m³	Verschleißvolumen
X	–	Anzahl an Prozessschritt-wiederholungen
z	–	Indentierungszyklus
α	–	Signifikanzniveau
Δt	s	Dauer des Prozessschritts
μ	–	Reibungszahl
ν	–	Querdehnzahl
ν_{i}	–	Querdehnzahl der Indenterspitze
ν_{s}	–	Querdehnzahl der Schicht

Symbol	**Einheit**[1]	**Beschreibung**
ρ	Ω m	spezifischer Widerstand
$\rho_{\text{a-C:H}}$	Ω m	spezifischer Widerstand von a-C:H
ρ_{Cr}	Ω m	spezifischer Widerstand von Chrom
σ^*	µm	Standardabweichung der Verteilung der Asperiten
σ_{N}	GPa	Kontaktnormalspannung
τ_{R}	GPa	Reibschubspannung
$\Phi(\text{Ar})$	sccm	Argongasfluss
$\Phi(\text{C}_2\text{H}_2)$	sccm	Acetylengasfluss
$\Phi(\text{HMDSO})$	sccm	HMDSO Dampffluss
ψ	–	Plastizitätsindex
ω	rad s^{-1}	Winkelgeschwindigkeit

Chemische Elementsymbole und Summenformeln

Ar	Argon
C	Kohlenstoff
$C_6H_{18}OSi_2$	Hexamethyldisiloxan (HMDSO)
C_2H_2	Acetylen
Cr	Chrom
Fe	Eisen
H	Wasserstoff
Mn	Mangan
Mo	Molybdän
MoS_2	Molybdändisulfid
O	Sauerstoff
OH	Hydroxylgruppe
P	Phosphor
S	Schwefel
Si	Silizium
SiO_x	kristalline Siliziumoxidcluster
V	Vanadium
W	Wolfram
WC	Wolframcarbid
WS_2	Wolframdisulfid

Einheiten und Einheitenpräfixe

°	Grad
°C	Grad Celsius
A	Ampere
At.-%	Atomprozent
bar	Druck
eV	Elektronenvolt
HRC	Härte nach Rockwell, Skala C
HV10	Härte nach Vickers, Prüfkraft 10 Kilopond (1 Kilopond = 9,80665 N)
Hz	Hertz
l	Liter
m	Meter
min	Minute
N	Newton
Pa	Pascal (1 GPa = 1000 N/mm^2)
s	Sekunde
sccm	Standardkubikzentimeter pro Minute
V	Volt
W	Watt
Ω	Ohm
G	Giga (10^9)
M	Mega (10^6)
k	Kilo (10^3)
h	Hekto (10^2)
d	Dezi (10^{-1})
c	Centi (10^{-2})
m	Milli (10^{-3})
µ	Mikro (10^{-6})
n	Nano (10^{-9})
p	Piko (10^{-12})

Abkürzungsverzeichnis

a. u.	arbitrary unit (willkürliche/unskalierte Einheit)
a-C	amorpher Kohlenstoff
a-C:H	wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoff
a-C:H:Me	metallmodifizierter wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoff
a-C:H:Si:O	siliziumoxidhaltiger wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoff
a-C:H:Ti	titanmodifizierter wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoff
a-C:H:W	wolframmodifizierter wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoff
a-C:H:X	nichtmetallmodifizierter wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoff
a-C:Me	metallmodifizierter amorpher Kohlenstoff
a-Si:O	amorphe Siliziumoxidphase
AFM	atomic force microscope (Rasterkraftmikroskop)
ANOVA	analysis of variance (Varianzanalyse)
AW	anti-wear (Verschleißschutz)
BM	Spannungsmodus von Sputterkathode bzw. Substratbias
BMU	Blechmassivumformung
BP	bipolar gepulste Spannung
C2	Sputterkathode C2
C3	Lichtbogenkathode C3
C4	Sputterkathode C4
CVD	chemical vapor deposition (chemische Gasphasen-abscheidung)
DC	Gleichspannung
DLC	diamond-like carbon (diamantähnlicher Kohlenstoff)
DMS	Dehnungsmessstreifen
DoE	Design of Experiments (statistische Versuchsplanung)

EDT	electro discharge texturing (Funkenerosions-texturierung)
EDX	energiedispersive Röntgenanalyse
EP	extreme-pressure (Extremdruck)
FIB	focused ion beam (fokussierter Ionenstrahl)
GD-OES	glow discharge optical emission spectroscopy (optische Glimmentladungsspektroskopie)
HiPIMS	high power impulse magnetron sputtering (Hochleistungsimpuls-Magnetronsputtern)
HMDSO	Hexamethyldisiloxan
KB2	Stellung der Kathodenblende der Kathode C2
KB3	Stellung der Kathodenblende der Kathode C3
KB4	Stellung der Kathodenblende der Kathode C4
LSM	laserscanning microscope (Laserrastermikroskop)
PACVD	plasma-assisted chemical vapor deposition (plasmaaktivierte chemische Gasphasenabscheidung)
PVD	physical vapor deposition (physikalische Gasphasen-abscheidung)
R	kontinuierliche Parameteranpassung an nächsten Prozessschritt (Rampe)
REM	Feldemitter-Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SBMF	sheet-bulk metal forming (Blechmassivumformung)
SE	Sekundärelektronen
ta-C	tetraedrisch-amorpher Kohlenstoff
ta-C:H	wasserstoffhaltiger tetraedrisch-amorpher Kohlenstoff
UBM	unbalanced magnetron (asymmetrisches Magnetron)
UP	unipolar gepulste Spannung
VDI	Verein Deutscher Ingenieure

1 Einleitung

1.1 Motivation und Problembeschreibung

Nicht erst seit dem Pariser Klimaabkommen aus dem Jahr 2015 [1] und dem *European Green Deal* [2], mit dem Europa spätestens 2050 zum ersten klimaneutralen Kontinent werden will, ist die Verminderung von Treibhausgasemissionen ins Zentrum des gesellschaftlichen Bewusstseins gerückt. Die Entwicklung energieeffizienter und nachhaltiger Technologien stellt somit eine große Herausforderung des 21. Jahrhunderts dar. Während bereits heute fossile Brennstoffe zunehmend durch erneuerbare Energieträger ersetzt werden, um CO_2-Emissionen zu reduzieren, hat der Einfluss von Reibung und Verschleiß auf die Energieeffizienz verschiedenster technischer Prozesse die öffentliche Wahrnehmung bislang kaum erreicht. Dabei bieten diese tribologischen Vorgänge ein erhebliches Einsparpotential von CO_2 und Ressourcen. HOLMBERG und ERDEMIR berechneten im Jahr 2017, dass ca. 23 % der Primärenergie aufgewendet werden muss, um Reibung in technischen Systemen zu überwinden und verschlissene Bauteile instand zu setzen [3]. Die Autoren gehen davon aus, dass diese Energieverluste durch tribologische Maßnahmen, wie Schmierung, neue Materialien und Oberflächentechnologien, um bis zu 40 % reduziert werden könnten.

Eng mit der Senkung der CO_2-Emissionen ist auch die Ressourcenschonung durch materialeinsparende Gestaltungskonzepte technischer Bauteile und Produkte verknüpft. So ermöglicht die Technologie des Leichtbaus durch geringere Materialstärken eine effizientere Werkstoffausnutzung und führt gleichzeitig zur Reduzierung von CO_2-Emissionen im Betrieb der erzeugten Produkte. Die Herstellung dünnwandiger Bauteile, die eine Vielzahl an Funktionen übernehmen, stellt die Fertigungstechnologie vor neue Herausforderungen. Während als Halbzeuge insbesondere Bleche ein großes Potential hinsichtlich einer effizienten Werkstoffausnutzung bieten, sind konventionelle Fertigungsverfahren der Blechumformung meist nicht oder nur unter einem erhöhten Kostenaufwand geeignet, um lokale Formelemente zur Erfüllung der Bauteilfunktionen auszuformen. Hier setzt die Prozessklasse der *Blechmassivumformung* (BMU) an, die durch die Anwendung konventioneller Massivumformoperationen auf Blechhalbzeuge beispielsweise die Ausformung lokaler Verzahnungen, Laschen oder Mitnehmer senkrecht zur Blechebene ermöglicht. Wahlweise können diese Umformoperationen mit Verfahren der Blechumformung verknüpft werden. Auf diese Weise lassen sich endkonturnahe Bauteile

herstellen, sodass bereits im Umformvorgang Materialien eingespart und nachfolgende Bearbeitungsschritte reduziert werden können. Gleichzeitig bieten neuartige höherfeste Werkstoffe zusätzliches Potential für Materialeinsparungen, eine höhere Verschleißfestigkeit und somit eine längere Lebensdauer der gefertigten Bauteile.

Auch für Fertigungsprozesse der BMU spielen tribologische Vorgänge eine wichtige Rolle. Viele dieser Prozesse werden erst durch verschleißreduzierende und reibungsanpassende Maßnahmen ermöglicht bzw. wirtschaftlich konkurrenzfähig. Unterschiedliche Reibungsbedingungen in verschiedenen Oberflächenbereichen des Umformwerkzeugs können Einfluss auf den Materialfluss nehmen und so die Bauteilausformung verbessern und Prozesskräfte reduzieren. Zugleich lässt sich die Anzahl der zur Herstellung erforderlichen Umformstufen reduzieren und bereits in der Fertigung Ressourcen und Energie einsparen. Hinsichtlich der tribologischen Zustände im Bereich der Werkzeugaktivflächen ist dies zumeist mit hohen lokalen Flächenpressungen, starken Oberflächenvergrößerungen und in der Folge mit der Gefahr mangelgeschmierter Kontakte verbunden.

Amorphe Kohlenstoffschichten stellen eine geeignete Maßnahme dar, um diesen anspruchsvollen tribologischen Herausforderungen zu begegnen. Sie ermöglichen niedrige Reibung bei gleichzeitig hohem Verschleißschutz. In der Umformtechnik hielten amorphe Kohlenstoffschichten insbesondere durch Dotierung mit Fremdelementen [4–6] sowie in Form harter, chemisch inerter Schichttypen [7] Einzug. Auf diese Weise konnte die begrenzte Tragfähigkeit und Überlastsicherheit, die lange Zeit ihre Anwendung in der Fertigungstechnik einschränkte [8, 9], überwunden werden. Als Vorteil erweist sich zudem, dass sich das tribologische Verhalten der Schichten durch die Wahl der Prozessparameter bei der Schichtherstellung gezielt beeinflussen lässt. So verdeutlichten beispielsweise Untersuchungen von HETZNER et al. die weitreichenden Anpassungsmöglichkeiten des Reibungsverhaltens amorpher Kohlenstoffschichten [10, 11]. Als globale tribologische Maßnahme auf das gesamte Werkzeug aufgebracht, lassen sich ihre Potentiale bislang jedoch nicht vollständig für eine gezielte lokale Einstellung der tribologischen Verhalten der Aktivflächen nutzen. Zugleich gehen die anspruchsvollen Bedingungen in der BMU mit hohen Anforderungen an die Verschleißfestigkeit der Schichten einher, um die tribologische Funktion über die gesamte Standzeit der Werkzeuge zur Wirkung zu bringen. In diesem Zusammenhang stellt auch die Zustandsüberwachung der Werkzeuge, die zu einer Verlängerung der Standzeit und somit zu einer Verbesserung der Materialeffizienz und Ressourcenschonung beitragen kann, eine integrale Herausforderung des Verschleißschutzes dar.

1.2 Zielsetzungen und Aufbau der Arbeit

Die Zielsetzung dieser Arbeit besteht in der Beeinflussung tribologischer Zustände durch amorphe Kohlenstoffschichten im Hinblick auf die Anwendung in Prozessen der BMU. Dabei wird sowohl eine Reduzierung der Reibung insbesondere im Fall von Mangelschmierung als auch eine lokale Anpassung der Reibungsbedingungen zur Steuerung des Werkstoffflusses angestrebt, während der Verschleißschutz beschichteter Werkzeugoberflächen durch eine gesteigerte Verschleißbeständigkeit der Schichten sowie eine sensorische Funktion zur Überwachung des Schichtverschleißzustands erhöht werden soll.

Der Überblick zum Stand der Forschung in Kapitel 2 beleuchtet daher neben den Grundlagen der Tribologie und tribologischer Dünnschichten sowie deren Herstellung insbesondere Ansätze zur Steigerung der Verschleißfestigkeit durch Nanokompositstrukturen und multilagige Schichtarchitekturen sowie die Anwendung dünner Schichten als Sensoren. Darauf aufbauend zeigt Kapitel 3 unter Berücksichtigung der zentralen Zielsetzung den Handlungsbedarf auf und leitet die Forschungsfragen ab, die mithilfe der in Kapitel 4 geschilderten Methoden in den Kapiteln 5 – 7 bearbeitet werden.

Mit dem Ziel einer lokalen Beeinflussung der Reibung befasst sich Kapitel 5 mit Strategien zum selektiven lokalen Einsatz unterschiedlicher tribologisch wirksamer Schichten aus wolframdotiertem amorphen Kohlenstoff auf einer Werkzeugaktivfläche. Der Fokus liegt auf der Identifizierung der für das tribologische Verhalten verantwortlichen Reibungs- und Verschleißmechanismen sowie auf der Beurteilung der Beanspruchbarkeit. Untersuchungen zum Verschleiß- und Ermüdungsverhalten verschiedener mehr- und multilagiger amorpher Kohlenstoffschichten stehen im Zentrum des Kapitels 6. Hierbei werden sowohl Multilagenschichten aus strukturell verschiedenem, wolframdotiertem amorphen Kohlenstoff als auch Multilagenschichten mit undotierten und dotierten amorphen Kohlenstoffschichtlagen mittels geeigneter tribologisch-mechanischer Prüfmethoden sowie chemischer Analysen charakterisiert und einlagigen Schichtvarianten gegenübergestellt. Im Sinne einer Machbarkeitsstudie thematisiert Kapitel 7, wie tribologische Dünnschichten aus amorphem Kohlenstoff um eine sensorische Funktion zur Detektion von Schichtverschleiß ergänzt werden können.

Die Arbeit schließt in Kapitel 8 mit einer Zusammenfassung und einem Ausblick auf den sich ergebenden weiteren Forschungsbedarf.

2 Stand der Forschung und Technik

2.1 Grundlagen der Tribologie

Die Wortschöpfung *Tribologie* geht auf eine Studie des Wissenschaftlers PETER JOST zur Bedeutung von Reibung und Verschleiß auf die Volkswirtschaft Großbritanniens im Jahr 1966 zurück [12]. Der Begriff setzt sich aus den altgriechischen Wörtern *tribein* (Reiben) und *logos* (Lehre) zusammen und bezeichnet im wörtlichen Sinne das Gebiet der Reibungslehre. Nach dem heutigen Verständnis umfasst die Tribologie die Wissenschaft und Technik von wechselwirkenden Oberflächen in relativer Bewegung sowie die zugehörigen Technologien und Verfahren [13]. Sie schließt dabei neben der Reibung, dem Verschleiß und der Schmierung auch die Grenzflächenwechselwirkungen von Festkörpern mit festen, flüssigen oder gasförmigen Körpern mit ein [14]. Das Verständnis tribologischer Grenzflächeninteraktionen erfordert Kenntnisse verschiedener ingenieur- und naturwissenschaftlicher Disziplinen, wie dem Maschinenbau, der Materialwissenschaften, der Physik und der Chemie [13].

Die Dimensionsbereiche tribologischer Mechanismen und Phänomene erstrecken sich über mehrere Größenskalen. Die *Nanotribologie* beschreibt den Kontakt relativ zueinander bewegter Körper auf atomarer und molekularer Ebene und bezieht dabei auch interatomare Kräfte mit ein. Das Feld der *Mikrotribologie* widmet sich insbesondere den Wechselwirkungen kontaktierender rauer Oberflächen auf mikroskaliger Ebene, wobei Verschleiß- und Schädigungserscheinungen, elastische und plastische Deformationen sowie die Bildung von Tribofilmen von zentraler Bedeutung sind [15]. Die *Makrotribologie* befasst sich mit der Energie- und Kraftübertragung durch geeignete Wirkflächen und der damit einhergehenden Reduzierung von reibungs- und verschleißbedingten Energie- und Materialverlusten. [13, 16]

Fortschritte im grundlegenden Verständnis von Bindungen und Wechselwirkungen in und zwischen Materialien, kombiniert mit Weiterentwicklungen in computerunterstützten Simulationsmethoden und mikroskopischen Analyseverfahren, ermöglichen zunehmend Untersuchungen komplexer Grenzflächenphänomene mit hoher räumlicher und zeitlicher Auflösung. Wenngleich die Ingenieurwissenschaften vor allem auf die Makrotribologie fokussieren, tragen Kenntnis und grundlegendes Verständnis nano- und mikrotribologischer Vorgänge in zunehmendem Maße zur Nachvollziehbarkeit makrotribologischer Prozesse bei. [13, 16]

2.1.1 Das tribologische System

Während Bauteil- und Materialeigenschaften den eingesetzten Komponenten und deren Werkstoffen zugeordnet werden können, handelt es sich bei tribologischen Kenngrößen um Systemeigenschaften. Sie beschreiben das in der Regel zeitabhängige Verhalten der wechselwirkenden Bauteile und Stoffe unter den wirkenden Beanspruchungen innerhalb eines *tribologischen Systems*. Wie Bild 1 zeigt, bilden dabei die gegeneinander bewegten Elemente *Grund-* und *Gegenkörper*[2] das Wirkflächenpaar, das gemeinsam mit den beteiligten *Zwischen-* und *Umgebungsmedien* die *Systemstruktur* bestimmt. Eine zweckmäßig definierte *Systemgrenze* isoliert die Elemente von den übrigen Komponenten der Gesamtkonstruktion, die nicht unmittelbar am tribologischen Prozess beteiligt sind. Alle stofflichen Komponenten unterliegen einem von außen einwirkenden *Beanspruchungskollektiv*, das aus der Bewegungsform (z. B. Rollen oder Gleiten) und dem zeitlichen Bewegungsablauf sowie aus den technisch-physikalischen Beanspruchungsparametern, wie der Normalkraft, der Gleitgeschwindigkeit, der Temperatur oder der Beanspruchungsdauer, besteht. [13, 14]

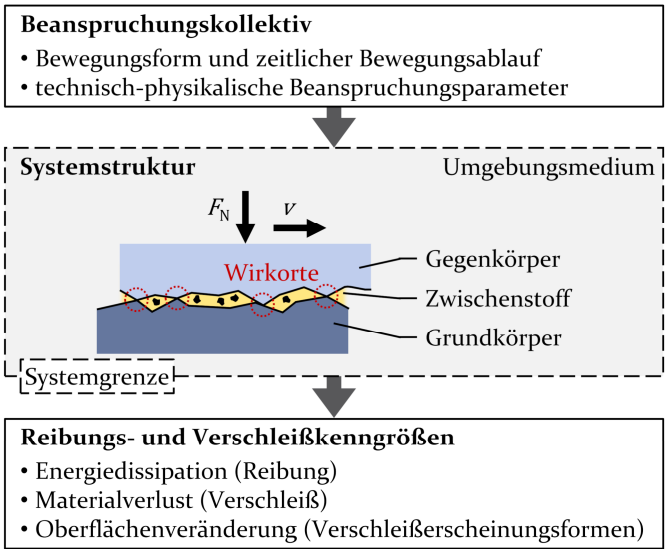


Bild 1: Darstellung eines tribologischen Systems nach [13, 14].

[2] Die Kennzeichnung der Systemelemente als Grundkörper und Gegenkörper ist abhängig vom konkreten Kontaktfall. Üblicherweise wird derjenige Wirkpartner als Grundkörper bezeichnet, der aus Sicht des Anwenders für die Systemfunktion besonders wichtig ist [14].

Die Wechselwirkungen des Wirkflächenpaares finden auf mikroskopischer Ebene an zeitlich und örtlich veränderlichen *Wirkorten* statt. Dabei beeinflussen die Eigenschaften der Elemente und deren Veränderungen unter der Beanspruchung das tribologische Verhalten. Beinhaltet das tribologische System beschichtete Körper und übernehmen die Schichten tribologische Funktionen, so sind die Schichten als eigenständiges Element mit charakteristischen Eigenschaften in der Struktur des tribologischen Systems zu berücksichtigen [17]. Die auftretenden Verschleißerscheinungsformen sowie das Reibungs- und Verschleißverhalten des tribologischen Systems werden durch die Systemstruktur und das einwirkende Beanspruchungskollektiv bestimmt. [13, 14]

Tribologische Systeme werden nach offenen und geschlossenen Systemstrukturen unterschieden. *Geschlossene Systeme* zeichnen sich durch eine dauerhafte oder zeitweise unterbrochene tribologische Beanspruchung der Körper aus (z. B. Wälzlager). Bei *offenen Tribosystemen*, zu denen auch Fertigungsprozesse (z. B. Umformprozesse) zählen, erfolgt ein permanenter Stoffffluss über die Systemgrenzen hinweg. Dabei befindet sich ein Körper dauerhaft am tribologischen Wirkort, während der andere Körper den Wirkort nur kurzzeitig durchläuft. [13]

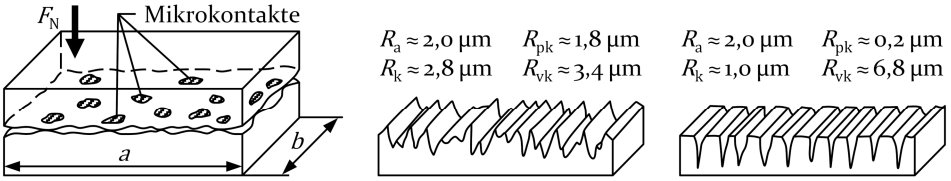
In der systemtechnischen Betrachtung dienen tribologische Systeme der Umsetzung von mechanischer Energie, Information oder Stoffen mittels bewegter Wirkflächen. Neben dem Beanspruchungskollektiv können zusätzliche Störgrößen (z. B. Vibrationen) die tribologischen Vorgänge beeinflussen. Im Ergebnis resultieren sowohl die eigentlichen Funktionsgrößen als auch Verlustgrößen wie Reibung und Verschleiß. [13]

2.1.2 Tribologisch beanspruchte Oberflächen

Tribologische Kontaktvorgänge werden maßgeblich durch die Oberflächenrauheit der kontaktierenden Körper bestimmt. Sie kann als dreidimensionale Verteilung von Rauheitshügeln und -tälern auf verschiedenen Längenskalen beschrieben werden und unterliegt sowohl Einflüssen der Fertigungsprozesse als auch der tribologischen Beanspruchung [13, 15]. Erhebungen auf der Oberfläche werden auch als Asperiten (engl. *asperities*) bezeichnet. Reale technische Oberflächen, die in mechanischen Kontakt gebracht werden, berühren sich über eine Vielzahl diskreter Kontaktpunkte (Bild 2a). Die Summe der Flächen dieser Mikrokontakte stellt die wahre Kontaktfläche dar, in denen die Reibungs- und Verschleißvorgänge ablaufen. Diese ist in der Regel deutlich kleiner als die nominelle Kontaktfläche, die dem idealen Kontakt von Körpern mit perfekt glatter Oberfläche

entspricht. Mit zunehmendem Druck nähert sich die wahre Kontaktfläche der nominellen an. [18, 19]

Die Beschreibung der Rauheit einer technischen Oberfläche erfolgt üblicherweise durch Kenngrößen, die sich auf den Profilschnitt der Oberfläche beziehen. Dazu zählen sowohl in den Ingenieurwissenschaften verbreitete Kennwerte wie der Mittenrauwert (R_a) und die gemittelte Rautiefe (R_z), als auch beispielsweise die aus der Profiltraganteilkurve abgeleiteten Größen Kernrautiefe (R_k), reduzierte Spitzenhöhe (R_{pk}) und reduzierte Riefentiefe (R_{vk}) (vgl. auch Abschnitt 4.5.1). Bild 2b verdeutlicht exemplarisch an einer Oberfläche mit gleichem R_a-Wert aber Unterschieden in anderen Rauheitskennwerten, dass die Kenngrößen nicht gleichermaßen zur Spezifikation tribologisch funktionaler Oberflächen geeignet sind. [13, 20]

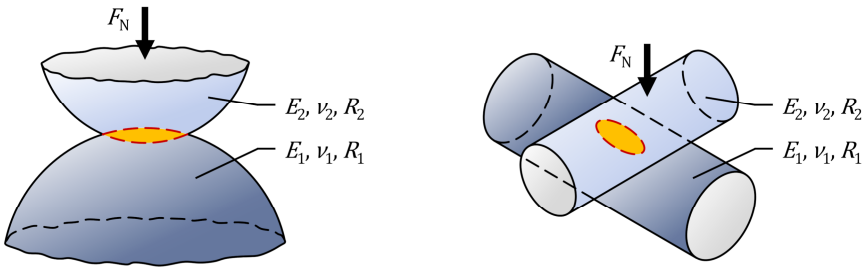


a) b)

Bild 2: (a) Geometrische, nominelle Kontaktfläche ($a \times b$) und wahre Kontaktfläche ($\sum$ Mikrokontaktflächen) sowie (b) Topographien zweier Oberflächen gleichen R_a-Wertes aber verschiedenem tribologischen Verhalten nach [13, 20].

2.1.3 Beanspruchung tribologischer Kontakte

Der Kontakt zweier Festkörper bei Einwirkung einer Normalkraft kann auf vereinfachte Kontaktformen zurückgeführt werden. Hierbei erfolgt eine Annäherung der Wirkpartner als geometrische Körper, wie beispielsweise Kugel, Ebene oder Zylinder, mit ideal glatten Oberflächen. Auch der Kontaktzustand der Asperiten auf nano- und mikroskaliger Ebene lässt sich auf die Berührung elementarer Körpergeometrien reduzieren. [13, 18] Aus der relativen Bewegung der Körper und der wirkenden Pressung resultiert die Beanspruchung der Oberflächen. Für den Fall einer ausschließlich wirkenden Normalkraft lässt sich der Beanspruchungszustand im Kontakt gekrümmter, elastischer Körper mithilfe der HERTZschen Kontakttheorie beschreiben [21]. Im Folgenden werden die Kontaktfälle *Kugel/Kugel* und *Kugel/Ebene* sowie die *Berührung zweier gekreuzter Zylinder* betrachtet (Bild 3). Sie sind im weiteren Verlauf dieser Arbeit im Hinblick auf den Kontakt rauer Oberflächen sowie für die eingesetzten Stift-Scheibe- und Load Scanner Versuche (vgl. Abschnitt 4.9.1 und Abschnitt 4.9.2) von Bedeutung.



a) Kugel/Kugel b) um 90° gekreuzte Zylinder

Bild 3: Ausgewählte Kontakte elastischer Körper nach [21].

Treten zwei gekrümmte, elastische Körper in Kontakt, entsteht eine elliptische Kontaktfläche, deren Abmessungen von der Normalkraft F_N sowie der Geometrie und den Materialeigenschaften der Kontaktpartner abhängen. Für die betrachteten Kontaktfälle ergibt sich die maximale HERTZsche Pressung p_0 im Kontaktzentrum zu:

$$p_0 = \frac{1}{\pi} \sqrt[3]{\frac{6 F_N E_{eff}^2}{R_{eff}^2}} \tag{1}$$

Der effektive Radius R_{eff} im Fall des Kontakts zweier Kugeln kann beschrieben werden durch

$$\frac{1}{R_{eff}} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \tag{2}$$

bzw. folgt für den Kontakt gekreuzter Zylinder zu

$$R_{eff} = \sqrt{R_1 R_2}\,. \tag{3}$$

Der Kontakt Kugel/Kugel lässt sich durch die Annahme $R \to \infty$ in den Kontaktzustand einer Kugel mit einem ebenen Körper überführen. Das elastische Materialverhalten der beiden Körper wird im Kontaktbereich durch den effektiven Elastizitätsmodul berücksichtigt, der sich aus den Elastizitätsmoduln der Einzelkörper (E_1, E_2) sowie deren Querdehnzahlen (υ_1, υ_2) ergibt:

$$\frac{1}{E_{eff}} = \frac{1 - \upsilon_1^2}{E_1} + \frac{1 - \upsilon_2^2}{E_2} \tag{4}$$

Die Kontakttheorie nach HERTZ ist auch für den Kontakt nano- und mikroskopischer Asperiten auf Oberflächen gültig, solange sich diese elastisch verformen. GREENWOOD und WILLIAMSON [18, 22] beschreiben den

Übergang von einer elastischen zu einer plastischen Kontaktdeformation anhand des Plastizitätsindex ψ:

$$\psi = \frac{E_{\mathrm{eff}}}{H}\sqrt{\frac{\sigma^*}{R_{\mathrm{R}}}} \tag{5}$$

Diese Relation basiert auf der Annahme des Kontakts zwischen einer Oberfläche mit einer Vielzahl an sphärischen Asperiten und einer starren Ebene. Darin werden neben dem effektiven Elastizitätsmodul der Kontaktpartner und der Härte H auch die Standardabweichung der Verteilung der Asperiten σ^* sowie deren mittlerer Radius R_{R} berücksichtigt. Für $\psi < 0{,}6$ kann von einer vorrangig elastischen Deformation ausgegangen werden, während $\psi > 1$ eine hauptsächlich plastische Deformation kennzeichnet. Die Wahrscheinlichkeit plastischen Fließens ist somit eine Funktion der mechanischen Eigenschaften und der Rauheiten der kontaktierenden Körper und unabhängig von der wirkenden Normalkraft. [18, 22]

Die Beanspruchungen im Kontakt führen zu einer Werkstoffanstrengung, die analytisch mithilfe von Vergleichsspannungen beschrieben werden kann. Ausgehend von der wirkenden Pressung im Kontakt, die der Normalspannung an der Oberfläche entspricht, lässt sich somit die Spannungsverteilung unter der Oberfläche bestimmen. Dabei liegt das Vergleichsspannungsmaximum stets unter der Oberfläche. Befindet sich der Ort der maximalen Werkstoffanstrengung im Fall eines beschichteten Grundkörpers innerhalb der Schicht oder fällt mit der Grenzfläche zum Grundkörper zusammen, können Schädigungen der Schicht oder Ablösungen vom Grundkörper von diesem Bereich ausgehen. [21, 23]

Bei relativer Bewegung der Körper überlagern sich die Beanspruchung aus der Normalkraft und eine tangentiale Schubbeanspruchung infolge der Reibung. Mit zunehmender Reibung steigt die Werkstoffanstrengung und der Ort ihres Maximums verlagert sich in Richtung der Oberfläche. [13, 18]

2.1.4 Reibung

Reibung ist eine systembezogene Kenngröße und resultiert aus dem Beanspruchungskollektiv und der Systemstruktur eines technischen Systems. Definitionsgemäß ist Reibung eine Wechselwirkung zwischen sich berührenden Körpern oder Stoffen, die einer Relativbewegung entgegenwirkt. Neben der *äußeren Reibung* zwischen verschiedenen Körpern wird die *innere Reibung* zwischen Stoffbereichen desselben Körpers unterschieden.

Über diese Formen der *dynamischen Reibung* hinaus beschreibt die *statische Reibung* (Haftreibung) den Widerstand gegen Einleitung einer Relativbewegung. [13, 14]

Die Reibung zwischen sich berührenden und relativ zueinander bewegten Körpern wird in den Mikrokontakten durch elementare Reibungsmechanismen bestimmt (Bild 4). Diese überlagern sich in tribotechnischen Systemen üblicherweise zeitlich und räumlich mit unterschiedlichen Anteilen. Die *adhäsive Reibungskomponente* ist auf die ständige Bildung und Trennung atomarer und molekularer Bindungen bei Relativbewegung der Körper zurückzuführen. Dabei hängt der Anteil der adhäsiven Reibung zum einen vom Formänderungsvermögen der Kontaktpartner zur Ausbildung der Mikrokontakte ab. Zum anderen können die Elektronendichte in den Grenzflächen der Kontaktpartner sowie Oberflächenschichten, die beispielsweise aus Reaktionen mit Zwischen- oder Umgebungsmedien resultieren, die Adhäsionskomponente der Reibung beeinflussen. Zudem wirken in den Mikrokontakten mechanisch bedingte Reibungsmechanismen in Form von *elastischer* und *plastischer Verformung* von Rauheitshügeln und Asperiten der Oberflächen sowie in Form von *Furchung* durch den härteren Kontaktpartner oder durch harte Verschleißpartikel im Kontakt. Dabei geht ein Teil der durch die Verformung eingebrachten Energie infolge der elastischen *Hysterese* des Werkstoffs verloren. Allen Reibungsmechanismen ist gemein, dass sie die mechanische Bewegungsenergie in andere Energieformen umwandeln. Der Großteil der Energie geht dabei in Wärme über. Weitere Anteile werden zur Bildung und Bewegung von Gitterfehlern im Werkstoff aufgewendet oder werden in Form von Schall (Geräuschentwicklung durch Körperschall), Photonen (Emission optischer Strahlung) oder Elektronen bzw. Ionen emittiert. [13, 14, 24]

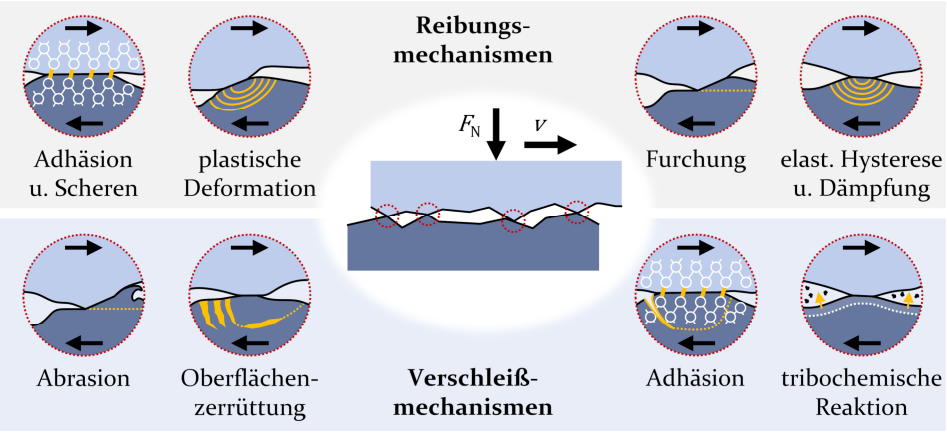


Bild 4: Reibungs- und Verschleißmechanismen nach [13].

Abgesehen von der eingangs erfolgten Unterteilung kann die dynamische Reibung nach der Relativbewegung der Kontaktpartner in verschiedene Reibungsarten untergliedert werden. Als *Gleitreibung* wird die Reibung zwischen translatorisch bewegten Körpern bezeichnet, deren Geschwindigkeiten sich nach Betrag und/oder Richtung unterscheiden. Demgegenüber resultieren die *Roll-* bzw. *Wälzreibung* sowie die *Bohrreibung* aus einer Drehbewegung mindestens eines Körpers. Unter den Reibungsarten ist die Gleitreibung mit den größten tribologischen Beanspruchungen im Kontaktbereich verbunden. In technischen Anwendungen treten im Allgemeinen jedoch Überlagerungen mehrerer Reibungsarten auf. Der Beitrag der einzelnen Reibungsarten wird durch den Reibungszustand in Abhängigkeit vom Aggregatzustand der Körper und Stoffe im tribologischen System beeinflusst. Hierbei lassen sich die Festkörper-, Flüssigkeits-, Gas- und Mischreibung unterscheiden. Im unmittelbaren Kontakt fester Körper wird die *Festkörperreibung* maßgeblich durch die Festkörpereigenschaften bestimmt. Als Sonderfall der Festkörperreibung gilt die *Grenzreibung*, die im Kontakt von Körpern mit molekularer Grenzschicht auftritt. Bei *Flüssigkeits-* und *Gasreibung* sind die Kontaktpartner vollständig durch eine tragende Flüssigkeits- bzw. Gasschicht voneinander getrennt, wobei die Reibung im Kontakt durch die innere Reibung des Zwischenmediums bestimmt wird. Als *Mischreibung* wird ein Reibungszustand mit Anteilen von Festkörper- und Flüssigkeitsreibung bezeichnet. [13, 14, 24]

Frühe Theorien zur Beschreibung des Reibungsverhaltens im Festkörperkontakt gehen auf DA VINCI, AMONTONS und COULOMB zurück. Ihre Erkenntnisse mündeten in den folgenden Reibungsgesetzen [19, 25]:

- *Erstes AMONTONSsches Gesetz*: Die Reibungskraft ist direkt proportional zur Normalkraft.
- *Zweites AMONTONSsches Gesetz*: Die Reibungskraft ist unabhängig von der Größe der nominellen geometrischen Kontaktfläche.
- *COULOMBsches Reibungsgesetz*: Die Reibungskraft ist unabhängig von der Gleitgeschwindigkeit.

Aus dem makroskopisch-empirischen AMONTONS-COULOMB Reibungsgesetz resultiert die Definition der Reibungszahl μ als Quotient aus der parallel zur Kontaktfläche wirkenden Reibungskraft F_R und der Normalkraft F_N [13, 25]:

$$\mu = \frac{F_\mathrm{R}}{F_\mathrm{N}} \tag{6}$$

Werden die Kräfte in Relation zur nominellen Kontaktfläche gesetzt, ergibt sich folgende Proportionalitätsbeziehung zwischen Reibschubspannung τ_R und Kontaktnormalspannung σ_N [26]:

$$\mu = \frac{\tau_R}{\sigma_N} \tag{7}$$

Das Reibungsgesetz ist gültig, solange die wahre Kontaktfläche infolge elastischer und plastischer Deformationen der Rauheitshügel linear mit der Kontaktnormalspannung zunimmt. Erreicht die Reibschubspannung die Schubfließgrenze k^* des weicheren Kontaktpartners, verformt sich dieser plastisch. Zur Beschreibung von Reibungszuständen in Anwendungen der Umformtechnik, die wie Prozesse der Massivumformung durch hohe Kontaktnormalspannungen charakterisiert sind, kann daher das Reibfaktormodell herangezogen werden. Dieses setzt die wirkende Reibschubspannung über einen konstanten, dimensionslosen Reibfaktor m mit der Schubfließgrenze in Beziehung, wobei m zwischen null (reibungsfreier Zustand) und eins (Haften) liegt [26]:

$$\tau_R = m \cdot k^* \tag{8}$$

Reibung ist häufig mit einem unerwünschten Energieverlust im tribologischen System verbunden. Daher wird in den meisten technischen Anwendungen eine geringe Reibung angestrebt. Auch in Umformprozessen führt eine gesteigerte Reibung im Kontakt zwischen Werkstück und Werkzeug zu einer Erhöhung der Umformkräfte. Gleichzeitig kann durch lokal angepasste Reibungsbedingungen der Werkstoffffluss gesteuert werden (vgl. Kapitel 5) [27].

2.1.5 Verschleiß

Verschleiß ist definiert als der fortschreitende Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers, der durch den Kontakt und die Relativbewegung zu einem festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörper verursacht wird. Wie die Reibung lässt sich auch der Verschleiß in Gleitkontakten auf elementare physikalische und chemische Mechanismen in den Mikrokontakten zurückführen (vgl. Bild 4), die durch tribologische Beanspruchung ausgelöst und durch die entstehende Reibungsenergie im Kontakt unterstützt werden. Beim Verschleißmechanismus *Abrasion* dringen die Rauheitshügel und Asperiten eines harten Gegenkörpers oder harte Zwischenstoff-Partikel in den weicheren Grundkörper ein und führen bei Relativbewegung zu einer Mikroverformung oder einem Mikrospanen. Dabei werden Bruchstücke oder Späne aus dem Material herausgetrennt

und es entstehen Riefen, Ausbrüche oder Verschleißpartikel. Der Verschleißmechanismus der *Oberflächenzerrüttung* beschreibt die Werkstoffermüdung infolge von periodischer Beanspruchung in den Mikrokontakten. Die aus mikrostrukturellen Veränderungen entstehenden Mikrorisse breiten sich in oberflächennahen Bereichen aus und führen zum Herausbrechen von Materialfragmenten. Typische Erscheinungsformen sind Risse, Grübchen und delaminierte Oberflächenbereiche. Während Abrasion und Oberflächenzerrüttung aus kräftemäßigen Wechselwirkungen resultieren, können auch stoffliche Wechselwirkungen basierend auf atomaren und molekularen Bindungen im Kontaktbereich Verschleiß hervorrufen. Durch die tribologische Beanspruchung in den Mikrokontakten werden schützende Adsorptions- und Reaktionsschichten durchdrungen und Grund- und Gegenkörper treten durch lokale Grenzflächenbindungen in Kontakt. Bedingt durch die relative Bewegung der Kontaktpartner werden die Bindungen ständig abgeschert und neu gebildet. Die Trennung erfolgt dabei in Abhängigkeit der Bindungsstärke in der ursprünglichen Kontaktzone oder im Werkstoff des Partners mit geringerer Festigkeit. Die Verlagerung der Trennebene führt zum Materialübertrag und charakterisiert den Verschleißmechanismus der *Adhäsion*. Daneben sind Kaltverschweißungen (Fressen) oder die Bildung von Schubrissen Folgen der Adhäsion. Getrieben durch die tribologische Beanspruchung und infolge hoher Temperaturen in den Mikrokontakten können zudem chemische Reaktionen von Grund- und Gegenkörper mit Zwischen- und Umgebungsmedien auftreten. Die bei diesem als *tribochemische Reaktion* bezeichneten Verschleißmechanismus entstehenden Reaktionsschichten und -partikel können das Reibungs- und Verschleißverhalten im Kontakt negativ wie auch positiv beeinflussen. Beispiele hierfür sind spröde Verschleißpartikel von Molybdändisulfid (MoS_2)-Schichten infolge von Oxidation, die zu starkem Verschleiß der Schicht führen [28], sowie die typische Ausbildung graphitisierter reibungs- und verschleißreduzierender Schichten im Kontakt mit amorphen Kohlenstoffschichten (vgl. Abschnitt 2.3.4). Tribochemische Reaktionen führen nicht unmittelbar zu Materialverlust und werden daher im engeren Sinne nicht zwingend als Verschleißmechanismus verstanden [29]. Durch die chemischen Prozesse finden vielmehr Veränderungen der Festigkeitseigenschaften in den Oberflächenbereichen der Kontaktpartner statt, die deren Widerstand gegen Rissbildung und Materialabtrag durch einen der anderen Verschleißmechanismen (Abrasion, Adhäsion, Oberflächenzerrüttung) beeinflussen. Im Allgemeinen sind in tribologischen Kontakten mehrere Verschleißmechanismen zur gleichen Zeit wirksam und bedingen sich gegenseitig. [13, 14, 24]

In Ergänzung zu den Verschleißerscheinungsformen infolge der wirkenden Mechanismen beschreiben Verschleißmessgrößen die durch Verschleiß verursachten Änderungen der Masse oder der Gestalt eines Körpers. Die verbreitete Messgröße des Verschleißkoeffizienten k bezieht das Verschleißvolumen W_V auf die Belastung bestehend aus Normalkraft F_N und dem Beanspruchungsweg s [13]:

$$k = \frac{W_V}{F_N \cdot s} \tag{9}$$

Diese auch als ARCHARDsches Gesetz des Gleitverschleißes bekannte Relation setzt voraus, dass jede Beanspruchung eines Mikrokontaktes mit einer entsprechenden Wahrscheinlichkeit zu Verschleiß führt. Dabei wird angenommen, dass die Anzahl der beanspruchten Mikrokontakte sowohl mit der Normalkraft als auch, bei überlagerter Relativbewegung, mit dem Gleitweg zunimmt. Als Referenzgröße ermöglicht der Verschleißkoeffizient den Vergleich von Verschleißergebnissen aus Untersuchungen mit unterschiedlichen Geometrien, Lasten und Versuchszeiten. [13]

Verschleißbedingte Gestalt- und Stoffänderungen von Bauteilen können zu deren Ausfall sowie zu Störungen gesamter technischer Systeme führen und sind daher meist unerwünscht. Ausnahmen bilden Einlaufvorgänge und die damit einhergehende Reibungs- und Verschleißreduzierung infolge der Bildung von Verschleißprodukten (vgl. Abschnitt 2.3.4). Meist bestehen jedoch keine verallgemeinerbaren Zusammenhänge zwischen Reibung und Verschleiß, obwohl Reibung überwiegend die Voraussetzung für Verschleiß ist. Als Antwortgrößen eines tribologischen Systems hängen Reibung und Verschleiß von einer Vielzahl an Parametern ab. [13, 24]

2.2 Tribologisch wirksame Dünnschichten

Tribologische Beanspruchungen treten primär in oberflächennahen Bereichen kontaktierender Körper auf. Dabei können die damit einhergehenden Anforderungen an die Oberflächen oftmals nicht in vollem Umfang durch die Materialeigenschaften der Komponenten erfüllt werden. Zunehmend kommen daher *dünne tribologische Schichten* zum Einsatz, die sich in ihrer Zusammensetzung und Mikrostruktur, und somit in ihren Eigenschaften und Verhalten im tribologischen Kontakt von jenen des Grundwerkstoffs unterscheiden. Derartige Schichten besitzen in der Regel Schichtdicken von unter 10 µm, sodass ihr Reibungs- und Verschleißverhalten auch durch

das Substrat beeinflusst wird. Zur Herstellung werden insbesondere Verfahren der PVD- und CVD-Dünnschichttechnologie[3] verwendet. [15, 30, 31]

Tribologische Dünnschichten lassen sich anhand ihrer Funktion im tribologischen System untergliedern. *Festschmierstoffschichten* dienen in erster Linie der Reibungsreduzierung, die auf der geringen Scherfestigkeit bestimmter polymerer (z. B. Polyimid) und weicher metallischer (z. B. Kupfer) Schichtwerkstoffe sowie auf dem leichten Abgleiten von Gitterebenen in lamellaren Materialien (z. B. MoS_2) beruht. Dabei bieten die Schichten, vor allem aufgrund ihrer vergleichsweise niedrigen Härte, einen geringen Widerstand gegen Schichtverschleiß. Zum Schutz beanspruchter Oberflächen gegen abrasiven und erosiven Verschleiß werden verbreitet *Hartstoffschichten* aus harten keramischen Schichtmaterialien (z. B. Chromnitrid, Titancarbid, Aluminiumoxid) eingesetzt. Sie weisen eine hohe Härte, jedoch zugleich eine hohe Reibung auf. *Amorphe Kohlenstoffschichten* besitzen sowohl einen hohen Verschleißwiderstand als auch eine geringe Reibung. Ihr günstiges tribologisches Verhalten basiert auf einer zu Hartstoffschichten vergleichbaren oder höheren Härte und zugleich auf charakteristischen tribologischen Mechanismen (vgl. Abschnitt 2.3). [15, 32]

Das Eigenschaftsprofil der Schichten sowie deren Verhalten im tribologischen Kontakt wird maßgeblich durch die Schichtstruktur und die chemische Zusammensetzung bestimmt. Zudem bestehen insbesondere Kohlenstoffschichten meist aus mehreren Schichtlagen, die jeweils spezifische Funktionen übernehmen und das Verhalten beeinflussen können.

2.2.1 Schichtarchitektur und -struktur

Der typische Aufbau dünner tribologischer Schichten, insbesondere von Kohlenstoffschichten, ist in Bild 5 schematisch dargestellt. In Abhängigkeit der Anwendung sowie des Schicht- und Grundwerkstoffs kann die Schicht aus einer Kombination verschiedener *Schichtlagen* bestehen, welche die *Schichtarchitektur* beschreiben und in ihrer Gesamtheit das *Schichtsystem* bilden. Die *Funktionsschicht* übt über die Lebensdauer des Schichtsystems hinweg die tribologische Hauptfunktion aus und ist namensgebend für die Schicht. Sie besitzt in der Regel eine Dicke von 1 µm bis 5 µm. Sofern die Funktionsschicht typischerweise ein ausgeprägtes Einlaufverhalten zeigt, kann eine dünne *Deckschicht* (< 3 µm) auf der Funktionsschicht bereits zu

[3] Die Beschichtungstechnologien der physikalischen Gasphasenabscheidung (engl. *physical vapor deposition* (PVD)) und der chemischen Gasphasenabscheidung (engl. *chemical vapor deposition* (CVD)) werden in Abschnitt 2.4 erläutert.

Beginn der Beanspruchung ein günstiges Reibungs- und Verschleißverhalten ermöglichen. Darüber hinaus erfüllen Deckschichten bisweilen auch dekorative Zwecke. Die Anbindung der Schicht an den Grundwerkstoff (*Substrat*) erfolgt meist über dünne, in der Regel höchstens 500 nm dicke, *Haftschichten*. Dabei ist der Grundwerkstoff durch eine, aus der Herstellung und Oberflächenbehandlung resultierende *Randschicht* begrenzt. Zudem können *Zwischenschichten* zwischen Haft- und Funktionsschicht mit Lagendicken ähnlich jener der Funktionsschicht beispielsweise die Durchsenkung in Mikrokontakten verringern und somit die Stützwirkung des Schichtsystems verbessern. Tribologische Dünnschichten können sowohl als einlagige Schichten (wie etwa MoS_2-Schichten auf Stahl) oder als Schichtsystem (z. B. amorphe Kohlenstoffschichten auf Stahl) zum Einsatz kommen. [15, 33, 34]

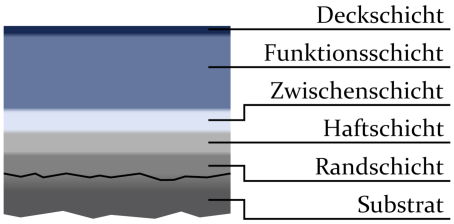


Bild 5: Schematischer Aufbau dünner tribologischer Schichten nach [34].

Die innere Beschaffenheit (Morphologie) einer Schichtlage wird durch die *Schichtstruktur* beschrieben. Generell kann zwischen ein- und mehrphasigen Schichtstrukturen unterschieden werden, in denen der Werkstoff entweder in einem amorphen oder kristallinen Festkörperzustand oder in verschiedenen homogen verteilten Phasen vorliegt. Die Schichten in einem Schichtsystem können ihrerseits einen einlagigen oder gradierten Aufbau besitzen, in dem sich die chemische Zusammensetzung und strukturelle Ausprägung nicht bzw. kontinuierlich ändern, oder eine multilagige Architektur aufweisen, in der sich mindestens zwei unterschiedliche Schichtlagen wenigstens einmal in ihrer Abfolge wiederholen. [15, 33, 34]

Herausragende Eigenschaften und tribologische Verhalten, insbesondere eine hohe Verschleißfestigkeit, lassen sich mit Nanokomposit- und Multilagenschichten erzielen. Beide Schichten werden im nachfolgenden Abschnitt beschrieben.

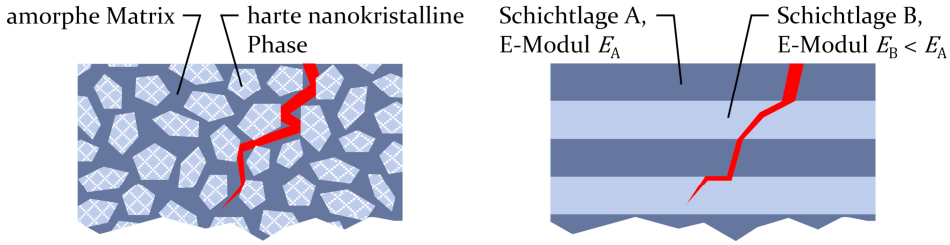
2.2.2 Zähe und verschleißfeste Nanokomposit- und Multilagenschichten

Frühe Konzepte zur Verbesserung der tribologischen Leistungsfähigkeit dünner Schichten durch mehr- und multilagige Schichtarchitekturen sowie mehrphasige Schichtstrukturen gehen auf Untersuchungen von HOLLECK zurück [35, 36]. Er arbeitete am Beispiel kristalliner Schichtwerkstoffe heraus, wie die charakteristischen Bindungsmechanismen verschiedener Phasen genutzt werden können, um mehrphasige Schichtstrukturen mit verbesserten mechanischen Eigenschaften und tribologischem Verhalten zu erzeugen. Darüber hinaus zeigte sich, dass eine Kombination von strukturellen Merkmalen in mehr- und multilagigen Schichtarchitekturen die Verschleißfestigkeit erhöhen kann. [15]

Nanokompositschichten

Nanokompositschichten bestehen aus mindestens zwei ineinander nicht lösbaren Phasen, wobei eine nanokristalline Phase mit Korngrößen kleiner 100 nm homogen verteilt in eine Matrixphase eingebettet ist. Die Matrix kann entweder ebenfalls nanokristallin sein oder eine amorphe Struktur aufweisen (Bild 6a). Als nanokristalline Werkstoffe kommen verbreitet nitrid- oder carbidbildende Übergangsmetalle sowie Boride, Oxide oder Silizide zum Einsatz, die von einer amorphen Matrixphase umgeben sind. [15, 37, 38] Die tribologische Bedeutung von Nanokompositschichten hinsichtlich des Schutzes des beschichteten Körpers vor abrasivem Verschleiß beruht in erster Linie auf einer hohen Härte. Diese wird durch eine feine Verteilung der nanokristallinen Einschlüsse (Kristallite) erreicht. Die Härtezunahme mit abnehmender Kristallitgröße basiert auf der Einschränkung der Versetzungsaktivität und wird durch die HALL-PETCH-Beziehung beschrieben ($H \sim d^{-0,5}$, mit der Härte H eines Werkstoffs und der Kristallitgröße d) [37, 39]. Dieser Effekt bestimmt die Härtezunahme bis zu einer Kristallitgröße von etwa 10 nm, unterhalb derer die Versetzungsbewegungen in den Kristalliten zunehmend unterdrückt werden und diese somit lediglich noch einen geringen Einfluss auf die Härte ausüben. Stattdessen kommt es bei weiterer Verringerung der Kristallitgröße zur Abnahme der Härte, die auf ein Abgleiten innerhalb der amorphen Korngrenzen (Korngrenzengleiten) zurückzuführen ist. Die Ursache für diese als *inverse* HALL-PETCH-Beziehung bezeichnete Härteabnahme ist die hohe Anzahl an Defekten innerhalb der amorphen Matrixphase, die eine schnelle Diffusion von Atomen und Fehlstellen unter Spannung ermöglichen. Eine weitere Härtesteigerung kann erreicht werden, indem die Festigkeit der

Korngrenzen beispielsweise durch zusätzliche nanokristalline Phasen erhöht und das Korngrenzengleiten eingeschränkt wird [40]. [37, 39, 41]



a) Nanokompositschicht b) Multilagenschicht

Bild 6: Schematische Darstellung einer (a) Nanokompositschicht mit amorpher Matrix und (b) einer amorphen Multilagenschicht, jeweils mit angedeutetem Rissverlauf.

Im Hinblick auf eine hohe Verschleißfestigkeit kommt neben einer hohen Härte, die in der Regel mit einer Versprödung des Materials einher geht, auch der Zähigkeit der Nanokompositschichten eine besondere Bedeutung zu. Zähe Nanokompositschichten sind in der Lage, einer Rissentstehung und insbesondere einer Rissausbreitung zu widerstehen [42]. Die Zähigkeit der im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten amorphen Kohlenstoffschichten mit metallcarbidischer oder -nitridischer Dotierung basiert auf der Fähigkeit, bei hoher Härte Korngrenzengleiten zu ermöglichen, statt dieses vollständig zu unterbinden, um die aufgestaute Dehnung abzubauen [42–44]. Zudem können innerhalb der Kristallite aufgrund der geringen Größe (ca. 2 – 20 nm [43, 45]) zwar Versetzungen entstehen, sich jedoch keine Risse ausbreiten. Ein hoher Anteil an kristallin/amorphen Grenzflächen ermöglicht neben dem Korngrenzengleiten auch die Aufspaltung und Ablenkung von Nanorissen, die sich entlang der Korn/Matrix-Grenzflächen bilden und innerhalb der amorphen Matrix zwischen den Körnern (Zwischenräume mit ca. 2 – 10 nm Breite [43]) ausbreiten können. So wird die Entstehung und Ausbreitung von Makrorissen in der Schicht auch dann eingeschränkt, wenn das Substrat ein hohes Maß an Verformung erfährt. Die Mechanismen des Korngrenzengleitens und der Rissbeendigung in der amorphen Matrix verhindern den Sprödbruch, sorgen für eine Art pseudoplastisches Verhalten und ermöglichen so makroskopische Duktilität und Zähigkeit. Insbesondere in dotierten amorphen Kohlenstoffschichten führt die Einbettung metallischer oder metallcarbidischer Nanokristallite zur Relaxation der naturgemäß hohen Druckeigenspannungen der amorphen Kohlenstoffmatrix [46]. Dabei stellen unter anderem Größe und Volumenanteil der nanokristallinen Phasen sowie deren räumliche Verteilung Einflussmöglichkeiten auf die mechanischen Eigenschaften und das Verhalten der Nanokompositschichten im tribologischen Kontakt dar. [42, 44, 46]

Multilagenschichten

Neben Nanokompositschichten zeichnen sich auch Schichten mit multilagiger Architektur durch eine hohe Zähigkeit aus. Multilagenschichten[4] bestehen aus einer alternierenden Abfolge von mindestens zwei Schichtlagen, die sich in der chemischen Zusammensetzung und/oder der Schichtstruktur unterscheiden (Bild 6b) [15, 34]. BULL und JONES [47] differenzierten in diesem Zusammenhang *compositional multilayers* mit Schichtlagen unterschiedlicher elementarer Zusammensetzung und *structural multilayers*, deren Einzellagen strukturelle Unterschiede und folglich verschiedene Eigenspannungszustände aufwiesen. Multilagenschichten lassen sich durch eine präzise Prozessführung bei der Schichtherstellung erzeugen. Darüber hinaus führen prozesstechnische Einflüsse, wie z. B. die Rotation der zu beschichtenden Komponenten gegenüber stationären Beschichtungsquellen, zur Ausbildung nanolagiger Schichten [15]. Hohe Zähigkeit lässt sich durch die multilagige Anordnung von harten Schichtlagen mit verschiedenen elastischen Eigenschaften erzielen und beruht auf dem Abbau von Spannungen und der Dissipation von Rissenergie durch plastische Verformung in weichen, duktilen Lagen [41]. Auf diese Weise werden Risse innerhalb der Schicht umgelenkt und abgebremst [48]. Bestehen Einzellagen aus einem Nanokomposit, werden entstehende und sich ausbreitende Risse zudem an Korn- oder Phasengrenzen aufgespalten und abgelenkt [49]. Im Fall rein kristalliner Schichtwerkstoffe mit strukturellen Unterschieden können Versetzungen und Risse zudem an den Grenzflächen zwischen den Schichtlagen abgelenkt und Spannungen durch partielle Delamination und plastische Verformung in einem wenige Nanometer großen Volumenbereich im Umfeld der Grenzflächen relaxiert werden [49, 50]. Bei Lagendicken im Nanometerbereich sowie gleichen chemischen Bindungen und identischen Atom- und Gitterabständen aufeinanderfolgender kristalliner Schichtlagen (Übergitter, engl. *superlattice*) kommen außerdem die Mechanismen zur Versetzungserzeugung und -bewegung nicht mehr zum Tragen, wodurch eine hohe Härte aber auch geringe Zähigkeit des Schichtmaterials resultiert [49, 51]. Für ein zähes Verhalten der Schicht sollte die Dicke weicher, duktiler kristalliner Lagen demnach die Bildung von Versetzungen ermöglichen. Amorphe Einzellagen, welche die Versetzungsbewegung naturgemäß vollständig unterbinden, unterliegen derartigen Restriktionen der Lagendicke nicht.

[4] In der englischen Fachliteratur werden als *multilayer* sowohl Multilagenschichten mit wiederkehrender Abfolge strukturell und/oder chemisch verschiedener Einzellagen als auch Mehrlagenschichten nach DIN 4855 [34] ohne periodische Schichtabfolge bezeichnet. Im Rahmen dieser Arbeit werden als *multilayer* stets Multilagenschichten verstanden.

Mit zunehmender Dicke steigt hingegen sowohl bei amorphen als auch bei kristallinen Schichten die Gefahr der Ausbeulung infolge von Eigenspannungen und der Rissinitiierung und -fortpflanzung. [48]

Ein wichtiger Aspekt für die Entwicklung multilagiger Schichtarchitekturen ist die periodische Unterbrechung struktureller Merkmale, wie z. B. Korngrenzen stängelartig aufwachsender Schichten, entlang derer Risse entstehen und sich bevorzugt ausbreiten können [49, 50, 52]. Dieser Mechanismus kommt in Multilagenschichten mit Kombinationen kristalliner und amorpher Einzellagen besonders zum Tragen. In amorphen Kohlenstoffschichten erlauben Multilagenschichten zudem den Abbau von Druckeigenspannungen [53–55]. Wesentliche Einflussfaktoren auf die Zähigkeit und Verschleißfestigkeit von Multilagenschichten stellen somit die Dicke von zwei aufeinander folgenden Schichtlagen (engl. *bilayer thickness*), die Anzahl der Einzellagen und der dazwischen befindlichen Grenzflächen sowie die Wahl des Schichtmaterials dar. Multilagenschichten sind damit eine Alternative zu Nanokompositschichten, unterliegen jedoch höheren prozesstechnischen Anforderungen, wie z. B. die Realisierung einer einheitlichen Schichtdicke unabhängig von der Substratgeometrie [41, 51].

Abgesehen von den Vorzügen hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften und des Verschleißverhaltens bieten Nanokomposit- und Multi- bzw. Mehrlagenschichten die Möglichkeit, die charakteristischen Eigenschaften verschiedener Schichtwerkstoffe in einer Schicht zu vereinen [49]. So können Schichtlagen unterschiedliche Funktionen, wie z. B. elektrische Leitfähigkeit, Korrosionsschutz oder thermische Isolierung, erfüllen [15]. Die Herausforderung dabei besteht in der Erzeugung einer dichten, nahezu porenfreien Schichtmikrostruktur. Darüber hinaus lassen sich beispielsweise mit Nanokompositschichten mit amorpher Kohlenstoffmatrix und Einschlüssen aus schwach kristallinen Festschmierstoffmaterialien, wie z. B. Wolfram- oder Molybdändisulfid, geringe Reibung unabhängig von den Umgebungsbedingungen erzielen, wobei das Reibungsverhalten unter Vakuumbedingungen durch die Festschmierstoffphasen und unter Umgebungsluft durch die amorphen Kohlenstoffmatrix bestimmt wird (vgl. Abschnitt 2.3.4) [41, 43].

2.2.3 Verschleiß und Beanspruchbarkeit tribologischer Schichten

Verschleiß durch Bildung von Mikrorissen

Der Verschleiß tribologischer Dünnschichten durch die in Abschnitt 2.1.5 beschriebenen Mechanismen geht mit Bruchvorgängen einher, die mit Kohäsionsverlust zwischen Bindungsstrukturen im Material beginnen, sich als Rissausbreitung fortsetzten und schließlich zu einer Freisetzung von Bruchstücken an der Oberfläche führen [29]. Risse entstehen an Defekten im Schichtmaterial, wie z. B. Korngrenzen, Nanorissen, Poren, Einschlüssen und Verunreinigungen, an denen Verformungen behindert und Spannungskonzentrationen durch die wirkenden Beanspruchungen verursacht werden. Darüber hinaus beeinflussen der Eigenspannungszustand der Schicht sowie geometrische Merkmale, wie z. B. die Gestalt und die Topographie der Substratoberfläche, die Rissbildung. [15]

In Abhängigkeit von der Beanspruchung lassen sich Bruchvorgänge auf eine Überlagerung der in Bild 7 dargestellten grundlegenden kinematischen Rissöffnungsarten zurückführen. Der Öffnungsmodus (engl. *opening mode*, Modus I) beschreibt die Rissöffnung bedingt durch Zugbeanspruchung senkrecht zur Rissebene, die primär für die Entstehung von Oberflächenrissen in der Schicht infolge von Gleiten verantwortlich ist [56]. Im ebenen Schermodus (engl. *sliding mode*, Modus II) und nichtebenen Schermodus (engl. *tearing mode*, Modus III) wirken Scherkräfte parallel zur Rissfläche und verursachen Schubbeanspruchungen, infolge derer sich die Rissufer senkrecht bzw. parallel zur Rissfront verschieben. [57]

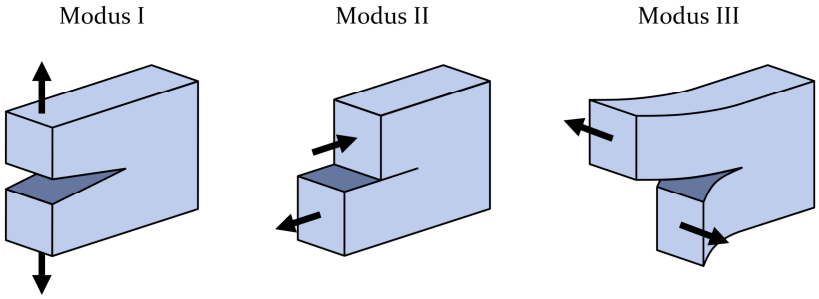


Bild 7: Grundlegende Rissöffnungsarten der Bruchmechanik nach [57].

Der Rissentstehung und -ausbreitung wirken die Zähigkeit bzw. die Bruchzähigkeit des Schichtmaterials entgegen. Die *Zähigkeit* bezeichnet die Fähigkeit des Werkstoffs, die durch Verformung induzierte Energie zu absorbieren, sodass diese weder zur Erzeugung noch zur Ausbreitung von

Rissen führt. Dabei beschreibt die Energiefreisetzungsrate G nach GRIFFITH die Energie, die bezogen auf eine entstehende Bruchfläche frei wird und somit dem Rissausbreitungsvorgang zur Verfügung steht. Bei Erreichen des kritischen Werts G_c kommt es zur Rissausbreitung. Als *Bruchzähigkeit* wird der Widerstand des Materials gegen die Ausbreitung eines bereits vorhandenen Risses definiert und nach IRWIN anhand des kritischen Spannungsintensitätsfaktors K_c ausgedrückt. Beide Beanspruchungskenngrößen G_c und K_c stellen materialabhängige Zähigkeitskenngrößen dar. [15, 51]

Bedingt durch die tribologische Beanspruchung entstehen Risse an der Oberfläche bzw. innerhalb der Schicht oder an der Grenzfläche zum Substrat. Davon ausgehend erfolgt die Rissausbreitung meist unter Verzweigung (vgl. auch Rissausbreitung in Nanokomposit- und Multilagenschichten in Abschnitt 2.2.2) und kann in besonderen Fällen bis unter die Substratoberfläche reichen. Als Verschleißerscheinungsformen resultieren ein Abschälen feiner Schichtpartikel, das Ablösen von Schichtfragmenten an inneren Grenzflächen (z. B. Korngrenzen, Schichtlagengrenzen) oder vom Substrat sowie die Freisetzung von Bruchstücken mit Bestandteilen der Schicht und des Substrats. In vielen Fällen sind Rissausbreitung und Delamination die Folge von Ermüdung unter wiederholter Belastung. [15, 58]

In Bezug auf die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten tribologischen Charakterisierungen wird im Folgenden die Rissbildung für den Beanspruchungsfall unter Normallast durch Indentierung der Schicht mit einem spitzen Eindringkörper sowie bei einer Überlagerung der Beanspruchung in normaler und tangentialer Richtung wie im Ritztest näher erläutert.

Rissbildung bei Indentierung

Die Indentierung eines spröden Werkstoffs ruft ein Rissnetzwerk auf dessen Oberfläche hervor. Dieses resultiert zum einen aus Zugspannungen, die bei Belastung und Eindringen der Prüfspitze und der damit einhergehenden Vergrößerung des plastisch verformten Bereichs unterhalb der Prüfspitze entstehen. Zum anderen entstehen bei der Entlastung zusätzliche Spannungen, da das elastisch gedehnte Material außerhalb der plastischen Zone seine ursprüngliche Form wieder anzunehmen versucht, aber durch die mit der plastischen Zone verbundene bleibende Verformung behindert wird. Im Allgemeinen lassen sich bei der Indentierung eines spröden Materials mit einem scharfkantigen Indenter – z. B. eines BERKOVICH- oder VICKERS-Indenters mit Spitzenform einer drei- bzw. vierseitigen Pyramide – drei verschiedene Rissarten unterscheiden, die im Rissnetzwerk auch überlagert auftreten können. Ausgehend von den Kanten der

plastischen Zone, die meist mit den Ecken des verbleibenden Eindrucks zusammenfallen, bilden sich parallel zur Lastachse bzw. senkrecht zur Oberfläche verlaufende *Radialrisse* in oberflächennahen Bereichen. Unterhalb des Deformationsbereichs können Zugspannungen (insbesondere bei Entlastung) außerdem zu *lateralen Rissen* führen, die sich symmetrisch zur Lastrichtung und in der Regel annähernd parallel zur Oberfläche ausbreiten, aber auch die Oberfläche erreichen und zu Abplatzungen führen können. *Medianrisse* entstehen ebenfalls unterhalb der plastischen Zone und breiten sich kreis- bzw. kreissegmentförmig entlang der Lastrichtung aus. In Abhängigkeit der Belastung können sich Medianrisse in Richtung der Oberfläche ausweiten und mit Radialrissen vereinen. [59, 60]

Die Bruchzähigkeit fester Körper kann anhand der Länge radialer Risse bei Indentierung mit einem BERKOVICH- oder VICKERS-Indenter bestimmt werden. Für harte Dünnschichten führen die zur Erzeugung radialer Risse erforderlichen Prüfkräfte jedoch zu Eindringtiefen, in denen die Rissausbreitung durch das Substratmaterial beeinflusst wird. Zudem ist das entstehende Rissnetzwerk sowohl auf der Schichtoberfläche als auch im Querschnitt nicht immer eindeutig zu identifizieren. LI et al. [61] beschreiben die Bruchvorgänge spröder Schichten bei Indentierung daher als dreistufigen Prozess (Bild 8): (1) Um den Indenter verlaufende Risse (Ringrisse) bilden sich als Folge hoher Zug- und Biegespannungen; (2) lateral wirkende Druckspannungen bei weiterem Eindringen der Prüfspitze führen zu Delamination und Aufwölbung der Schicht im Umfeld des Eindrucks; (3) Biegespannungen und die Ausbreitung lateraler Risse bei anschließender Entlastung leiten das Abplatzen aufgewölbter Schichtfragmente ein, sodass weitere Ringrisse entstehen. [15, 61, 62]

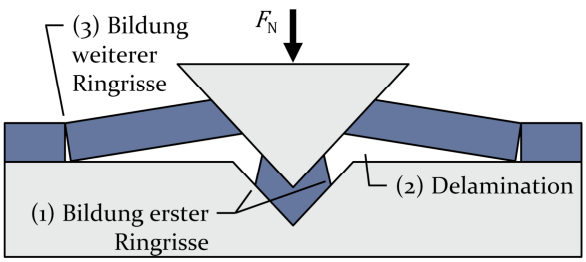


Bild 8: Versagen einer spröden Schicht auf hartem Substrat bei Indentierung nach [61].

Im Fall eines elastischen Verhaltens der Schicht und eines elastisch/plastischen Materialverhaltens des Substrats unterscheiden sich die Beanspruchungen der Schicht, wie im nachfolgenden Abschnitt anhand der Überlagerung einer Indentierung und einer translatorischen Bewegung erläutert wird.

Rissbildung im Ritztest

Die Überlagerung der Normalbeanspruchung und einer translatorischen Bewegung im Kontakt einer beschichteten Oberfläche und einer gleitenden Kugel, wie im Ritztest und im Stift-Scheibe-Versuch[5], führt zu komplexen Beanspruchungen der dünnen Schicht (Bild 9). HOLMBERG et al. [63] und LAUKKANEN et al. [56] zeigten in Finite-Elemente-Analysen eines Ritztests unter linear ansteigender Normalkraft, dass diese Beanspruchungen aus der Reibung zwischen Indenter und Schicht und den damit einhergehenden Zug- und Druckspannung hinter bzw. vor der Prüfspitze resultieren. Außerdem kommt es durch die elastische Dehnung der Schicht und die elastisch-plastische Verformung des Substrats sowohl unterhalb des Indenters und in der Ritzspur als auch im torusförmigen Aufwurf um die bewegte Prüfspitze zu Zug-, Druck- und Biegebeanspruchungen. Weitere Einflüsse auf das Spannungsfeld resultieren aus der Konzentration plastischer Verformungen des Substrats um die Prüfspitze in Winkeln von 45° zur Ritzrichtung sowie aus den zumeist herstellungsbedingten Eigenspannungen der Schicht. Die Schicht erfährt eine starke Dehnung, die selbst nach Übergleiten des Indenters zu hohen verbleibenden Zugspannungen in der Ritzspur führt. Gleichzeitig trägt die Schicht einen Teil der Last und reduziert so die Druckspannungen im Substrat unter dem Indenter. Die Höhe der Spannungen, der die Schicht ausgesetzt ist, wird maßgeblich durch den Elastizitätsmodul sowie die Dicke der Schicht beeinflusst.

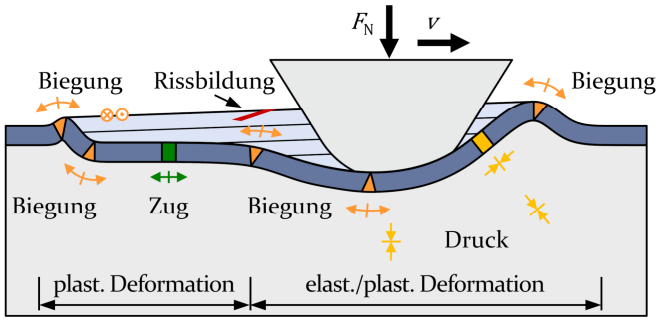


Bild 9: Beanspruchungen beim Gleiten eines Gegenkörpers auf einem Verbund aus elastischer Schicht und elastisch/plastischem Substrat nach [63].

Erste Risse an der Schichtoberfläche treten in der Regel am Rand der Ritzspur hinter der gleitenden Prüfspitze auf. In diesen Bereichen konzentrieren sich die Zugspannungskomponenten infolge der Reibungskraft in Bewegungsrichtung des Indenters und des Aufwurfs am Rand der Spur

[5] Eine ausführliche Versuchsbeschreibung des Ritztests und des Stift-Scheibe-Versuchs wird in Abschnitt 4.8 und Abschnitt 4.9.1 gegeben.

senkrecht zur Ritzrichtung, sodass die entstehenden Risse um einen Winkel zur Gleitrichtung geneigt sind. Mit fortschreitender Indenterbewegung und zunehmender Normalkraft steigt die Spannungsintensität in den Randbereichen der Spur und die Schicht versagt kohäsiv in Form schalenförmiger Abplatzungen, sobald ein kritischer Spannungswert überschritten ist [64]. Das Druckspannungsfeld vor der gleitenden Prüfspitze kann außerdem vollständige oder lokale Delamination hervorrufen, die zum Abplatzen von Schichtfragmenten oder zum Ausbeulen sowie zur Bildung von Rissen in der Ritzspur führt [64, 65]. In der Schicht vorhandene Druckeigenspannungen werden durch die starken plastischen Verformungen abgebaut und können somit der Rissbildung kaum entgegenwirken. Gleichzeitig induzieren sie einen starken Spannungsgradienten zwischen hohen Zugspannungen an der Schichtoberfläche und hohen Druckspannungen unterhalb der Oberfläche, der die Schichtdelamination begünstigen kann. [56, 63–65]

Die Verhältnisse H/E und H^3/E^2

Neben einer hohen Härte ist ein angemessenes Maß an Elastizität und Dehnungstoleranz entscheidend für die Verschleißfestigkeit tribologischer Schichten. Im Allgemeinen geht eine Zunahme der Härte H mit einem erhöhten Widerstand gegen Furchung einher. Gleichzeitig steigt mit zunehmender Fließdehnung R_e/E die Fähigkeit des Schichtwerkstoffs, sich unter tribologischer Beanspruchung zunächst elastisch zu verformen, bevor plastische Deformation einsetzt. Da die Härte in Zusammenhang mit der Streckgrenze R_e steht – typischerweise beträgt die Härte das Dreifache der Streckgrenze [21] –, ist die Fließdehnung proportional zum Verhältnis H/E. Schichten mit einem großen H/E-Verhältnis sind somit in der Lage, starke Oberflächendeformationen zu tolerieren und Verformungen des Substrats unter tribologischer Beanspruchung zu folgen, ohne dass es dabei zum Bruch kommt (engl. *elastic strain to break*) [15, 51]. Dabei schützt eine ausreichend hohe Härte vor abrasivem Verschleiß, während es insbesondere ein geringer Elastizitätsmodul erlaubt, die wirkende Belastung über einen größeren Bereich der Oberfläche zu verteilen. Somit wird die plastische Verformung des Substrats und die dadurch bedingte Gefahr des Schichtversagens verringert. Außerdem bildet das H/E-Verhältnis einen wesentlichen Parameter des Plastizitätsindex ψ (vgl. Gleichung (5)), der einer Schicht bei gegebener Spannung eine umso geringere Wahrscheinlichkeit plastischer Verformung zuschreibt, je größer das H/E-Verhältnis ist. Darüber hinaus gilt auch das aus einem kreisförmigen HERTZschen Kontakt abgeleitete Verhältnis H^3/E^2 als wichtiger Indikator für die

Widerstandsfähigkeit der Schicht gegen plastische Verformung und somit eines hohen Verschleißwiderstands [66, 67]. Beide Verhältnisse[6] – H/E und H^3/E^2 – eignen sich somit zu Beurteilung der Beanspruchbarkeit und Verschleißfestigkeit tribologischer Schichten. [15, 68, 69]

Höhere H/E- und H^3/E^2-Verhältnisse führen in der Regel zu einem verbesserten Widerstand gegen Rissbildung. Im Gegensatz dazu wird die Rissausbreitung durch einen hohen Elastizitätsmodul behindert. Schichten mit sehr hohem H/E- bzw. H^3/E^2-Verhältnis neigen unter tribologischer Beanspruchung zu extensiver Schädigung. In diesem Fall kommen dissipative Mechanismen, wie z. B. eine lokale plastische Verformung, nicht zum Tragen, um die eingebrachte Energie abzubauen, sodass diese durch Bruch entlastet wird. Demnach erscheint es naheliegend, das H^3/E^2-Verhältnis durch eine Reduzierung des Elastizitätsmoduls bei gleichzeitiger Beibehaltung einer optimalen Härte zu maximieren, um die beste Kombination aus Widerstand gegen plastische Verformung und Widerstand gegen Sprödbruch zu erzielen. Darüber hinaus können Multilagenschichten und Nanokompositschichten hohe H/E- bzw. H^3/E^2-Verhältnisse mit einer geringeren Tendenz zum Sprödbruch vereinen (vgl. Abschnitt 2.2.2). [70–73]

2.3 Amorphe Kohlenstoffschichten

2.3.1 Die Struktur und Bindungen des Kohlenstoffs

Kohlenstoff ist Bestandteil einer Vielzahl chemischer Verbindungen und geht sowohl zu elektropositiven Elementen wie Wasserstoff als auch zu elektronegativen Elementen wie Sauerstoff Bindungen ein. Zudem sind Kohlenstoffatome aufgrund ihres geringen Durchmessers in der Lage, sich ohne exakte Stöchiometrie in Zwischengitterplätze von Metallen einzulagern. Die auf diese Weise entstehenden Metallcarbide (z. B. Wolframcarbid (WC)) weisen im Vergleich zu den reinen Metallen häufig eine höhere Festigkeit und Härte auf. Elementarer Kohlenstoff liegt in der Natur unter Normalbedingungen entweder in amorpher Form oder in den kristallinen Modifikationen Diamant oder Graphit vor. [74, 75]

Von den vier Valenzelektronen eines Kohlenstoffatoms besetzen zwei das 2s-Orbital, während sich die beiden weiteren auf zwei der drei 2p-Orbitale verteilen. Gehen Kohlenstoffatome Bindungen ein, kann es zur Verschmelzung der s- und p-Orbitale kommen (*Hybridisierung*), an der alle oder nur

[6] Im Fall dünner Schichten werden Härte und Elastizitätsmodul meist als Eindringhärte H_{IT} und Eindringmodul E_{IT} durch Indentierung bestimmt (vgl. Abschnitt 4.7).

einzelne p-Orbitale beteiligt sind und bei der vier energetisch gleichwertige sp^3- bzw. drei sp^2- oder zwei sp-Orbitale entstehen. Die Überlappung der Orbitale benachbarter Atome ermöglicht die Ausbildung kovalenter Bindungen. In *Graphit* sind an jedes Kohlenstoffatom drei weitere Kohlenstoffatome kovalent gebunden, die alle in einer gleichmäßigen hexagonalen Struktur in einer Ebene (*Graphenschicht*) angeordnet sind (Bild 10). In diesem sp^2-hybridisierten Bindungszustand sind drei der vier Valenzelektronen an der Hybridisierung beteiligt und bilden kovalente σ-Bindungen. Die jeweils verbleibenden Elektronen befinden sich in einem p-Orbital senkrecht zur Schichtebene und bilden mit benachbarten Atomen π-Bindungen, die über die gesamte Graphenschicht delokalisiert sind. In kristallinem Graphit sind mehrere Graphenschichten in orthogonaler Richtung in einem Abstand von 0,335 nm übereinandergestapelt. Während die σ- und unterstützenden π-Bindungen innerhalb einer Schicht aufgrund des geringen Atomabstandes (0,142 nm) vergleichsweise stark sind, wirken zwischen den einzelnen Graphenschichten nur vergleichsweise schwache VAN-DER-WAALS-Kräfte. Dies bedingt ein stark anisotropes Materialverhalten, vor allem hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften sowie der thermischen und elektrischen Leitfähigkeit. Gleichzeitig können die in sich sehr festen Graphenschichten bei Einwirkung äußerer Kräfte leicht gegeneinander abgleiten, weshalb Graphit als Festschmierstoff Anwendung findet. [74, 75]

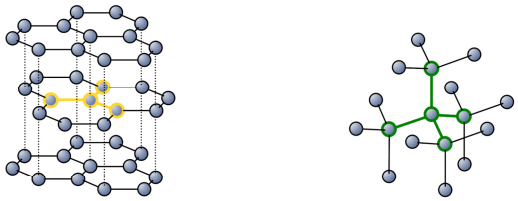


Bild 10: Die Kristallgitterstrukturen des Diamant und des Graphit nach [33].

Diamant besteht aus einem dreidimensionalen tetraedrischen Kohlenstoffnetzwerk, in dem alle Kohlenstoffatome sp^3-hybridisiert und an jeweils vier weitere Kohlenstoffatome kovalent gebunden sind (Bild 10). Dies führt zu einer einheitlichen Bindungslänge von 0,154 nm. Der kleine Atomradius des Kohlenstoffs und die hohe Bindungsenergie der σ-Bindungen in Verbindung mit der räumlichen Gitterstruktur resultieren in einer hohen Atomdichte und erklären die herausragenden Eigenschaften des Diamant. Hierzu zählen der höchste unter allen Materialien bekannte Elastizitätsmodul von über 1100 GPa und eine extrem hohe Härte von 100 GPa. Aufgrund der fest gebundenen σ-Elektronen sind die elektrische Leitfähigkeit

und die optische Absorption hingegen sehr gering. In amorphem Kohlenstoff sind die Kohlenstoffatome ohne kristalline Fernordnung miteinander vernetzt, wobei sp^2- und sp^3-hybridisierte Kohlenstoffatome mit Abweichungen der interatomaren Abstände und/oder Bindungswinkel vorliegen. [33, 74, 75]

2.3.2 Definition und Klassifizierung von amorphen Kohlenstoffschichten

Amorphe Kohlenstoffschichten stellen eine vielfältige Gruppe kohlenstoffbasierter Schichttypen dar, die mittels Verfahren der Gasphasenabscheidung (vgl. Abschnitt 2.4) hergestellt werden. Die englische Bezeichnung *diamond-like carbon* (DLC) verweist auf die typische, jedoch nicht in allen Fällen zutreffende hohe Härte der amorphen Kohlenstoffschichten. Eine Klassifizierung amorpher Kohlenstoffschichten kann gemäß VDI 2840 [33] anhand des Verhältnisses der in der amorphen Struktur zugleich vorliegenden sp^2- und sp^3-hybridisierten Kohlenstoffatome sowie dem Gehalt des in den Schichten enthaltenden Wasserstoffs vorgenommen werden (Bild 11). Wasserstofffreie amorphe Kohlenstoffschichten *a-C* (a: amorph, C: Kohlenstoff) bestehen aus einem Netzwerk von mehrheitlich sp^2-hybridisierten Kohlenstoffatomen und sind daher vergleichsweise weich. Überwiegt der sp^3-hybridisierte Bindungszustand, resultieren relativ harte sogenannte tetraedrisch wasserstofffreie amorphe Kohlenstoffschichten *ta-C* (ta: tetraedrisch-amorph). Da herstellungsbedingt auch ohne Zugabe von wasserstoffhaltigen Ausgangsstoffen geringe Mengen an Wasserstoff in Kohlenstoffschichten enthalten sein können, gelten amorphe Kohlenstoffschichten erst über einem Wasserstoffgehalt von ca. 3 At.-% als wasserstoffhaltig und werden durch den Zusatz *:H* gekennzeichnet. Dabei beeinflusst der enthaltene Wasserstoff den Vernetzungsgrad der Kohlenstoffatome, sodass die entstehenden Schichten umso härter sind, je geringer der Wasserstoffgehalt ist. Darüber hinaus werden amorphe Kohlenstoffschichten häufig mit metallischen oder nichtmetallischen Elementen modifiziert, um das Reibungs- und Verschleißverhalten sowie weitere Eigenschaften, wie die Schichthaftung und die Adhäsionsneigung zum Gegenkörperwerkstoff, zu beeinflussen. Während sich Metalle (z. B. W) als Verbindung mit Kohlenstoff in Form von Carbiden (z. B. WC) in den Schichten einlagern, können nichtmetallische Elemente (z. B. Si) neben Ausscheidungen teilweise komplex verzweigte und mit dem Kohlenstoffnetzwerk verbundene Strukturen bilden. Metallhaltige und nichtmetallmodifizierte amorphe Kohlenstoffschichten werden in allgemeiner Form durch die Zusätze *:Me* bzw. *:X* oder die entsprechenden Elementsymbole gekennzeichnet. [33, 75, 76]

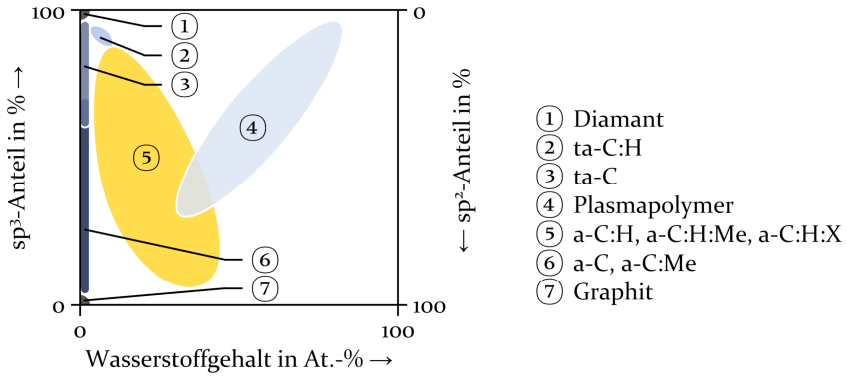


Bild 11: Klassifizierung amorpher Kohlenstoffschichten in Abhängigkeit des Wasserstoffgehalts sowie der Anteile sp^2- und sp^3-hybridisierter Kohlenstoffatome nach [33].

Die Eigenschaften und das tribologische Verhalten aller amorpher Kohlenstoffschichttypen resultieren aus der chemischen Zusammensetzung und der Schichtstruktur – insbesondere dem sp^2- und sp^3-Anteil sowie dem Wasserstoffgehalt –, die ihrerseits maßgeblich durch die Abscheidebedingungen beeinflusst werden. Da amorphe Kohlenstoffschichten in ihrem Eigenschaftsprofil so den Anforderungen der Zielanwendungen angepasst werden können, zählen sie zu den sogenannten *tailored coatings* [23]. Im industriellen Maßstab dienen vor allem a-C:H, a-C:H:Me und ta-C auf Motorenelementen im Automobilbereich und in der Technologie magnetischer Speichermedien dem Verschleißschutz und der Reibungsreduzierung. Darüber hinaus können amorphe Kohlenstoffschichten auf Zerspanungs- und Umformwerkzeugen die Adhäsionsneigung und die Gefahr von Kaltverschweißungen insbesondere bei der Verarbeitung ohne oder mit minimaler Schmierung reduzieren. Weitere Anwendungsfelder eröffnen sich durch die Biokompatibilität von Kohlenstoff im Bereich der Endoprothetik als Verschleißschutz lasttragender Implantate. [P12, P13, P15] [7, 77, 78]

2.3.3 Die Schichttypen a-C:H, a-C:H:W und a-C:H:Si:O

Im Rahmen dieser Arbeit kommen wasserstoffhaltige amorphe Kohlenstoffschichten (a-C:H) sowie Varianten wolfram- (a-C:H:W) und siliziumoxiddotierter (a-C:H:Si:O) Modifikationen zum Einsatz. Die folgenden Abschnitte beschreiben den strukturellen Aufbau, die generelle Herstellung sowie wesentliche Eigenschaften dieser in ein- und multilagigen Schichtarchitekturen eingesetzten Schichttypen.

a-C:H besteht aus einer lose verknüpften Matrix aus sp^3-hybridisierten Kohlenstoffatomen, in die kleine Cluster aus Netzwerken sp^2-hybridisierten Kohlenstoffs eingelagert sind. An die meisten der sp^3-hybridisierten Kohlenstoffatome der Matrix ist mindestens ein Wasserstoffatom gebunden. Eine Zunahme des Wasserstoffanteils innerhalb des a-C:H führt zu einem geringeren Vernetzungsgrad und vermindert somit die im Allgemeinen hohen mechanischen Kennwerte Härte und Elastizitätsmodul. Neben dem Wasserstoffanteil bestimmen Größe, Struktur und Verteilung der sp^2-Phase maßgeblich die Eigenschaften des a-C:H. Sie werden durch die Stöchiometrie der kohlenwasserstoffhaltigen Ausgangsstoffe und die Abscheidebedingungen, insbesondere die Energie einfallender Ionen, beeinflusst. Im Einklang mit den diversen strukturellen Eigenschaften variiert die elektrische Leitfähigkeit des a-C:H von nahezu isolierend bis leitend, wobei der elektrische Widerstand mit dem Wasserstoffgehalt korreliert. a-C:H-Schichten werden üblicherweise mittels plasmaaktivierter chemischer Gasphasenabscheidung aus einem kohlenwasserstoffhaltigen Gas (vgl. Abschnitt 2.4.1) oder durch ergänzendes reaktives Sputtern von Graphit unter Zugabe von Argon hergestellt (vgl. Abschnitt 2.4.2) und wachsen mit einer merkmallosen Mikrostruktur auf. Im tribologischen Kontakt zeigen a-C:H-Schichten gegen viele Werkstoffe unter Umgebungsbedingungen ohne Schmierung geringe Reibung und niedrigen Verschleiß. Dieses charakteristische tribologische Verhalten wird stark durch die relative Feuchte des Umgebungsmediums sowie durch den in den Schichten enthaltenen Wasserstoff beeinflusst (vgl. Abschnitt 2.3.4). Der hohe Energieeintrag während der Schichtbildung resultiert zudem in hohen Druckeigenspannungen, die unter Belastung zu Delamination führen und somit die Belastbarkeit von a-C:H-Schichten stark einschränken. [75, 76, 79]

Bei a-C:H:W handelt es sich im Allgemeinen um eine Nanokompositschicht, in der die kristallinen Wolframcarbidcluster homogen in eine a-C:H Matrix eingebettet sind (vgl. Abschnitt 2.2.2). Typische Wolframanteile von bis zu 30 At.-% führen zur Bildung etwa 1 nm bis 10 nm großer Carbide. Vor allem bei Wolframanteilen unter 10 At.-% verringert das Korngrenzengleiten innerhalb der Nanokompositstruktur Druckeigenspannungen und erhöht die Zähigkeit des a-C:H:W, wobei die Härte im Vergleich zu a-C:H reduziert wird. Hingegen bestimmen die harten Carbidcluster bei Wolframgehalten größer 20 At.-% zunehmend die Eigenschaften des Schichtwerkstoffs. In Schichten mit sehr geringem Wolframanteil (kleiner etwa 2 At.-%) sind die Wolframatome vollständig in der Kohlenstoffmatrix gelöst und sorgen durch Verzerrung der Bindungswinkel innerhalb der a-C:H-Matrix ebenfalls für eine Spannungsrelaxation.

a-C:H:W-Schichten werden somit auch in höherbelasteten tribologischen Kontakten einsetzbar [5, 6], wenngleich sie aufgrund ihrer geringeren Härte zu höherem Verschleiß sowie teilweise höherer Reibung neigen. Mit zunehmendem Metallgehalt erhöht die Dotierung zudem die elektrische Leitfähigkeit von a-C:H:W im Vergleich zu a-C:H. Im Gegensatz zu den merkmallosen a-C:H-Schichten zeigen a-C:H:W-Schichten eine Mikrostruktur aus stängelartigen Körnern. Diese haben ihren Ursprung innerhalb metallischer Zwischenschichten, die der Haftvermittlung der Kohlenstoffschichten auf metallischen Substraten dienen. Die Abscheidung von a-C:H:W-Schichten erfolgt in der Regel durch reaktives Sputtern von Wolfram oder Wolframcarbid unter Zuführung eines Kohlenwasserstoffgases und Argon (vgl. Abschnitt 2.4.2). Aus der dabei für die gleichmäßige Beschichtung erforderlichen Rotation der Substrate resultieren wechselnde Abstände und Orientierungen zum Sputtertarget, in deren Folge sich eine mehrlagige Schichtarchitektur unterschiedlicher Konzentrationen an Carbidclustern bildet. Diese Periodizität ist abhängig von der Rotationsgeschwindigkeit und Aufwachsrate der Schicht und beträgt üblicherweise wenige Nanometer. [75, 78, 80, 81]

a-C:H:Si:O setzt sich aus zwei ineinandergreifenden amorphen Netzwerken zusammen: einem diamantartigen a-C:H- und einem glas- bzw. polymerartigen a-Si:O-Netzwerk. Mit zunehmendem Siliziumgehalt steigt der Anteil der amorphen a-Si:O-Phase, die im Vergleich zum a-C:H geringer vernetzt ist und daher die Verringerung von Druckeigenspannungen der Schicht sowie der Härte und des Elastizitätsmodul zur Folge hat. Für Siliziumgehalte über etwa 13 At.-% kommt es zur vermehrten Bildung nanokristalliner Siliziumoxidcluster (SiO_x)-Cluster, die der Härteabnahme entgegenwirken. Auf mikrostruktureller Ebene besitzt a-C:H:Si:O einen weitestgehend merkmallosen Aufbau, in dem sich das stängelartige Wachstum häufig eingesetzter metallischer Haftvermittlungsschichten zumindest teilweise fortsetzt. Im tribologischen Kontakt zeigen sich a-C:H:Si:O-Schichten im Vergleich zu a-C:H aufgrund der geringeren Härte oftmals weniger verschleißfest. Allerdings führen die Ausbildung eines Materialübertrags auf dem Gegenkörper und die mit einer geringen Oberflächenenergie der a-C:H:Si:O-Schicht einhergehende geringe Wechselwirkungsaffinität selbst unter hoher Umgebungsfeuchten meist zu niedriger Reibung und geringem Verschleiß, während a-C:H-Schichten typischerweise ein weniger feuchteresistentes tribologisches Verhalten besitzen. Darüber hinaus ist a-C:H:Si:O auch bei höheren Temperaturen chemisch stabil. Zur Herstellung der a-C:H:Si:O-Schichten kommen in der Regel Verfahren der plasmaaktivierten chemischen Gasphasenabscheidung zum Einsatz (vgl.

Abschnitt 2.4.1). Neben Argon und einem kohlenwasserstoffhaltigen Gas werden den Prozessen Silizium und Sauerstoff aus gasförmigen Ausgangsstoffen oder aus vorheriger Verdampfung flüssiger Präkursoren zugeführt. Verfahren der physikalischen Gasphasenabscheidung, wie das Lichtbogenverdampfen oder Sputtern siliziumhaltiger Targets, sind zur Abscheidung von siliziumoxiddotierten amorphen Kohlenstoffschichten weniger verbreitet. Die Schichtstruktur und -eigenschaften sowie das resultierende tribologische Verhalten hängen stark von den Abscheidebedingungen und der chemischen Zusammensetzung der Schicht ab. Nicht zu vernachlässigen ist auch der in den siliziumhaltigen Präkursoren enthaltende Wasserstoff, der zu höheren Wasserstoffgehalten von a-C:H:Si:O im Vergleich zu undotiertem a-C:H führt und somit zu geringerer Härte beiträgt. [82–84]

2.3.4 Tribologische Mechanismen amorpher Kohlenstoffschichten

Die hohe Härte amorpher Kohlenstoffschichten von üblicherweise mehr als 10 GPa bietet einen hohen Schutz des beschichteten Grundkörpers vor abrasivem Verschleiß. Gleichzeitig trägt sie zur Abnahme der furchenden und deformativen Reibungskomponenten bei. Darüber hinaus kommen im ungeschmierten tribologischen Kontakt weitere charakteristische Mechanismen amorpher Kohlenstoffschichten zum Tragen, die insbesondere das Adhäsionsverhalten bestimmen. Sie werden nachfolgend beschrieben.

Feine Verschleißpartikel der amorphen Kohlenstoffschicht, die insbesondere während der Einlaufphase entstehen, bilden einen graphitartigen Tribofilm mit einer geringen Scherfestigkeit. Durch hohe Kontaktdrücke und die dadurch bedingten hohen Kontakttemperaturen sowie durch Reibungswärme in den Mikrokontakten erfährt der Schichtwerkstoff dabei strukturelle Veränderungen, bei denen es zu einer Ausdiffusion von Wasserstoff aus der a-C:H-Matrix und in der Folge zur Umwandlung der sp^3-hybridisierten Kohlenstoffbindungen in eine vorrangig sp^2-hybridisierte Struktur kommt. Dieser Prozess der *Graphitisierung* kann durch höhere Belastungen und Gleitgeschwindigkeiten beschleunigt werden. Teile des graphitisierten Tribofilms übertragen sich auf die Oberfläche des gleitenden Gegenkörpers und bilden einen Transferfilm aus überwiegend sp^2-hybridisiertem Kohlenstoff sowie Bestandteilen des Gegenkörpermaterials. Im Fall eines Stahlgegenkörpers wird dessen Randschicht durch die intensive tribologische Beanspruchung zudem zerrüttet und teilweise oxidiert. Der entstehende Kontakt zwischen der amorphen Kohlenstoffschicht und des kohlenstoffreichen Tribo- bzw. Transferfilms führt zur Verringerung

der Reibung. Dabei wird die Bildung des Transferfilms mit zunehmendem Gleitweg und höherer Gleitgeschwindigkeit verstärkt. Die Reibungsabnahme ist auf atomarer Ebene auf die Passivierung von Kohlenstoffatomen an den Oberflächen der amorphen Kohlenstoffschicht und des Tribo- bzw. Transferfilms unter Umgebungsbedingungen mit Wasserstoff, Sauerstoff und OH-Gruppen zurückzuführen. Die geringe Wechselwirkungsaffinität ist somit die Ursache für die geringe Reibung und den reduzierten Adhäsivverschleiß amorpher Kohlenstoffschichten unter normalen Atmosphärenbedingungen. Werden die passivierenden Endgruppen infolge der tribologischen Beanspruchung abgetragen, kann der inerte Zustand durch Anlagerung von Wasserstoff aus dem Umgebungsmedium oder durch ausdiffundierten Wasserstoff der Schicht wieder hergestellt werden. Mit abnehmender Umgebungsfeuchte wird die Regeneration der Passivierung erschwert und es bilden sich zunehmend starke kovalente Kohlenstoffbindungen zwischen den kontaktierenden Oberflächen und die Reibung steigt. Graphit und wasserstofffreie amorphe Kohlenstoffschichten, deren Oberflächenpassivierung Wasserstoff und weitere Spezies aus der Atmosphäre erfordert, zeigen daher unter Vakuum und in inerten Atmosphären hohe Reibung und hohen Adhäsivverschleiß. Für a-C:H-Schichten ist unter diesen Bedingungen hingegen eine geringe – für wasserstoffreiche a-C:H-Schichten mitunter sehr niedrige – Reibung zu beobachten. In feuchter Umgebung nehmen Reibung und Verschleiß von a-C:H-Schichten im Allgemeinen mit der Luftfeuchte zu, da sich polare Wassermoleküle in zunehmendem Maße an den Oberflächen anlagern und das Reibungsverhalten durch starke dipolähnliche Wechselwirkungen beeinflussen. [85–87]

Graphitisierte Tribo- und Transferfilme bestimmen auch bei a-C:H:W- und a-C:H:Si:O-Schichten maßgeblich das Reibungs- und Verschleißverhalten. Im Fall von a-C:H:W bilden sich in den Tribo- bzw. Transferfilmen zusätzlich Wolframoxide, die sich zusammen mit Eisenoxiden bei Gegenkörpern aus Stahl insbesondere bei geringer Umgebungsfeuchte und hohem Wolframanteil in der Schicht nachteilig auf das tribologische Verhalten auswirken können. Bei verringertem Wolframgehalt überwiegt hingegen der graphitartige Materialanteil in den entstehenden Verschleißprodukten und Reibung sowie Verschleiß sind gering. Zudem nimmt die Effektivität der Passivierung durch Wasserstoff unter zunehmend feuchteren Umgebungsbedingungen infolge der Anwesenheit von Wassermolekülen ab. [88] Die geringe und feuchteresistente Reibung von a-C:H:Si:O ist auf die Bildung von Verschleißpartikeln aus Siliziumdioxid zurückzuführen, die Wasser absorbieren und so als hydratisierte Silica-Phase im Tribo- und Transferfilm zu geringer Reibung beitragen [89].

2.3.5 Wechselwirkungen mit Schmierstoffen

Grundsätzlich führt die Anwesenheit von Schmierstoff im Kontakt mit beschichteten Oberflächen in erster Linie zur Trennung der Kontaktpartner und somit zur Abnahme von Reibung und Verschleiß. Die Anlagerung von Schmierstoffmolekülen sowie Reaktionen mit dem Schmierstoff und den darin üblicherweise enthaltenen Additiven, die im Fall metallischer Oberflächen zu einer Verbesserung des tribologischen Verhaltens führen, kommen bei amorphen Kohlenstoffschichten aufgrund ihrer eingeschränkten Wechselwirkungsaffinität hingegen nicht in bekannter Weise zum Tragen und können das Reibungs- und Verschleißverhalten mitunter sogar negativ beeinflussen [87]. In diesem Zusammenhang sind insbesondere Wechselwirkungen mit in der Umformtechnik verbreitet zum Einsatz kommenden phosphat- und schwefelhaltigen *Anti-Wear*- (AW-) und *Extreme-Pressure*- (EP-) Additiven von Relevanz. Diese werden im Folgenden kurz erläutert.

Im Allgemeinen zeigen sich wasserstoffhaltige amorphe Kohlenstoffschichten, deren Passivierung an der Oberfläche durch Wasserstoff aus der Schicht erneuert werden kann, weniger affin für Wechselwirkungen mit dem Schmierstoff als z. B. ta-C ohne passivierende Endgruppen. Das tribologische Verhalten von a-C:H-Schichten im Kontakt mit einem Gegenkörper aus Stahl und einem additivierten Öl ähnelt dem des Kontakts unbeschichteter Stahloberflächen (Stahl/Stahl), wobei mit steigendem Additivgehalt eine zunehmende Bedeckung des Stahlgegenkörpers mit einem Tribofilm aus Reaktionen mit den Schmierstoffadditiven zu beobachten ist. Bei nicht-additivierten Schmierstoffen und bei geringen Additivgehalten ist zudem ein kohlenstoffhaltiger Transferfilm festzustellen. [87, 90, 91]

Das tribologische Verhalten dotierter amorpher Kohlenstoffschichten wird im Gegensatz zu a-C:H durch den Schmierstoff und dessen Additive deutlich stärker beeinflusst. a-C:H:Me-Schichten weisen unter Schmierung verglichen mit den Kontakten Stahl/Stahl und a-C:H/Stahl in der Regel geringere Reibung auf. Das Verschleißverhalten hängt hingegen stark von der Art und Konzentration der im Schmierstoff enthaltenen Additive sowie vom Dotierungsgehalt und strukturellen Merkmalen der Schicht ab. So beobachteten KALIN und VIŽINTIN [92] für den mit EP-additiviertem Öl geschmierten Kontakt a-C:H:W/Stahl in einem linear oszillierenden Kugel-Scheibe-Versuch den vollständigen Verschleiß der a-C:H:W-Schicht und einen hohen Gegenkörperverschleiß, der auf einen gegenseitigen Materialübertrag zurückzuführen war. Die Erhöhung der Konzentration des EP-Additivs führte in Untersuchungen von PODGORNIK et al. [93] hingegen zur nahezu vollständigen Eliminierung des Schichtverschleißes und somit zu

einem, dem unbeschichteten Kontakt ähnlichen Verhalten. In dem sich ausschließlich auf dem metallischen Gegenkörper bildenden Tribofilm wurden zudem Verbindungen von lamellaren Wolframdisulfid (WS_2) aus chemischen Reaktionen zwischen Schicht und Additiv nachgewiesen, der als Festschmierstoff zu geringer Reibung beitrug und die Schicht vor adhäsivem Verschleiß schützte. Auch AW-Additive bewirkten mit zunehmender Konzentration eine Abnahme des Verschleißes, führten aber auch zur Reibungszunahme [91]. Die Reibung von a-C:H:Si:O-Schichten im Kontakt mit Stahl ist sowohl bei nicht-additiviertem als auch bei additivhaltigen Schmierstoffen auf einem geringen Niveau. Bei Schmierung mit einem additivierten Öl stellten KALIN und VIŽINTIN [92] zudem einen Tribofilm geringer Scherfestigkeit auf der Schichtoberfläche fest.

Vor allem unter Grenzreibung können sich zudem veränderte Kontaktbedingungen, wie Kontaktdruck, Gleitgeschwindigkeit oder Kontakttemperatur, erheblich auf das Reibungs- und Verschleißverhalten insbesondere von a-C:H:Me-Schichten in geschmierten Kontakten auswirken, da etwa die Initiierung und der Ablauf tribochemischer Wechselwirkungen ausreichend hohe Kontakttemperaturen erfordern. Das tribologische Verhalten im Kontakt mit Gegenkörpern aus Stahl wird außerdem meist durch deren tribochemische Reaktionen mit dem Schmierstoff bestimmt. [94]

2.4 PVD-/PACVD-Beschichtungstechnologie

Dünnschichten lassen sich mittels Verfahren der Vakuumbeschichtung aus dem gas- oder dampfförmigen Zustand herstellen. Entsprechend der bei der Schichtbildung dominierenden Prozesse werden die Vakuumbeschichtungsverfahren der *chemischen Gasphasenabscheidung* (engl. *chemical vapor deposition*, CVD) oder der *physikalischen Gasphasenabscheidung* (engl. *physical vapor deposition*, PVD) zugeordnet.

Alle Prozesse zur Herstellung dünner Schichten gliedern sich in die folgenden drei Prozessschritte [95]:

1. Erzeugung der Beschichtungsspezies (Atome, Moleküle, Ionen), einschließlich der Umwandlung einer kondensierten Phase (fest, flüssig) in die Gasphase und/oder der Reaktion von Verbindungsbestandteilen zur Abscheidung eines polyatomaren Materials
2. Transport von der Beschichtungsquelle zum Substrat
3. Kondensation, Keimbildung und Schichtwachstum

Bei CVD-Prozessen laufen alle drei Prozessschritte zur Schichtabscheidung gleichzeitig und in unmittelbarer Nähe zum Substrat bzw. auf dessen Oberfläche ab. Das Ausgangsmaterial wird, oftmals gemeinsam mit einem inerten Trägergas, als Bestandteil gasförmiger Verbindungen (*Präkursoren*) zugeführt und zu chemischen Reaktionen angeregt, die zur Abscheidung von Feststoffphasen auf dem umströmten Substrat führen. Weitere gasförmige Reaktionsprodukte sowie Nebenprodukte, wie feine Pulver, werden mit dem Abgas aus der Prozesskammer (*Rezipient*) entfernt. Auch zunächst in fester oder flüssiger Form vorliegende Ausgangsstoffe können nach Verdampfung in CVD-Prozessen abgeschieden werden. Klassische, thermische CVD-Verfahren erfordern zur Aktivierung der chemischen Reaktionen hohe Prozesstemperaturen von bis zu 2000 °C. Darüber hinaus können Gasentladungsplasmen zur Initiierung und Aufrechterhaltung der chemischen Reaktionen eingesetzt werden. In derartigen *plasmaaktivierten chemischen Gasphasenabscheidungen* (engl. *plasma assisted chemical vapor deposition*, PACVD), die üblicherweise unter Vakuum betrieben werden, sind aufgrund der im Vergleich zu thermischen CVD-Verfahren erhöhten Reaktivität geringere Prozesstemperaturen (≤ 600 °C) möglich, sodass auch temperaturempfindliche Werkstoffe beschichtet werden können. Da die schichtbildenden chemischen Reaktionen nahe der Substratoberfläche stattfinden, können Bauteile komplexerer Geometrie gleichmäßig beschichtet werden. Die entstehenden Schichten zeichnen sich typischerweise durch eine gute Haftung, einen dichten Schichtaufbau und eine einheitliche Verteilung der Schichtdicke aus. [30, 95–97]

In PVD-Prozessen wird ein zunächst festes Ausgangsmaterial (*Target*) durch intensiven Energieeintrag in den gasförmigen Zustand überführt und kondensiert an der Oberfläche des Substrats als Schicht. Der Transport der Gasteilchen vom Target zum Substrat innerhalb des Rezipienten erfolgt unter Vakuum auf einem weitgehend gerichteten Weg. Im Gegensatz zu CVD- und PACVD-Prozessen unterliegen PVD-Prozesse somit einer typischen Sichtliniencharakteristik. Der verminderte Prozessdruck bewirkt einerseits, dass die schichtbildenden Teilchen nicht zu viel ihrer kinetischen Energie durch Stöße verlieren und die sogenannte *mittlere freie Weglänge*, die der im Mittel von einem Teilchen zurückgelegten Entfernung zwischen zwei Stößen entspricht, möglichst groß ist. Andererseits kann der Grad an Verunreinigungen in der aufwachsenden Schicht durch eine Prozessführung im Vakuum gering gehalten werden. PVD-Prozesse eignen sich sowohl zur Herstellung von Schichten aus einzelnen Elementen und Legierungen als auch zur Abscheidung von Verbindungen durch reaktive Abscheideverfahren und können mit PACVD-Prozessen zu hybriden

PVD-/PACVD-Prozessen für die gleichzeitige Abscheidung verschiedener Materialien kombiniert werden. Je nach Verfahren sind Prozesstemperaturen sogar nahe Raumtemperatur möglich. In Abhängigkeit des Verdampfungsprinzips lassen sich PVD-Verfahren in die drei Verfahrensvarianten thermisches Aufdampfen (Vakuumverdampfen), Kathodenzerstäuben (Sputtern) und Ionenplattieren einteilen. [96, 98]

Nachfolgend werden das in dieser Arbeit eingesetzte PACVD-Verfahren sowie die PVD-Verfahren Kathodenzerstäuben und Lichtbogenverdampfen näher erläutert.

2.4.1 Plasmaaktivierte chemische Gasphasenabscheidung

Bei der plasmaaktivierten chemischen Gasphasenabscheidung erfolgt die Aktivierung der schichtbildenden chemischen Reaktionen der Präkursoren mittels einer Glimmentladung (Bild 12). Diese wird unter vermindertem Druck durch Anlegen einer Gleich- oder Wechselspannung im Bereich einiger hundert Volt zwischen zwei Elektroden gezündet und aufrechterhalten. Dabei dienen die Substrate als Kathode, während die Gehäusewand des Rezipienten als Anode geschaltet ist. Die somit an den Substraten anliegende Potentialdifferenz wird als *Biasspannung* bezeichnet. Der Stromfluss im Plasma und die damit einhergehende Erzeugung von positiven Ionen führen zur Emission von Elektronen aus der Substratoberfläche, die im elektrischen Feld zwischen den Elektroden beschleunigt werden und die Atome und Moleküle der Präkursoren durch inelastische Stöße anregen, ionisieren oder in Radikale umwandeln. Die energetisch aktivierten, hochreaktiven Spezies reagieren auf der Substratoberfläche und bilden die Schicht. Zusätzlich erfahren die ionisierten Atome und Moleküle im elektrischen Feld eine Beschleunigung in Richtung der Substrate und beeinflussen beim Auftreffen dort das Schichtwachstum. [75, 96, 97]

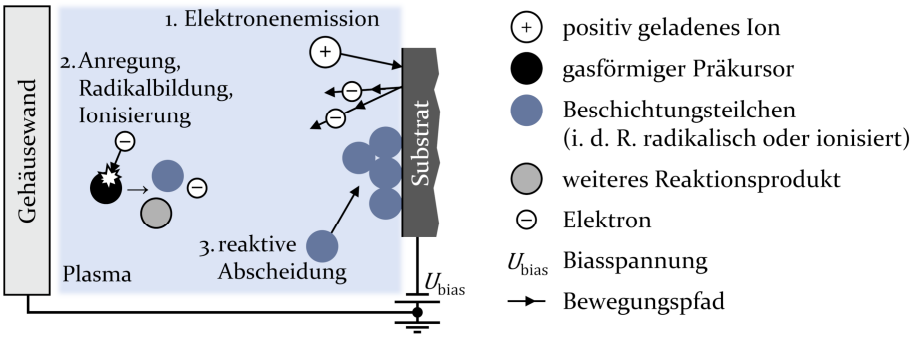


Bild 12: Schematische Darstellung der plasmaaktivierten chemischen Gasphasenabscheidung.

PACVD-Prozesse zur Herstellung amorpher Kohlenstoffschichten werden üblicherweise mit gepulster Spannung betrieben, wobei die Spannungswerte zwischen einem negativen Potential, das dem der eingestellten Spannung entspricht, und dem Nullniveau (unipolar gepulst) bzw. einem positiven Potential (bipolar gepulst) periodisch variieren. Dadurch wird die Ionisation verstärkt und die Ladungsträgerdichte erhöht, sodass die Präkursoren wesentlich intensiver angeregt werden. [75] Für die Untersuchungen dieser Arbeit werden PACVD-Prozesse zur Abscheidung von a-C:H- und a-C:H:Si:O-Schichten genutzt. Als Präkursoren dienen Acetylen und im Fall von a-C:H:Si:O zusätzlich Hexamethyldisiloxan (HMDSO).

2.4.2 Kathodenzerstäuben (Sputtern)

Beim Kathodenzerstäuben wird das abzuscheidende Festkörpermaterial durch Bombardement mit Ionen eines inerten Prozessgases (meist Argon) in die Gasphase überführt. Zur Erzeugung der Ionen dient ein Glimmentladungsplasma, das zwischen dem als Kathode geschaltetem Target und der auf Massepotential liegenden Gehäusewand durch Anlegen einer negativen Spannung von einigen hundert Volt am Target gezündet wird. Die bedingt durch den Stromfluss im Plasma gebildeten positiv geladenen Ionen werden in Richtung der Kathode beschleunigt und treffen mit kinetischen Energien von einigen 100 eV bis 1000 eV auf die Targetoberfläche. Dort übertragen sie einen Großteil ihrer kinetischen Energie und ihres Impulses auf Atome nahe ihres Auftrefforts und lösen in der atomaren Struktur des Targetmaterials eine Stoßkaskade aus. Übersteigt die Energie der innerhalb des Festkörpers in Richtung der Oberfläche gestreuten Atome die Bindungsenergie des Targetmaterials, werden die Atome aus der Oberfläche gelöst. Dieser Zerstäubungsvorgang wird als *Sputtern* bezeichnet. Besteht das Targetmaterial aus einer chemischen Verbindung, wird die Komponente mit der geringeren Oberflächenbindungsenergie zunächst bevorzugt zerstäubt. Es bildet sich ein Konzentrationsgefälle in die Tiefe aus, bis ein Gleichgewichtszustand erreicht ist, in dem der Abtrag durch die schwerer sputterbare Komponente bestimmt wird. Neben den in der Regel neutralen Targetatomen werden durch den Einfall der Argon-Sputterionen auch Molekülbruchstücke sowie Sekundärelektronen freigesetzt. Darüber hinaus rekombinieren Ionen beim Auftreffen auf der Targetoberfläche und werden mit nur geringem Energieverlust als neutrale Atome reflektiert. Die Energie der gesputterten Targetteilchen ist im Mittel hingegen deutlich kleiner als die Energie der Sputterionen und entspricht meist bis zu etwa dem Dreifachen der Bindungsenergie des Targetmaterials. Ein Großteil der übertragenen Energie geht folglich als Wärme in den

oberflächennahen Bereich des Targets über. Die an der Targetoberfläche erzeugten Spezies bewegen sich im Anschluss in Richtung des Substrats und werden auf ihrem Weg an Atomen des Prozess- und Restgases gestreut, wodurch sich die Energie, der Impuls und die Richtung der Teilchen ändern. Auf der Substratoberfläche kondensieren die Teilchen und bilden die Schicht. Die an der Targetoberfläche reflektierten Sputterionen treffen mit hoher Energie auf die aufwachsende Schicht und beeinflussen so das Schichtwachstum. Weitere Verdichtungseffekte lassen sich erzielen, wenn an das Substrat eine negative Biasspannung angelegt und die sich bildende Schicht somit einem Bombardement durch Prozessgasionen ausgesetzt wird, vorausgesetzt das Plasma erstreckt sich bis zum Substrat. [96, 98, 99]

Ein Maß für die Abtragsrate der Atome auf der Targetoberfläche ist die Sputterausbeute, definiert als das Verhältnis zwischen der Anzahl an gesputterten Atomen und der Anzahl einfallender Ionen. Die Ausbeute ist abhängig von der Energie, der Masse und vom Einfallswinkel der Argon-Sputterionen sowie vom Bindungszustand des Targetmaterials. Die Sputterrate, also der Strom aus dem Target herausgelöster Teilchen, ist proportional zur angelegten Spannung sowie zum Strom einfallender Teilchen und korreliert somit mit der Sputterleistung. [96]

Um die Sputterrate sowie die Schichtaufwachsrate auf den Substraten zu erhöhen, wird beim *Magnetronsputtern* dem elektrischen Feld ein Magnetfeld überlagert. Das durch hinter dem Target platzierte Permanentmagnete erzeugte Magnetfeld schließt das Plasma vor dem Target ein und zwingt die durch Stoßionisation erzeugten Elektronen sowie die am Target gebildeten Sekundärelektronen auf Helixbahnen um die magnetischen Feldlinien. Dadurch nimmt die Wahrscheinlichkeit von Zusammenstößen mit Argonatomen zu, sodass die Ionendichte steigt und sich der Sputterprozess intensiviert. Wird dem magnetischen Feld des Magnetrons ein weiteres Magnetfeld einer externen Spule überlagert, richten sich einige der Magnetfeldlinien in Richtung des Anlageninnenraums aus. Bei diesem sogenannten *unbalanced magnetron sputtering* (Bild 13), das im Rahmen dieser Arbeit Anwendung findet, beschränkt sich somit das Plasma nicht mehr ausschließlich auf einen Bereich nahe der Targetoberfläche, sondern erlaubt auch Ionenströme in Richtung der infolge der Biasspannung negativ geladenen Substrate und die Bildung eines Sekundärplasmas. Dies führt zu einer zusätzlichen Verdichtung der aufwachsenden Schicht. [96, 98, 100]

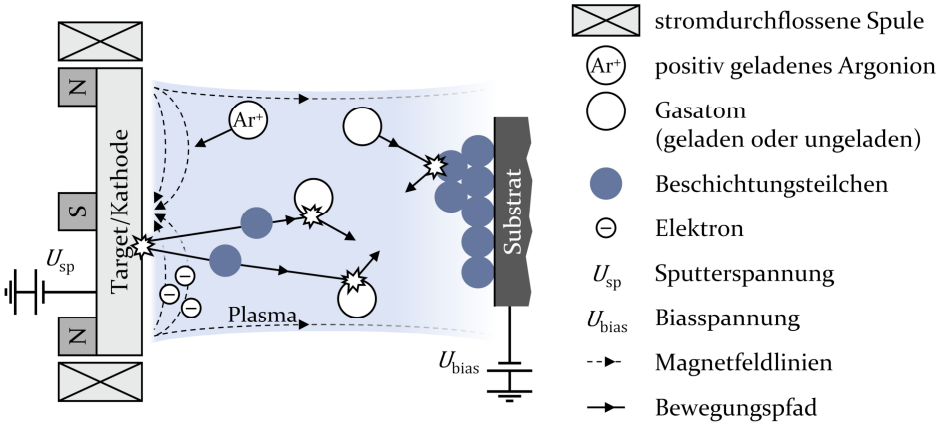


Bild 13: Schematische Darstellung des Magnetronsputterns im unbalanced magnetron Modus.

Zur Herstellung wolframdotierter, wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoffschichten kommt im Rahmen dieser Arbeit das sogenannte *reaktive Magnetronsputtern* zum Einsatz. Durch die Zuführung einer Reaktivgaskomponente (hier Acetylen (C_2H_2)) zum inerten Prozessgas (hier Argon (Ar)) werden der Schichtbildung und dem Schichtwachstum plasmaaktivierte chemische Reaktionen überlagert. Die Substratoberflächen dienen dabei nicht nur als Kondensationsfläche für die gesputterten Teilchen des Targets (hier Wolframcarbid), sondern gleichzeitig als Reaktionsfläche zur Bildung chemischer Verbindungen. Auch auf der Targetoberfläche bilden sich jedoch Reaktionsprodukte aus, welche die Sputterrate entscheidend beeinflussen. Stehen geringe Mengen an Reaktivgasmolekülen für die chemischen Reaktionen zur Verfügung, überwiegen die Sputtervorgänge an der Oberfläche des metallischen Targets, sodass dieser Betriebszustand auch metallischer Zustand genannt wird. Die Abscheidung stöchiometrischer Schichten ist in diesem Betriebszustand schwierig. Bei höheren Reaktivgasdrücken wird die Targetoberfläche zunehmend mit Reaktionsprodukten abgedeckt (reaktiver Zustand), wodurch die Schichtaufwachsrate deutlich abnimmt. Häufig wird auch von einer Vergiftung der Targetoberfläche gesprochen. Es wird daher üblicherweise ein Betrieb im Übergangsbereich dieser Zustände angestrebt. Das Anlegen einer gepulsten Spannung am Target, die periodisch zwischen der negativen Nennspannung und einer niedrigen positiven Spannung variiert, verhindert dabei die Bedeckung der Targetoberfläche mit Reaktionsschichten. Die Schichtbildung auf den Substraten wird durch den Betrieb im *unbalanced magnetron* Modus und eine negative Biasspannung unterstützt. [96, 97, 99]

2.4.3 Lichtbogenverdampfen

Das Lichtbogenverdampfen nutzt eine Bogenentladung, um das als Schicht aufzubringende Festkörpermaterial des Targets zu verdampfen (Bild 14). Der Lichtbogen wird durch einen Abreißfunken erzeugt und brennt anschließend selbsterhaltend zwischen dem als Kathode geschalteten Target und der als Anode fungierenden Gehäusewand. Dabei fließt typischerweise ein hoher Bogenstrom von ca. 100 A bei gleichzeitig geringer Spannung (einige 10 V). Seitens des Targets konzentriert sich der gesamte Stromfluss der Entladung im Kathodenbrennfleck, der sich mit einem Durchmesser von ca. 1 µm bis 10 µm regellos über die Targetoberfläche bewegt. Dieser kann sich bei Überschreitung materialabhängiger Grenzbogenstromstärken auf mehrere elementare Brennflecken aufteilen. Aufgrund der hohen Leistungsdichte von bis zu 10^7 W cm^{-2} kommt es innerhalb des Kathodenbrennflecks zur Aufschmelzung und zur Verdampfung des Targetmaterials. Diese Erosion wird von einer intensiven Thermoemission begleitet. Der emittierte Teilchenstrom setzt sich nahezu ausschließlich aus positiv geladenen Ionen zusammen, die von Elektronen mitgezogen und somit von der Kathode weg beschleunigt werden. Durch zusätzliches Anlegen einer negativen Biasspannung an den Substraten erfahren die Ionen eine zusätzliche Beschleunigung in Richtung der Substratoberflächen. Auf diese Weise lassen sich dichte und gut haftende Schichten herstellen. [96–98]

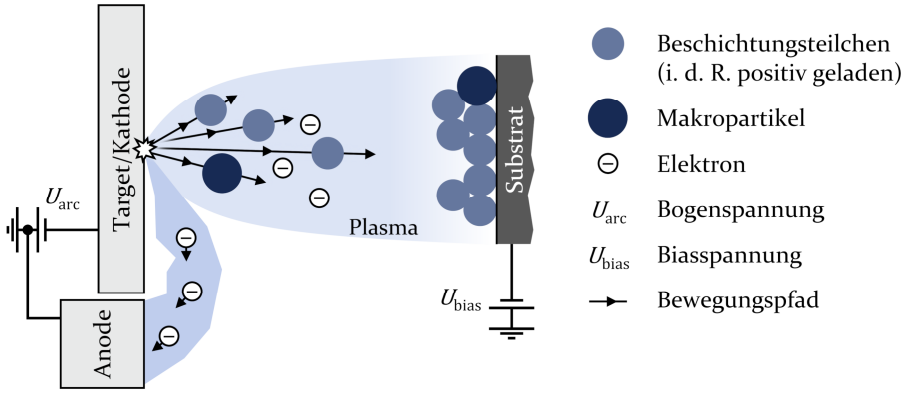


Bild 14: Schematische Darstellung des Lichtbogenverdampfens.

Für einen gleichmäßigen Abtrag des Targets wird die Bewegung des Brennflecks in der Regel durch ein extern induziertes Magnetfeld gesteuert. Dieses kann, wie im Fall der für diese Arbeit eingesetzten technischen Ausstattung, durch einen hinter der Kathode mechanisch bewegten Permanentmagnet generiert werden. [96] Neben der Erzeugung des ionisierten Materialdampfs kommt es im Brennfleck auch zur Emission von

makroskopischen Teilchen bzw. schmelzflüssigen Tröpfchen. Diese bis zu einigen 10 µm großen Makropartikel (*Droplets*) werden unter meist flachen Winkeln aus dem Krater des Brennflecks herausgeschleudert und lagern sich in die aufwachsende Schicht ein. Die resultierenden Wachstumsfehler führen zu einer erheblichen Zunahme der Oberflächenrauheit. [97, 98] In der vorliegenden Arbeit findet das Lichtbogenverdampfen zur Abscheidung von Haftschichten aus Chrom Anwendung. Der Bildung von Makropartikeln wird durch möglichst geringe Bogenstromstärken und einen erhöhten Gasdruck bei gleichzeitiger Aufrechterhaltung einer stabilen Bogenentladung entgegengewirkt.

2.4.4 Schichtbildung und -struktur

Die Eigenschaften der auf den Substratoberflächen einfallenden Teilchen beeinflussen die Struktur der aufwachsenden Schicht und stehen in engem Zusammenhang mit den Eigenschaften und dem Verhalten tribologischer Dünnschichten. Dabei kondensiert nur ein Teil der auftreffenden Beschichtungsteilchen, während andere sofort nach dem Auftreffen reflektiert werden oder sich nach einer Verweilzeit von der Oberfläche lösen.

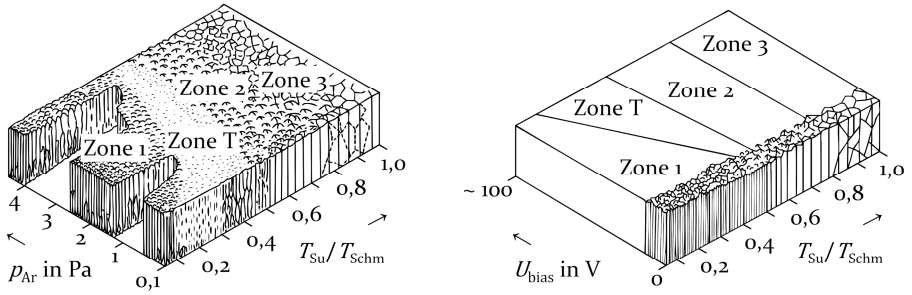
Keimbildung und -wachstum

Beim Auftreffen übertragen die Teilchen ihre Energie auf die Substratoberfläche und lagern sich bei entsprechender Energie als zunächst lose gebundene Adatome an. Diese Teilchen diffundieren zunächst über die Oberfläche, wobei ihre Mobilität von der Energie und dem Einfallswinkel beim Auftreffen auf der Oberfläche, der Art und der Temperatur des Substrats sowie den chemischen Wechselwirkungsvorgängen bestimmt wird. Neben der Bewegung auf der Oberfläche können die Teilchen auch in Abhängigkeit ihrer Energie einige Atomlagen weit in die Oberfläche eindringen und sich dort anlagern. Die Kondensation der Adatome erfolgt schließlich unter Abgabe von Energie und Ausbildung chemischer Bindungen mit Oberflächenatomen oder anderen über die Oberfläche migrierenden Teilchen. Bei schwachen Wechselwirkungen mit den Oberflächenatomen besitzen die Adatome eine hohe Beweglichkeit und kondensieren vorrangig an Stellen mit stärkerer Bindung, wie Kratzern, Korngrenzen oder Fremdatomen. Die so entstehenden Keime wachsen bevorzugt durch Anlagerung weiterer Adatome, die direkt auf die Keime treffen oder sich über die Oberfläche zu diesen hinbewegen. Dabei kann zwischen einem schichtweisen Wachstum einzelner Monolagen (FRANK-VAN DER MERWE-Mechanismus), der Bildung und dem Wachstum dreidimensionaler Keime (Inselwachstum,

VOLMER-WEBER-Mechanismus) und einer Kombination aus einlagigem Wachstum und anschließendem Inselwachstum infolge geänderter struktureller Merkmale innerhalb der Monolage (STRANSKI-KRASTANOV-Mechanismus) unterschieden werden. Mit zunehmendem Keimwachstum entstehen nanometergroße Inseln, die sich bei Berührung zusammenschließen (Koaleszenz). Dadurch vermindert sich die eingenommene Gesamtoberfläche und Oberflächenenergie wird freigesetzt, sodass sich ein energetisch günstigerer Zustand einstellt. Gleichzeitig bilden sich neue Keime durch Kondensation von Adatomen in den nun freigelegten Oberflächenbereichen. Die Bildung neuer Keime sowie deren Wachstum und Koaleszenz wiederholen sich und eine durchgehende Schicht entsteht. [31, 98]

Schichtwachstum und Strukturzonenmodelle

Die Schichten wachsen durch die kontinuierliche Bildung neuer Keime ausgehend von schichtbildenden Teilchen, die auf zuvor abgeschiedenem Material kondensieren. Im Gegensatz zu kristallinen Schichtwerkstoffen, deren kristallographische Orientierungen durch die des Substrats beeinflusst werden, wachsen amorphe Schichten mit einer hochgradig ungeordneten Struktur auf. Mit zunehmendem Schichtwachstum entwickeln sich bestimmte Formen der Mikrostruktur, die anhand von Strukturzonenmodellen in Abhängigkeit der Abscheidebedingungen beschrieben werden können. Das von MOVCHAN und DEMCHISHIN für thermisch aufgedampfte Schichten entwickelte und von THORNTON auf gesputterte metallische Schichten übertragene Strukturzonenmodell [101, 102] teilt die Morphologie in insgesamt vier Zonen ein (Bild 15a).



a) THORNTON b) MESSIER et al.

Bild 15: Strukturzonenmodelle nach (a) THORNTON und (b) MESSIER et al. nach [97, 102, 103].

Das Strukturzonenmodell nach THORNTON berücksichtigt Abhängigkeiten vom Argon-Prozessdruck und vom Verhältnis der Substrattemperatur T_{Su} zur Schmelztemperatur T_{Schm} des Schichtwerkstoffs, das als homologe

Temperatur bezeichnet wird. Höhere Gasdrücke führen zu einer geringeren Energie der schichtbildenden Teilchen, da diese auf ihrem Weg zur Substratoberfläche so mit zunehmender Wahrscheinlichkeit mit Gasteilchen kollidieren und an Energie verlieren. Die homologe Temperatur ist ein Indikator für die Beweglichkeit der Teilchen auf der Oberfläche (Diffusivität). Schichten der *Zone 1* entstehen bevorzugt bei geringen bis mittleren Temperaturen, bei denen die Beweglichkeit der Adatome auf der Oberfläche gering ist. Mit höherem Gasdruck dehnt sich diese Zone auf höhere Temperaturen aus. Die Schicht wächst inselförmig von einer begrenzten Anzahl an Keimen auf und Abschattungen infolge von Oberflächenmerkmalen können nicht ausgeglichen werden. Die Schichten zeigen daher eine Mikrostruktur aus stängelartigen Körnern mit einer großen Porosität entlang der Korngrenzen und, aufgrund der kuppenförmigen Kornenden, einer hohen Rauheit. Das stängelartige Kornwachstum hängt somit alleinig von der Oberflächengeometrie, dem Einfallswinkel der Teilchen und deren Beweglichkeit auf der Oberfläche ab und kann sich sowohl für kristalline als auch für amorphe Schichtwerkstoffe, wie amorphe Kohlenstoffschichten, ausbilden. Die höhere Beweglichkeit der Adatome bei höheren Temperaturen führt in *Zone 2* nahezu unbeeinflusst durch den Prozessdruck zu einer gesteigerten Anzahl aufwachsender Keime und somit zur Ausbildung einer stängelartigen Mikrostruktur mit höherer Dichte und geringerer Porosität sowie einer geringeren Rauheit. Schichten der *Zone T* sind durch ein porenarmes, faseriges Gefüge gekennzeichnet, das als Übergangsbereich zwischen den Mikrostrukturen der Zone 1 und der Zone 2 verstanden werden kann. Entscheidend für die Ausbildung dieser Zone ist der hochenergetische Einfall neutraler Teilchen. Dieser tritt vorrangig bei geringen Substrattemperaturen und niedrigen Prozessdrücken auf und führt zum erneuten Zerstäuben lose gebundener Teilchen und zum Auffüllen abgeschatteter Täler. Die *Zone 3* beschreibt Schichtmorphologien, die denen eines rekristallisierten Materials ähneln. Sie resultieren bei höheren Substrattemperaturen aus einer weiter gesteigerten Beweglichkeit der Adatome sowie aus einer bei diesen Bedingungen möglichen Volumendiffusion. Dabei können sowohl gleichachsige Kristallitverbände als auch Gefügestrukturen mit einkristallinen Stängeln auftreten. [97, 98, 101, 102]

Aufgrund seiner weitreichenden Gültigkeit kommt das Strukturzonenmodell nach THORNTON häufig zur strukturellen Beschreibung aufgedampfter Schichten zum Einsatz. Es ist jedoch zu beachten, dass nicht alle Schichten alle vom Modell beschriebenen Zonen aufweisen und diese meist eher fließend als abrupt ineinander übergehen [95]. Darüber hinaus

erfordern verfahrenstechnische Modifikationen und die Entwicklung neuartiger Schichtmaterialien die Erweiterung des Modells. So stellten beispielsweise MESSIER et al. [103, 97] einen Zusammenhang zwischen der Schichtmorphologie und der homologen Temperatur sowie der Energie der an der Schichtbildung beteiligten Teilchen infolge einer angelegten negativen Biasspannung bei konstantem Prozessdruck her (Bild 15b). Demnach wird die Oberflächenbeweglichkeit der Adatome sowohl durch die Substrattemperatur als auch durch die kinetische Energie schichtbildender Teilchen beeinflusst. Stängelartige Schichtstrukturen der Zone T treten somit mit zunehmender Teilchenenergie bereits bei geringen homologen Temperaturen auf, während die Zone T in entsprechenden Prozessen ohne Biasspannung nahezu nicht zu beobachten ist. Außerdem zeigte MUSIL [39], dass extrem niedrige Prozessdrücke (etwa 0,001 mbar) beim Kathodenzerstäuben zu einer Erweiterung der Zone T hin zu niedrigeren Temperaturen und so zur Entstehung nanokristalliner Schichtmaterialien führen.

Bildungsmechanismen wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoffschichten

Nach ROBERTSON [76, 104] sind für die Bildung wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoffschichten sowohl chemische Reaktionen als auch physikalische Wechselwirkungen des einfallenden hochenergetischen Teilchenflusses mit der entstehenden Schicht verantwortlich. Aufgrund der nahezu vollständig mit Wasserstoff passivierten Oberfläche der aufwachsenden a-C:H-Schicht ist die Anlagerung von neutralen und ionisierten Teilchen sowie von Radikalen aus dem Plasma nur möglich, wenn Wasserstoff an der Oberfläche durch die anbindenden Spezies ersetzt oder eine nicht abgesättigte Bindung durch Entzug von Wasserstoff erzeugt wird. Darüber hinaus können sowohl atomarer Wasserstoff als auch Kohlenstoff-, Wasserstoff- und Kohlenwasserstoffionen bei ausreichender Energie in oberflächennahe Bereiche der Schicht eindringen (Subplantation) und dort den an Kohlenstoff gebundenen Wasserstoff entziehen oder an dessen Stelle Bindungen mit Kohlenstoff eingehen. Dabei führt die Subplantation zur Bildung dichter Zonen, in denen der sp^3-hybridisierte Bindungszustand dominiert, während die Schicht an der Oberfläche vorrangig unter Ausbildung sp^2-hybridisierter Kohlenstoffbindungen aufwächst. Somit nimmt der Wasserstoffgehalt von a-C:H-Schichten mit zunehmender Energie einfallender Teilchen infolge einer steigenden Biasspannung ab. Gleichzeitig wird die Bildung sp^3-hybridisierter Kohlenstoffbindungen durch niedrige Prozessgasdrücke, und bis zu einem gewissen Grad auch durch hohe Ionenenergien, begünstigt. [76, 104]

2.5 Dünne Schichten als Sensoren

Die Vielfalt an unterschiedlichen Werkstoffen, die in mehrlagigen Schichtarchitekturen miteinander kombiniert werden können, sowie die Möglichkeit zur Herstellung feiner Strukturen (z. B. Leiterbahnen) machen Dünnschichten für die Anwendung als Sensoren attraktiv. Dabei können sie aufgrund geringer Dicken nahezu ohne Beeinträchtigung des technischen Systems oder der ablaufenden technischen Vorgänge direkt in entsprechende Bereiche integriert werden, in denen sie betriebsrelevante Daten sammeln und für die Weiterverarbeitung nutzbar machen. Das Funktionsprinzip sensorischer Dünnschichten beruht auf der Erfassung physikalischer, chemischer oder biologischer Signale bzw. Prozesse und deren Umwandlung in elektrische Messsignale. Sensorische Dünnschichten reagieren in der Regel empfindlicher auf lokale Veränderungen relevanter Messgrößen als vergleichbare Materialien größerer Abmessungen. Gleichzeitig sind ihre Anwendungsvielfalt und Leistungsfähigkeit mit denen konventioneller Sensoren vergleichbar oder diesen sogar überlegen. [105]

Vor dem Hintergrund dieser Arbeit und der Einsatzmöglichkeiten in tribotechnischen Systemen sind sensorische Dünnschichten von Relevanz, deren Sensorfunktionen vorwiegend auf kapazitiven, thermoelektrischen und resistiven Messprinzipien basieren.

Das *kapazitive Messprinzip* eignet sich insbesondere zur Bestimmung des Abstands zwischen zwei Körpern. Diese wirken bei Anlegen einer elektrischen Spannung als Kondensator, dessen Kapazität vom Abstand der Körper und deren Abmessungen sowie dem die Körper trennenden dielektrischen Medium abhängt. Kapazitive Dünnschichtsensoren werden beispielsweise zur Bestimmung der Schmierfilmdicke in elastohydrodynamischen Kontakten eingesetzt, in denen der Schmierfilm als Dielektrikum wirkt. Durch Messung des kapazitiven Ladestroms zwischen dem auf einem Körper applizierten, aus einem dünnen metallischen Streifen bestehenden Sensor und dem Kontaktpartner kann auf die Kapazität und damit auf die Schmierfilmdicke geschlossen werden. [106–108]

Auf dem *thermoelektrischen Effekt* basierende Dünnschichtsensoren dienen der Bestimmung von Temperaturdifferenzen. Dazu werden im Bereich der Messstelle zwei Schichtlagen aus verschiedenen, elektrisch leitenden Werkstoffen übereinander abgeschieden, sodass eine elektrische Verbindung entsteht, und über Leitungen aus identischen Materialien mit einer Vergleichsstelle verbunden. Temperaturunterschiede zwischen Mess- und Vergleichsstelle bewirken aufgrund des thermoelektrischen Effekts (SEEBECK-Effekt) die Entstehung einer Thermospannung, deren Betrag von

den eingesetzten Werkstoffen der Leiter abhängt. Ist die Temperatur der Vergleichsstelle bekannt, kann aus der an der Vergleichsstelle abgegriffenen Differenz der Thermospannungen nach entsprechender Kalibrierung auf die absolute Temperatur an der Messstelle rückgeschlossen werden. Wesentlich für eine sensitive Temperaturbestimmung ist die Auswahl geeigneter Materialpaarungen mit ausreichend großer Potentialdifferenz (relativer SEEBECK-Koeffizient) und einer hohen Linearität. Insbesondere Dünnschichttemperatursensoren mit Schichtlagen aus Nickel-Chrom und Nickel wurden für den Einsatz in der Fertigungstechnik, z. B. in der Zerspanung, entwickelt und erfolgreich eingesetzt. [109–111]

Eine Vielzahl an Dünnschichtsensoren beruht auf dem *resistiven Messprinzip*, nach dem Änderungen bestimmter Messgrößen zu Veränderungen des ohmschen Widerstands und somit zu einem veränderten Spannungsabfall am Sensor führen. Der elektrische Widerstand R_{el} eines Leiters wird im Allgemeinen von seiner Länge l und Querschnittsfläche A_{L} sowie vom materialabhängigen spezifischen Widerstand ρ beeinflusst [112]:

$$R_{\mathrm{el}} = \rho \frac{l}{A_{\mathrm{L}}} \tag{10}$$

Erfährt ein Leiter eine makroskopische Dehnung, so nimmt dessen Länge zu, während sich dessen Grundfläche verkleinert. Die damit einhergehende Widerstandsänderung bildet die Grundlage von als *Dehnungsmessstreifen* (DMS) eingesetzten sensorischen Dünnschichten, die typischerweise in schmalen Leiterbahnen abgeschieden werden. Als Proportionalitätsfaktor zwischen relativer Längenänderung und relativer Widerstandsänderung ist der Dehnungsfaktor k_{d} ein Maß für die Dehnungsempfindlichkeit des Leitermaterials. Dieser wird durch einen geometrischen Anteil, der die materialabhängige Querdehnzahl enthält und für die meisten Metalle etwa 2 beträgt, und einen physikalischen Anteil beschrieben [113]. Der physikalische Anteil berücksichtigt Änderungen des spezifischen Widerstands und ist für Metalle in der Regel zu vernachlässigen. Höhere Dehnungsempfindlichkeiten ($k_{\mathrm{d}} > 2$) lassen sich für Werkstoffe erzielen, deren spezifischer Widerstand sich mit der Dehnung ändert, wie es beispielsweise für Halbleitermaterialien der Fall ist. Auch amorphe Kohlenstoffschichten können in Abhängigkeit der Herstellbedingungen und der chemisch-strukturellen Zusammensetzung Dehnungsfaktoren von bis zu 100 [114–116] – für entsprechende Prüfstrukturen der Dehnungssensoren sogar bis zu 1200 [114] – aufweisen. Nach dem von TIBREWALA et al. [116] vorgeschlagenen Modell beruht die elektrische Leitfähigkeit undotierter amorpher Kohlenstoffschichten auf dem Springen (engl.: *hopping*) oder Tunneln (engl.: *tunneling*) von

Elektronen zwischen Clustern aus sp^2-hybridisiertem Kohlenstoff und ist umso größer, je näher die Cluster zueinander angeordnet sind. Die Änderung des Abstands zwischen den Clustern infolge einer Dehnung oder Stauchung bewirkt somit eine Veränderung des elektrischen Widerstands, was als Ursache für die Dehnungsempfindlichkeit des spezifischen Widerstands undotierter amorpher Kohlenstoffschichten gesehen werden kann. Hohe Dehnungsfaktoren resultieren demnach aus einem großen Abstand der Cluster sowie einer geringen Clustergröße. Gleichzeitig zeigen Sensoren aus undotiertem amorphen Kohlenstoff eine starke negative Temperaturabhängigkeit des elektrischen Widerstands, die durch Dotierung mit metallischen Elementen und der Ausbildung metallhaltiger Nanokompositstrukturen ausgeglichen werden kann [117–120]. Die Dehnungsempfindlichkeit des Sensormaterials (z. B. a-C:H:W), die in diesem Fall von der Größe und Anordnung der metallischer Nanopartikel in der amorphen Kohlenstoffmatrix abhängt, wird dadurch zwar verringert, liegt üblicherweise aber noch deutlich über jener rein metallischer Dünnschicht-DMS.

Die Änderung des spezifischen Widerstands infolge eines äußeren Drucks oder einer Dehnung wird auch als *piezoresistiver Effekt* bezeichnet. Typischerweise ist dieser Effekt für Halbleiter besonders ausgeprägt und kann auf eine Beeinflussung der Bandstruktur, die sich durch die Verschiebung der Gitteratome aufgrund der wirkenden Kräfte ergibt, zurückgeführt werden [112]. Für piezoresitive Dünnschichtsensoren kommen verbreitet a-C:H-Schichten als Bestandteil von Mehrlagenschichtsystemen zum Einsatz, deren elektrischer Widerstand beim Stromdurchgang sich bei Druckeinwirkung verringert. Sie dienen beispielsweise der Bestimmung von Prozesskräften auf Umform- oder Spritzgusswerkzeugen, betriebsbedingten Kräften in Wälzlagern sowie von Anzugsdrehmomenten vorgespannter Schraubenverbindungen und bilden so einen wichtigen Bestandteil der Überwachung von Fertigungsprozessen und Betriebszuständen [121–123]. Hiervon abzugrenzen sind Dünnschichtsensoren, die auf dem piezoelektrischen Effekt beruhen. Dabei bewirkt eine, auf ein piezoelektrisches Material wirkende äußere Kraft eine Deformation der Kristallstruktur, die zu einer Ladungsverschiebung (Polarisation) und somit zu einer messbaren Oberflächenladung führt [112]. Für piezoelektrische Kraftsensoren eignen sich beispielsweise Dünnschichten aus kristallinem Aluminiumnitrid [124].

Neben dem thermoelektrischen Effekt kann auch die thermische Abhängigkeit des elektrischen Widerstands zur Temperaturmessung genutzt werden (*thermoresistiver Effekt*). Thermoresistive Dünnschichtsensoren bestehen üblicherweise aus metallischen Schichten, die in Form dünner Leiter abgeschieden werden (z. B. [122, 123, 125–128]). Die mit Anstieg der

Temperatur einhergehende Zunahme des ohmschen Widerstands ist die Folge einer Intensivierung von Gitterschwingungen im Leiter, welche die Beweglichkeit der Ladungsträger zunehmend reduzieren. Daneben eignet sich auch das temperaturabhängige Widerstandsverhalten amorpher Kohlenstoffschichten zur Temperaturmessung. So zeigten beispielsweise BIEHL et al. [121, 122] und SCHOTT et al. [123] für Dünnschichtsensoren mit piezoresistiver a-C:H-Schicht zur Kraftmessung eine für Halbleitermaterialien mit negativem Temperaturkoeffizienten (Heißleiter) typische Abnahme des elektrischen Widerstands mit steigender Temperatur.

Dünnschichtsensoren zur *Verschleißmessung* können ebenfalls auf einem resistiven Messprinzip basieren. Dabei wird Verschleiß als Änderung des ohmschen Widerstands infolge der Durchtrennung elektrischer Leiter detektiert [125, 129–131]. Durch Parallelschaltung mehrerer, in Oberflächenrichtung nebeneinander angeordneter Leiterbahnen kann der sich lateral ausbreitende Verschleiß als schrittweiser Anstieg des Gesamtwiderstands überwacht werden. Dünnschicht-Verschleißsensoren dieses Prinzips dienen beispielsweise der Detektion des Verschleißfortschritts an den Flanken von Wendeschneidplatten in Zerspanungsprozessen [125, 129, 131]. Aufgrund der hohen Anforderungen an den Verschleißschutz in derartigen Prozessen werden meist nitridische, carbidische oder oxidische Hartstoffe als Schichtmaterialien verwendet. Als weiteres Wirkprinzip zur Verschleißmessung nutzen SEEMANN et al. [132] die thermische Abhängigkeit der magnetischen Permeabilität ferromagnetischer Dünnschichtsensoren und erfassen Verschleiß in Metallzerspanungsprozessen durch einen Anstieg der Temperatur. In einem alternativen Ansatz beurteilen MURATORE et al. [133] den Verschleißzustand einer MoS_2-basierten Mehrlagenschicht im Betrieb durch Detektion charakteristischer Lumineszenzspektren eingebetteter Sensorschichten.

Die sensorischen Schichtlagen, welche die Wirkprinzipien in Dünnschichtsensoren umsetzen, sind üblicherweise Bestandteil von Mehrlagenschichtsystemen. Die meisten Wirkprinzipien beruhen auf dem Stromfluss in Schichtrichtung und machen eine ausreichende Isolation gegenüber dem meist metallischen Substrat unerlässlich. Dafür kommen typischerweise Schichtlagen aus Aluminium- oder Siliziumoxid zum Einsatz (z. B. [111, 117, 125, 129]), die zudem der Anbindung der Schicht an das Substrat dienen oder mit entsprechenden Haftvermittlungsschichten kombiniert werden können. In den multifunktionalen Dünnschichtsensoren von BIEHL et al. [121, 122] und SCHOTT et al. [123] isolieren piezoresistive Schichtlagen aus amorphem Kohlenstoff die metallischen Schichtlagen zur Temperaturmessung gegenüber dem elektrisch leitenden Grundwerkstoff.

Die sensorischen Schichtlagen werden für eine lokale Messwerterfassung und für eine gesteigerte Sensitivität des Dünnschichtsensors meist in Form von Leiterbahnen strukturiert (z. B. [117, 123, 126]). Hierfür eignen sich beispielsweise Blech- oder Folienmasken sowie photolithographische Verfahren in Kombination mit nasschemischen oder ionengestützten Ätzprozessen. Auf diese Weise lassen sich feine Strukturen, wie etwa mäanderförmige Leiterbahnen thermoresistiver Dünnschichtsensoren zur sensitiven Temperaturmessung sowie schmale Leiter für Verschleißsensoren oder Dünnschicht-DMS, herstellen. Piezoresistive Dünnschichtsensoren zur Kraftmessung weisen darüber hinaus Elektroden aus strukturierten metallischen Schichtlagen (meist Chrom) auf [123]. Die Leiterbahnen und Elektrodenstrukturen werden durch eine Schicht aus hochohmigem Material gegeneinander und gegenüber metallischen Gegenkörpern isoliert. Diese Isolationsschicht kann zugleich tribologische Funktionen erfüllen [122, 125] oder um eine reibungs- und verschleißarme Deckschicht aus Hartstoff oder amorphem Kohlenstoff ergänzt werden [127, 129]. Die Herstellung von Dünnschichtsensoren erfolgt üblicherweise mittels PACVD- und PVD-Verfahren in, bedingt durch die Strukturierung, meist mehrstufigen Prozessen.

2.6 Rolle der Tribologie in der Blechmassivumformung

Die wachsende Forderung nach einer möglichst effizienten Energie- und Ressourcennutzung ist eng mit Aspekten des Leichtbaus verknüpft. Im Bereich der Fertigungstechnologie geht dies mit der Herstellung dünnwandiger Bauteile einher, die zur Erfüllung vielfältiger Funktionen im Betrieb unterschiedlichste Formelemente aufweisen können. Während deren Herstellung konventionelle Fertigungsverfahren an ihre Grenzen bringt, bietet die Prozessklasse der *Blechmassivumformung* (BMU) neue Möglichkeiten der Bauteilausformung. Durch die Kombination von Verfahren der Blech- und Massivumformung und deren Anwendung auf Blechhalbzeuge mit typischen Blechstärken von 1 mm bis 5 mm können die Gestaltungsmöglichkeiten beider Einzeldisziplinen ausgenutzt und somit eine Erweiterung der Formgebungsgrenzen im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren erzielt werden. Der auf diese Weise realisierte dreidimensionale Werkstoffffluss ermöglicht beispielsweise die Ausformung von Verzahnungen oder Mitnehmern senkrecht zur Blechebene. MERKLEIN et al. geben in [134] eine erweiterte Definition der Blechmassivumformung und klassifizieren in [134, 135] relevante Umformverfahren. Eine Unterteilung mittels Verfahren der BMU hergestellter Bauteile anhand der Ausprägung der Formelemente findet sich in [136].

Aus der Kombination verschiedenster Umformoperationen und deren Anwendung auf Blechhalbzeuge resultieren sowohl für die Massivumformung typische dreidimensionale als auch für die Blechumformung charakteristische ebene Spannungs- und Formänderungszustände. Diese können zeitgleich vorliegen und in ihrer lokalen Ausprägung während der Umformung variieren. Starke Wechselwirkungen zwischen diesen Bereichen unterschiedlichen Umformgrads bedingen einen Verfestigungsgradienten im Blechwerkstoff, der dazu führt, dass Werkzeugkavitäten zur Ausformung von Funktionselementen selbst bei Steigerung der Umformkraft nicht vollständig gefüllt werden. [134, 137] Durch unterschiedliche Maßnahmen kann der Werkstoffffluss in Richtung der unverfestigten Bereiche begrenzt und so die Ausformung der Funktionselemente begünstigt werden. Neben geometrischen Fließbehinderungen – beispielsweise Sicken, die sich jedoch auf die Bauteilform übertragen und aufgrund der resultierenden Kerbwirkung daher eher in gering beanspruchten Werkstückbereichen platziert werden – stellen insbesondere *Tailored Blanks* und *Tailored Surfaces* vielfältige Möglichkeiten zur Steuerung des Stoffflusses während der Umformung dar. *Tailored Blanks* bezeichnen im Allgemeinen Blechhalbzeuge, deren Eigenschaften hinsichtlich der nachfolgenden Umformoperationen oder des finalen Anwendungsfalls lokal angepasst werden. Im Rahmen der BMU werden vermehrt Blechhalbzeuge mit lokaler Vorverfestigung oder Blechdickenverteilung genutzt, um ungewünschten Materialfluss in Bereiche geringeren Umformgrads zu vermeiden bzw. eine größere Materialmenge gezielt dort zur Verfügung zu stellen, wo sie der Verbesserung der Formfüllung dient. [138, 139] Darüber hinaus kann durch lokal angepasste und aufeinander abgestimmte Halbzeug- und Werkzeugoberflächen, sogenannte *Tailored Surfaces*, gezielt Einfluss auf die tribologischen Bedingungen genommen und durch Gradienten in den Reibungsbedingungen der Stoffffluss gesteuert werden. Hierfür eignen sich sowohl das Einbringen von Texturen in Blechoberflächen, wie beispielsweise das Abrasivstrahlen von Blechplatinen, als auch das Texturieren[7] mittels Hochvorschub- und Mikrofräsen sowie das Beschichten von Werkzeugoberflächen mit tribologischen Dünnschichten. Diese können, insbesondere in Kombination mit hochviskosen Schmierstoffen, sowohl eine Erhöhung als auch eine Reduzierung der Reibung gegenüber üblicherweise polierten oder geläppten Werkzeugoberflächen bieten. [P9] [140]

[7] Im Rahmen der Fertigungstechnik werden die Begriffe Oberflächentexturierung und -strukturierung synonym verwendet und bezeichnen die Modifikation der Topographie infolge einer Oberflächenbearbeitung.

Den Effekt lokal angepasster Reibungsbedingungen hinsichtlich der Ausformung einer umlaufenden Verzahnung an einer Blechronde demonstrierten beispielsweise HETZNER et al. [141, 142] in numerischen Formfüllsimulationen eines kombinierten Tiefzieh-/Fließpressprozesses. Der Prozess unterscheidet sich von dem in Abschnitt 5.10 betrachteten Fließpressprozess im Wesentlichen durch eine überlagerte Tiefziehoperation. In den Simulationen zeigte sich, dass die Kombination einer verringerten Reibung im Bereich der Kavitäten zur Ausformung der Formelemente und eines erhöhten Reibfaktors in den übrigen Bereichen zu einer Verbesserung der Zahnausformung führt. Darüber hinaus leiteten die Autoren Zonen ähnlicher tribologischer Anforderungen und Randbedingungen ab. So sind im Bereich der Kavitäten Kontaktnormalspannungen von bis zu 2,5 GPa und eine ausgeprägte Oberflächenvergrößerung[8] zu erwarten, während die typischen Tiefziehbereiche niedrigere Kontaktnormalspannungen (bis zu 1,2 GPa) und geringere Oberflächenvergrößerungen aufweisen. In beiden genannten Bereichen sollte die Reibung durch geeignete tribologische Maßnahmen minimiert und adhäsiver Verschleiß sowie Oberflächenermüdung möglichst vermieden werden. Im Gegensatz hierzu sind in den übrigen Werkzeugbereichen tendenziell hohe Reibfaktoren von Vorteil.

Weitere experimentelle und simulationsgestützte Untersuchungen unterstreichen die Bedeutung lokal angepasster Reibungsbedingungen in Prozessen der BMU (z. B. [P5, P8] [143, 144]). LÖFFLER et al. [P9] qualifizierten tribologische Maßnahmen in Ringstauchversuchen (vgl. Abschnitt 4.9.3) und Zapfenpressversuchen hinsichtlich ihres Reibungsverhaltens und des zu erwartenden Einflusses auf den Materialfluss. Die Autoren stellten heraus, dass tribologische Dünnschichten auf den Werkzeugoberflächen – vor allem amorphe Kohlenstoffschichten sowie abhängig von der chemischen Zusammensetzung auch Hartstoffschichten – Potential zur Reibungsreduzierung bieten, während geschliffene oder gefräste Oberflächen die Reibung infolge einer höheren Rauheit tendenziell erhöhen. Werkstückseitig konnte eine Reibungserhöhung bzw. -reduzierung durch Abrasivstrahlen bzw. Mikroprägen erreicht werden. Formfüllsimulationen mit entsprechend lokal angepassten Reibungsbedingungen bestätigten eine verbesserte Ausformung von Formelementen in einem kombinierten Tiefzieh- und Stauchprozess. Darüber hinaus können lokal angepasste Reibungsbedingungen zur Verringerung der zur vollständigen Formfüllung

[8] Die Oberflächenvergrößerung ist definiert als Quotient der Oberfläche eines betrachteten Werkstückbereichs am Ende der Umformung (A_{WB1}) und zu Prozessbeginn (A_{WB0}). Hohe Oberflächenvergrößerungen können in Verbindung mit hohen Kontaktnormaldrücken zum Abriss des Schmierfilms und somit zu einem mangelgeschmierten Kontakt führen.

benötigten Umformkraft beitragen [141, 143]. Hinsichtlich der wirtschaftlichen Wettbewerbsfähigkeit der BMU-Bauteile sind werkstückseitige tribologische Modifikationen, die auf jedes Halbzeug angewendet werden und somit die Prozesskette verlängern, als nachteilig zu betrachten. Gleichzeitig stellt eine hohe Verschleißfestigkeit werkzeugseitiger Modifikationen eine zentrale Herausforderung dar, damit deren tribologische Wirksamkeit auch bei wiederholter Ausformung erhalten bleibt.

3 Handlungsbedarf

Die vorangegangenen Abschnitte verdeutlichen das Potential tribologischer Maßnahmen, insbesondere Dünnschichten, und deren Bedeutung in Prozessen der Blechmassivumformung. Prozessangepasste, lokale tribologische Bedingungen in der Wirkfuge zwischen Werkzeug und Werkstück können zur Steuerung des Materialflusses in Prozessen der BMU und somit zur Verbesserung der Bauteilausformung beitragen. Beispielsweise konnten LÖFFLER et al. [144] und GRÖBEL [145] zeigen, dass Oberflächentexturen auf verschiedenen Werkzeugkomponenten durch ein erhöhtes Reibungsniveau selektiv den Werkstoffffluss in bestimmten Werkzeugbereichen hemmen. Dies resultierte zwar in einer besseren Formfüllung, führte aber auch dazu, dass sich die Texturmuster qualitätsmindernd in den Bauteiloberflächen abzeichneten. Gleichzeitig wurden Werkzeugkomponenten, die mitunter hohe Beanspruchung erfahren, entsprechend den geforderten Reibungszuständen im unmodifizierten, geläppten Zustand eingesetzt. Besonders bei Mangelschmierung sind diese Komponenten somit der Gefahr abrasiven und adhäsiven Verschleißes ausgesetzt. Kohlenstoffschichten stellen in der Gruppe der *Tailored Surfaces* eine weitere Art der tribologischen Modifikation der Werkzeugoberflächen dar. Schichtsysteme auf Basis von wolframmodifiziertem amorphen Kohlenstoff (a-C:H:W) ermöglichen ein hohes Maß an Verschleißminderung [10] bei gleichzeitig günstigem und im Rahmen der Herstellung gezielt beeinflussbarem Reibungsverhalten [11]. Vollflächig auf den Werkzeugaktivflächen abgeschieden, lässt sich das Potential der Kohlenstoffschichten bislang jedoch nur eingeschränkt für eine zielgerichtete lokale Einstellung der tribologischen Bedingungen nutzen. Hieraus leitet sich die *erste Forschungsfrage* ab:

Wie können a-C:H:W-Schichten zu einer lokalen Anpassung der Reibung in der Wirkfuge beitragen?

Das Ziel dieser, in Kapitel 5 vorgestellten Untersuchungen ist es, das charakteristische tribologische Verhalten verschiedener a-C:H:W-Schichtvarianten in unterschiedlichen Bereichen einer Oberfläche zur Wirkung zu bringen. Möglich wird dies durch den Einsatz von Maskierungstechniken und -strategien zur selektiven Schichtabscheidung, wie sie beispielsweise zur Strukturierung von Sensorschichten oder zum Schutz nicht zu beschichtender Oberflächen, wie Passungs- oder Fügeflächen, Anwendung finden. Kern der Untersuchungen bildet die Analyse des tribologischen Verhaltens lokal beschichteter Oberflächen in standardisierten Modellversuchen sowie in Tests unter anwendungsnäheren Prüfbedingungen.

Darin werden zum einen die für das beobachtete tribologische Verhalten verantwortlichen Reibungs- und Verschleißmechanismen unter Berücksichtigung der Oberflächentopographie sowie der mechanischen Schichteigenschaften identifiziert. Zum anderen erlauben die tribologischen Untersuchungen eine Einschätzung der Einsatzgrenzen der maskierenden Beschichtung.

Das vorteilhafte Reibungs- und Verschleißverhalten von a-C:H:W-Schichten beruht wesentlich auf einem gewissen Maß an Elastizität und der damit einhergehenden Verringerung der naturgemäß hohen Eigenspannungen von amorphen Kohlenstoffschichten. In der Regel ist damit auch eine Abnahme der Schichthärte verbunden, wodurch der Schutz vor abrasivem Verschleiß verringert wird. Für das beschichtete Werkzeug kann dies eine Begrenzung der Standzeit bedeuten. Gleichzeitig können die zyklischen Be- und Entlastungen beschichteter Werkzeugoberflächen selbst bei moderaten Lasten zur Ermüdung der tribologischen Schicht führen. Ausgehend von Korngrenzen und Einschlüssen innerhalb der stängelartigen Mikrostruktur von a-C:H:W-Schichten breiten sich mikroskopische Risse in der Schichtstruktur aus und führen schließlich zur Schädigung der Schicht in Form partieller Ausbrüche. Vor diesem Hintergrund ergibt sich die *zweite Forschungsfrage*:

Können multilagige Schichtarchitekturen die Verschleiß- und Ermüdungsbeständigkeit von amorphen Kohlenstoffschichten, insbesondere a-C:H:W, steigern?

Schichten aus dotiertem und undotiertem amorphen Kohlenstoff bieten ein breites Spektrum an strukturellen und mechanischen Eigenschaften, das sowohl durch die Art der Dotierung als auch durch den Herstellprozess beeinflussbar ist. Diese Schichttypen können als Lagen in multilagigen Schichtarchitekturen der Entstehung und Ausbreitung von Rissen und so dem Fortschritt makroskopischen Verschleißes entgegenwirken. Im Fokus der Untersuchungen zu dieser wissenschaftlichen Fragestellung stehen in Kapitel 6 somit sowohl Multilagenschichten mit Einzellagen aus strukturell verschiedenem a-C:H:W als auch Multilagenschichten mit Einzellagen aus vergleichsweise weichem a-C:H:W und hartem a-C:H. Darüber hinaus eröffnete sich im Laufe der Forschungsarbeiten durch die Erweiterung der apparativen Ausstattung zur Schichtherstellung die Möglichkeit, siliziumhaltige amorphe Kohlenstoffschichten durch Verdampfen von flüssigen Präkursoren herzustellen. Im Allgemeinen führt die Dotierung mit Silizium, ähnlich wie im Fall von a-C:H:W, zu einer zähen Nanokompositschicht mit zudem geringer Adhäsionsneigung zu Stahl. Daher werden als

weiterer Lösungsansatz Multilagenschichten aus a-C:H:Si:O und a-C:H betrachtet. Methoden der statistischen Versuchsplanung (*Design of Experiments*, *DoE*) liefern Erkenntnisse über das Zusammenwirken prozesssteuernder Größen der Herstellung und der daraus hervorgehenden multilagigen Schicht. Hierbei liegt der Schwerpunkt auf der Analyse des Verschleiß- und Ermüdungsverhaltens multilagiger Schichten und dem Vergleich zu einlagigen Referenzschichten.

Amorphe Kohlenstoffschichten bieten ein anpassungsfähiges Profil an Reibungsverhalten und mechanischen Eigenschaften, das in der Regel mit einem erhöhten Verschleißwiderstand der beschichteten Werkzeugoberflächen im Vergleich zum unbeschichteten Kontakt einhergeht. Dennoch trägt der Verschleiß der Schicht unweigerlich zu einer Beschränkung der Werkzeugstandzeit bei. In der Folge werden Instandhaltungsmaßnahmen, wie etwa eine Ent- und Neubeschichtung oder ein Austausch des Werkzeugs, erforderlich, die aufgrund fehlender Informationen über den wahren Verschleißzustand der Schicht zur Wahrung einer konstanten Prozessqualität zumeist präventiv durchgeführt werden, lange bevor der Verschleiß einen kritischen Zustand erreicht [146]. Vor dem Hintergrund eines nachhaltigen und zugleich kosteneffizienten Fertigungsprozesses von BMU-Bauteilen gewinnt die Zustandsüberwachung beschichteter Umformwerkzeuge an Relevanz. Es ergibt sich somit die *dritte Forschungsfrage*:

Wie kann eine Funktion zur Überwachung von Schichtverschleiß in tribologisch wirksame amorphe Kohlenstoffschichten integriert werden?

Die Untersuchungen in Kapitel 7 befassen sich mit der Erweiterung der im Rahmen der BMU vorrangig zu tribologischen Zwecken eingesetzten amorphen Kohlenstoffschichten um eine zusätzliche Funktion zur sensorischen Verschleißerkennung. Durch die mehrlagige Anordnung von Schichtlagen mit hoher und niedriger elektrischer Leitfähigkeit wird die Möglichkeit geschaffen, Verschleiß nach dem resistiven Messprinzip *in-situ* zu detektieren. Insbesondere rein metallische oder metallcarbidische Schichten sollten gegenüber Lagen aus undotiertem oder siliziumoxiddotiertem amorphen Kohlenstoff einen geringeren elektrischen Widerstand aufweisen und bei Schädigung oder Verschleiß zu einem Anstieg des Gesamtschichtwiderstands führen. Im Sinne einer Machbarkeitsstudie werden die tribologisch-sensorischen Schichten in abstrahierten Modellversuchen mit vereinfachten Prüfkörpern hinsichtlich ihres tribologischen Verhaltens und ihrer sensorischen Funktionen beurteilt. Dies steigert die Aussicht auf eine verlängerte, individuelle Standzeit beschichteter Werkzeuge der BMU.

4 Schichtherstellung, angewandte Modellversuche und Charakterisierungsverfahren

4.1 Eingesetzte Werkstoffe und Schmierstoffe

4.1.1 Substrat- und Gegenkörperwerkstoffe

Als Substratwerkstoffe kommen der Schnellarbeitsstahl HS6-5-2C (Werkstoffnummer: 1.3343) und der pulvermetallurgische Schnellarbeitsstahl HS6-5-3C (Werkstoffnummer: 1.3344) zum Einsatz (DIN EN ISO 4957 [147]). Beide Stähle sind hoch mit Wolfram, Molybdän, Vanadium und Chrom legiert (Tabelle 1) und werden aufgrund ihrer hohen Festigkeit und Zähigkeit typischerweise für hochbeanspruchte Kaltumform- und Zerspanungswerkzeuge verwendet. Eine Sekundärhärtung des schmelzmetallurgisch hergestellten Stahls HS6-5-2C führt zur Bildung feinverteilter carbidischer Ausscheidungen und somit zu einem Wiederanstieg der Festigkeit und Härte, die auch während des Beschichtens bei Temperaturen bis ca. 400 °C erhalten bleiben. Der in Ringstauchversuchen als Substratwerkstoff eingesetzte pulvermetallurgische Schnellarbeitsstahl HS6-5-3C besitzt eine ähnliche chemische Grundzusammensetzung wie der HS6-5-2C, weist aber einen deutlich höheren Anteil an Kohlenstoff und Vanadium auf. Darüber hinaus sind die Carbide infolge der pulvermetallurgischen Herstellung gleichmäßiger und feinkörniger verteilt und verleihen dem Werkstoff eine gesteigerte Druckfestigkeit, Härte und Verschleißbeständigkeit. Beide Substratwerkstoffe sind auf ca. 62 HRC vergütet. [148, 149]

In den Stift-Scheibe-Versuchen werden Gegenkörper aus dem niedriglegierten, durchhärtenden Wälzlagerstahl 100Cr6 (Werkstoffnummer: 1.3505) nach DIN EN ISO 683-17 [150] verwendet (Tabelle 1). Das angelassene, martensitische Werkstoffgefüge des 100Cr6 weist nach dem Härten kugelcarbidische Einlagerungen mit Größen von bis zu 1 µm auf [148]. Die Härte des Werkstoffs beträgt 740 – 900 HV10 [151]. Neben der Anwendung als Werkstoff für Maschinenelemente, die im HERTZschen Kontakt hohe Druckkräfte übertragen müssen, ist 100Cr6 als Gegenkörperwerkstoff in der Tribometrie verbreitet und erlaubt somit den Vergleich ermittelter Kennwerte mit Ergebnissen anderer Arbeiten.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der eingesetzten Substrat- und Gegenkörperwerkstoffe nach [147, 150].

Kurzname		chemische Zusammensetzung, Massenanteile in %							
		C	Si	Mn	P bzw. S	Cr	Mo	V	W
HS6-5-2C	von	0,86	≤ 0,45	≤ 0,40	≤ 0,030	3,8	4,7	1,7	5,9
	bis	0,94				4,5	5,2	2,1	6,7
HS6-5-3C	von	1,25	≤ 0,70	≤ 0,40	≤ 0,030	3,8	4,7	2,7	5,9
	bis	1,32				4,5	5,2	3,2	6,7
100Cr6	von	0,93	0,15	0,25	≤ 0,025 (P) bzw. ≤ 0,015 (S)	1,35	≤ 0,1	–	–
	bis	1,05	0,35	0,45		1,60			

4.1.2 Blechwerkstoff

Für die Ringstauchversuche werden Probekörper aus dem niedriglegierten Tiefziehstahl DC04 (Werkstoffnummer: 1.0338) nach DIN EN ISO 10130 [152] mit einer Zugfestigkeit R_m von 270 – 350 MPa eingesetzt. Das ferritische Gefüge ist frei von gelösten Zwischengitteratomen wie Kohlenstoff oder Stickstoff. Außerdem zeichnet sich das kaltgewalzte DC04 durch einen geringen Kohlenstoffgehalt aus (Tabelle 2). Bei der Umformung wirkt sich die ausgeprägte senkrechte Anisotropie ($r_m > 1$) positiv auf die Tiefziehbarkeit des DC04 aus, da der Werkstoff verstärkt in der Blechebene fließt. Der Verringerung der Blechdicke durch Operationen der Massivumformung wirkt allerdings ein größerer Widerstand entgegen. Außerdem ist bei der Umformung eine starke Abhängigkeit der senkrechten Anisotropie von der Walzrichtung zu berücksichtigen, die auf die Ausrichtung der Gefügestruktur in Richtung des Vorschubs beim Walzen zurückzuführen ist. Aufgrund seiner guten Umformbarkeit findet DC04 insbesondere im Automobilbau bei der Herstellung geometrisch komplexer Struktur- und Karosseriebauteile mit Verfahren der Blech- und Blechmassivumformung Verwendung. [26, 153]

Die Oberfläche des DC04 ist durch eine EDT-Struktur gekennzeichnet, die durch Nachwalzen oder Dressieren auf das Blechband übertragen wurde. Sie dient als werkstückseitige Oberflächenmodifikation zur Aufnahme von Schmierstoff und kann zu günstigeren Reibungsbedingungen beitragen.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Tiefziehstahls DC04 nach [152].

Kurzname	chemische Zusammensetzung, Massenanteile in %			
	C	Mn	P	S
DC04	≤ 0,08	≤ 0,40	≤ 0,030	≤ 0,030

4.1.3 Schmierstoffe

Die tribologischen Untersuchungen werden teilweise unter Schmierung durchgeführt. In den Stift-Scheibe-Versuchen kommt dabei das typischerweise in der Kalt- und Warmumformung sowie in Schneid- und Stanzprozessen verwendete Fließpressöl Dionol ST V 1725-2 der Firma MKU-CHEMIE zum Einsatz. Als phosphatfreies Mineralöl mit einer Verbindung aus Schwefel, Fettöl und Phosphor verfügt Dionol über AW- und EP-Additive [154], die im tribologischen Kontakt üblicherweise zu tribochemischen Wechselwirkungen neigen und so zum Schutz der Werkzeugaktivflächen vor Verschleiß und Kaltverschweißung beitragen. In den Ringstauchversuchen wird davon abweichend die wachsbasierte und wasserlösliche Ziehpaste Beruforge 150 DL der Firma CARL BECHEM verwendet [155]. Wie im Vergleich konventioneller Schmierstoffsysteme der Blech- und Massivumformung in Untersuchungen von LÖFFLER [27] deutlich wurde, bietet das phosphatfreie Beruforge 150 DL unter den Beanspruchungen der BMU die bestmögliche Trennung der Wirkflächen von Werkzeug und Werkstück bei gleichzeitig höchster Reibungsreduzierung.

4.2 Eingesetzte Probengeometrien

Die Schichtcharakterisierung erfolgt an beschichteten flachen Rundproben Ø 60 × 5 mm (Kapitel 5) und Ø 30 × 5 mm (Kapitel 6). Für die Versuche an sensorischen Schichten in Kapitel 7 werden Rundproben beider Geometrien verwendet. Die Beurteilung des tribologischen Verhaltens in Load Scanner Versuchen wird an zylindrischen Stabproben Ø 12 × 140 mm durchgeführt. Die aus warmgewalztem Rundmaterial (HS6-5-2C) hergestellten polierten Rund- und Stabproben weisen Oberflächengüten im Mittel von R_a = 0,033 ± 0,001 µm auf.

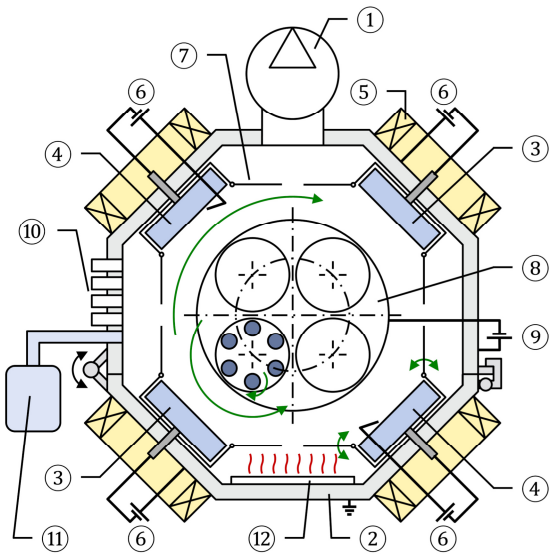
In den Ringstauchversuchen dienen ebene, rotationssymmetrische Stempel (Ø 40 × 5 mm) aus dem Schnellarbeitsstahl HS6-5-3C als Stauchbahnen, zwischen denen kreisringförmige Probekörper mit Außendurchmessern von 15 mm und Innendurchmessern von 9 mm im Ausgangszustand gestaucht werden. Der Zuschnitt der Ringproben aus dem gewalzten

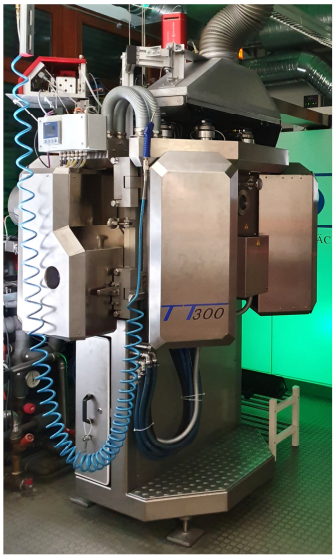
Blechband mit einer Dicke von 2 mm erfolgt durch Laserstrahlschneiden. Lasermarken in 45° zur Walzrichtung erlauben eine Berücksichtigung der Werkstoffanisotropie bei der Positionierung der Ringproben zwischen den Stauchbahnen.

Als Gegenkörper dienen in den Stift-Scheibe-Versuchen Wälzlagerkugeln (Ø 3,969 mm) der Klasse G10 (DIN 5401 [151]) aus 100Cr6 und in den Load Scanner Versuchen polierte zylindrische Stabproben aus HS6-5-2C.

4.3 Schichtherstellung

Für die Herstellung der Schichten kommt eine Vakuum-Beschichtungsanlage TT 300-K4 der Firma H-O-T HÄRTE- UND OBERFLÄCHENTECHNIK zum Einsatz (Bild 16). Die Anlage erlaubt sowohl PACVD-Prozesse als auch die PVD-Prozesse Lichtbogenverdampfen und Sputtern und ist im Vergleich zum Industriemaßstab mit einem reduzierten Kammervolumen von 300 l bei einem Durchmesser von etwa 700 mm ausgeführt.





① Vakuumpumpsystem
② Rezipient
③ Sputterkathode
④ Lichtbogenkathode
⑤ Magnetspule*
⑥ Kathodenspannungsversorgung mit Pulser
⑦ steuerbare Blenden*
⑧ rotierendes Chargiergestell mit Substraten auf einem Gestellbaum
⑨ Substratbias mit Pulser
⑩ Reaktiv- und Prozessgaszuführung
⑪ Flüssigkeitsverdampfer
⑫ IR-Heizung

* an jeder Kathode vorhanden

Bild 16: PVD-/PACVD-Beschichtungsanlage H-O-T TT 300-K4 mit schematischem Querschnitt.

Die Anlage verfügt über insgesamt vier PVD-Beschichtungsquellen, von denen jeweils zwei gegenüberliegend als Lichtbogenkathoden bzw. als Sputterkathoden nach dem Magnetronprinzip ausgeführt sind. Die im Rahmen dieser Arbeit vorrangig zur Abscheidung der Chrom-Haftvermittlungsschichten eingesetzten Lichtbogenkathoden (Targetabmessungen 275 × 154 mm) besitzen eine Brennflecksteuerung mittels Permanentmagneten. Der Nennwert des zur Verdampfung erforderlichen Lichtbogenstroms wird über eine dynamische Spannungsregelung aufrechterhalten. Die zwei Sputterkathoden (Targetabmessungen 267 × 170 mm) dienen der Verdampfung eines Chrom- bzw. eines binderfreien Wolframcarbid-Targets und werden im *unbalanced magnetron* Modus (UBM) betrieben. Die Ansteuerung erfolgt unter Gleichspannung oder asymmetrisch bipolar gepulster Spannung. Im bipolar gepulsten Betrieb wird das negative Sollpotential periodisch durch positive Impulsspannungen von 15 % der eingestellten Kathodenspannung unterbrochen. Die Verdampfung des eingesetzten Chrom-Targets erfolgt bei einer konstanten Pulsfrequenz von 70 kHz sowie einer Dauer des Positivpulses von 4 µs. Die mit einem Wolframcarbid-Target bestückte Sputterkathode wird je nach Prozesskonfiguration mit Pulsfrequenzen von 40 kHz bzw. 70 kHz und Pulsdauern von 5 µs bzw. 4 µs betrieben. Alle Kathoden sind mit steuerbaren Blenden ausgestattet, die im geschlossenen Zustand die Kontamination inaktiver Targets verhindern und die Reinigung der Targetoberflächen durch Verdampfen des Targetmaterials ermöglichen, ohne dabei das Substratmaterial zu verunreinigen.

Mittels eines Verdampfersystems werden dem PACVD-Prozess flüssige Ausgangsstoffe als Gasphase zugeführt. Hierfür wird der Präkursor in einem Edelstahltank auf seine Verdampfungstemperatur eingeregelt und in den gasförmigen Zustand überführt. Die Einleitung der entstehenden Dampfphase sowie weiterer Prozess- und Reaktivgase in die Beschichtungskammer erfolgt über flussgesteuerte Ventile. In den vorgestellten Untersuchungen werden Silizium und Sauerstoff durch Verdampfung von flüssigem Hexamethyldisiloxan (HMDSO, $C_6H_{18}OSi_2$) zugeführt; als Sputter- bzw. Reaktivgas werden Argon (Ar) bzw. Acetylen (C_2H_2) eingesetzt.

Um eine möglichst gleichmäßige Beschichtung der Probekörper und Werkzeuge zu gewährleisten, wird ein rotierendes Chargiergestell eingesetzt. Dieses dreht mit 0,5 bis 7 Umdrehungen pro Minute und ermöglicht über zwei Planetenstufen eine bis zu dreifache Rotation der zu beschichtenden Substrate. Im Rahmen dieser Arbeit werden die Beschichtungen unter zweifacher bzw., vor allem bei gleichzeitiger Beschichtung zylindrischer Stabproben am Umfang, unter dreifacher Substratrotation und einer

Rotationsgeschwindigkeit des Chargiergestells von 6 Umdrehungen pro Minute durchgeführt. Zur Beschleunigung schichtbildender Teilchen und Beeinflussung der Schichteigenschaften wird das Chargiergestell während der Beschichtungsprozesse mit einer negativen Gleich- oder uni- bzw. bipolar gepulsten Biasspannung beaufschlagt. Darüber hinaus ermöglicht das Anlegen hoher negativer Biasspannungen bei gleichzeitiger Einleitung von Argon die Reinigung der Substratoberflächen durch Plasmaätzen.

Die Beschichtungskammer kann über Infrarotheizungen aufgeheizt werden. Stationäre Widerstandsthermometer nahe des Chargiergestells erfassen die Temperatur innerhalb des Rezipienten. Zur Evakuierung des Rezipienten verfügt die Anlage über drei hintereinander geschaltete Pumpstufen, bestehend aus einer Drehschieber-, einer Wälzkolben- und einer Turbomolekularpumpe. In dieser Konfiguration wird ein Basisdruck von ca. 10^{-6} mbar erreicht. Zur Überwachung des Basisdrucks sowie der Prozesstotaldrücke dienen, je nach Druckbereich, ein Kaltkathoden-, ein Wärmeleitungs- und ein Kapazitätsvakuummeter. Die Prozessführung erfolgt automatisiert über Beschichtungsrezepte.

Die Probekörper und Werkzeuge werden vor der Beschichtung in 2-Propanol und Aceton, unterstützt durch Ultraschall, gereinigt, mit trockenem Stickstoff abgeblasen und zur Trocknung bei ca. 80 °C im Vakuumtrockenschrank gelagert.

4.4 Schichtdickenmessung

Die Bestimmung der Schichtdicken erfolgt im Kalottenschleifverfahren nach DIN EN ISO 26423 [156] mit dem Prüfgerät KSG-2 des KTmfk. Eine rotierende Wälzlagerkugel aus 100Cr6 (Ø 30 mm) erzeugt unter Zugabe einer Diamantsuspension einen ca. 1 mm großen kalottenförmigen Schliff in der Probenoberfläche, der die Schicht bis zum Substrat durchdringt. In der lichtmikroskopischen Draufsicht sind die einzelnen Schichtlagen als Ringe erkennbar. Anhand des Kugelradius r_{Kugel} sowie der mittleren Außendurchmesser D_{m} und der mittleren Innendurchmesser d_{m} der Ringe kann nach Gleichung (11) die Schichtdicke t_{s} bzw. die einzelnen Schichtlagendicken ermittelt werden:

$$t_{\mathrm{s}} = \sqrt{r_{\mathrm{Kugel}}^2 - 0{,}25 \cdot d_{\mathrm{m}}^2} - \sqrt{r_{\mathrm{Kugel}}^2 - 0{,}25 \cdot D_{\mathrm{m}}^2} \tag{11}$$

Die Durchmesser werden in Messungen senkrecht und parallel zur Rotationsrichtung der Kugel bestimmt und gemittelt. Die Schichtdicke einer Probe ergibt sich als arithmetisches Mittel aus mindestens drei Schliffen.

4.5 Charakterisierung von Topographie, Verschleiß- und Schädigungserscheinungen

4.5.1 Tastschnittverfahren

Zur Ermittlung der Rauheit einer Oberfläche wird das Tastschnittverfahren nach DIN EN ISO 4288 [157] eingesetzt. Dabei beschreibt die Auslenkung einer Tastnadel eine Profilinie, auf deren Basis verschiedene Rauheitskenngrößen zur Charakterisierung der untersuchten Oberflächen bestimmt werden. Als Kennwerte dienen der Mittenrauwert R_a sowie die auf den Materialanteil bezogenen Größen Kernrautiefe R_k, reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} und reduzierte Riefentiefe R_{vk} [158]. Die Kenngrößen werden mit dem Tastschnittgerät Surftest SJ-210 der Firma MITUTOYO an runden Flachproben als Mittelwert aus fünf gleichmäßig um die Rotationsachse verteilten Messungen bestimmt.

4.5.2 Laserrastermikroskopie

Für die topographische Analyse sowie zur Charakterisierung der Verschleißerscheinungen kommt ein konfokales 3D-Laserrastermikroskop (*laserscanning microscope*, LSM) VK-X200 der Firma KEYENCE zum Einsatz. Die Kombination aus einer Weißlichtquelle und einer monochromatischen konfokalen Laseroptik ermöglicht lichtmikroskopische Aufnahmen mit hoher Tiefenschärfe sowie die messtechnische Erfassung der Oberflächentopographie. Aus den dreidimensionalen Aufnahmen werden Profillinien abgeleitet, die der Bestimmung von Querschnittsflächen der Verschleißspuren aus den Stift-Scheibe-Versuchen dienen.

4.5.3 Elektronenmikroskopische Untersuchungen

Analysen der Verschleiß- und Schädigungserscheinungen sowie der Schichtmorphologien werden unter Verwendung eines Feldemitter-Rasterelektronenmikroskops (REM) Crossbeam 1540EsB der Firma ZEISS durchgeführt. Der zur Bildgebung eingesetzte Sekundärelektronen (SE)-Detektor bietet ein Auflösungsvermögen von 1,1 nm. Qualitative Aussagen über die chemische Zusammensetzung der Oberflächen werden mithilfe eines Detektors zur ortsaufgelösten energiedispersiven Röntgenanalyse (EDX, INCA Energy 350) der Firma OXFORD INSTRUMENTS getroffen.

Zur Erzeugung von Querschnittsaufnahmen senkrecht zur Oberfläche wird ein Helios NanoLab 600i der Firma FEI mit einer fokussierten

Ionenstrahlquelle (*focused ion beam*, FIB) eingesetzt. Auf diese Weise lassen sich die Schichtmorphologie und -architektur sowie Schichtdefekte und Schädigungserscheinungen unterhalb der Oberfläche analysieren. Bei der Präparation der Querschnitte wird mithilfe des Ionenstrahls zunächst Schichtmaterial abgetragen und die erzeugte Schnittfläche anschließend poliert. Eine abgeschiedene, dünne Schicht aus Platin dient der Verbesserung der Leitfähigkeit und somit der Abbildungsschärfe.

Dreidimensionale Information zur Topographie und Mikrostruktur von Eindrücken aus zyklischen Nanoindentierungsversuchen werden mithilfe des Rasterkraftmikroskops (*atomic force microscope*, AFM) Dimension 3100 Atomic Force Microscope der Firma BRUKER gewonnen. Bei diesem Verfahren wird im kontaktierenden Modus eine Messspitze aus Silizium an einem Federbalken mit konstanter Auflagekraft über die Probenoberfläche bewegt. Die Regelung der Auflagekraft erfolgt mittels eines piezoelektrischen Stellelements auf Basis der Auslenkungen eines auf dem Federbalken reflektierten Laserlichtstrahls auf einem Positionsdetektor. Das dreidimensionale Abbild der Oberfläche ergibt sich aus dem kalibrierten Zusammenhang von Piezospannung und Auslenkung. Im Vergleich zu topographischen Analysen mit dem Tastschnittverfahren und der Laserrastermikroskopie bietet die Rasterkraftmikroskopie eine höhere Auflösung.

Für die Analysen mit REM und EDX wurde auf Ausstattung des Lehrstuhls für Werkstoffwissenschaften WW1 zurückgegriffen. Mittels FIB präparierte Querschnittsaufnahmen sowie AFM Untersuchungen wurden durch Herrn Stefan Gabel, M.Sc. am Interdisziplinären Zentrum für Nanostrukturierte Filme (beide Institute Teil der FAU Erlangen-Nürnberg) erzeugt bzw. durchgeführt. Typische Analyseparameter sind in [P22] aufgeführt.

4.6 Chemische Analyse mittels optischer Glimmentladungsspektroskopie

Zur Tiefenprofilanalyse der Elementzusammensetzung beschichteter Probekörper wird die optische Glimmentladungsspektroskopie (*glow discharge optical emission spectroscopy*, GD-OES) nach DIN ISO 11505 [159] und DIN ISO 14707 [160] verwendet. Hierfür kommt ein GDA 750 HR der Firma SPECTRUMA ANALYTIK zum Einsatz. Mittels eines Argon Plasmas zwischen Schichtoberfläche und einer Anode (Ø 2,5 mm) wird Material in einem Sputterprozess schrittweise abgetragen. Gelöste Atome werden im Plasma angeregt und emittieren Licht mit einer für das jeweilige Element charakteristischen Wellenlänge, das von Spektrometern erfasst und quantifiziert wird. Aus den von den Spektrometern erfassten elektrischen

Potentialen werden die Elementkonzentrationen in Massenanteilen mit einem Kalibrierungsalgorithmus berechnet. [161] Der Glimmentladungsprozess erfolgt bei einem Druck von 5×10^{-2} hPa. Für einen möglichst gleichmäßigen Materialabtrag sowie zur Anregung der Atome wird die Glimmentladungsquelle im Hochfrequenzmodus mit einem Entladungsstrom von 12 mA und einer Spannung von 1000 V betrieben. Da die Analyseparameter vom zu betrachtenden Material abhängen, stellen die gewählten Einstellungen einen Kompromiss zur Untersuchung der mehrlagigen Schichtsysteme dar. Die quantitativen Tiefenprofile der einzelnen Elemente ergeben sich als gemittelte Werte über die untersuchte Fläche auf der Probenoberfläche. Die Tiefenprofilanalysen ausgewählter Probekörper wurden durch Frau Fabiola Pineda, Ph.D. und Herrn Dr.-Ing. Max Marian am Department of Mechanical and Metallurgical Engineering der Pontificia Universidad Católica de Chile erzeugt.

4.7 Mechanische Charakterisierung mittels instrumentierter Eindringprüfung

Die mechanischen Schichteigenschaften, wie Eindringhärte H_{IT} und Eindringmodul E_{IT}, werden mittels der instrumentierten Eindringprüfung gemäß DIN EN ISO 14577-1 [162] bzw. DIN EN ISO 14577-4 [163] bestimmt. Die Kennwerte ergeben sich aus dem Verlauf der Eindringtiefe h eines Eindringkörpers nach VICKERS bei Eindruck in eine beschichtete Oberfläche unter Einwirkung einer kontinuierlich zunehmenden Prüfkraft F_N (Bild 17).

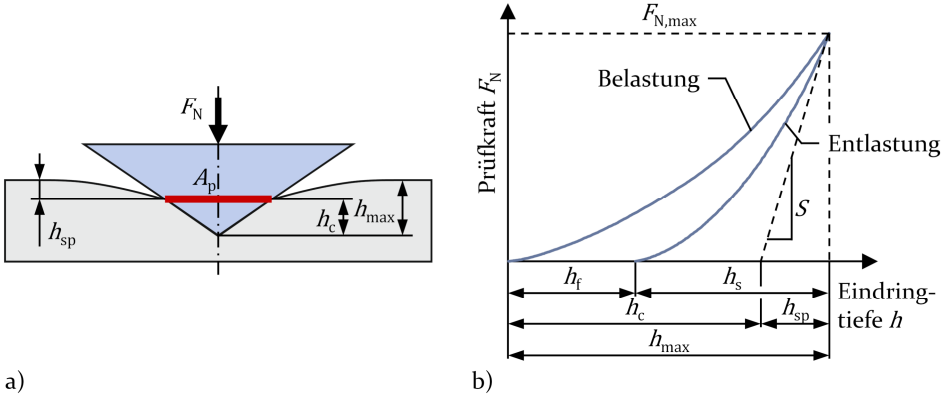


Bild 17: (a) Schematische Schnittdarstellung einer Indentierung mit konischem Indenter und elastisch-plastischer Deformation bei maximaler Prüfkraft und (b) Verlauf der Prüfkraft über der Eindringtiefe bei Indentierung mit VICKERS-Indenter nach [59] (nicht im Text erläuterte Größen: h_{max}: Eindringtiefe bei maximaler Prüfkraft; h_f: verbleibende Eindrucktiefe nach Entlastung; h_s: elastische Eindringtiefe des tatsächlichen Indenters; h_{sp}: elastische Eindringtiefe eines äquivalenten zylindrischen Stempels).

Mit der bekannten Geometrie des Eindringkörpers – typischerweise eines idealen VICKERS-, BERKOVICH- oder konischen Indenters – kann die projizierte Eindruckfläche A_p in Abhängigkeit der Kontakttiefe h_c bestimmt und zusammen mit der maximalen Prüfkraft $F_{N,max}$ die Eindringhärte H_{IT} berechnet werden. Die in vielen technischen Anwendungen gebräuchliche Vickershärte HV kann mit der Eindringhärte korreliert werden und ergibt sich durch geometrische Umwertung aus der Eindringhärte [162]. Der Eindringmodul E_{IT} wird durch Messung der Kontaktsteifigkeit $S = (dF_N/dh)$ bei $h = h_{max}$ als Anfangssteigung des Entlastungsbereichs der Kraft-Eindringtiefe-Kurve unter Berücksichtigung des elastischen Materialverhaltens der Indenterspitze (E_i = 1140 GPa, ν_i = 0,07 [162]) bestimmt. Dieser initiale Entlastungsbereich entspricht der Entlastung aus dem voll belasteten Kontakt eines äquivalenten zylindrischen Stempels mit konstantem Kontaktradius und somit linear verlaufender Entlastungskurve. Für die Querdehnzahl ν_s der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Kohlenstoffschichten wird ein Wert von 0,3 angenommen [164]. Geringfügige Änderungen der Querdehnzahl, z. B. infolge unterschiedlicher Schichtzusammensetzungen, werden aufgrund ihres geringen Einflusses auf die elastischen Kennwerte im Rahmen dieser Arbeit nicht betrachtet [165].

Um den Einfluss des Substratmaterials auf die gemessenen mechanischen Kennwerte zu minimieren, wird eine maximale Eindringtiefe des Indenters von 10 % der Schichtdicke nicht überschritten [33, 59]. Diese Begrenzung führt zur Unterschreitung der in [163] geforderten minimalen Eindringtiefe vom 20-Fachen der mittleren Rauheit R_a der untersuchten Schichten. In Anlehnung an die Literatur werden zur Kompensation der hierdurch auftretenden rauheitsbedingten Streuung der Messwerte insgesamt 20 Einzelmessungen durchgeführt und Messungen mit offensichtlich abweichenden Verläufen verworfen, sodass bei den erhaltenen Mittelwerten H_{IT} und E_{IT} von aussagekräftigen Kennwerten ausgegangen werden kann [73, 166, 167]. Darüber hinaus finden Formabweichungen der Prüfspitze rechnerisch Berücksichtigung.

Für die Eindringprüfungen kommt ein Picodentor HM500 der Firma HELMUT FISCHER zum Einsatz. Mit einer regelbaren Prüfkraft zwischen 0,005 mN und 500 mN sowie einer Wegauflösung der Eindringtiefe von 40 pm eignet sich dieses Messinstrument insbesondere zur Prüfung dünner Schichten mit Dicken kleiner 1 µm. Die Schichten werden in den kraftgesteuerten Prüfungen mit einer maximalen Eindringkraft von 3 mN gemessen. Weitere Prüfparameter sind in Tabelle 3 aufgeführt.

Tabelle 3: Prüfparameter der instrumentierten Eindringprüfung.

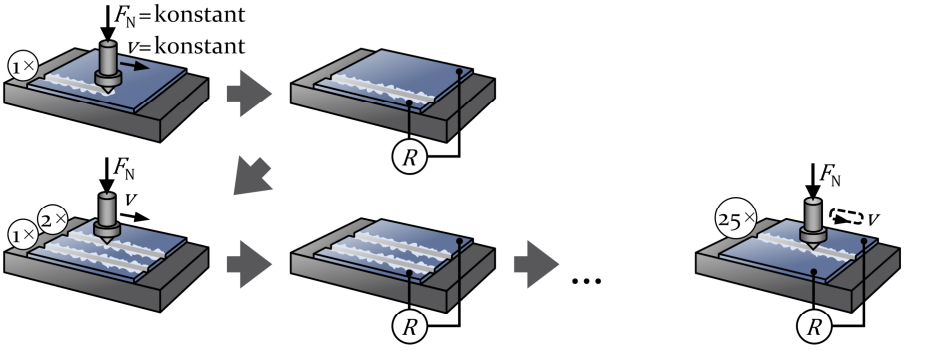
Prüfkraft	zeitlicher Verlauf der Kraftaufbringung	Dauer der Kraftaufbringung	Kraft-reduzierung
0 – 3 mN	$\mathrm{d}P^{0,5}/\mathrm{d}t$ = konstant	15 s	wie Krafterhöhung

4.8 Bestimmung der Beanspruchbarkeit und des sensorischen Verhaltens im Ritztest

Der Ritztest nach DIN EN ISO 20502 [168] ermöglicht eine Beurteilung der Schichthaftung und Tragfähigkeit der Schicht-Substrat-Systeme. Hierfür kommt der Ritztester RTG-2 des KTmfk zum Einsatz. Beim Ritztest wird ein ROCKWELL-C-Eindringkörper nach DIN EN ISO 6508-1 [169] mit linear ansteigender Normalkraft von 0 N bis 100 N bei konstantem Vorschub von 10 mm min^{-1} über eine beschichtete Oberfläche geführt. Die hervorgerufenen Schädigungsformen werden mikroskopisch untersucht und entsprechend der Position ihres ersten gehäuften Auftretens entlang der 10 mm langen Ritzspur kritischen Normalkräften (L_c) zugeordnet. Um die Beanspruchbarkeit verschiedener Schicht-Substrat-Systeme miteinander vergleichen zu können, werden gemeinhin kritische Lasten unterschieden, die zur Rissbildung ($L_{\mathrm{c}1}$), zu Abplatzungen im Randbereich der Ritzspur ($L_{\mathrm{c}2}$) und zur vollständigen Durchdringung der Schicht im Zentrum der Ritzspur ($L_{\mathrm{c}3}$) führen. Für die untersuchten Schichten werden kritische Lasten an mindestens drei Ritzspuren bestimmt und arithmetisch gemittelt.

Zur Charakterisierung der auf dem resistiven Messprinzip basierenden sensorischen Funktion zur Verschleißdetektion in Kapitel 7 werden wiederholte unidirektionale Ritztests an beschichteten Probekörpern in derselben Ritzspur unter konstanten Normalkräften durchgeführt. Hierfür werden zwei Versuchskonfigurationen gewählt (Bild 18). Bei der *diskontinuierlichen* Verschleißdetektion erfolgen die Ritztests zwischen zwei Kontaktierungsstellen auf den beschichteten Probekörpern mit 1, 2, 5, 10 bzw. 20 Wiederholzyklen in jeweils separaten Spuren. Der elektrische Widerstand zwischen den Kontaktierungsstellen wird nach jeder Wiederholserie mit einer Vierleitermessung, und damit unabhängig von Leitungswiderständen und vom inneren Widerstand des Messaufbaus, bestimmt. Dabei kommen Federkontaktstifte und ein digitales Nano-Ohmmeter (Modell 20024, Firma ELIO PEDRANTI) mit einem Messstrom von 10 µA zum Einsatz. Eine Positioniervorrichtung stellt einen wiederholgenauen Abstand der Federkontaktstifte auf den Probenoberflächen sicher.

Ausgewählte Schichtvarianten werden darüber hinaus in Ritztests mit *kontinuierlicher* Verschleißdetektion geprüft. Die Kontaktierung erfolgt hierfür mittels eines leitfähigen Klebstoffs. Verschleißbedingte Widerstandsänderungen werden somit während der insgesamt 25 Wiederholprüfungen *in-situ* erfasst. Der Widerstand wird mit einem Digitalmultimeter (Modell 5017, Firma PREMA SEMICONDUCTOR) mit einem Messstrom von 1 mA und Vierleitermessmethode gemessen. Um sukzessive Schädigungen der Schichten zu erzielen, werden in den beiden Versuchskonfigurationen Prüfkräfte gewählt, die kleiner oder gleich den kritischen Normalkräften L_{c2} sind, die in Prüfungen mit linear zunehmender Kraft zu Formen kohäsiver oder adhäsiver Schädigung führen. Vollständige Durchdringungen der Schichten am Versuchsende werden durch eine Last von 120 N erreicht.



a) diskontinuierliche Verschleißdetektion

b) kontinuierliche Verschleißdetektion

Bild 18: Versuchskonfigurationen zur Verschleißdetektion.

4.9 Tribologische Untersuchungen

4.9.1 Stift-Scheibe-Versuch

Für eine vergleichende Charakterisierung des tribologischen Verhaltens der untersuchten Schichten wird die Stift-Scheibe-Prüfung eingesetzt. Diese ermöglicht eine Analyse von Reibungs- und Verschleißmechanismen unter einem vereinfachten, aber definierten Beanspruchungsfall. Auch wenn Erkenntnisse nur eingeschränkt auf das Verhalten beschichteter Bauteile und Werkzeuge unter komplexen Anwendungsbedingungen übertragen werden können, erlaubt dieser Modellversuche vor allem eine Einordnung der Schichteigenschaften in das Forschungsumfeld.

Die Versuche erfolgen am Stift-Scheibe-Tribometer K-SST des KTmfk (Bild 19). In der gewählten Konfiguration wird ein scheibenförmiger, rotierender Grundkörper in definiertem Abstand zu seiner Rotationsachse mit einem stationären Gegenkörper in Kontakt gebracht, der mit einer Normalkraft F_N belastet wird. Anstelle eines Stiftes dient eine fest eingespannte Wälzlagerkugel aus 100Cr6 als Gegenkörper. Zu Versuchsbeginn besteht so ein Kugel/Ebene-Kontakt, der mit zunehmendem Verschleiß in einen flächigen Kontakt übergeht. Angetrieben über eine Antriebsspindel rotiert die in einem Backenfutter eingespannte Scheibe mit einer konstanten Winkelgeschwindigkeit und führt zu einer Reibungskraft F_R an der Kugel. Diese wird mithilfe einer Wägezelle mit Dehnungsmessstreifen kontinuierlich gemessen und aufgezeichnet. Auf Basis der Reibungs- und Normalkraft wird die Reibungszahl nach Gleichung (6) als Funktion des Gleitwegs bzw. der Scheibenumdrehungen erfasst. Um den Einfluss variierender klimatischer Umgebungsbedingungen gering zu halten, ist das Tribometer in eine Klimakammer (KPK 200 Typ 3436/15, Firma FEUTRON) integriert, in der Temperatur und relative Feuchte in eingestellten Grenzen konstant gehalten werden.

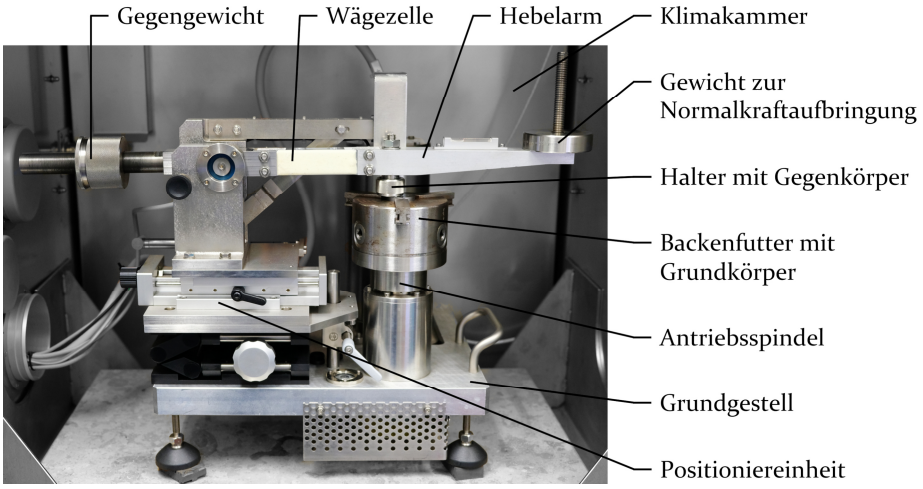


Bild 19: Versuchsaufbau des Stift-Scheibe-Tribometers K-SST in einer Klimakammer (Foto: Dr.-Ing. Max Marian).

Die Struktur und das Beanspruchungskollektiv der Versuche orientieren sich an den Vorgaben des GFT-ARBEITSBLATT 7 [14]. In allen Versuchen werden die als Gegenkörper verwendeten Wälzlagerkugeln mit einer Normalkraft von 10 N beaufschlagt und somit eine initiale HERTZsche Pressung im Kontaktzentrum von 1,9 GPa realisiert. In der üblichen Versuchskonfiguration rotieren die beschichteten Scheiben mit einer konstanten

Gleitgeschwindigkeit von 0,1 m s^{-1}. Das Versuchsende ist nach einem Gleitweg von 1000 m erreicht. Alle Stift-Scheibe-Versuche erfolgen bei einer Temperatur von 23 ± 2 °C und einer relativen Luftfeuchte von 40 ± 5 %.

Die Versuche mit lokal beschichteten Probekörpern in Kapitel 5 werden mit abweichenden Prüfparametern durchgeführt. Um das Reibungsverhalten in den lokal beschichteten Bereichen ausreichend genau aufzulösen, werden neben einer größeren Messfrequenz auch eine verringerte Gleitgeschwindigkeit von 0,03 m s^{-1} gewählt. Die Anzahl der Scheibenumdrehungen ist auf 2170 begrenzt. Außerdem erfolgen die Stift-Scheibe-Untersuchungen der sensorischen Schichten in Kapitel 7 unter schwenkender Grundkörperbewegung über einen Gleitweg von 100 m. Dies ermöglicht mehrfache Prüfungen bei gleichem Reibspurradius auf der selben Probe.

Die Stift-Scheibe-Versuche werden teilweise unter Schmierung mit dem Fließpressöl Dionol ST V 1725-2 durchgeführt. Dazu wird eine definierte Menge an Schmierstoff vor Versuchsbeginn gleichmäßig im angenommenen Bereich der Reibspur auf der Scheibe verteilt. In Prüfungen von Grundkörpern mit Durchmessern von 30 mm werden 1 µl Schmierstoff aufgetragen; Scheiben mit Durchmessern von 60 mm werden mit 4 µl Schmierstoff geprüft. Es wird angenommen, dass sich infolge des herrschenden Beanspruchungskollektivs sowie der Eigenschaften von Schmierstoff und Kontaktpartner ein für Umformprozesse typischer Reibungszustand im Bereich der Misch- und Grenzreibung einstellt [26].

Der Verschleiß wird nach Versuchsende bestimmt und als Volumenverlust von Grund- und Gegenkörper nach DIN EN ISO 1071-13 [170] quantifiziert. Für die scheibenförmigen Grundkörper errechnet sich der volumetrische Verschleißbetrag aus der mittleren Querschnittsfläche der Verschleißspur multipliziert mit deren Umfang. Die Verschleißfläche wird mittels Laserrastermikroskop aus der Profillinie der Verschleißspur an vier um 90° versetzten Messpunkten ermittelt. Die Verwendung von Profildurchschnitten von 100 einzelnen, eng beieinanderliegender Profillinien je Messstelle vermindert die Streuung infolge der Rauheit. Das Verschleißvolumen der Kugeln wird über die mittleren Durchmesser der Verschleißnarben bestimmt.

4.9.2 Load Scanner Versuch

Zur Beurteilung des Reibungs-, Verschleiß- und Schädigungsverhaltens der Schichten werden in Ergänzung zu den Stift-Scheibe-Versuchen Untersuchungen mit einem Load Scanner TE 69 der Firma PHOENIX TRIBOLOGY (Bild 20) durchgeführt. Zwei im Winkel von 90° gekreuzt angeordnete,

stabförmige Probekörper werden horizontal mit konstanter Geschwindigkeit (0,01 m s^{-1}) zyklisch gegeneinander bewegt. Dabei stellt einer der beiden Rundstäbe den beschichteten Grundkörper und einer den unbeschichteten, polierten Gegenkörper dar. Auf den oberen der beiden lineargeführten Probenträger wirkt eine Normalkraft F_N, die über einen Hebelarm aufgeprägt und über einen Kraftaufnehmer am Ende des Lastarms erfasst wird. Zusammen mit der zur Verschiebung des oberen Probenträgers notwendigen, mittels einer Wägezelle bestimmten Kraft F_R, errechnet sich die Reibungszahl nach Gleichung (6). Eine Druckfeder kompensiert die Gewichtskraft des Hebelarms und der oberen Probenträgereinheit und sorgt dafür, dass die Proben im unbelasteten Zustand gerade noch kontaktfrei sind.

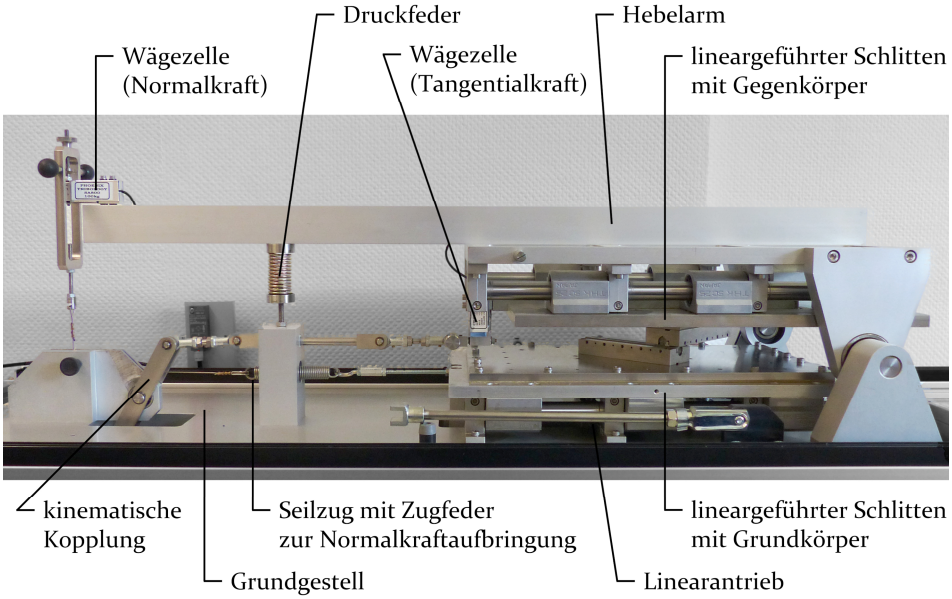


Bild 20: Aufbau des Load Scanner TE 69 in der Konfiguration mit Kraft-Weg-Kopplung.

In der typischen Konfiguration dieses Modellversuchs [171] wird die Normalkraft über eine Anordnung aus Seilzug, Feder und Umlenkrolle bei Verschiebung des unteren Trägers hervorgerufen. Die Relativbewegung beider Probenträger führt somit zu einer linearen Zu- und Abnahme der Normalkraft und damit der Pressung im Kontakt. Bedingt durch die gekreuzte Anordnung berühren sich die Probekörper in einem Kontaktpunkt, der bei Bewegung auf beiden Proben entlang einer Reibspur auf den Mantelflächen wandert. Infolge der Kraft-Weg-Kopplung erfährt jeder Punkt dieser Spur eine spezifische Normalkraft, wodurch eine Beurteilung des Reibungs-, Verschleiß- und Schädigungsverhaltens der Kontaktpaarung in

Abhängigkeit der wirkenden Belastung möglich ist. Weitere Informationen zum Prüfaufbau können [10] entnommen werden. In Bild 21 ist das Versuchsprinzip des Load Scanner bei Kraft-Weg-Kopplung dargestellt.

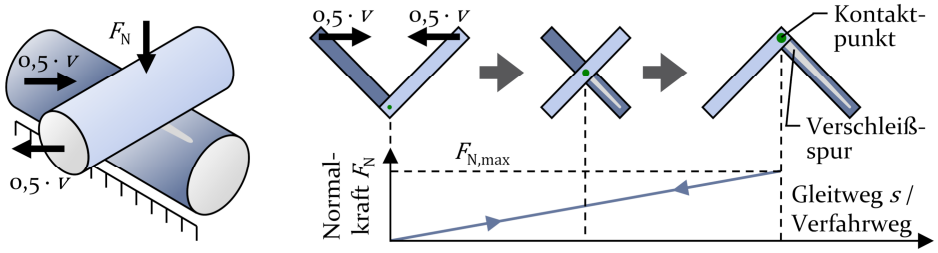


Bild 21: Versuchsprinzip des Load Scanner in der Konfiguration mit Kraft-Weg-Kopplung.

Im Rahmen dieser Arbeit wird der Load Scanner sowohl in typischer Konfiguration mit Kraft-Weg-Kopplung zur Realisierung von Pressungen zwischen 0,0 und 3,0 GPa als auch mit einer modifizierten Belastungseinheit eingesetzt. Für die Realisierung konstanter Kraftniveaus wird das federbasierte System zur linearen Normalkraftaufbringung durch einen pneumatisch beaufschlagten Balgzylinder mit einer Steuerungs- und Regelungskomponente ersetzt. Dieser belastet den Hebelarm mit einer vorgegebenen Kraft, die am Ort der Aufbringung durch einen Kraftaufnehmer erfasst wird. Die Prüfkräfte werden in den Untersuchungen in Stufen variiert, die im Kontaktzentrum im Mittel HERTZschen Pressungen von 1,6 GPa bis 3,0 GPa entsprechen. Der maximale Verfahrweg der Probenträger von 105 mm wird in Abschnitte unterteilt, sodass mehrere, jeweils 24 mm lange Einzelprüfstrecken auf den gekreuzt angeordneten stabförmigen Probekörpern resultieren. Bei Prüfung lokal beschichteter Probekörper beinhaltet jede Prüfstrecke einen Übergangsbereich zwischen zwei unterschiedlich beschichteten Bereichen. Die Normalkraft wird jeweils in einer Gleitrichtung konstant gehalten und mit Erreichen des Prüfstreckenendes aufgehoben, sodass die Prüfkörper lastfrei und kontaktlos wieder in die Ausgangsstellung gebracht werden (Bild 22). Sowohl der Reibungszahlverlauf über der Zyklenzahl als auch eine mikroskopische Analyse der entstehenden Verschleißspuren geben Aufschluss über das Reibungs- und Schädigungsverhalten lokal beschichteter Oberflächen unter zunehmend gesteigerter Beanspruchung sowie deren Einsatzgrenzen.

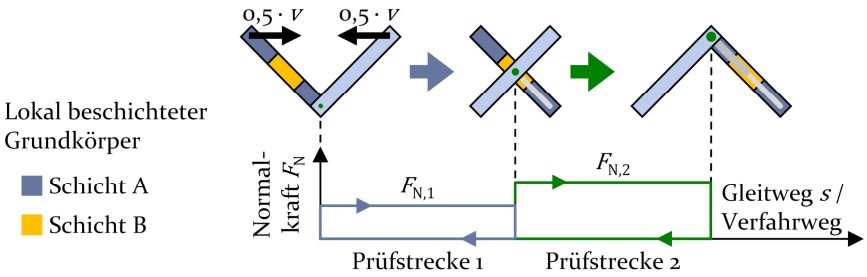


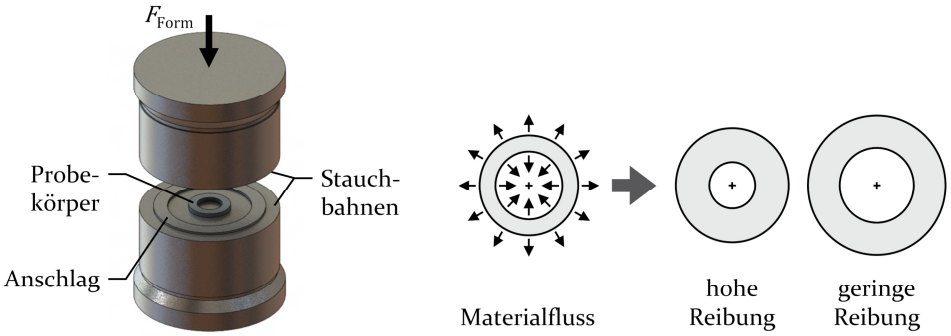
Bild 22: Versuchsprinzip des Load Scanner in der Konfiguration mit konstanter Normalkraftaufbringung (vereinfacht dargestellt für einen lokal beschichteten Grundköper mit zwei Prüfstrecken).

Vor allem der aufgezeichnete Verlauf der Reibung unterliegt, wie von HETZNER in [10] erläutert, versuchsstandspezifischen messtechnischen Einflüssen. Die Verschiebung des oberen Probenträgers führt zu einer linearen Änderung der Normalkraft von maximal 70 N, die ebenso wie eine konstante, auf die Linearführungen der Probenträger zurückzuführende Reibungskraftkomponente von 7 N von den Wägezellen nicht erfasst aber im Rahmen der Auswertung rechnerisch kompensiert wird. Darüber hinaus ist die mittels Balgzylinder aufgebrachte Normalkraft von regelungsbedingten Schwankungen geprägt. Die Regelung zielt auf einen Kompromiss aus Schnelligkeit und Stabilität ab, um plötzliche Änderungen in der Normalkraft schnell zu korrigieren und ein Überschwingen des Signals zu vermeiden. Nichtsdestotrotz kann die vorgegebene Normalkraft durch die Regelungskomponente der Pneumatikeinheit über die Prüfstrecke – auch aufgrund mechanischer Schwingungen durch den tribologischen Kontakt – nicht konstant gehalten werden, sodass Schwankungen im aufgezeichneten Reibungskraftmesssignal die Folge sind. Ein daraus resultierendes Aufschwingen der wirkenden Pressungen wird durch die Unterteilung des maximal möglichen Gleitwegs auf den Proben in kurze Einzelprüfstrecken weitestgehend gedämpft, wenn auch nicht vollständig vermieden. Die Angabe der tatsächlichen HERTZschen Pressung in den Prüfungen erfolgt daher unter Ergänzung prozentualer Abweichungen.

4.9.3 Ringstauchversuch

Der Ringstauchversuch nach MALE und COCKROFT [172] wird im Rahmen dieser Arbeit als Modellversuch zur Beurteilung des Reibungsverhaltens zwischen Werkzeug und Werkstück eingesetzt. Aufgrund der hohen Sensitivität des Materialflusses bei der Ringausformung infolge der herrschenden tribologischen Bedingungen eignet sich dieser Versuch insbesondere zur Qualifizierung oberflächenmodifizierter – beispielsweise texturierter

oder beschichteter – Werkzeugoberflächen [27]. Bild 23 veranschaulicht den Versuchsaufbau und das Versuchsprinzip.



a) b)

Bild 23: (a) Versuchsaufbau und (b) -prinzip des Ringstauchversuchs.

In der von VIERZIGMANN et al. [173] an die Bedingungen der Blechmassivumformung angepassten Versuchskonfiguration wird ein ringförmiger Probekörper mit einem Innendurchmesser von 9 mm, einem Außendurchmesser von 15 mm und einer Blechdicke von 2 mm zwischen zwei ebenen, identisch beschichteten bzw. polierten Stauchbahnen um 50 % gestaucht. Ein Anschlag dient zur Einhaltung der definierten Stauchhöhe. Bei geringer Reibung fließt der Werkstoff während des Stauchens vorwiegend nach außen. Hohe Reibung verursacht hingegen zusätzlich einen verstärkt nach innen gerichteten Materialfluss. Die Quantifizierung der Reibungsbedingungen erfolgt anhand von Reibfaktoren, die mittels der von LÖFFLER numerisch bestimmten und experimentell validierten Kalibrierkurven und Gleichung (12) [27] aus den Innendurchmessern der gestauchten Ringe ermittelt werden. Hierbei führt höhere Reibung zu geringeren Innendurchmessern und folglich größeren Reibfaktoren als geringere Reibung.

$$m = \frac{-0{,}07722 \cdot d_{\text{innen}} + 0{,}9696}{d_{\text{innen}} - 5{,}834} \tag{12}$$

In den Versuchen wird eine hydraulische Ziehpresse HZPUI 260/160-1000/1000, Firma SMG, eingesetzt, um die Ringproben unter einer Umformkraft F_{Form} von 360 kN und bei einer Umformgeschwindigkeit von 10 mm s^{-1} zu stauchen. Zur Schmierung werden 0,1 ml Beruforge 150 DL gleichmäßig auf beiden Stauchbahnen verteilt. Eine Vorrichtung ermöglicht die zentrale Positionierung der Ringe auf den rotationssymmetrischen Stauchbahnen. Die Innenkonturen der Ringproben werden mittels des taktilen Koordinatenmessgerätes Prismo Vast 07/08/05 (Firma ZEISS) durch kontinuierliches Abtasten bestimmt.

Zur Berücksichtigung statistischer Streuungen werden mit jedem identisch beschichtetem Stauchbahnpaar fünf Ringproben gestaucht und ausgewertet. Alle experimentellen Untersuchungen im Zusammenhang mit den Ringstauchversuchen wurden von Herrn Dr.-Ing. Eugen Krebs (Institut für Spanende Fertigung) und Herrn Dipl.-Ing. Dominic Stangier (Lehrstuhl für Werkstofftechnologie) an der Technischen Universität Dortmund durchgeführt.

4.9.4 Zyklischer Indentierungsversuch

Ergänzend zu den Untersuchungen des Reibungs- und Verschleißverhaltens mittels Stift-Scheibe-Tribometer, Load Scanner sowie im Ringstauchversuch, wird das tribologisch induzierte Oberflächenermüdungsverhalten beschichteter Probekörper mittels zyklischer Nanoindentierung beurteilt. Dabei wird im dynamischen Messmodus eines ZHN Nanomechanical Tester (Firma ZwickRoell) der Piezospannung zur Erzeugung des Kraftsignals eine harmonische Schwingung überlagert, sodass die Prüfkraft $F_N(t)$ einem sinusförmigen Verlauf folgt (Bild 24). Jeder einzelne Messpunkt der Kraftamplitude wird über einen geschlossenen Regelkreis exakt definiert und geregelt. Neben den, für die instrumentierte Eindringprüfung typischen statischen Messgrößen für Weg bzw. Eindringtiefe und Kraft werden mithilfe eines Lock-In-Filters auch die Amplituden der Schwingungen bestimmt. Auf Basis der gemessenen Daten ergibt sich die Kontaktsteifigkeit aus dem Quotienten von Kraftamplitude und Wegamplitude. Die Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens erfolgt anhand der Messdaten sowie mikroskopischen Untersuchungen der verbleibenden Eindrücke nach dem Versuch.

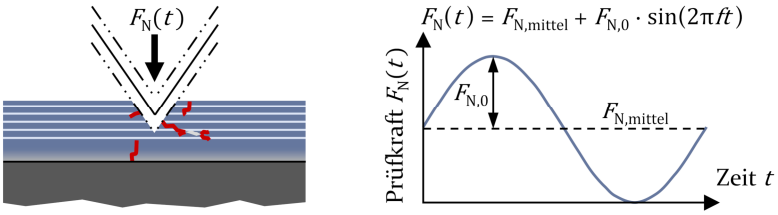


Bild 24: Versuchsprinzip der zyklischen Indentierung.

Aufgrund der geringen Prüfkräfte und Eindringtiefen sind Indentierungsversuche im Allgemeinen sehr anfällig für äußere thermische und mechanische Einflüsse. Basierend auf Vorversuchen werden die Versuchsbedingungen so gewählt, dass Ermüdungsschäden in einer praktikablen Zeit erzielt und äußere Einflüsse möglichst gering gehalten werden. Im Ergebnis zeigten sich eine mittlere Prüfkraft $F_{N,mittel}$ von 10 mN, eine Amplitude der

sinusförmigen Schwingung des Kraftsignals $F_{N,0}$ von 10 mN, eine Frequenz f von 30 Hz und ein Versuchsumfang von 20000 Indentierungszyklen als geeignet. Die Messwerte von 30 Zyklen werden gemittelt und zur Auswertung gespeichert. Zur Kompensation der statistischen Streuung werden je Probe 15 Einzelmessung durchgeführt, die erst gestartet werden, wenn die thermische Drift eine Grenze von 0,1 nm s^{-1} unterschreitet. Eine automatische Korrektur der thermischen Drift erfolgt nicht. Als Eindringkörper wird ein konischer Diamantindenter mit einem Spitzenradius von 0,83 µm und einem effektiven Öffnungswinkel von 90,6° eingesetzt. Dieser ermöglicht im Vergleich zu den Indentergeometrien nach BERKOVICH und VICKERS mit Öffnungswinkeln von 140,6° bei gleichem Kraftniveau größere Eindringtiefen. Dadurch, und infolge der höheren Prüfkräfte als in den instrumentierten Eindringprüfungen zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften (vgl. Abschnitt 4.7), sind die Ergebnisse der zyklischen Indentierungsversuche hinsichtlich des Oberflächenermüdungsverhaltens weniger der Schicht allein, als vielmehr dem Verbund aus Schicht und Substrat zuzuordnen. Die Versuche wurden in Zusammenarbeit mit Herrn Dr.-Ing. Maximilian Volkan Baloglu am Lehrstuhl für Technische Mechanik der FAU Erlangen-Nürnberg durchgeführt.

4.10 Ergebnisdarstellung und Signifikanzbewertung

In den folgenden Kapiteln werden Ergebnisse von Messungen als arithmetische Mittelwerte M und zugehörige Standardabweichungen SD angeben. Eine Aussage über die Signifikanz eines Unterschieds zwischen den Mittelwerten zweier Messwerte (Effekt) wird mittels eines t-Tests anhand der Effektstärke getroffen, die dem Verhältnis der Mittelwertdifferenz bezogen auf ihren Standardfehler entspricht. Überschreitet dieser als t-Wert bezeichnete Quotient den kritischen Grenzwert t_{krit} für das vorgegebene Signifikanzniveau α von 0,05 (entspricht einem maximalen Vertrauensniveau von 95 %) wird die Differenz der Mittelwerte als signifikant bewertet. Werden mehr als zwei Versuchsgruppen direkt miteinander verglichen, wird anstelle des t-Tests eine Varianzanalyse (ANOVA) mit anschließender Signifikanzbewertung (95 %-Vertrauensniveau, *Tukey's Multiple Comparisons Test*) durchgeführt. Alle statistischen Auswertungen erfolgen unterstützt durch die Statistiksoftware Minitab. [174, 175]

5 Lokale Anpassung der Reibungsbedingungen

5.1 Überblick und Methodik

Das Ziel dieser Untersuchungen ist es, eine lokale Variation der Reibungsbedingungen durch das charakteristische tribologische Verhalten verschiedener a-C:H:W-Schichten in unterschiedlichen Bereichen einer Oberfläche zu realisieren. Die angewendete Vorgehensweise ist in Bild 25 dargestellt.

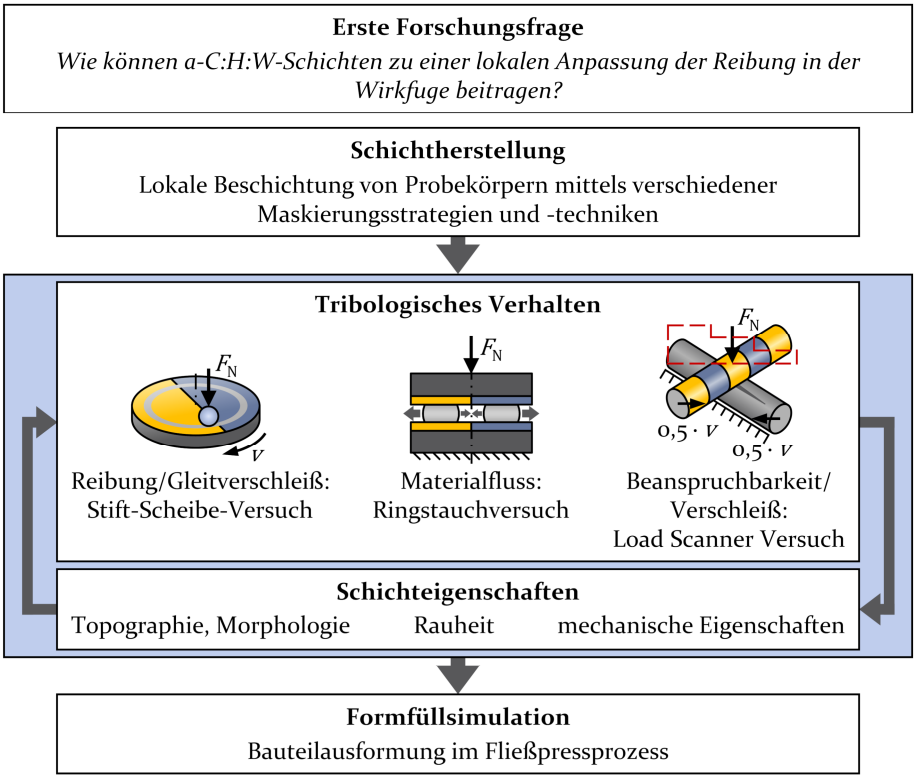


Bild 25: Überblick und Methodik der Untersuchungen zur lokalen Anpassung der Reibungsbedingungen.

Die für eine lokale Beschichtung erforderlichen Maskierungstechniken und -strategien sind insbesondere im Hinblick auf die Topographie der Schichten und deren Grenzbereiche an den Maskenkanten zu evaluieren. Hauptgegenstand der Untersuchungen ist die Charakterisierung des tribologischen Verhaltens lokal beschichteter Probekörper. Ausgehend von standardisierten Stift-Scheibe-Versuchen, die vor allem der Einordnung

des Reibungsverhaltens dienen, wird der Einfluss lokal beschichteter Werkzeugoberflächen auf den Werkstoffffluss in anwendungsnahen Ringstauchversuchen bewertet. Durch eine mikroskopische Charakterisierung der Werkzeugoberflächen und unter Berücksichtigung von Wechselbeziehungen zu topographischen und mechanischen Schichteigenschaften sollen die wirksamen Tribomechanismen unter anwendungsnahen Randbedingungen identifiziert werden. Zur Beurteilung der Beanspruchbarkeit und des Verschleißverhaltens dienen Versuche im hochbelasteten Gleitkontakt im Load Scanner Versuch. Darüber hinaus geben Simulationen des Formfüllverhaltens in einem Fließpressprozess eine Einschätzung, welchen Beitrag die Schichten leisten können, um durch lokal angepasste Reibungsbedingungen die Formgenauigkeit der geformten Bauteile zu verbessern.

Verschiedene Teile dieser Untersuchungen zum Beitrag von Kohlenstoffschichten zu lokal angepassten Reibungsbedingungen wurden bereits in [P2, P6, P17, P21, S1, S11] veröffentlicht.

5.2 Beschichtungsprozess

Eine lokale Beeinflussung des Reibungsverhaltens soll mittels zweier wolframdotierter, wasserstoffhaltiger amorpher Kohlenstoffschichten, a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2), erreicht werden. Diese werden auf Rundproben für die tribologisch-mechanische Schichtcharakterisierung und die Stift-Scheibe-Versuche sowie auf Stauchbahnen für die Ringstauchversuche halbseitig abgeschieden (vgl. z. B. Bild 26). Weiterhin werden in Load Scanner Versuchen Stabproben mit einer sich wiederholenden Abfolge der tribologisch wirksamen Schichtlagen geprüft (vgl. Bild 22). Vollflächig mit beiden Schichtvarianten beschichtete Probekörper dienen in allen Untersuchungen als Referenzen. Rund- und Stabproben werden jeweils im gleichen Prozess und unter dreifacher Substratrotation abgeschieden, um eine gleichmäßige und vergleichbare Schichtqualität zu erzielen. Die Beschichtung der Stauchbahnen erfolgt unter Zweifachrotation, wie sie auch im Fall komplexerer Werkzeuggeometrien zur Anwendung käme.

5.2.1 Angewandte Maskierungstechniken und -strategien

Um die charakteristischen Eigenschaften der beiden amorphen Kohlenstoffschichten in unterschiedlichen Oberflächenbereichen zur Wirkung zu bringen, kommen verschiedene Maskierungstechniken zum Einsatz. Dabei orientieren sich die Techniken vor allem an der Komplexität der zu maskierenden Oberflächengeometrie. Starre Masken aus Stahlblechen eignen

sich insbesondere, um großflächige ebene Oberflächen vor der Beschichtung zu schützen. Im Rahmen dieser Untersuchungen werden zur Maskierung flacher Rundproben solche durch Scherschneiden hergestellte Stahlblechmasken mit einer Blechdicke von 1 mm verwendet. Die Masken werden mit dem sich typischerweise bildenden Grat an der Schnittaustrittsseite auf der Probenoberfläche positioniert und mittels einer Klemmverbindung fixiert. Als Alternative zu den starren Stahlblechmasken werden zur Maskierung flacher Rundproben und Stauchbahnen sowie zylindrischer Stabproben temperatur- und vakuumbeständige Folien aus Polyimid mit einem auf Silikon basierenden Klebstoff eingesetzt [176]. Die Folien mit einer Dicke von 0,07 mm bieten vor allem eine höhere Flexibilität bei der Maskierung gekrümmter Oberflächen. Nach der Beschichtung lassen sich die Folien unter Zuhilfenahme von 2-Propanol ohne Rückstände wieder entfernen.

Weitere Maskierungstechniken, welche die für Beschichtungsprozesse erforderliche Temperaturbeständigkeit bis ca. 300 °C und eine geringe Ausgasrate im Vakuum erfüllen, wurden in eigenen vorausgehenden Untersuchungen [P2, P6] evaluiert. Maskenschichten aus einer aushärtenden, wässrigen bornitridhaltigen Suspension konnten zwar nach der Beschichtung rückstandsfrei mit 2-Propanol wieder gelöst werden, erlaubten aber keine dichte Abdeckung der nicht zu beschichtenden Oberflächen. Darüber hinaus eigneten sich photolithographische Maskierungen mittels eines belichteten Negativresists zur Realisierung scharfer Maskenkanten, konnten aber nicht in allen Oberflächenbereichen gleichmäßig entfernt werden. Beide Maskierungstechniken werden daher in der vorliegenden Arbeit nicht weiter verfolgt.

Die Maskierung mit Stahlblechen und Polyimidfolien erfolgt entweder mithilfe einer sequentiellen oder invertierten Maskierungsstrategie. Im ersten Fall werden bereits beschichtete Oberflächenbereiche durch den Einsatz von Masken nur teilweise mit einer weiteren tribologisch wirksamen Schichtlage versehen (*sequentielle Beschichtung*, Bild 26).

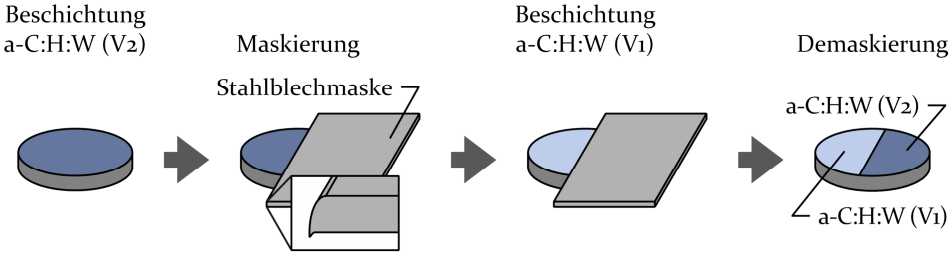


Bild 26: Prozessfolge der sequentiellen Beschichtung am Beispiel der Stahlblechmaske.

Bei der invertierten Maskierungsstrategie werden die Schichten nur in Bereichen abgeschieden, in denen sie auch wirksam werden sollen (*invertierte Beschichtung*, Bild 27); alle anderen Bereiche werden durch Masken geschützt. Während die sequentielle Variante eine geringere Anzahl an Maskierungsschritten erfordert und in jedem Fall geschlossen beschichtete Oberflächen sicherstellt, lässt sich mit der invertierten Methode eine oberflächenglobal gleichmäßige Schichtdicke erzielen.

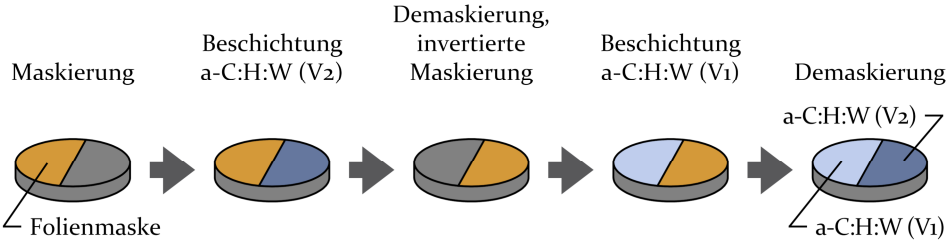


Bild 27: Prozessfolge der invertierten Beschichtung am Beispiel der Folienmaske.

5.2.2 Schichtherstellungsprozess

Die a-C:H:W-Schichten werden in einem mehrstufigen Beschichtungsprozess mittels der Beschichtungsrezepte in Tabelle A.14 bis Tabelle A.15 im Anhang hergestellt. Zur Entgasung aller Komponenten und Verdampfung von Feuchtigkeit von allen Oberflächen des Rezipienten und der Substrate wird der Rezipient zu Prozessbeginn auf 300 °C geheizt. In mehreren, der Schichtabscheidung vorgelagerten Schritten werden die Oberflächen der PVD-Targets durch Verdampfen bei geschlossenen Kathodenblenden gereinigt. Um eine ausreichende Schichthaftung auf den Stahlsubstraten sicherzustellen, werden die Substratoberflächen zudem durch Plasmaionenätzen unter Zugabe von Argon und Anlegen einer bipolar gepulsten Biasspannung von Oxidationsschichten und Verunreinigungen befreit und aktiviert. Zur Anbindung der amorphen Kohlenstoffschichten an das Stahlsubstrat dienen eine dünne, mittels Lichtbogenverdampfen hergestellte Chrom-Haftvermittlungsschicht und eine durch UBM-Sputtern erzeugte Zwischenschicht aus Wolframcarbid. Die Abscheidung der a-C:H:W-Schichtlage erfolgt in einem kombinierten PVD-/PACVD-Prozess durch reaktives UBM-Sputtern des Wolframcarbid-Targets unter Zufuhr von Argon und Acetylen. Während der Abscheidung der a-C:H:W-Schicht erhöht sich die Prozesstemperatur von 100 °C prozessbedingt auf maximal 140 °C.

Die Prozessgrößen zur Herstellung der a-C:H:W-Schichtvarianten werden gemäß ihrer zu erwartenden Einflüsse auf das tribologische Verhalten und die mechanischen Eigenschaften der Schichten gewählt (Tabelle 4).

Für a-C:H:W-Schichten ist bekannt, dass ein zunehmender Acetylengasfluss bei der Schichtherstellung einen gesteigerten Kohlenstoffgehalt zur Folge hat [88]. Dies geht im tribologischen Kontakt in der Regel mit der verstärkten Ausbildung graphitisierter Tribo- bzw. Transferfilme und somit verringerter Reibung einher. Gleichzeitig ist mit steigendem Kohlenstoffgehalt jedoch eine Abnahme der mechanischen Eigenschaften Eindringmodul und Eindringhärte zu erwarten [80, 177]. Harte und damit verschleißfeste amorphe Kohlenstoffschichten lassen sich vor allem unter hohen Biasspannungen[9] und geringen Argongasflüssen erzeugen [177, 178]. Derartig hergestellte Schichten weisen meist eine dichtere Mikrostruktur, einen verringerten Wasserstoffanteil und einen zunehmenden Anteil sp^3-hybridisierter C–C-Bindungen auf [76]. Es darf daher zunächst angenommen werden, dass sich die Schichtvariante a-C:H:W (V1) durch höhere Reibung sowie höhere Härte und Steifigkeit von der Variante a-C:H:W (V2) unterscheidet.

Tabelle 4: Prozessparameter zur Herstellung der a-C:H:W-Schichtvarianten.

a-C:H:W-Schichtvariante	Leistung der WC-Sputterkathode in W	Argongasfluss in sccm	Acetylengasfluss in sccm	Biasspannung in V
a-C:H:W (V1)	1200	180	7	–130
a-C:H:W (V2)	1358	232	40	–57

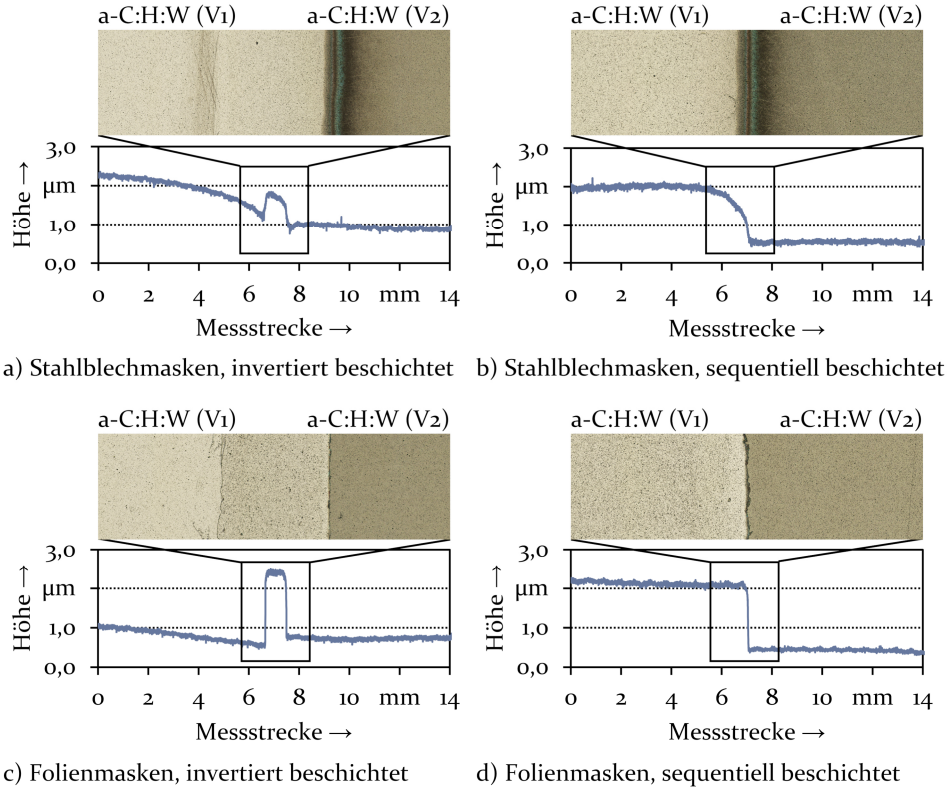
Die Schichtabscheidung zur Herstellung lokal beschichteter Probekörper erfolgt – bedingt durch die Applikation der Maske – in zwei Teilprozessen, die sich in Abhängigkeit der angewandten Maskierungsstrategie unterscheiden (vgl. Bild 26 und Bild 27). Bei invertierter Beschichtung werden beide tribologisch wirksamen a-C:H:W-Schichtvarianten mit Haft- und Zwischenschichten aus Chrom und Wolframcarbid wie zuvor beschrieben auf dem Stahlsubstrat abgeschieden. Im Fall der sequentiellen Beschichtung wird a-C:H:W (V1) lokal begrenzt auf die zuvor vollflächig mit a-C:H:W (V2) beschichtete Oberfläche appliziert. Zur Anbindung dient eine dünne Zwischenschicht aus Wolframcarbid. Infolge der eingeschränkten thermischen Stabilität amorpher Kohlenstoffschichten von maximal 300 °C [85] wird die Heiztemperatur zu Beginn des zweiten Teilprozesses auf 180 °C begrenzt. Die Prozesstemperatur während der Abscheidung der tribologisch wirksamen Schichtlage bleibt davon unbeeinflusst.

[9] Die im Folgenden verwendeten Bezeichnungen „niedrig“, „hoch“ usw. beziehen sich auf den Betrag der eigentlich negativen Biasspannung.

Die realisierte Schichtdicke liegt für beide a-C:H:W-Schichtvarianten bei ca. 1,7 µm bzw. resultiert in einer Gesamtschichtdicke von ca. 3,4 µm bei sequentieller Beschichtung. Hierzu wurden die Aufwachsraten der a-C:H:W-Schichtvarianten für zwei- und dreifache Substratrotation im Vorfeld bestimmt und die Abscheidungsdauern entsprechend angepasst. Die Schichten werden für die nachfolgenden tribologischen und mechanischen Untersuchungen keiner weiteren Nachbehandlung unterzogen.

5.3 Einfluss der Maskierung auf die Schichtgrenzen

Die angewandten Maskierungstechniken und -strategien führen zur Ausbildung charakteristischer Übergangsbereiche zwischen den tribologisch wirksamen Schichtlagen lokal beschichteter Oberflächen. Bild 28 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen sowie maßstäbliche, bezüglich einer frei gewählten Bezugshöhe aufgetragene Höhenprofillinien der Übergangsbereiche der mit Stahlblechmasken oder Folien maskiert beschichteten Oberflächen. Charakteristisch für die invertierte Maskierung ist ein überlappender Bereich beider Schichten. Bei sequentieller Maskierung erfolgt der Übergang hingegen stufenförmig zwischen den Schichten auf verschiedenen Höhenniveaus. In beiden Fällen führt der Einsatz der ca. 1 mm dicken Stahlblechmasken aufgrund von Abschattungseffekten bei der Schichtabscheidung zu einem zunächst steil, anschließend flach ansteigenden Verlauf der Höhenprofillinie ausgehend von der Schichtgrenze (Bild 28a,b). Abschattungen tragen auch dazu bei, dass sich die überlappenden Schichtbereiche bei invertierter Maskierung im Höhenprofil schwächer abzeichnen als bei der Verwendung von Folien. Außerdem führt eine stärkere Aufwachsrate von a-C:H:W (V1) trotz einander angepasster Abscheidungsdauern zu geringfügig größeren Schichtdicken als im Fall von a-C:H:W (V2), wie aus Bild 28a deutlich wird. Unabhängig von der gewählten Maskierungsstrategie bilden sich bei Einsatz maskierender Folien definierte und deutlich abgegrenzte Schichtgrenzen aus (Bild 28c,d). Abschirmende Effekte, die bei invertierter Maskierungsmethode aus der im ersten Teilprozess abgeschiedenen Schicht a-C:H:W (V2) und der darauf applizierten Folienmaske resultieren, sind während der Herstellung von a-C:H:W (V1) schwächer ausgeprägt als bei der Verwendung von Stahlblechmasken. Teilweise gelöstes, aber aufgrund ausreichender Kohäsion weiter haftendes Schichtmaterial nahe der Schichtgrenze ist auf die Entfernung der Folien zurückzuführen.



a) Stahlblechmasken, invertiert beschichtet

b) Stahlblechmasken, sequentiell beschichtet

c) Folienmasken, invertiert beschichtet

d) Folienmasken, sequentiell beschichtet

Bild 28: Lichtmikroskopische Aufnahmen und maßstäbliche Höhenprofile der Schichtgrenzen mithilfe von (a,b) Stahlblech- und (c,d) Folienmasken lokal beschichteter Proben zeigen den überlappenden (invertiert beschichtet) und stufenförmigen (sequentiell beschichtet) Schichtübergang (die Höhenprofillinien stellen den Mittelwert aus zehn parallelen, horizontalen Einzelprofillinien dar und sind bzgl. einer frei gewählten Bezugshöhe aufgetragen).

Alle untersuchten Maskierungstechniken und -strategien ermöglichen es, Schichten lokal begrenzt auf einer Oberfläche abzuscheiden. Als topographische Erhebungen auf den tribologisch beanspruchten Oberflächen können die Schichtkanten jedoch zur Furchung des Gegenkörpers führen. Daher sind die Kanten als Ausgangspunkt für Anhaftungen von Gegenkörperwerkstoff sowie für Schädigungen der Schichten als besonders kritisch anzusehen. Vermutlich neigen breite Übergangsbereiche ohne scharfe Kanten, wie sie die Stahlblechmasken ermöglichen, weniger zu Anlagerungen und Verschleiß als schmale und steile Schichtkanten, die aus der Verwendung von Folien resultieren. Dem steht allerdings die eingeschränkte Flexibilität der starren Masken aus Stahlblechen entgegen, die ihren Einsatz auf komplex geformten Werkzeugoberflächen einschränken. Den Einfluss der Schichtübergangsbereiche auf das Reibungs- und Verschleißverhalten beschreiben unter anderem die folgenden Abschnitte.

5.4 Reibungsverhalten

In den folgenden Abschnitten wird das Reibungsverhalten lokal beschichteter Probekörper im Stift-Scheibe-Versuch unter trockenen und ölgeschmierten Kontaktbedingungen sowie im Ringstauchversuch beschrieben und im Vergleich zu vollflächig beschichteten Proben bewertet.

5.4.1 Stift-Scheibe-Versuch

Die Prüfung im Stift-Scheibe-Versuch erfolgt unter gleichförmiger Rotation der lokal beschichteten Grundkörper. Infolge der halbseitigen Anordnung der tribologisch wirksamen Schichten auf den Probenoberflächen übergleitet der Gegenkörper innerhalb eines Zyklus beide Schichten. In Bild 29 und Bild 30 sind repräsentative Reibungszahlverläufe lokal beschichteter Probekörper unter trockenen Bedingungen sowie unter Schmierung mit dem Fließpressöl Dionol ST V 1725-2 über der Zyklenzahl dargestellt. Den Verläufen sind die Reibkurven vollflächig beschichteter Referenzen gegenübergestellt.

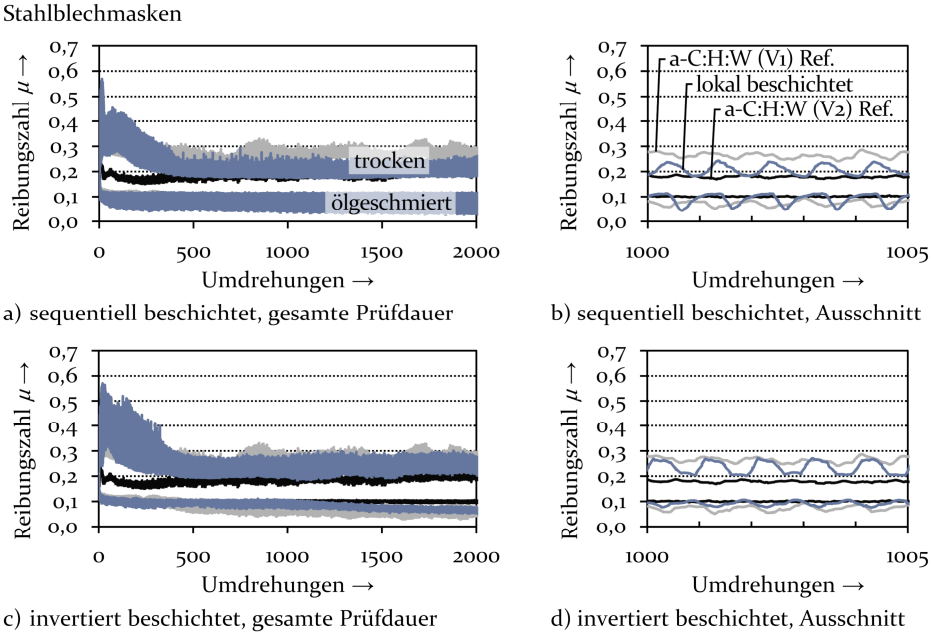


Bild 29: Repräsentative Reibungszahlverläufe der mithilfe von Stahlblechmasken lokal beschichteten Proben ((a,b) sequentiell bzw. (c,d) invertiert beschichtet) zeigen unter trockenen Bedingungen alternierende Reibungszahlen, die den Niveaus der vollflächig beschichteten Referenzproben entsprechen (die Verläufe mit höheren Reibungszahlen stammen jeweils aus den Versuchen unter trockenen Bedingungen, die Verläufe mit niedrigeren Reibungszahlen aus den Versuchen unter Schmierung mit Dionol ST V 1725-2).

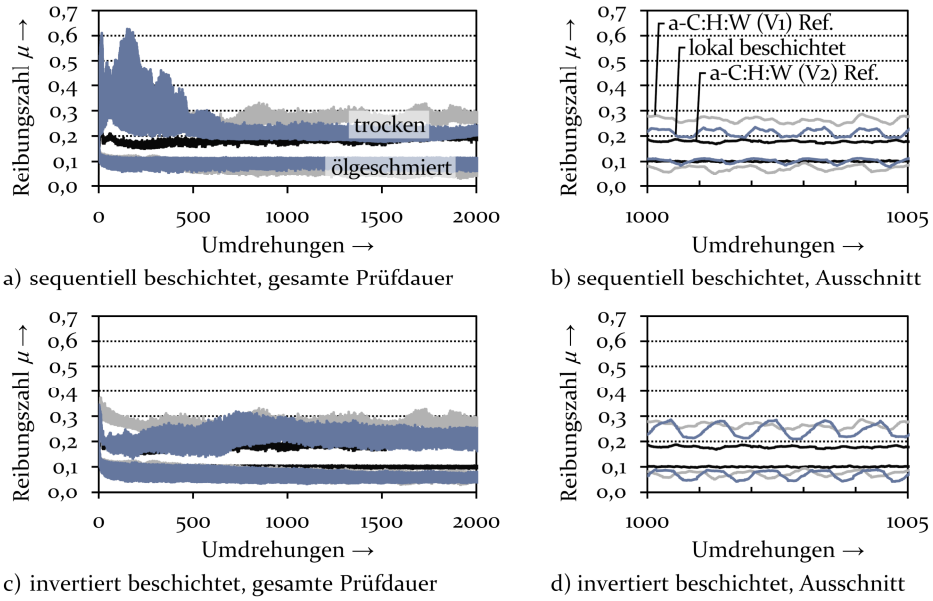


Bild 30: Repräsentative Reibungszahlverläufe der mithilfe von Folienmasken lokal beschichteten Proben ((a,b) sequentiell bzw. (c,d) invertiert beschichtet) zeigen unter trockenen Bedingungen alternierende Reibungszahlen, die den Niveaus der vollflächig beschichteten Referenzproben entsprechen (die Verläufe mit höheren Reibungszahlen stammen jeweils aus den Versuchen unter trockenen Bedingungen, die Verläufe mit niedrigeren Reibungszahlen aus den Versuchen unter Schmierung mit Dionol ST V 1725-2).

Für die vollflächig beschichteten Referenzen stellen sich nach einer kurzen Einlaufphase innerhalb der ersten 200 Umdrehungen stationäre Reibungszahlverläufe ein. Während für a-C:H:W (V1) unter trockenen Bedingungen deutlich höhere Reibungszahlen beobachtet werden als für a-C:H:W (V2), liegen die Reibungszahlverläufe beider Schichtvarianten unter Ölschmierung auf einem ähnlichen Niveau. Das stationäre Reibungsverhalten aller lokal beschichteten Probekörper ist im trockenen Zustand durch einen alternierenden Verlauf der Reibungszahl über der Zyklenzahl charakterisiert. Dabei verharren die Reibungszahlen innerhalb eines Zyklus zeitweise auf Niveaus hoher und niedriger Reibung, die näherungsweise mit den Reibungsniveaus der Referenzen übereinstimmen, teilweise diese aber auch unter- bzw. überschreiten. Das Vorhandensein von Schmierstoff führt die Verharrungszustände näher zusammen, sodass Alternationen der Reibungszahlen kaum noch zu identifizieren sind. Darüber hinaus werden sie von systematischen Schwankungen des Reibungskraftsignals überlagert. Auffällig ist zudem das ausgeprägte Einlaufverhalten lokal beschichteter Probekörper in Versuchen ohne Ölschmierung. Dabei übersteigen die

Reibungszahlen die Referenzniveaus in einem fluktuierenden Verlauf deutlich. Im Vergleich mit den Referenzproben erstrecken sich die Einlaufphasen mit bis zu 500 Umdrehungen auch über einen größeren Zyklenbereich.

Als stationäre Reibungszahlen zwischen 1000 und 2000 Umdrehungen ergeben sich unter trockenen Bedingungen im Mittel ($n = 3$) für a-C:H:W (V1) 0,28 und für a-C:H:W (V2) 0,19. Für den unbeschichteten Schnellarbeitsstahl liegen die Reibungszahlen mit 0,44 deutlich höher. Im Vergleich der Kohlenstoffschichten zeigt die unter höherem Acetylengasfluss abgeschiedene Variante a-C:H:W (V2) wie erwartet eine niedrigere Reibung, die in Übereinstimmung mit der Literatur auf die Intensivierung von Tribo- und Transferfilmen zurückgeführt werden kann [88]. Diese gehen, wie die Aufnahmen der Verschleißerscheinungsbilder der Referenzversuche in Bild 31 bestätigen, mit einem intensiven Verschleiß der Schicht, aber milden Verschleiß des Gegenkörpers einher. Für a-C:H:W (V1) zeigt sich hingegen ein dünner Transferfilm auf einer deutlich größeren Verschleißnarbe des Kugelgegenkörpers. Insgesamt liegen die Reibungszahlen beider Schichten im oberen Bereich typischer Literaturwerte. Geringere Reibungszahlen bis kleiner 0,1 ließen sich für ähnlich hergestellte Schichten unter vergleichbaren Versuchsbedingungen vor allem durch einen weiter gesteigerten Acetylengasfluss erzielen [80, 88, 179].

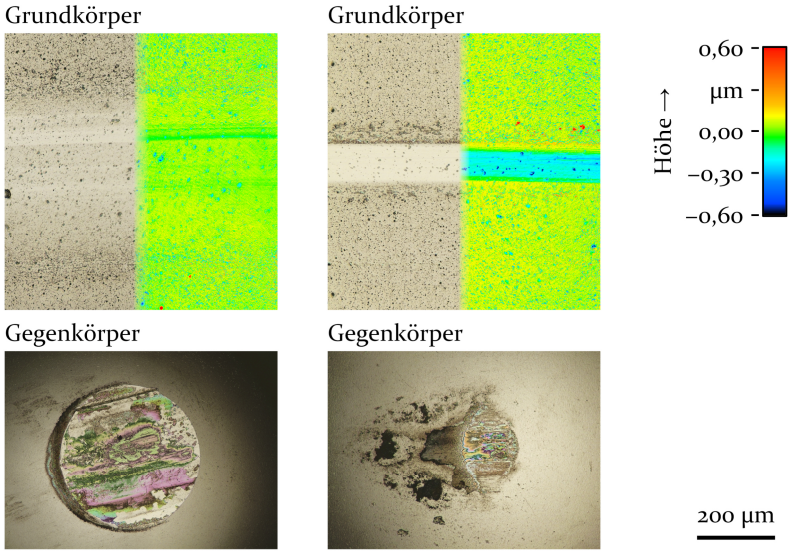


Bild 31: Repräsentative Verschleißerscheinungsbilder im ungeschmierten Stift-Scheibe-Versuch, die für (a) a-C:H:W (V1) durch geringen Verschleiß des beschichteten Grundkörpers und starken Abtrag des kugelförmigen Gegenkörpers mit Transferfilmbildung sowie für (b) a-C:H:W (V2) durch dominierenden Schichtverschleiß charakterisiert sind.

Unter Schmierung mit Fließpressöl liegen die Reibungszahlen von a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) auf einem ähnlichen Niveau wie der geschmierte Kontakt des unbeschichteten Schnellarbeitsstahls (0,10). Es kann daher davon ausgegangen werden, dass die Reibung primär durch die Scherung des Schmierstoffs sowie dessen Wechselwirkungen mit dem Stahlgegenkörper bestimmt wird. Reibungsreduzierende Mechanismen von Kohlenstoffschichten in ölgeschmierten Kontakten (vgl. Abschnitt 2.3.5) scheinen in diesen Untersuchungen eine untergeordnete Rolle zu spielen. Ähnliche Beobachtungen machten auch KALIN et al. [92] in ölgeschmierten Tribometerversuchen verschiedener modifizierter und unmodifizierter amorpher Kohlenstoffschichten gegen Stahl. Die Autoren folgerten auf Basis mikroskopischer und chemischer Analysen, dass das Reibungsverhalten durch die Reaktionen zwischen dem Stahlgegenkörper und den Schmierstoffadditiven stärker beeinflusst wurde als durch die charakteristischen, reibungsreduzierenden Mechanismen der Schichten.

Die Stift-Scheibe-Versuche verdeutlichen die unterschiedlichen Reibungsverhalten der untersuchten a-C:H:W-Varianten. Durch die lokale Applikation unter Einsatz von Masken können diese, von einander abgegrenzt, auf einer Oberfläche kombiniert werden. Für die lokale Applikation erweisen sich alle untersuchten Maskierungstechniken und -strategien als geeignet. Dabei ist für keine der geprüften Proben ein vorzeitiger Ausfall der Schichtsysteme in Form einer abrupt ansteigenden Reibungszahl zu beobachten. Insbesondere unter der Annahme von Grenz- und Mischreibungsbedingungen, wie sie typischerweise in Umformprozessen vorherrschen [26], erfüllen die Schichten somit die Voraussetzungen, um bei lokaler Applikation zur Anpassung der Reibungsbedingungen bei der Umformung beizutragen.

5.4.2 Ringstauchversuch

Der Einfluss der a-C:H:W-Schichten auf das Reibungsverhalten und somit den Werkstoffffluss unter anwendungsnahen tribologischen Bedingungen wird in Ringstauchversuchen zunächst mit vollflächig beschichteten Stempeln bewertet. Anschließend werden die Schichten mittels Folienmasken und sequentieller Beschichtung jeweils halbseitig auf beiden Oberflächen eines Stauchbahnpaars kombiniert, um die Reibung lokal zu variieren.

Reibungsverhalten vollflächig beschichteter Stauchbahnen

Die gemessenen Innendurchmesser der mit vollflächig beschichteten Stauchbahnen umgeformten Ringproben sind in Bild 32 (vgl. Tabelle A.2 im Anhang) dargestellt. Hierin sind die Innendurchmesser parallel und

senkrecht zur Walzrichtung des Blechhalbzeugs für die Schichten a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) sowie für den Fall eines polierten, unbeschichteten Referenzstauchbahnpaars aufgetragen.

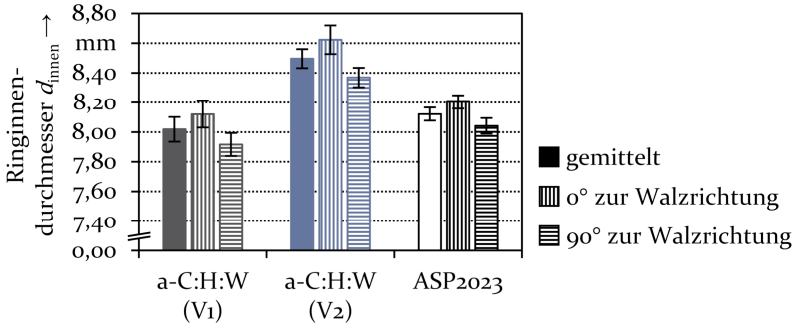


Bild 32: Innendurchmesser der Ringproben zeigen den hemmenden (a-C:H:W (V1)) und begünstigenden (a-C:H:W (V2)) Einfluss der Schichten auf den Materialfluss für vollflächig beschichtete Stauchbahnpaare im Vergleich zum unbeschichteten Kontakt ($n = 5$, $M \pm SD$).

Die Innendurchmesser der mit beschichteten und unbeschichteten Werkzeugen gestauchten Ringproben unterscheiden sich signifikant. Im Vergleich zur unbeschichteten Referenz hemmt a-C:H:W (V1) den Materialfluss nach außen, sodass kleinere Ringinnendurchmesser resultieren. Die deutlich größeren Innendurchmesser jener Ringe, die mit a-C:H:W (V2) beschichteten Werkzeugen gestaucht wurden, lassen hingegen auf einen begünstigenden Einfluss der Schicht auf den Werkstofffluss schließen. Dabei zeigen alle untersuchten Ringproben eine auffällige anisotrope Gestalt ihrer Innenkonturen. Insbesondere sind in Walzrichtung des Blechhalbzeugs stets größere Innendurchmesser zu beobachten als senkrecht dazu. Die ausgeprägte Anisotropie des Blechwerkstoffs infolge der Ausrichtung der Gefügestruktur in Walzrichtung begünstigt das Fließvermögen des Werkstoffs in diese Richtung.

Mit den mittleren Ringinnendurchmessern folgen mit Gleichung (12) die Reibfaktoren (Bild 33, vgl. Tabelle A.2). Für polierte, unbeschichtete Stauchbahnen ergeben sich bei Einsatz des pastösen Schmierstoffs Beruforge 150 DL mittlere Reibfaktoren von 0,150 ± 0,004. Durch die Beschichtung der Werkzeugaktivflächen mit a-C:H:W (V2) kann die Reibung um 21 % (0,118 ± 0,005) gesenkt werden. Demgegenüber zeigt a-C:H:W (V1) eine geringfügige Reibungserhöhung um 7 % auf 0,161 ± 0,009. Wie bereits in den ungeschmierten Stift-Scheibe-Versuchen zeigt die Variante a-C:H:W (V2) somit auch unter den anwendungsnäheren tribologischen Bedingungen des Ringstauchversuchs die geringste Reibung. So wird das

Reibungsverhalten scheinbar entscheidend durch den Festkörperkontakt zwischen den tribologischen Kontaktflächen von Werkzeug und Werkstück beeinflusst. Zudem wird deutlich, dass die Schichtvarianten aufgrund ihrer charakteristischen Reibungsverhalten den Materialfluss während der Umformung in unterschiedlicher Weise beeinflussen.

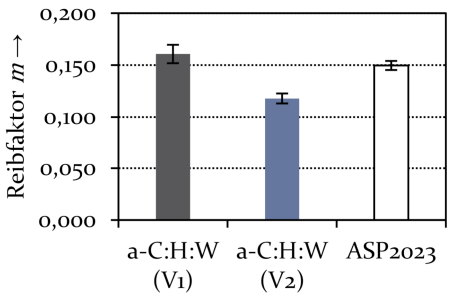


Bild 33: Im Ringstauchversuch ermittelte Reibfaktoren vollflächig beschichteter und unbeschichteter Stauchbahnpaare (n = 5, $M \pm SD$).

Die hier ermittelten Reibfaktoren fügen sich in den Wertebereich typischer tribologischer Maßnahmen der Blechmassivumformung ein [27]. Für texturierte Oberflächen der Werkzeuge oder abrasiv gestrahlte Werkstückoberflächen wurden in vergleichbaren Ringstauchversuchen Reibfaktoren von 0,179 und größer ermittelt. Reibungsreduzierungen gegenüber dem unmodifizierten Zustand konnten seitens der Werkzeuge vor allem durch chrombasierte Hartstoffschichten infolge deren Modifikation mit Kohlenstoff (CrAlCN) sowie durch mikrogeprägte Texturen auf den Oberflächen der Werkstücke erzielt werden. Deren Reibfaktoren ähnelten denen der hier untersuchten amorphen Kohlenstoffsichten oder lagen leicht darüber.

Die nachfolgenden Abschnitte zeigen, wie die charakteristischen Reibungsverhalten der Schichten a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) bei lokaler Applikation auf einer Aktivfläche zum Tragen kommen.

Reibungsverhalten lokal beschichteter Stauchbahnen

Das tribologische Verhalten lokal beschichteter Werkzeugoberflächen soll in Ringstauchversuchen verdeutlicht werden, in denen halbseitig mit a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) beschichtete Stauchbahnen zum Einsatz kommen. Es wird erwartet, dass sich die signifikant unterscheidenden Reibungszustände der Schichten auf den Materialfluss im Ringstauchversuch auswirken und sich so in Unterschieden in Form und Gestalt der gestauchten Ringe widerspiegeln.

Bild 34a zeigt ein Beispiel einer Stirnfläche eines gestauchten Rings. Die Stirnflächen erfahren während des Stauchens eine Verbreiterung. Darüber hinaus sind zwei klar begrenzte Bereiche zu erkennen, die sich in ihrer Topographie voneinander abheben. Aufgrund ihrer Orientierung und ihrer Abgrenzung zueinander kann davon ausgegangen werden, dass diese Bereiche den tribologisch wirksamen Schichten auf den Stauchbahnen zugeordnet werden können, mit denen sie während der Umformung in Kontakt standen. Zudem sind spiegelnd glänzende Oberflächenbereiche zu erkennen, die in der lichtmikroskopischen Darstellung in Bild 34a nahe der äußeren Ringränder dunkel erscheinen und somit die Differenzierung der Bereiche erleichtern. Dunkle, konzentrische Konturen nahe der inneren und äußeren Ringränder entsprechen den Mantelflächen des mit Laserstrahl zugeschnittenen Ringhalbzeugs, die auf strukturelle Veränderungen des Blechmaterials zurückzuführen sind und während des Umformens in die Stirnfläche überführt wurden [180, 181].

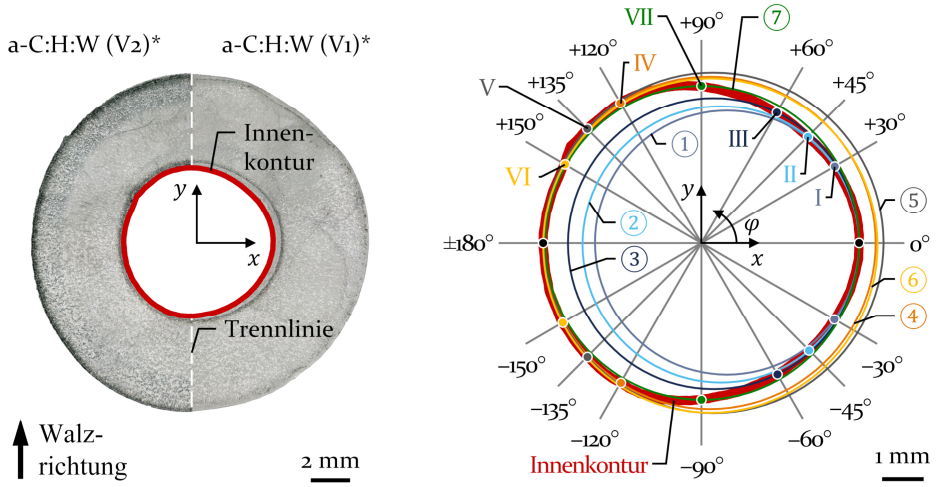


Bild 34: (a) Stirnfläche mit hervorgehobener Innenkontur eines Rings, die auf einen lokalen Einfluss der Schichten auf den Materialfluss hinweist (* bezeichnet die Schicht der lokal beschichteten Stauchbahn) sowie (b) Innenkontur mit Näherungskreisen (die Konturpunkte sind nur an positiven Winkeln gekennzeichnet, wurden aber auch entsprechend an negativen Winkeln gewählt).

Die Ringinnenkonturen weichen deutlich von einer idealen Kreisform ab. Sie setzen sich aus teilweise elliptischen Abschnitten zusammen, die den jeweiligen Bereichen der Stirnflächen zugeordnet werden können. Dabei verjüngt sich die Kontur in einem Bereich und beschreibt einen teilweise abgeflachten Kreisbogen im gegenüberliegenden Bereich. Beide Konturssegmente laufen im Übergang zwischen beiden Bereichen stetig

zusammen. Sowohl die Gestalt der Stirnflächen als auch die asymmetrisch geformten Innenkonturen der umgeformten Ringe lassen auf lokal variierende Reibungsbedingungen infolge der unterschiedlichen tribologisch wirksamen Schichten auf den Stauchbahnen schließen. Um den lokalen Effekt der Schichten auf den Materialfluss beim Stauchen der Ringe zu beschreiben, kann die Kontur innerhalb jedes Bereichs durch eingeschriebene Kreise definiert werden. Die Radien dieser Kreise spiegeln somit die Krümmung der Kontur in diesem Abschnitt wider (Bild 34b). Hierfür wird zunächst ein Koordinatensystem im Mittelpunkt der Kontur definiert, das mit seiner vertikalen y-Achse parallel zur erkennbaren Grenze zwischen den Bereichen auf den Ringstirnflächen ausgerichtet wird. Der Konturmittelpunkt ergibt sich als Mittelpunkt zweier konzentrischer Kreise mit minimalem Radienabstand, welche die Kontur einschließen (*minimum zone circles*) [182]. In beiden Ringbereichen wird die Kontur durch drei eingeschriebene Dreipunktkreise (①, ②, ③ bzw. ④, ⑤, ⑥) angenähert, die sich stets über den Schnittpunkt der Kontur mit der x-Achse (0° bzw. ±180°) und zwei symmetrisch um die x-Achse angeordneten Konturpunkten bei ±30° (I), ±45° (II), ±60° (III) und ±120° (IV), ±135° (V), ±150° (VI) definieren[10]. Dabei sind die Konturpunkte I, II, III und IV, V, VI den jeweiligen Ringbereichen zugeordnet. Zudem wird die Kontur nahe der Grenze zwischen den Bereichen durch den Kreis ⑦ durch die Konturpunkte bei 0° und ±90° (VII) beschrieben. Unterschiede der Radien dieser Näherungskreise deuten auf ungleiche Reibungsbedingungen hin. Bild 35 stellt die absoluten Kreisradien der Ringbereiche sowie in Bezug auf den Radius des Kreises ⑦ gegenüber (vgl. Tabelle A.3 im Anhang).

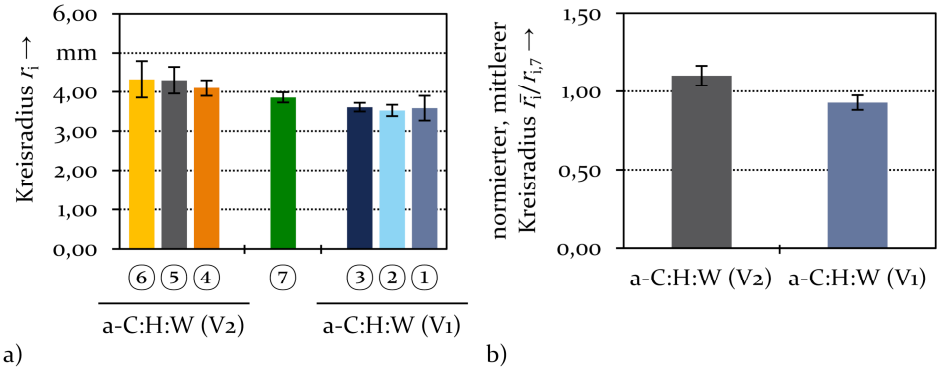


Bild 35: (a) Absolute und (b) normierte Radien der Näherungskreise der Ringkonturen (n = 5, $M \pm SD$).

[10] Konturpunkte mit römischen Ziffern beschreiben Näherungskreise mit gleicher arabischer Nummerierung.

Wie aus Bild 35a und einer Varianzanalyse hervorgeht, unterscheiden sich die Radien der Näherungskreise beider Bereiche signifikant. Dabei spiegeln kleinere Kreisradien sich verjüngende Konturabschnitte in Ringbereichen wider, die mit a-C:H:W (V1) auf den Stauchbahnen in Kontakt standen, wohingegen größere Radien abgeflachte Kreisbogenabschnitte im Fall von a-C:H:W (V2) repräsentieren. Verdeutlicht wird dies durch die signifikante Differenz in der normierten Darstellung in Bild 35b, die zudem einen Vergleich der Krümmungsradien erlaubt, auch wenn sich die Ringe der Wiederholversuche in ihrer Größe unterscheiden. Geringe Standardabweichungen deuten darauf hin, dass sich die Konturkrümmungen innerhalb der beiden Ringbereiche (①, ②, ③ bzw. ④, ⑤, ⑥) kaum bzw. nicht signifikant unterscheiden. Demzufolge kann von einem lokalen Einfluss der Schichten auf die Reibungsbedingungen und damit auf den Materialfluss ausgegangen werden. Die Effekte gleichen sich mit zunehmender Annäherung an die Grenze zwischen beiden Schichten einander an und führen zu einem kontinuierlichen Übergang der Kontur.

Da das Zusammenspiel der Oberflächenmodifikationen in den Kontaktbereichen die resultierende Ringinnenkontur beeinflusst, kann allein aus der Form der Konturabschnitte (verjüngt bzw. abgeflacht) nicht unmittelbar auf einen begünstigenden oder hemmenden Einfluss der Oberflächenmodifikation auf den Materialfluss geschlossen werden [P21]. So wurden für Schichten mit ähnlichem Reibungsverhalten sowohl sich verjüngende als auch abgeflachte Ringkonturabschnitte beobachtet, wenn diese mit Schichten höherer Reibung gepaart waren. Darüber hinaus kann auch die Positionierung des Rings relativ zur Schichtgrenze die sich ausbildende Ringinnenkontur beeinflussen. Die Kombination von Schichten mit vergleichbarem Reibungsverhalten führte, wie in [P21] gezeigt, hingegen zur Ausformung von Konturen mit ähnlicher Krümmung. Bei bekanntem Reibungsverhalten eignet sich der Ringstauchversuch mit lokal modifizierten Stauchbahnen somit, um die tribologische Wirksamkeit der Kombination lokal applizierter Oberflächenmodifikationen zu beurteilen.

5.5 Mikroskopische Schichtcharakterisierung

Das tribologische Verhalten steht in Zusammenhang mit der topographischen Gestalt der Schichtoberflächen. Diese hängt von der Mikrostruktur der Schichten ab, die ihrerseits Einflüssen der Herstellbedingungen während der Schichtabscheidung unterliegt. Die folgenden Abschnitte beschreiben daher die Morphologie und die Oberflächentopographie der untersuchten a-C:H:W-Schichten.

5.5.1 Schichtmorphologie

Die mittels fokussiertem Ionenstrahl präparierten Querschnitte geben einen Einblick in die Morphologie der Schichtvarianten. Wie Bild 36a exemplarisch für das Schichtsystem aus sequentieller Abscheidung verdeutlicht, wachsen die a-C:H:W-Schichten ausgehend von den Haftvermittlungsschichten aus Chrom und Wolframcarbid in Form stängelartiger Körner auf. Diese für metallmodifizierte Kohlenstoffschichten typische Mikrostruktur [78, 183–185] setzt sich bei sequentieller Beschichtung auch in die Deckschicht aus a-C:H:W (V1) fort. Dabei erscheint die unter geringerem Acetylengasfluss abgeschiedene Variante a-C:H:W (V1) aufgrund des verminderten Kohlenstoffanteils im Sekundärelektronenbild heller und lässt eine dichte Mikrostruktur erkennen. Demgegenüber zeigt die kohlenstoffreichere Variante a-C:H:W (V2) eine Morphologie mit nur schwach ausgeprägtem stängelartigen Korncharakter. Zudem sind in Schichten, in denen a-C:H:W (V2) als Zwischenschicht dient (sequentielle Beschichtung), Poren innerhalb der weniger dicht gepackten Mikrostruktur entlang der Korngrenzen verteilt (Bild 36b). Die beobachtete Abnahme der stängelartigen Ausprägung der Mikrostruktur mit zunehmendem Acetylengasfluss dürfte auf die verstärkte Anlagerung von hochbeweglichen Kohlenwasserstoffen im Bereich der Grenzflächen zwischen den aufwachsenden Körnern zurückzuführen sein [186], die das Kornwachstum zunehmend stört. Gleichzeitig sättigt der vorhandene Wasserstoff die Kohlenstoffbindungen und fördert somit die Bildung gering vernetzter, kettenartiger Strukturen [76, 187]. In der Folge erscheint die Morphologie zunehmend merkmallos. Der intensivere Beschuss der aufwachsenden Schicht mit Ar^+-Ionen infolge der höheren Biasspannung scheint das stängelartige Kornwachstum im Fall von a-C:H:W (V1) hingegen nicht einzuschränken [52].

Bild 36 zeigt außerdem, dass das Wachstum aller Schichten durch Defekte gestört wird. Ursprung dieser Wachstumsdefekte können vereinzelte Staubpartikel sein, die sich unmittelbar vor und während der Abscheidung lose auf der Oberfläche anlagern. Vorwiegend werden die Defekte jedoch von Partikeln aus Chrom verursacht, die während der Abscheidung der Haftvermittlungsschicht mittels Lichtbogenverdampfen als Droplets entstehen und in der aufwachsenden Schicht einlagert werden. Da die Schicht an der vergrößerten Oberfläche der exponierten Chrompartikel verstärkt aufwächst und dabei den Teilcheneinfall in benachbarten Oberflächenbereichen zunehmend behindert, entstehen Grenzflächen mit teilweise schwacher Bindung zur umliegenden Schicht.

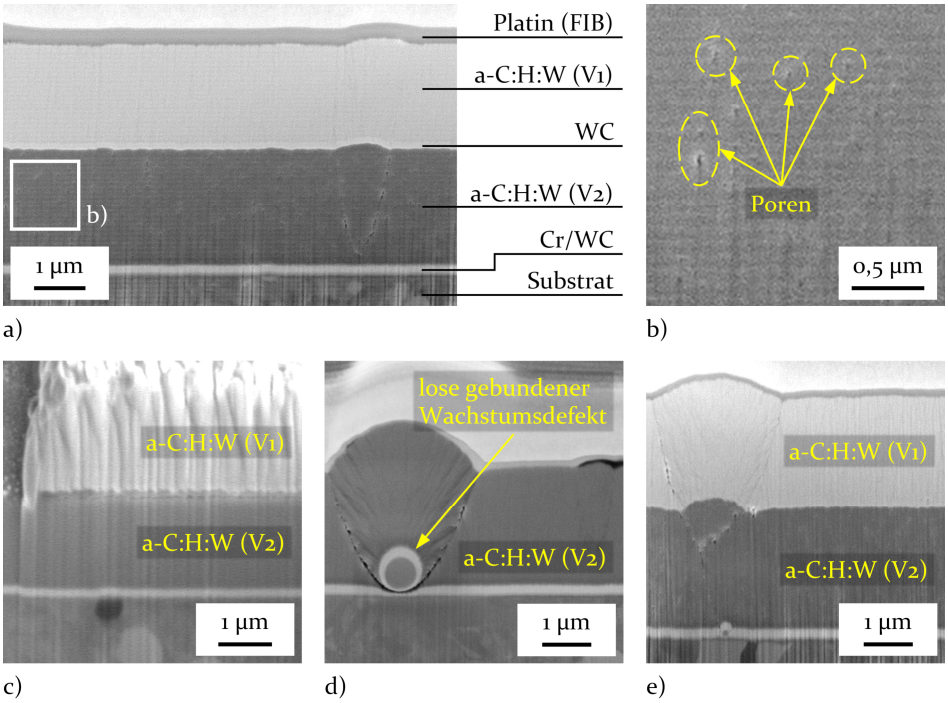


Bild 36: Exemplarische elektronenmikroskopische Querschnittsaufnahmen der stängelartig aufwachsenden Schichten: (a,b,c) sequentiell abgeschiedene Schicht, (d) Schicht a-C:H:W (V2) sowie (e) eine zu Vergleichszwecken kontinuierlich abgeschiedene Schichtvariante mit Schichtlagen aus a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) (vertikale und horizontale Linien und Konturen sind Artefakte infolge der FIB-Präparation).

Abgesehen von den zum Teil lose gebundenen Wachstumsdefekten weisen die Schichten in den Querschnitten keine Anzeichen für eine schlechte Haftung auf. Alle Schichtlagen gehen ohne erkennbare mikrostrukturelle Unstetigkeiten, wie Fehlstellen oder abrupte Gefügeänderungen, ineinander über. Auch eine zum Vergleich ohne prozessbedingte Unterbrechung hergestellte Schichtvariante zeigt eine vergleichbare Schichtmorphologie (Bild 36e). Einzig im Bereich der Schichtgrenze scheint die im zweiten Teilprozess abgeschiedene Schicht a-C:H:W (V1) nur lose an die tieferliegende Schicht angebunden (Bild 36c), was, wie in Abschnitt 5.3 beschrieben, als Folge der Folienmaskenentfernung vermutet wird.

5.5.2 Oberflächentopographie

Bild 37 zeigt elektronenmikroskopische Aufnahmen der Oberflächen der untersuchten a-C:H:W-Schichtvarianten. Als Folge des stängelartigen Kornwachstums ergibt sich in der Topographie ein blumenkohlartiges

Muster mit nanometertiefen Riefen im Bereich der Korngrenzen (Bild 37a). Markantere, tiefere Riefen resultieren aus dem Schleifprozess der Substrate vor der Beschichtung, die sich auf die Schichtoberfläche übertragen. Darüber hinaus führen die in der Schichtmorphologie beobachteten Wachstumsdefekte an der Oberfläche zur Ausbildung kugelförmiger, topographischer Erhebungen (Asperiten). Brechen die nur lose gebundenen Wachstumsdefekte während der Schichtabscheidung heraus, verbleiben vereinzelte Vertiefungen. Während die Anzahl und die Größe der Asperiten für die einlagigen Referenzen a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) vergleichbar sind (Bild 37b,c), führt die sequentielle Beschichtung, in der a-C:H:W (V2) als Zwischenschicht dient, zu einer deutlichen Zunahme der Dichte dieser Erhebungen (Bild 37d). Sowohl die Häufung als auch die Intensivierung der Asperiten ist darauf zurückzuführen, dass die im zweiten Teilprozess abgeschiedene Schicht a-C:H:W (V1) an den Kuppen der Kristalliten sowie an den Asperiten von a-C:H:W (V2) begünstigt aufwächst. Zudem kommen infolge der Prozessunterbrechung zur Maskenentfernung neue Staubpartikel als mögliche Ursache hinzu.

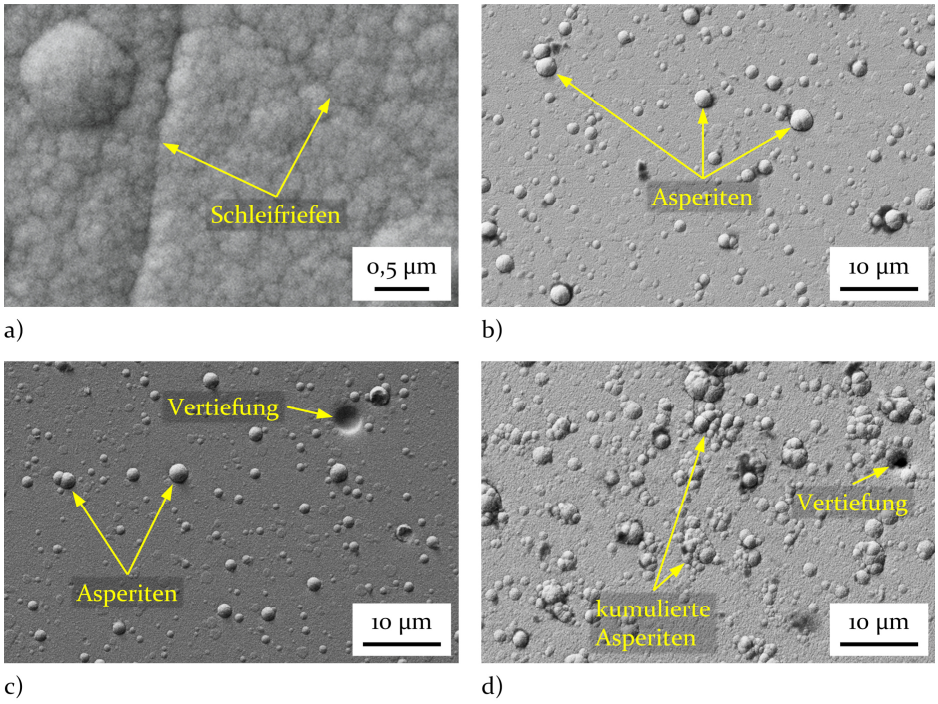


Bild 37: Elektronenmikroskopische Aufnahmen der Schichtoberflächen: (a) exemplarische Detailaufnahme einer a-C:H:W-Schicht, repräsentative Oberflächenansichten der einlagigen Referenzen (b) a-C:H:W (V1) und (c) a-C:H:W (V2) sowie von (d) a-C:H:W (V1) nach sequentieller Beschichtung mit erhöhter Asperitendichte.

Die Anzahl der Übersetzungsstufen der Substratrotation und deren Geschwindigkeit sowie die räumliche Anordnung der PVD-Beschichtungsquellen können die Struktur und die Topographie der Schichten beeinflussen. PANJAN et al. zeigten in computergestützten Simulationen [188, 189] und experimentellen Untersuchungen an reinen PVD-Schichten [190, 191], dass ein geringes Übersetzungsverhältnis der rotierenden Substrate die Bildung multilagiger Schichtarchitekturen mit Einzellagen unterschiedlicher Dicke und chemischer Zusammensetzung begünstigt. Zudem wurde mit zunehmender Übersetzungsstufe eine Verfeinerung der topographischen Oberflächengestalt und der stängelartigen Mikrostruktur der Schichten erreicht [192]. Die zusätzliche kontinuierliche Zufuhr von Reaktionsgasen in kombinierten PVD- und CVD-Prozessen kann die Ausbildung multilagiger Architekturen fördern [81, 193]. Die Schichten a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) der vorliegenden Untersuchungen zeigen unter zwei- wie auch unter dreifacher Substratrotation eine dichte Mikrostruktur. Selbst die Zweifachrotation zur Beschichtung der Stauchbahnen erscheint bei der gewählten Rotationsgeschwindigkeit ausreichend, um die Ausbildung einer homogenen Schichtarchitektur zu ermöglichen (vgl. Bild 36). Ähnliche Beobachtungen machte HETZNER für vergleichbare, unter Dreifachrotation abgeschiedene Schichten [10]. In der Topographie äußert sich ein größeres Übersetzungsverhältnis in einer feineren Oberfläche (Bild 38b,c). Dabei nehmen die Intensität der Asperiten nur geringfügig, deren Dichte aber deutlich ab. Die topographischen Aufnahmen in Bild 38a,b verdeutlichen außerdem die zuvor beobachtete Häufung und Intensivierung der Asperiten infolge der sequentiellen Beschichtung von a-C:H:W (V1).

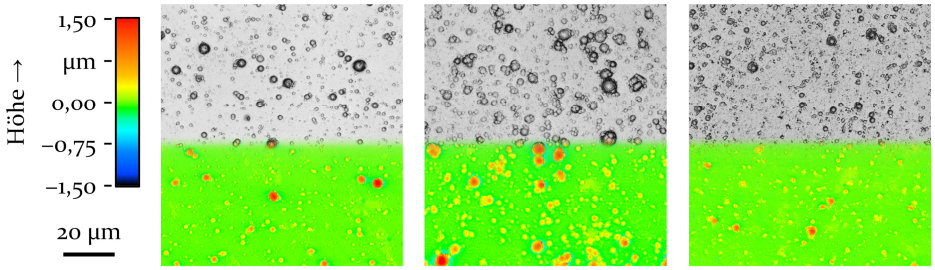


Bild 38: Exemplarische LSM-Aufnahmen der Schichtoberflächen von a-C:H:W (V1): (a) einlagige Referenzschicht, Zweifachrotation, (b) sequentiell abgeschiedene Schicht, Zweifachrotation, (c) sequentiell abgeschiedene Schicht, Dreifachrotation.

5.6 Einfluss der Rauheit auf das tribologische Verhalten

Die Rauheit der beanspruchten Oberflächen beeinflusst die Reibung und den Verschleiß im tribologischen Kontakt. Der Mittenrauwert R_a mittelt die Beträge der Profilabweichungen und wird im Allgemeinen zur Beurteilung der Fertigungsgüte herangezogen. Singuläre Rauheitshügel und -täler, die sich wesentlich auf das Reibungs- und Verschleißverhalten im Kontakt auswirken, bleiben dadurch jedoch unberücksichtigt. [20, 194] Hingegen erlauben insbesondere die Kernrautiefe R_k, die reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} sowie die reduzierte Riefentiefe R_{vk} [158] eine funktionsorientierte Beurteilung der Rauheit hinsichtlich ihres Einflusses auf das tribologische Verhalten (vgl. Abschnitt 2.1.2). Diese auf den Materialanteil bezogenen Kennwerte beschreiben die Tiefe des Rauheitskernprofils (R_k) sowie die gemittelten Höhen herausragender Rauheitsspitzen (R_{pk}) und aus dem Kernprofil in das Material hineinragender Riefen (R_{vk}) und lassen auf die zu erwartende Intensität der Rauheitshügelkontakte und den Abrasivverschleiß sowie auf das Rückhaltevermögen von Schmierstoff schließen [20].

Die folgenden Abschnitte geben einen Überblick über die Rauheit der Schichten und stellen Zusammenhänge zum Reibungsverhalten in den Stift-Scheibe- und Ringstauchversuchen heraus.

5.6.1 Überblick

Wie aus Bild 39 hervorgeht, ist die unbeschichtete, polierte Oberfläche der in Stift-Scheibe-Versuchen eingesetzten Rundproben aus Schnellarbeitsstahl HS6-5-2C durch einen schmalen Kernbereich der Rauheit charakterisiert, aus dem flache Spitzen und Riefen herausragen. Die Beschichtung unter dreifacher Rotation der Probekörper führt sowohl für die einlagigen Referenzschichten als auch für die lokal abgeschiedenen Schichten[11] zu einer Zunahme der Rauheit, wobei für die Höhe der Rauheitsspitzen (R_{pk}) der stärkste Anstieg zu beobachten ist. Als Ursache für den Rauheitsanstieg sind in erster Linie das stängelartige Schichtwachstum und die resultierende Oberflächentopographie zu sehen. Für die ausgeprägte Zunahme der R_{pk}-Werte sind insbesondere Wachstumsdefekte und daraus hervorgegangene Asperiten verantwortlich. Im Vergleich der einlagigen Referenzen

[11] Die Oberflächenparameter zeigen keine Abhängigkeit von der Maskierungstechnik (Stahlblechmasken, Folienmasken) und werden daher für die sequentielle bzw. die invertierte Beschichtung zusammengefasst betrachtet.

zeigen beide Schichten eine ähnliche Rauheit (keine signifikanten Unterschiede zwischen allen Parametern, *t*-Test). Wie erwartet, unterscheiden sich die Rauheitsparameter in den Oberflächenbereichen der invertiert beschichteten Probekörper, in denen die Schichten wie die Referenzschichten auf der Stahloberfläche abgeschieden wurden, weder untereinander noch von den Parametern der Referenzoberflächen. Die bereits im Rahmen der topographischen Charakterisierung festgestellte Intensivierung und Häufung der Asperiten im Fall der sequentiellen Beschichtung wirkt sich auch in den Rauheitsparametern aus: Die im zweiten Teilprozess abgeschiedene Schicht a-C:H:W (V1) zeigt über alle getesteten Oberflächen die höchsten R_k-, R_{pk}- und R_{vk}-Werte. Insbesondere im Vergleich zur Referenzoberfläche a-C:H:W (V1) ist eine signifikante Zunahme von R_k und R_{pk} zu beobachten. Ebenso unterscheiden sich R_k und R_{pk} beider Schichten der sequentiell beschichteten Probekörper signifikant.

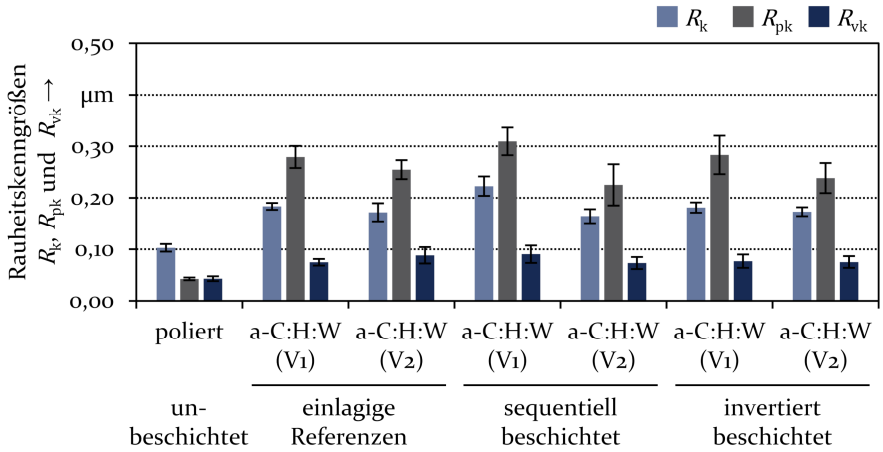


Bild 39: Rauheit der Schichtvarianten auf Rundproben unter Dreifachrotation mit erhöhten Rauheitswerten, insbesondere im Fall der sequentiell abgeschiedenen Schicht a-C:H:W (V1) (n = 5 für poliert unbeschichtet und einlagige Referenzen, n = 10 für sequentiell und invertiert beschichtet, $M \pm SD$, vgl. Tabelle A.4 im Anhang).

Es sei darauf hingewiesen, dass sich für die in Abschnitt 5.9 in Load Scanner Versuchen eingesetzten, in denselben Prozessen beschichteten rundstabförmigen Probekörper ähnliche Tendenzen der Rauheitsparameter[12]

[12] Einlagige Referenzschichten auf Stabproben:
a-C:H:W (V1) Ref.: R_k = 0,16 ± 0,02 µm, R_{pk} = 0,20 ± 0,03 µm;
a-C:H:W (V2) Ref.: R_k = 0,16 ± 0,01 µm, R_{pk} = 0,21 ± 0,03 µm;

sequentiell abgeschiedene Schicht auf Stabproben:
a-C:H:W (V1) sequ.: R_k = 0,28 ± 0,03 µm, R_{pk} = 0,34 ± 0,05 µm;
a-C:H:W (V2) sequ.: R_k = 0,15 ± 0,02 µm, R_{pk} = 0,22 ± 0,03 µm.

bestimmen lassen, wie für die zuvor beschriebenen flachen Rundproben. Trotz der geringfügig verringerten Rauheit der Referenzschichten auf Stabproben, ist der Rauheitsunterschied der beiden Schichten des sequentiell beschichteten Stabs hingegen deutlich stärker ausgeprägt, als er für die Rundproben zu beobachten ist. Die Asperiten scheinen demnach auf gekrümmten Oberflächen eine stärkere Intensivierung zu erfahren als auf den flachen Oberflächen der Rundproben.

Die in Ringstauchversuchen eingesetzten Stauchbahnen werden unter Zweifachrotation beschichtet. Trotz der im Vergleich zu den Rundproben geringeren Rauheit der polierten Stahloberfläche zeigen beide Schichtoberflächen der sequentiell beschichteten Stauchbahn höhere Rauheitsparameter (Bild 40), als die unter dreifacher Substratrotation beschichteten Rundproben. Es ist anzunehmen, dass die längere Verweildauer der Substratoberflächen vor den PVD-Targets und die angepassten Prozessdauern zur Wahrung ähnlicher Schichtdicken zu diesem Anstieg der Rauheit führen. Dennoch sind auch für die Stauchbahnen insgesamt ähnliche Tendenzen der Rauheitsparameter zu beobachten: Sowohl im Vergleich zur angrenzenden a-C:H:W (V2)-Schicht als auch zu einer, in eigenen vorausgegangenen Untersuchungen [P21] einlagig abgeschiedenen a-C:H:W (V1)-Schicht[13] zeigt a-C:H:W (V1) bei sequentieller Beschichtung eine signifikant höhere Rauheit. Somit sind sowohl die absoluten Rauheitswerte der Schichtoberflächen als auch deren Unterschiede unter zweifacher Substratrotation stärker ausgeprägt als unter Dreifachrotation. Im Hinblick auf die tribologischen Untersuchungen sei angemerkt, dass keine Vorzugsrichtung der Rauheit bezüglich der Schichtgrenze festzustellen ist.

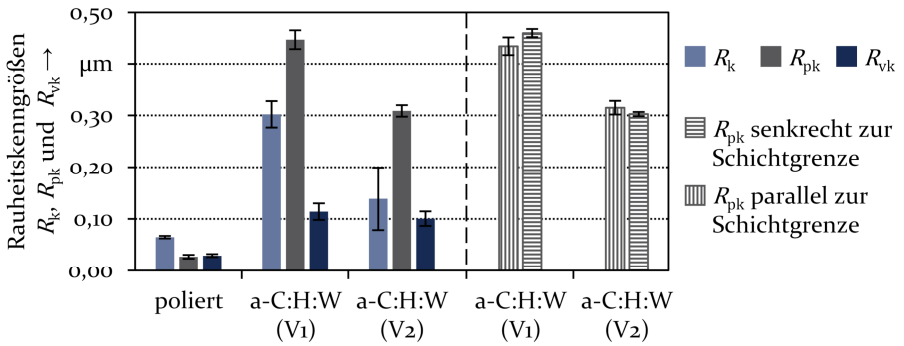


Bild 40: Rauheit der sequentiell abgeschiedenen Schichtvarianten auf Stauchbahnen unter Zweifachrotation (n = 3, $M \pm SD$, vgl. Tabelle A.5 im Anhang).

[13] Einlagige a-C:H:W (V1)-Schicht: R_k = 0,20 ± 0,02 µm, R_{pk} = 0,34 ± 0,03 µm [P21].

5.6.2 Zusammenhang zwischen Rauheit und Reibungsverhalten

Die tribologischen Vorgänge im Kontakt finden in den Bereichen sich berührender Rauheitshügel statt, sodass das Reibungsverhalten im Allgemeinen mit der Rauheit in Zusammenhang steht. Sowohl in den ungeschmierten Stift-Scheibe-Versuchen als auch in den Ringstauchversuchen zeigen beide Schichten ein Reibungsverhalten, das mit dem des unbeschichteten Kontakts mindestens vergleichbar oder sogar erheblich günstiger ist (vgl. Abschnitt 5.4 und Tabelle A.1 im Anhang). Gleichzeitig sind die beschichteten Oberflächen deutlich rauer. Während die höheren Rauheitsparameter für a-C:H:W (V1) auf den Stauchbahnen der Ringstauchversuche zu einer höheren Reibung zumindest beizutragen scheinen, unterscheiden sich die Reibungszahlen beider Schichten in den Stift-Scheibe-Versuchen trotz ähnlicher Rauheit der dort eingesetzten Probekörper. Selbst die rauere Oberfläche der sequentiell abgeschiedenen a-C:H:W (V1)-Schichtvariante führt in den Stift-Scheibe-Versuchen im Vergleich zur Referenz nicht zu höherer Reibung. Die Rauheit der Schichtoberflächen scheint demnach für das Reibungsverhalten nur eine untergeordnete Rolle zu spielen, wenngleich ein gewisser Einfluss vor allem in den Ringstauchversuchen unverkennbar ist. Es ist zu erwarten, dass unter anderem die abrasive bzw. furchende Reibungskomponente der Rauheitshügel im Kontakt mit dem Blechgegenkörper infolge dessen geringerer Härte (85 – 110 HV10 [152]) stärker zum Tragen kommt, als im Kontakt mit der gehärteten Wälzlagerkugel (740 – 900 HV10 [151]) in den Stift-Scheibe-Versuchen.

Der Einfluss der Rauheit auf das Reibungsverhalten wird im Vergleich mit weiteren tribologischen Maßnahmen der Blech- und Blechmassivumformung deutlich. In den von LÖFFLER et al. [195] und MERKLEIN et al. [143] durchgeführten Ringstauchversuchen hemmten vor allem hochvorschubgefräste und abrasiv gestrahlte Texturen auf den Stauchbahnoberflächen den Materialfluss gegenüber dem polierten Zustand. Die R_{pk}-Werte (hochvorschubgefräst: 0,49 – 1,38 µm [195]; abrasiv gestrahlt: 0,33 – 0,89 µm [143]) lagen dabei zum Teil über denen der a-C:H:W-Schichten der vorliegenden Untersuchungen. Hingegen zeigten chrombasierte Hartstoffschichten (z. B. CrN, CrAlN), die in der Regel dem Verschleißschutz der Werkzeuge dienen, in Studien von CARLSSON und OLSSON [196], GHIOTTI und BRUSCHI [197], LÖFFLER et al. [P8, P9] sowie in den eigenen vorausgegangenen Untersuchungen [P21] gegenüber amorphen Kohlenstoffschichten selbst bei geringerer Rauheit eine höhere Reibung. Neben der Rauheit beeinflussen demnach weitere Eigenschaften der Schichten, wie deren Adhäsionsneigung und mechanische Eigenschaften, das Reibungsverhalten.

5.7 Mikroskopische Charakterisierung der tribologisch beanspruchten Oberflächen im Ringstauchversuch

In den vorherigen Abschnitten wurde das charakteristische Reibungsverhalten der untersuchten Kohlenstoffschichten deutlich, die sich anhand der Rauheit der Schichtoberflächen jedoch nicht eindeutig erklären ließen. Die mikroskopische Analyse der Schicht- und Ringoberflächen gibt Aufschluss über die wirksamen Reibungs- und Verschleißmechanismen und ermöglicht es, den Beitrag der Rauheit herauszustellen.

Mikroskopische Charakterisierung der Schichtoberflächen

Wie elektronenmikroskopische Aufnahmen der Schichtoberfläche im Kontaktbereich zwischen Stauchbahn und Ring in Bild 41 bestätigen, wird das Reibungsverhalten der Schichtvariante a-C:H:W (V1) maßgeblich durch Anhaftungen von Blechwerkstoff auf der Schichtoberfläche beeinflusst. Diese sind verbreitet im Umfeld von Asperiten zu beobachten und entlang der Fließrichtung beim Stauchen orientiert (Bild 41a,c). Vereinzelt finden sich geringe Mengen an Blech auch in Vertiefungen herausgebrochener, lose gebundener Wachstumsdefekte. Dies bestätigt den zuvor bereits vermuteten, nicht zu vernachlässigenden, Anteil an Festkörperreibung trotz Einsatz von Schmierstoff. Die durchweg hohe Reibung von a-C:H:W (V1) im Ringstauchversuch scheint demnach auf eine Wechselwirkung der adhäsiven und furchenden Komponente der Reibung zurückzuführen zu sein. Es ist anzunehmen, dass die Asperiten der Schichtoberfläche sowie die aus dem stängelartigen Kornwachstum resultierende Nanorauheit bereits bei der ersten Relativbewegung zur mikroskopischen Furchung des vergleichsweise weicheren Blechhalbzeugs führen. Darüber hinaus dürfte die im Allgemeinen hohe Affinität von Eisen zu Kohlenstoff die Bildung chemischer Bindungen zwischen Blechwerkstoff und Schicht begünstigen, die schließlich ein Herausbrechen von Blechfragmenten zur Folge haben. Ausgehend von ersten sporadischen Anhaftungen ist eine schuppenartige Anhäufung und zunehmende Bedeckung der Schichtoberfläche mit Blechmaterial in Folgeversuchen anzunehmen. Die Reibung dürfte demnach auch in nicht zu vernachlässigbarem Maße durch kurzzeitige Verschweißungen von Blechmaterial sowie durch dessen Scherung beeinflusst werden. Die Schicht selbst erfährt unter der Beanspruchung abgesehen von flachen Riefen infolge herausgelöster harter Schichtfragmente keinerlei weitere Schädigung oder plastische Deformation, wie auch die FIB-Schnitte in Bild 41b,d senkrecht zur Materialflussrichtung belegen. Charakteristische Tribomechanismen amorpher Kohlenstoffschichten – etwa die Ausbildung eines

graphitisierten Tribofilms und einer Transferschicht auf der Blechoberfläche –, wie sie verbreitet in geschlossenen Tribosystemen zu beobachten sind, kommen hier nicht oder zumindest nicht ausreichend zur Wirkung, um die Schichtoberfläche vor einem Blechübertrag zu schützen. Auffällig ist zudem der intensivere Blechübertrag im Fall der Oberfläche der lokal beschichteten Stauchbahn in Bild 41c im Vergleich zum vollflächig beschichteten Referenzstauchstempel. Dies dürfte auf die höhere Anzahl akkumulierter Asperiten aufgrund der sequentiellen Beschichtung und die folglich stärker ausgeprägte Furchung zurückzuführen sein.

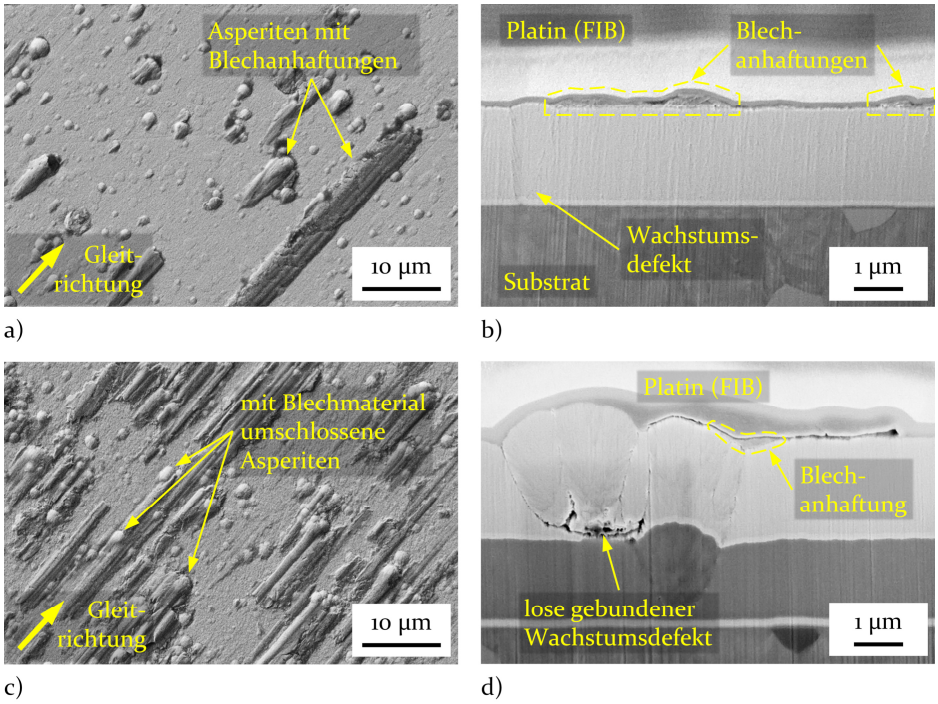
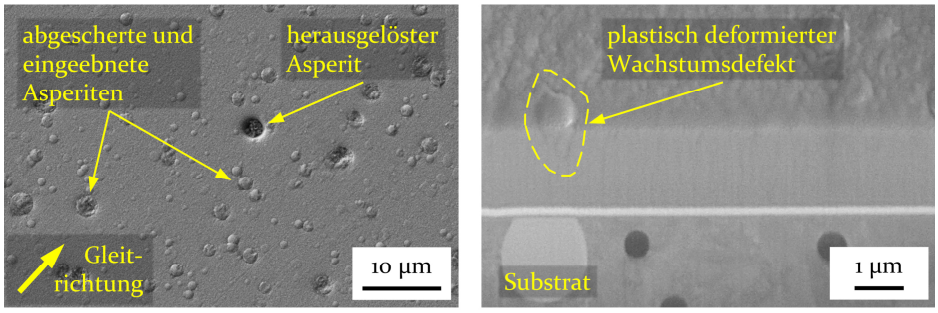


Bild 41: Repräsentative REM-Aufnahmen der mit a-C:H:W (V1) beschichteten Stauchbahnoberflächen mit Blechanhaftungen infolge von Furchung durch Asperiten in der Draufsicht und in FIB-Schnitten (45° zur Grenze der Schichten): (a,b) einlagige Referenzschicht, (c,d) sequentiell abgeschiedene Schicht.

Ein Übertrag von Werkstückwerkstoff auf die Aktivflächen beschichteter Umformwerkzeuge und die dortige Anhaftung sind nicht unerwartet. So konnten etwa HEINRICHS et al. [198] zeigen, dass Anlagerungen von Werkstoff des Gegenkörpers aus einer Aluminiumlegierung auf der kontaktierenden DLC-beschichteten Werkzeugoberfläche primär an Oberflächenerhebungen und -vertiefungen infolge von Furchung stattfanden. Zusätzlich war ein adhäsiver Materialübertrag zu beobachten. Diese Effekte

verstärkten sich sekundär in Form weiterer Anlagerungen an bereits übertragenem Material [199]. Vor allem in Prozessen der schmierstofffreien Umformung stellt der Schutz der Werkzeugoberflächen vor Materialübertrag eine zentrale Herausforderung dar. MERKLEIN et al. [200] und HENNEBERG et al. [7] konnten mit a-C:H:W-Schichten, die in Herstellung und Eigenschaften den Schichten dieser Arbeit ähneln, die Anhaftung von DC04 in Ring-Scheibe-Versuchen und Streifenziehversuchen im Vergleich zu unbeschichtetem Werkzeugstahl deutlich reduzieren.

Die elektronenmikroskopischen Aufnahmen der a-C:H:W (V2) beschichteten Oberflächen in Bild 42 weisen auf deutlich abweichende Reibungsmechanismen hin. Blechanhaftungen sind im gesamten Kontaktbereich der Stempel nicht zu beobachten. Vielmehr erscheinen topographische Erhebungen infolge von Wachstumsdefekten abgeschert oder herausgelöst und teilweise eingeebnet. Der FIB-Schnitt innerhalb des Beanspruchungsbereichs in Bild 42b lässt vermuten, dass die Funktionsschicht aus a-C:H:W die Einebnung durch plastischen Deformationen kompensiert, ohne sie auf tieferliegende Zwischenschichten oder das Substrat zu übertragen und ohne dabei Anzeichnen von Schädigungen zu zeigen.



a) b)

Bild 42: Repräsentative REM-Aufnahmen der mit a-C:H:W (V2) beschichteten Stauchbahnoberflächen mit abgescherten und deformierten Asperiten: (a) in der Draufsicht und (b) in einem FIB-Schnitt (45° zur Grenze der Schichten).

Die verschiedenen Neigungen der Schichten zur Anhaftung von Blechmaterial können im Zusammenhang mit nanostrukturellen Unterschieden infolge der Herstellbedingungen stehen. Die geringere Biasspannung im Fall von a-C:H:W (V2) hat eine verminderte Energie der Prozessgasionen zur Folge [76]. Dadurch ist die Schicht während des Aufwachsens einem weniger intensiven Ionenbeschuss ausgesetzt. Zugleich sollte der erhöhte Argongasfluss dazu führen, dass schichtbildende Neutralteilchen und am Target reflektierte Sputterionen vermehrt durch Stoßprozesse abgebremst werden und als Folge einer geringeren mittleren freien Weglänge an

Energie verlieren [76]. Daraus dürfte neben einem geringeren Anteil sp^3-hybridisierter Kohlenstoffbindungen vor allem ein höherer Wasserstoffgehalt der Schicht resultieren [76]. Für wasserstoffreiche amorphe Kohlenstoffschichten ist bekannt, dass Wasserstoff nicht nur in gebundener Form vorliegt, sondern auch Zwischengitterplätze innerhalb der a-C:H-Matrix einnimmt [201]. Werden die unter Umgebungsluft gebundenen oder adsorbierten Wasserstoffatome bzw. -moleküle an der Schichtoberfläche durch tribologische Beanspruchung abgetragen, können die Kohlenstoffatome der Oberfläche durch in der Schicht eingebetteten Wasserstoff erneut passiviert werden [202, 203]. Insgesamt resultieren weniger reaktive Kohlenstoffspezies an der Oberfläche in einer verringerten Adhäsionsneigung im tribologischen Kontakt, der auch unter den vorliegenden Mischreibungsbedingungen zur Wirkung kommen dürfte. Dieser oftmals als *Selbstheilung* bezeichnete Mechanismus [204] sollte auch in offenen Tribosystemen so bereits zu Beginn der tribologischen Beanspruchung wirksam sein, wohingegen die Bildung von graphitisierten Tribo- und Transferfilmen vor allem in geschlossenen Systemen nach wiederholenden Übergleitungen beobachtet wird. Dennoch ist nicht auszuschließen, dass neben den verringerten abrasiven und adhäsiven Reibungskomponenten sowie der teilweisen Trennung durch den Schmierstoff auch eine Graphitisierung des Schichtmaterials zur geringeren Reibung von a-C:H:W (V2) beiträgt. Temperaturspitzen von bis zu 350 °C infolge von Spannungskonzentrationen an den Asperiten führen dazu, dass der Schichtwerkstoff in den Mikrokontakten graphitisiert [15]. In ähnlicher Weise dürften auch die abgescherten Asperiten als kohlenstoffhaltige Verschleißpartikel im Kontakt sowie als lokale Transferschicht am Blechgegenkörper eine Graphitisierung erfahren. Dies wirkt der adhäsiven Anlagerung von Blechmaterial entgegen.

Bild 43 verdeutlicht, dass die charakteristischen Reibungsmechanismen selbst nahe der Grenze zwischen beiden Schichten der lokal beschichteten Stauchstempel zur Wirkung kommen. Dabei sind Anhaftungen von Blechwerkstoff und deformierte Asperiten insbesondere nahe der äußeren und inneren Ränder des Kontaktbereichs zwischen Stauchbahn und Ring zu erkennen. In Bereichen nahe der Fließscheide, in denen der Werkstückwerkstoff des Rings weder nach außen noch nach innen fließt und daher eine geringe Relativbewegung herrscht, sind die Anlagerungen weniger stark ausgeprägt. Die darüber hinaus auffallende Abweichung der Schichtgrenze von einem geradlinigen Verlauf und vereinzelte Oberflächenrisse in der Schicht sind auf die Maskenentfernung zurückzuführen und nicht die Folge der tribologischen Beanspruchung.

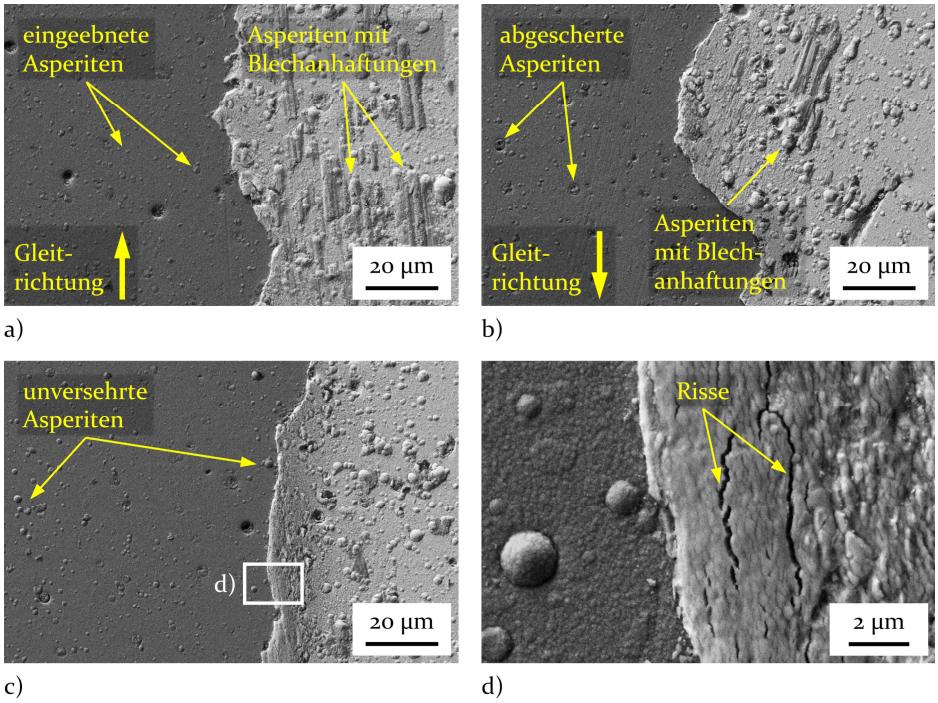


Bild 43: Typische Reibungs- und Verschleißerscheinungen im Bereich der Schichtgrenze nahe des (a) äußeren und (b) inneren Rands des Kontaktbereichs zwischen Stauchstempel und Ring sowie (c,d) nahe der Fließscheide (dargestellt sind a-C:H:W (V2) links und a-C:H:W (V1) rechts der Schichtgrenze).

Mikroskopische Charakterisierung der Ringoberflächen

Auf den Oberflächen der geformten Ringe, auf denen die EDT-Struktur größtenteils erhalten bleibt, zeichnet sich die furchende und adhäsive Beanspruchung durch Riefenbildung ab (Bild 44). Deutlich sind an den Riefenenden Konturen der Asperiten, die für die Entstehung der Riefen verantwortlich sind, zu erkennen. Ausgehend von den Bereichen der Fließscheide mit kurzen, nahezu regellos orientierten Riefen, werden die Ringoberflächen in Richtung der inneren und äußeren Ringränder zum Teil stark gefurcht. Selbst in Bereichen, die während der Umformung mit a-C:H:W (V2) in Kontakt standen, scheinen Asperiten teilweise für eine Furchung verantwortlich zu sein. Auffällig sind dabei die flachen Riefen in Bereichen nahe des äußeren Ringrandes. Diese Bereiche sind durch vergleichsweise große Gleitwege während des Stauchens charakterisiert, die, wie beschrieben, zur Abscherung und Einebnung der Asperiten führen.

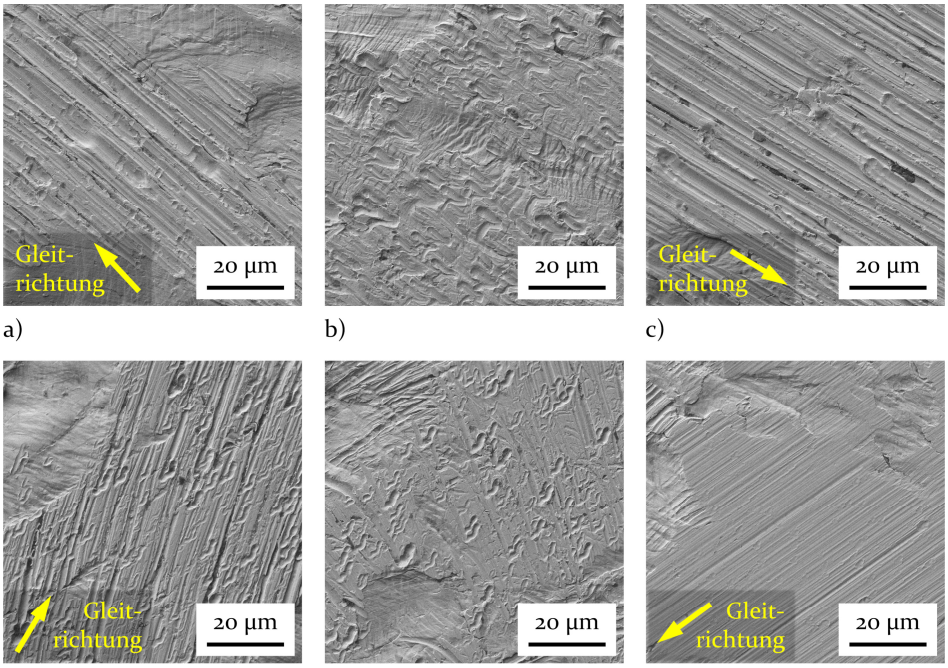


Bild 44: Typische Verschleißspuren mit Riefenbildung auf den ringförmigen Probekörpern in Bereichen, die während der Umformung mit (a–c) a-C:H:W (V1) und (d–f) a-C:H:W (V2) in Kontakt standen: nahe des (a,d) äußeren und (c,f) inneren Ringrandes sowie (b,e) nahe der Fließscheide.

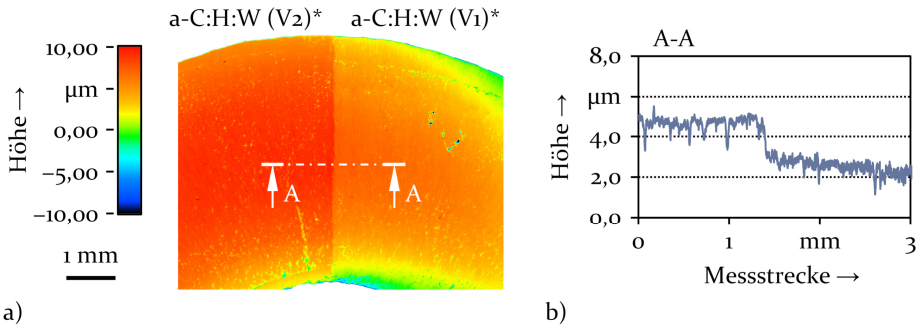
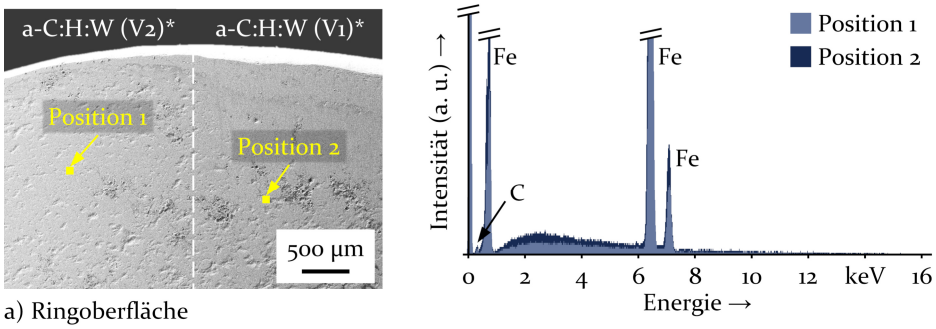


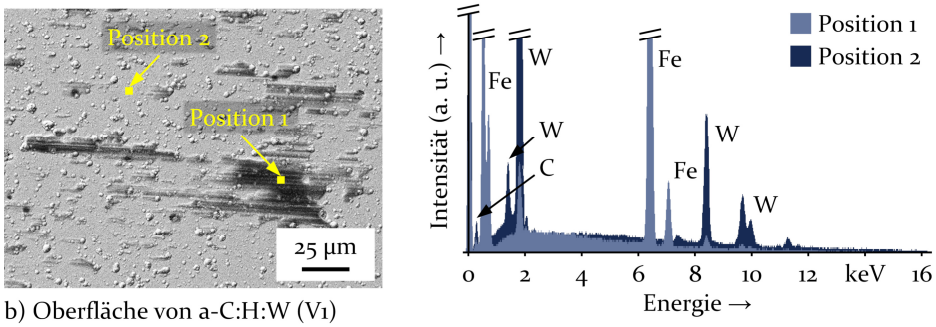
Bild 45: (a) Repräsentative LSM-Aufnahme und (b) zugehörige Höhenprofillinie einer Ringoberfläche mit Übertrag des stufenförmigen Schichtübergangs auf die Topographie des Rings (* bezeichnet die entsprechende Schicht der lokal beschichteten Stauchbahn; die Höhenprofillinie stellt den Mittelwert aus zehn parallelen, horizontalen Einzelprofillinien dar und ist bzgl. einer frei gewählten Bezugshöhe aufgetragen).

Darüber hinaus wird durch die Umformung die Topographie der beschichteten Stempel auf die Ringoberflächen übertragen. In der topographischen Aufnahme und der zugehörigen Höhenprofillinie in Bild 45 sind Höhenniveaus zu erkennen, deren Unterschied der Profilstufe im Bereich der Schichtgrenze sequentiell beschichteter Oberflächen entspricht (vgl. Abschnitt 5.3). Die definierte Schichtkante, die sich aus der Folienmaskierung ergibt, prägt sich auf den Ringoberflächen ein und ist auch dort als klare Grenze der Höhenniveaus zu erkennen.

Abgesehen von den beobachteten adhäsiven Verschleißerscheinungen des Blechgegenkörpers und den deformierten und abgescherten Asperiten der Schichtoberflächen zeigen sich für beide Schichten keine Anzeichen weiterer Reibungs- oder Schädigungsmechanismen. Wie die Aufnahmen der Schicht- und Ringoberflächen bestätigen, spielt die Bildung von Tribo- bzw. Transferfilmen und Reaktionsschichten aus Schicht- und Schmierstoffbestandteilen für das beobachtete Reibungsverhalten beider Schichten in den Ringstauchversuchen keine nennenswerte Rolle. Auch die Spektren der EDX-Analyse in Bild 46 zeigen abgesehen von Stahlanhaftungen auf den Schichtoberflächen keine elementaren Rückstände, die weder der Schicht noch dem Blechgegenkörper zugeordnet werden können. Reaktionsprodukte auf Grund- und Gegenkörpern, deren elementare Zusammensetzung auf Verschleißrückstände der Schicht und des Gegenkörpers sowie auf Schmierstoffadditive schließen ließ, wirkten sich in tribologischen Untersuchungen von KALIN und VIŽINTIN [92] und PODGORNIK et al. [93] bestimmend auf das Reibungsverhalten ähnlicher Schichten aus. Es ist allenfalls anzunehmen, dass insbesondere im Fall von a-C:H:W (V2) Verschleißpartikel der Schicht innerhalb des Schmierstoff mit Additiven in Wechselwirkung treten, ohne dass sich ein Tribofilm auf den Oberflächen bildet. Dies würde der Adhäsion von Blechmaterial entgegenwirken und weiterhin zur Verringerung der Reibung beitragen. Ausgedehnte Schädigungen der Schichten, wie sie von HETZNER et al. [4] für Kohlenstoffschichten in Load Scanner Versuchen in Form von Delamination und Rissbildung festgestellt wurden, sind nicht zu beobachten. Dafür sind vermutlich die im Ringstauchversuch auftretenden Kontaktnormalspannungen von etwa 1 GPa [27] und die durchgeführte Anzahl an Versuchswiederholungen zu gering.



a) Ringoberfläche



b) Oberfläche von a-C:H:W (V1)

Bild 46: Exemplarische REM-Aufnahme einer (a) Ringoberfläche (* bezeichnet die entsprechende Schicht der lokal beschichteten Stauchbahn) und einer (b) a-C:H:W (V1)-Schichtoberfläche und zugehörige EDX-Spektren (gekennzeichnet sind die relevanten chemischen Elemente der Schichten und des Stahlsubstrats).

5.8 Einfluss der mechanischen Schichteigenschaften auf das tribologische Verhalten

Insbesondere in den Ringstauchversuchen zeigte sich, dass das Reibungsverhalten nicht zuletzt auf die Furchung des Blechmaterials durch Asperiten auf der Schichtoberfläche zurückzuführen ist. Diese war für a-C:H:W (V1) besonders ausgeprägt und anhand von anhaftendem Blechmaterial gut zu erkennen. Für a-C:H:W (V2) waren hingegen allenfalls auf der Oberfläche des Blechrings Anzeichen von Furchung zu beobachten, während die Asperiten der Schichtoberfläche vor allem plastische Deformationen erfuhren oder abgeschert wurden. Das Reibungsverhalten scheint demnach im Zusammenhang mit der mechanischen Beanspruchbarkeit der Schichten zu stehen, die ihrerseits wesentlich von der Härte und der Elastizität des Schichtwerkstoffs beeinflusst wird. Bild 47 stellt die Eindringhärten H_{IT} und die Eindringmoduln E_{IT} der Schichtvarianten auf Rundproben gegenüber (vgl. Tabelle A.6 im Anhang).

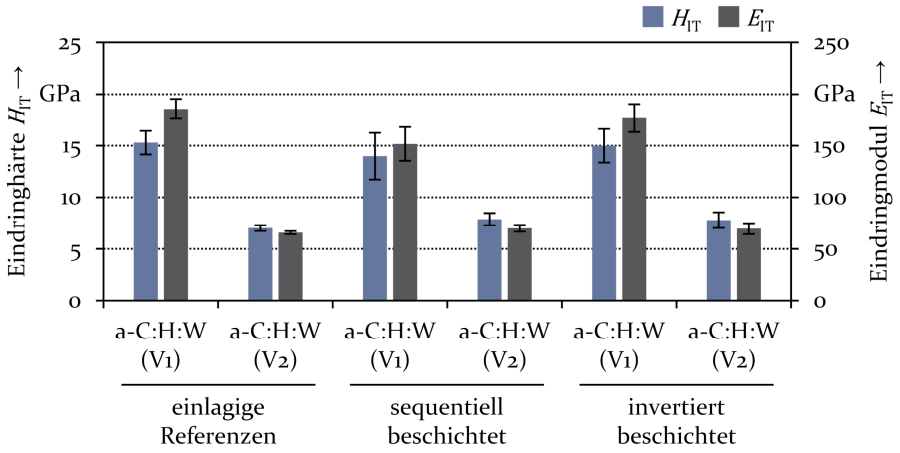


Bild 47: Eindringmodul und Eindringhärte der Schichtvarianten[14] ($n \geq 13$, $M \pm SD$).

Im Vergleich der beiden Schichten zeigt a-C:H:W (V1) höhere Eindringhärten und Eindringmoduln als a-C:H:W (V2). Auffällig sind dabei die geringfügig niedrigeren Werte der Eindringmoduln der sequentiell abgeschiedenen a-C:H:W (V1)-Schicht (151,7 ± 12,6 GPa) gegenüber den einlagigen und invertiert abgeschiedenen Varianten (180,2 ± 12,9 GPa). Das Verhältnis von Eindringhärte zu Eindringmodul als Maß des Widerstands des Schichtwerkstoffs gegen plastische Verformung ist in der Form H_{IT}^3/E_{IT}^2 für a-C:H:W (V1) leicht höher als für a-C:H:W (V2) (Tabelle 5). Die unter Zweifachrotation auf Stauchbahnen abgeschiedenen Schichtvarianten zeigen vergleichbare Kennwerte [P21].

Tabelle 5: H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis der Schichtvarianten ($n \geq 13$, $M \pm SD$).

		H_{IT}^3/E_{IT}^2
a-C:H:W (V1)	einlagig	0,107 ± 0,018
	sequentiell beschichtet	0,120 ± 0,033
a-C:H:W (V2)	einlagig	0,096 ± 0,019

Die Messwerte beider Schichten ordnen sich in den Bereich typischer Literaturwerte vergleichbar hergestellter a-C:H:W-Schichten ein, wobei verbreitet auch höhere Eindringhärten und -moduln erzielt werden [80, 177, 178]. Eine erhebliche Steigerung der mechanischen Kennwerte lässt sich vor allem mittels alternativer Abscheidungsverfahren, beispielsweise nach

[14] Die mechanischen Kennwerte zeigen keine Abhängigkeit von der Maskierungstechnik (Stahlblechmasken, Folienmasken) und werden daher für die sequentielle bzw. die invertierte Beschichtung zusammengefasst betrachtet.

dem Prinzip des *high power impulse magnetron sputtering* (HiPIMS), erzielen, bei dem durch hohe Pulsleistungen am Sputtertarget eine Intensivierung der Ionisierung und in der aufwachsenden Schicht eine Phasenumwandlung der Wolframcarbidcluster erreicht wird [205]. Gegenüber dem Stahlsubstrat ($H_{IT} \approx 9{,}1$ GPa, $E_{IT} \approx 247{,}9$ GPa) sind die Schichten weniger steif, im Fall von a-C:H:W (V1) dabei deutlich härter und a-C:H:W (V2) geringfügig weicher.

Die Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften amorpher Kohlenstoffschichten werden in der Fachliteratur oft auf Änderungen der Schichtstruktur und der chemischen Zusammensetzung zurückgeführt, die ihrerseits durch die Bedingungen des Herstellprozesses bestimmt werden. Für a-C:H:W-Schichten, die den hier untersuchten Schichten in Herstellung und Aufbau ähneln, konnte HETZNER Abhängigkeiten der Schichteigenschaften von den Prozessparametern der Schichtherstellung identifizieren [10]. Demnach sollten im Vergleich der Schichten die höheren Werte für Eindringhärte und -modul von a-C:H:W (V1) vor allem auf den geringeren Acetylengasfluss und die höhere Biasspannung zurückzuführen sein. Bedingt durch den niedrigen Acetylengasfluss stehen weniger Kohlenstoffwasserstoffmoleküle für die Schichtbildung zur Verfügung, sodass ein geringerer Kohlenstoffgehalt der Schicht a-C:H:W (V1) und ein erhöhter Volumenanteil der Wolframcarbidcluster zu erwarten ist [179]. Härte und Elastizität der Nanokompositschicht dürften in diesem Fall wesentlich durch das enthaltene Wolfram bestimmt werden [206, 207]. Gleichzeitig sollten sich die höhere Biasspannung und der geringere Argongasfluss im Fall von a-C:H:W (V1), wie in Abschnitt 5.7 beschrieben, in einem höheren Anteil sp^3-hybridisierter Kohlenstoffbindungen bei gleichzeitig geringerem Wasserstoffanteil in der a-C:H-Matrix der Schicht äußern, die infolgedessen an Dichte und Steifigkeit zunimmt [76]. Die niedrigeren Werte für Eindringhärte und -modul für a-C:H:W (V2) dürften somit infolge des höheren Acetylengasflusses vor allem auf einen dominierenden Einfluss der a-C:H-Matrix zurückzuführen sein. Die geringere Steifigkeit von a-C:H:W (V1) bei sequentieller Abscheidung dürfte aus den Eigenschaften der darunterliegenden Schicht a-C:H:W (V2) resultieren. Es ist anzunehmen, dass sich das elastische Spannungsfeld um den Prüfkörper während der instrumentierten Eindringprüfung (vgl. Abschnitt 4.7) auch bei Eindringtiefen kleiner als 10 % der Schichtdicke von a-C:H:W (V1) so tief in das Material ausbreitet, dass ein Einfluss der weicheren Schicht a-C:H:W (V2) nicht ausgeschlossen werden kann [208]. In der Folge wird der Eindringmodul von a-C:H:W (V1) unterschätzt. Außerdem tragen vermutlich die in der Morphologie beobachteten Poren (vgl. Abschnitt 5.5.1) zur Minderung der Steifigkeit bei.

Die Asperiten auf den Oberflächen der beiden Schichten verhalten sich unter Beanspruchung im tribologischen Kontakt mit dem Blech deutlich unterschiedlich. Als Folge des Beanspruchungskollektivs aus Umformkraft und Fließbewegung des Blechs während der Umformung sind Spannungskonzentrationen an den Asperiten anzunehmen [15], die für a-C:H:W (V2) die Fließgrenze des Schichtmaterials überschreiten. Auch die kurzzeitige Adhäsion von Blechmaterial an den Asperiten – ähnlich wie es für a-C:H:W (V1) zu beobachten ist – und die Entstehung hoher plastischer Dehnungen ist nicht auszuschließen. In der Konsequenz werden die Oberflächenerhebungen plastisch verformt oder abgetragen. Im Fall von a-C:H:W (V1) sind bei vergleichbaren Spannungen hingegen keine plastischen Dehnungen zu beobachten. In der Literatur wird wasserstoffreichen a-C:H-Schichten ein viskoplastisches Materialverhalten zugesprochen [209, 210]. Dies dürfte im vorliegenden Fall vor allem auf die a-C:H-Matrix der Variante a-C:H:W (V2) zutreffen, wobei die Wolframcarbidcluster zur Stabilisierung der Struktur beitragen. Die höhere Beanspruchbarkeit von a-C:H:W (V1) spiegelt sich auch im größeren $H_{\mathrm{IT}}^3/E_{\mathrm{IT}}^2$-Verhältnis wider. Zudem sollte a-C:H:W (V2) infolge der geringeren Härte eine niedrigere Scherfestigkeit besitzen [21], die ein Abscheren der Asperiten wahrscheinlicher macht. Ähnlich der Asperiten dürften auch die Rauheitshügel eine Einglättung erfahren. Der aus dem stängelförmigen Wachstum resultierenden Nanotopographie von Kohlenstoffschichten schrieben WESTLUND et al. [211] hinsichtlich der Anlagerung von Gegenkörperwerkstoff sogar eine größere Bedeutung zu als den Asperiten in der Mikrotopographie infolge von Wachstumsdefekten. Da sich die nanotopographischen Rauheitshügel der härteren Schicht a-C:H:W (V1) weniger stark einglätten dürften, sollte sich demnach der Materialübertrag intensivieren.

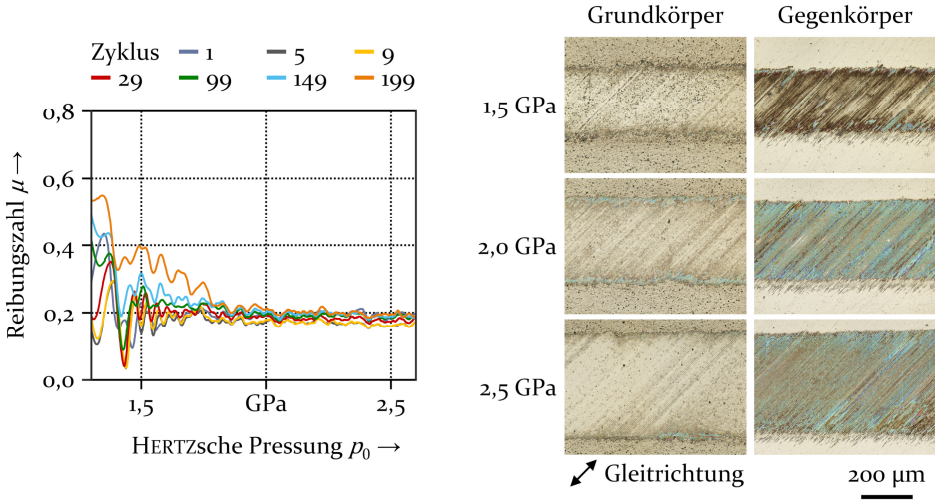
STEINER et al. [212] beschrieben in analytischen und experimentellen tribologischen Untersuchungen an Kohlenstoffschichten ein ähnliches Verhalten. Sie berücksichtigten in ihren analytischen Verschleißmodellen neben der plastischen Deformation des weicheren Gegenkörpers aus 100Cr6 auch die Scherung von Oberflächenerhebungen der wesentlich härteren DLC-Schicht des Grundkörpers. Die Ursache dafür sahen die Autoren in hohen Kontaktspannungen in den Mikrokontakten, in denen zudem hohe Spitzentemperaturen eine Graphitisierung des Schichtmaterials bewirkten [15]. Sollten sich die graphitisierten Verschleißpartikel, wie von STEINER et al. [212] angenommen, in Tälern des Rauheitsprofils ablagern, könnten sie auch im Fall von offenen Tribosystemen teilweise auf der Schicht verbleiben und somit längerfristig zu geringer Reibung beitragen.

Außerdem erscheint es möglich, dass sich das gegenüber a-C:H:W (V1) weichere metallische Substrat unter Belastung teilweise elastisch verformt, während für die Wachstumsdefekte in der Schicht und für die Asperiten an der Schichtoberfläche keine Deformationen zu beobachten sind [15]. Die vergleichsweise weiche Zwischenschicht a-C:H:W (V2) bei sequentieller Beschichtung dürfte zu ähnlichen Effekten führen.

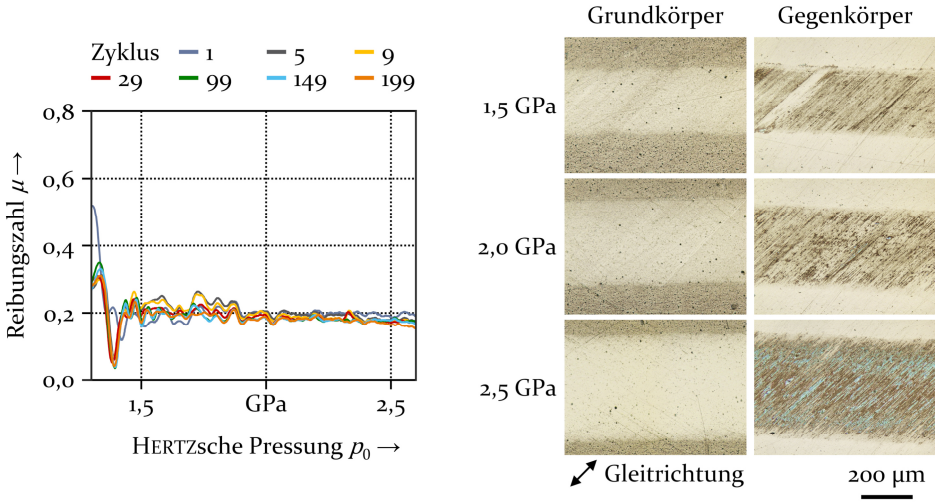
5.9 Verschleißverhalten im Load Scanner

Die in den vorherigen Abschnitten beschriebenen Stift-Scheibe- und Ringstauchversuche stellten insbesondere die unterschiedlichen Reibungsverhalten der Schichten heraus. Während der Beanspruchungsdauer und unter den wirkenden Beanspruchungskollektiven wurden Verschleiß oder Schädigungen, die eine genauere Beurteilung der Beanspruchbarkeit der Schichten erlauben würden, nicht beobachtet. Daher werden die Schichten in wiederholten Load Scanner Versuchen einer höheren Belastung im ungeschmierten Gleitkontakt ausgesetzt. Der Fokus liegt dabei auf dem Einfluss des zweistufigen Schichtherstellungsprozesses und der Schichtgrenzen auf das Verschleißverhalten lokal beschichteter Oberflächen.

In Bild 48 sind exemplarische Reibungszahlverläufe für die einlagigen Referenzschichten im Load Scanner Versuch dargestellt. Außerdem zeigen Bild 49 und Bild 50 Ergebnisse für eine sequentiell abgeschiedene Schicht a-C:H:W (V1). Die Prüfungen wurden unter linear zu- und abnehmender Normalkraft mittels Kraft-Weg-Kopplung über insgesamt 200 Zyklen durchgeführt, wobei ausschließlich Reibungszahlverläufe der Belastungszyklen (gekennzeichnet durch eine ungerade Nummerierung) dargestellt sind. Die für Pressungen bis 1,5 GPa zu beobachtenden starken Schwankungen der Reibungszahl sind die Folge prüfstandbedingter und messtechnischer Einflüsse. Die Verläufe der Reibungszahlen in Abhängigkeit der HERTZschen Pressung geben in der Regel ein erstes Indiz für den Eintritt von Verschleiß und Schädigungen und werden daher im Folgenden diskutiert.



a) einlagige Referenz a-C:H:W (V1)



b) einlagige Referenz a-C:H:W (V2)

Bild 48: Ausgewählte Verläufe der Reibungszahl über der Kontaktpressung im Load Scanner Versuch sowie zugehörige Verschleißerscheinungsbilder für (a) a-C:H:W (V1) mit vereinzelten Stahlanhaftungen auf dem beschichteten Grundkörper und (b) a-C:H:W (V2).

Beide Referenzschichten zeigen innerhalb der ersten Testzyklen ein ähnliches Reibungsverhalten (Bild 48). In einem Pressungsbereich von 1,5 GPa bis 2,7 GPa sind für beide Schichten nahezu pressungsunabhängige Reibungszahlen von etwa 0,20 zu beobachten. Ab dem 30. Zyklus bis zum Ende des Versuchs steigt die Reibung für a-C:H:W (V1) im Bereich geringer HERTZscher Pressungen (< 1,8 GPa) kontinuierlich an, was auf Anhaftungen von Stahl des Gegenkörpers zurückzuführen ist, die nach Versuchsende

innerhalb der Spur sowie vor allem in deren Randbereichen zu beobachten sind. Vermutlich führen die Asperiten auf der Schichtoberfläche in ähnlicher Weise zur Furchung des Gegenkörpers und ersten Anhaftungen auf der Schicht, wie sie auch in den Ringstauchversuchen für die Anlagerung von Blechwerkstoff verantwortlich waren. Interessanterweise sind ab Pressungen größer 1,8 GPa keine Materialanhaftungen innerhalb der Reibspur festzustellen und die Asperiten scheinen unter der Belastung abgeschert. Furchen innerhalb der Spur sind allerdings über den gesamten Lastbereich zu beobachten. a-C:H:W (V2) zeigt hingegen auch über den Versuchsumfang von 200 Zyklen keine Materialanhaftungen und nur eine schwache Furchung. Die Glättung der Reibungszahlverläufe mit zunehmender Zyklenzahl ist analog zu den Ringstauchversuchen auf die Einglättung der Asperiten zurückzuführen. In beiden Fällen zeigen die Gegenkörper eine starke Furchung und Spuren von tribochemischen Verschleiß. Letzterer tritt vermutlich im Kontakt des Gegenkörpers mit verschleppten oder zurückübertragenen Stahlfragmenten auf. Beide Verschleißformen sind für den Gegenkörper von a-C:H:W (V1) intensiver ausgeprägt.

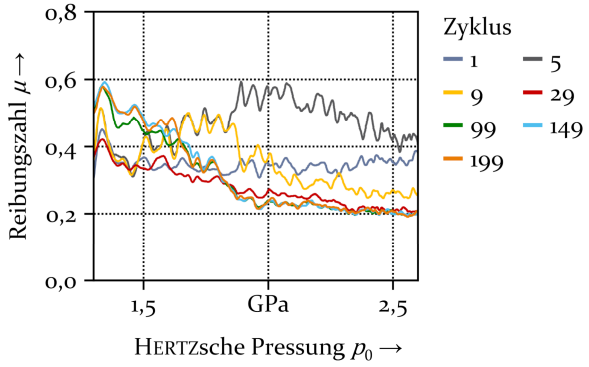


Bild 49: Verläufe der Reibungszahl über der Kontaktpressung im Load Scanner Versuch mit Hinweisen auf Schädigungen der sequentiell hergestellten Schicht a-C:H:W (V1).

Wie aus Bild 49 hervorgeht, weist die sequentiell hergestellte Schicht a-C:H:W (V1) anfänglich Reibungszahlen um 0,40 und damit infolge der höheren Rauheit (vgl. Abschnitt 5.6) ein höheres Reibungsniveau als die Referenzschicht auf. In den mikroskopischen Aufnahmen der Reibspur nach Versuchsende (Bild 50) sind neben Stahlanhaftungen an den Spurrändern vor allem übertragener Gegenkörperwerkstoff und ausgedehnte Schädigungen innerhalb der Spur zu erkennen. Wie die topographischen Aufnahmen verdeutlichen (Bild 50a), versagt ab Pressungen von ca. 1,8 GPa überwiegend die etwa 2 µm dicke Deckschicht aus a-C:H:W (V1), sodass die im ersten Teilprozess der sequentiellen Schichtherstellung vollflächig

abgeschiedene Schicht a-C:H:W (V2) lokal freigelegt wird. Ab HERTZschen Pressungen von etwa 2,2 GPa sind vereinzelt auch Ausbrüche bis zum Substrat zu beobachten (Bild 50b). Fragmente von Stahl des Gegenkörpers im Umfeld der Ausbrüche lassen vermuten, dass es an Stellen lokaler Anhaftungen zu einer Erhöhung der Reibung und in der Folge zu einer Überbeanspruchung der Schicht kommt. Es ist anzunehmen, dass sich über mehrere Zyklen hinweg vor allem Schubrisse unter der Oberfläche ausbreiten und bei Erreichen der Grenzfläche zur a-C:H:W (V2)-Zwischenschicht sowie bei deutlicher Schwächung des Werkstoffs zur Delamination von Schichtfragmenten führen. Ähnliche Beobachtungen machten auch HETZNER et al. [4] an einlagigen a-C:H:W-Schichten. Gleichzeitig kommt es zu einer fortschreitenden Anlagerung von Gegenkörperwerkstoff auf der Schichtoberfläche, die infolge der höheren Rauheit im Vergleich zur Referenz deutlich ausgeprägter ist. Für die Schicht hat dies eine Intensivierung der Beanspruchung zur Folge, die in einer extensiven Schädigung derselben resultiert. Mit der Delamination der Schicht sinkt auch die Reibung in den folgenden Zyklen bis zum Versuchsende und unterschreitet das anfängliche Reibungsniveau. Dazu tragen auch Rückstände von Schichtmaterial in den Reibspuren der Gegenkörper sowie die verminderte Furchung derselben bei. Im Bereich kleinerer Pressungen, in denen die Deckschicht bis zum Versuchsende standhält, steigt die Reibung durch die fortschreitende Anlagerung von Gegenkörperwerkstoff dagegen an.

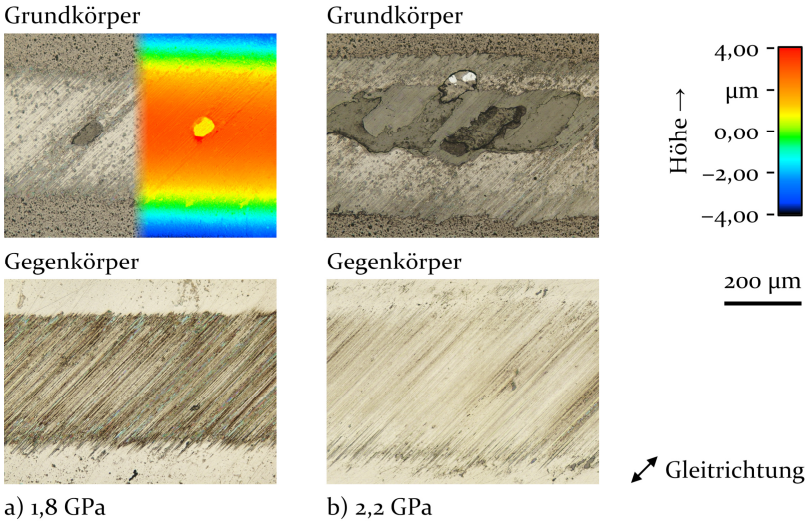


Bild 50: Verschleißerscheinungsbilder der unbeschichteten Gegenkörper und der sequentiell beschichteten Grundkörper mit Ausbrüchen der a-C:H:W (V1) Deckschicht bei Kontaktpressungen von (a) 1,8 GPa und (b) 2,2 GPa im Load Scanner Versuch mit linear zu- und abnehmender Normalkraft.

Die Beanspruchbarkeit des sequentiell abgeschiedenen Schichtsystems scheint somit durch den zweistufigen Herstellungsprozess geschwächt, zumal die einlagige Referenzschicht den Beanspruchungen ohne Schädigungen bis zum Versuchsende standhält. Dies beschränkt den Einsatzbereich derartiger Schichtsysteme im Gleitkontakt auf Pressungen kleiner 1,8 GPa.

Insbesondere die Übergangsbereiche zwischen den lokal beschichteten Oberflächen sind in Bezug auf Verschleiß und Schädigungen als kritisch anzusehen. Zur Beurteilung des tribologisch-mechanischen Verhaltens unter unterschiedlichen Lastniveaus werden daher die Schichtgrenzen sequentiell und invertiert beschichteter Stabproben unter konstanten Kontaktpressungen im Load Scanner Versuch getestet. Bild 51 zeigt beispielhaft die Reibungszahlverläufe für eine sequentiell beschichtete Stabprobe unter einer HERTZschen Pressung von 2,1 GPa (±6 %) sowie den zugehörigen Bereich der Schichtgrenze.

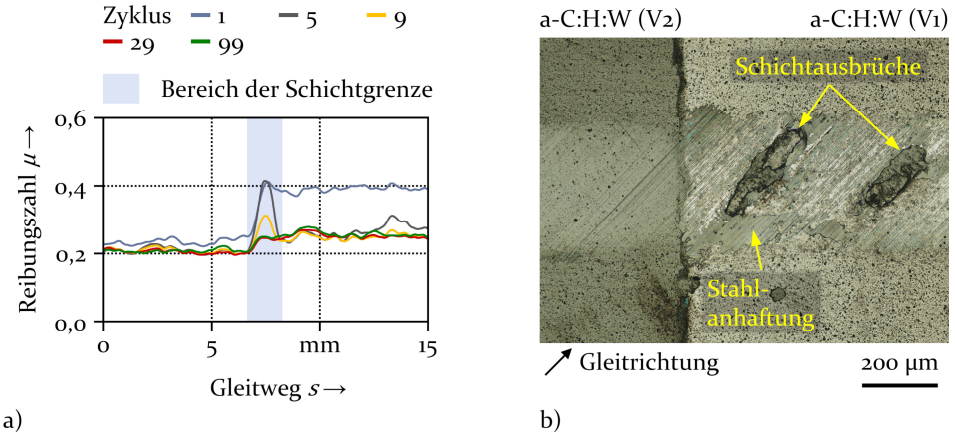
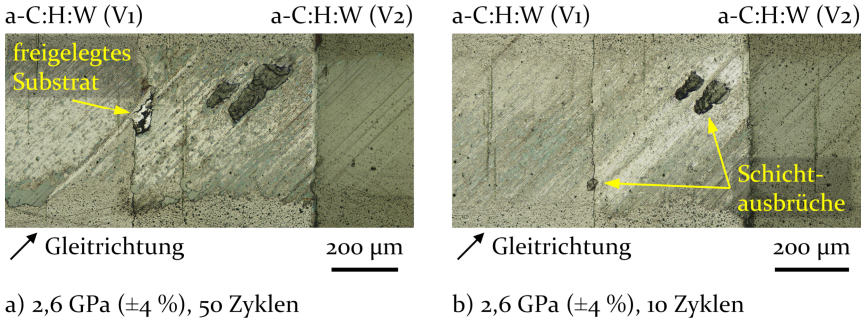


Bild 51: (a) Reibungszahlverläufe in Abhängigkeit des Gleitwegs und (b) Verschleißerscheinungsbild im Übergangsbereich einer sequentiell beschichteten Stabprobe im Load Scanner Versuch nach 100 Zyklen bei einer Kontaktpressung von 2,1 GPa (±6 %).

Für die verschieden beschichteten Bereiche der Stabproben sind unterscheidbare Reibungszahlniveaus festzustellen, die sich mit zunehmender Zyklenzahl sowie mit steigender Kontaktpressung einander annähern. Neben Stahlanhaftungen an der Schichtkante sind auch Schädigungen im Bereich der Schichtgrenzen zu beobachten, die ausschließlich als Ausbrüche der Schicht a-C:H:W (V1) ab Kontaktpressungen von 2,1 GPa (±6 %) auftreten (Bild 51b). Im invertiert beschichteten Fall liegt die schädigungskritische Pressung bei 2,6 GPa (±4 %). Während sich die Ausbrüche bei sequentiell beschichteten Stabproben auf Bereiche zwischen 30 und 130 µm hinter der Grenze beschränken, weisen invertiert beschichtete Proben

zusätzlich Defekte an den Schichtkanten des überlappenden Übergangsbereichs auf, bei denen das Substrat teilweise freigelegt wird (Bild 52a).

Bei Untersuchungen des Schädigungsverlaufs in Abhängigkeit der Zyklenzahl bei einer Beanspruchung von 2,6 GPa (±4 %) sind im Fall einer sequentiellen Beschichtung innerhalb der ersten 50 Zyklen keinerlei Schädigungen festzustellen. Nach 75 Zyklen sind erste Ausbrüche der Deckschicht a-C:H:W (V1) zu beobachten. Dies legt die Vermutung nahe, dass selbst höhere Beanspruchungen kurzzeitig ertragen werden können. Dagegen werden für invertiert beschichtete Proben bereits nach 10 Zyklen erste Schichtdefekte sichtbar (Bild 52b), womit sich die Übergänge als deutlich weniger überlastsicher erweisen. Die Haft- und Zwischenschichten aus Chrom bzw. Wolframcarbid sorgen zwar auf dem Substrat aus Schnellarbeitsstahl für eine gute Haftung und ausreichende Beanspruchbarkeit der Kohlenstoffschichten, nicht aber in deren überlappendem Übergangsbereich.



a) 2,6 GPa (±4 %), 50 Zyklen b) 2,6 GPa (±4 %), 10 Zyklen

Bild 52: Verschleißerscheinungsbilder im Übergangsbereich einer invertiert beschichteten Stabprobe im Load Scanner Versuch.

5.10 Bewertung des Reibungsverhaltens mittels Formfüllsimulation eines Vorwärts-Fließpressprozesses

Das Reibungsverhalten der untersuchten Kohlenstoffschichtvarianten und dessen Einfluss auf das Umformergebnis wird in einer Formfüllsimulation eines Voll-Vorwärts-Fließpressprozesses bewertet. Die Simulationen wurden in Kooperation mit dem Teilprojekt C01 „Reibgesetz“ des Sonderforschungsbereichs Transregio 73 am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der FAU Erlangen-Nürnberg durchgeführt. Die Variante dieses Blechmassivumformprozesses dient der Ausformung rechteckiger Mitnehmerelemente und dreieckiger Verzahnungselemente in alternierender Anordnung an einer Blechronde. Bild 53 stellt den Aufbau des Werkzeugs dar.

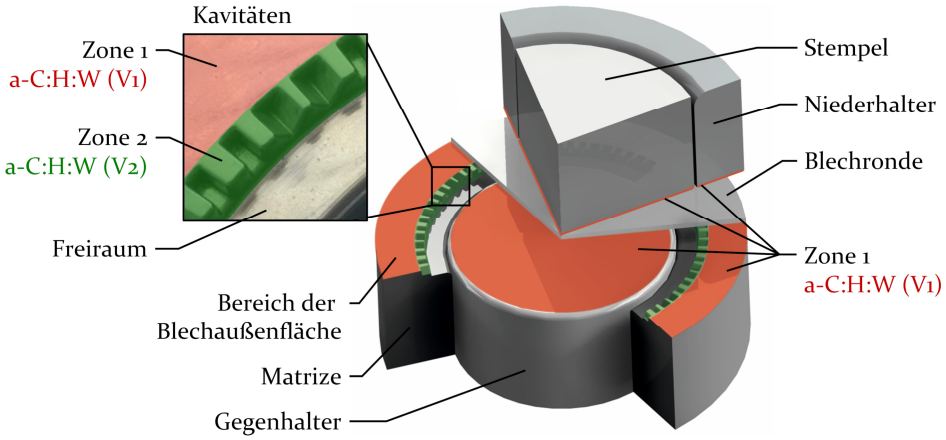


Bild 53: Werkzeugkonzept des Vorwärtsfließpressprozesses mit tribologischen Zonen nach [P9] sowie Anordnung der Kohlenstoffschichten basierend auf ihrem hemmenden (a-C:H:W (V1)) und begünstigenden (a-C:H:W (V2)) Effekt auf den Materialfluss.

Die Umformung der zentrisch auf der Matrize positionierten Blechronde aus DC04 (Ø 120 × 2 mm) erfolgt durch einen Stempelhub von 1,7 mm. Dabei fließt das Material in die Kavitäten der Matrize und formt die Funktionselemente aus. Gegen- und Niederhalter wirken ungewünschten Bauteilverformungen entgegen. Die numerische Simulation des Umformprozesses erfolgt in der Simulationssoftware Simufact.forming 12.0.1 (Firma SIMUFACT ENGINEERING). Das Simulationsmodell bildet ein 10° Segment des rotationssymmetrischen Bauteils ab, das jeweils ein Mitnehmer- und ein Verzahnungselement umfasst. Weitere Informationen zur Prozessauslegung sowie zur Implementierung der Simulation können den Arbeiten von GRÖBEL et. al [145, 213] entnommen werden.

Innerhalb des Werkzeugsystems können vereinfacht zwei Zonen unterschiedlicher tribologischer Beanspruchungen identifiziert werden, die sich entscheidend auf den Materialfluss und damit auf das Umformergebnis auswirken [214]. Die Bedingungen in der *Zone 1* (*rot* in Bild 53) im Bereich des Stempels und Gegenhalters sowie im Kontakt des Werkstücks mit dem Niederhalter und dem Außenbereich der Matrize zeichnen sich durch niedrige Kontaktnormalspannungen und geringe Gleitwege und Oberflächenvergrößerungen aus. In der hochbelasteten *Zone 2* (*grün*) erfährt das Blechmaterial bei der Ausformung der Kavitäten hingegen eine starke Vergrößerung der Oberfläche bei gleichermaßen hohen Gleitwegen. Diese örtlich veränderlichen tribologischen Beanspruchungen begünstigen einen Materialfluss in Richtung der Bereiche geringerer Belastung, sodass die Funktionselemente nicht vollständig ausgeformt werden. Unter der Annahme eines globalen Reibfaktors von 0,1, wie er für geläppte

Werkzeugflächen und den Einsatz von Schmierstoff typisch ist, beträgt die Formfüllung des Rechteckelements lediglich 83,6 %. Gleichzeitig nimmt das Materialvolumen im Freiraum zwischen den umlaufend angeordneten Funktionselementen und dem Gegenhalter sowie in der Blechaußenfläche im Vergleich zum Ausgangsvolumen sogar zu. Für das dreieckige Verzahnungselement kann bereits im Referenzzustand eine hohe Formfüllung erzielt werden, sodass sich die folgenden Untersuchungen zur Formfüllung auf das rechteckige Mitnehmerelement beschränken.

Die lokale Anpassung der Reibungsbedingungen kann die Ausformung der Funktionselemente verbessern. Der hohe Reibfaktor von a-C:H:W (V1) (0,161) in der Zone 1 soll den Werkstofffluss vor allem im äußeren Bereich hemmen, während a-C:H:W (V2) mit geringerem Reibfaktor (0,118) in den Kavitäten günstigere Reibungsbedingungen ermöglicht. Wenngleich das Reibungsniveau von a-C:H:W (V2) leicht über dem der geläppten Oberfläche liegt, sollte die Schicht insbesondere unter den hohen Beanspruchungen in Zone 2 zur Verringerung von abrasivem und adhäsivem Verschleiß beitragen. Während die vollflächige Beschichtung der Aktivflächen des Stempels, des Niederhalters und des Gegenhalters getrennt erfolgen kann, ist zur Beschichtung der Kavitäten und des Außenbereichs der Matrize eine lokale Beschichtung, wie sie in den vorangegangenen Abschnitten behandelt wurde, erforderlich. Für lokal angepasste Reibfaktoren ergibt die Simulation eine gesteigerte Formfüllung der Rechteckkavitäten auf 85,3 %. Als Folge der höheren Reibung kann die Aufdickung im Bereich der Blechaußenfläche um 1,3 % reduziert werden. Der Werkstoff fließt jedoch nicht ausschließlich in die Kavitäten. Der einseitige Kontakt von Stempel und Werkstück im Freiraum zwischen den Funktionselementen und dem Gegenhalter bewirkt eine geringere Reibung als in den umliegenden Werkzeugbereichen, sodass es dort zu einer Zunahme des Materialvolumens um 2,0 % kommt. Das insgesamt höhere Reibungsniveau im Fall lokal angepasster Reibungsbedingungen führt im Vergleich zum geläppten Zustand auch zu einer höheren erforderlichen maximalen Umformkraft (+17 %).

Die Simulationsstudie zeigt, dass der Materialfluss in Richtung der Blechaußenfläche zugunsten einer gesteigerten Formfüllung durch die lokal unterschiedlichen Reibfaktoren der a-C:H:W-Schichten gehemmt werden kann. Der Einsatz alternativer tribologischer Modifikationen mit höheren Reibfaktoren, wie Texturen in den Werkzeugoberflächen, führt zu deutlich stärkeren Effekten auf den Materialfluss [P9]. LÖFFLER et al. [144] beschränkten sich in ihrer Studie allerdings auf das Texturieren von Stempel, Niederhalter und Gegenhalter, während die Matrize im unmodifizierten Zustand mit niedriger Reibung eingesetzt wird. Insbesondere der

hochbelastete Bereich der Kavitäten ist somit vor allem im Fall von Mangelschmierung der Gefahr abrasiven und adhäsiven Verschleißes ausgesetzt. Diese Risiken könnten durch den Einsatz von Kohlenstoffschichten vermindert werden. Von Nachteil ist zudem, dass sich die Texturgeometrie in die Bauteiloberfläche überträgt [144] und dort, etwa durch Kerbwirkung, das Bauteil schwächen oder dessen Funktionsfähigkeit einschränken kann. Die zu erwartenden höheren erforderlichen Umformkräfte stellen darüber hinaus eine gesteigerte Beanspruchung der Werkzeuge dar. Kohlenstoffschichten könnten hier zum Schutz der Texturen vor Verschleiß beitragen und die Reibung über das Potential der Textur hinaus beeinflussen.

5.11 Zusammenfassung und Fazit

Die Untersuchungen dieses Kapitels zeigen, wie amorphe Kohlenstoffschichten in verschiedenen Bereichen einer Oberfläche eingesetzt werden können, um den Zustand der Reibung lokal zu beeinflussen. Durch eine geeignete Wahl der Herstellbedingungen wurden zwei Varianten wolframmodifizierter amorpher Kohlenstoffschichten erzeugt (a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2)), die sich in ihrem tribologischen Verhalten unterscheiden. Alle untersuchten Maskierungstechniken (Folien- und Stahlblechmasken) und Maskierungsstrategien (invertierte bzw. sequentielle Beschichtung) ermöglichten es gleichermaßen, die charakteristischen Verhalten der Schichten unter trockenen Kontaktbedingungen sowie unter Mischreibung in Stift-Scheibe- und Ringstauchversuchen voneinander abzugrenzen. Insbesondere im Hinblick auf die lokale Beschichtung komplex geformter Werkzeugoberflächen stellen Folienmasken somit eine vielversprechende Alternative zu starren Blechmasken dar, wenngleich zu berücksichtigen ist, dass die elektrisch isolierende Wirkung der Folien auf den Substratoberflächen die Stabilität des Beschichtungsprozesses beeinträchtigen kann.

Der Topographie und den mechanischen Eigenschaften der a-C:H:W-Schichten kommen in Bezug auf das Reibungsverhalten eine besondere Bedeutung zu. Die geringere Härte und Steifigkeit der Schicht a-C:H:W (V2) führte dazu, dass Asperiten in der Schichtoberfläche, die im Fall von a-C:H:W (V1) wesentlich für die starke Furchung der Stahl-Gegenkörper und die damit einhergehenden Stahlanhaftungen verantwortlich waren, geschert oder plastisch deformiert wurden. Der Beitrag der Furchung zum Reibungsverhalten ist demnach für a-C:H:W (V2) geringer ausgeprägt. Gleichzeitig kann für a-C:H:W (V2) eine verminderte Adhäsionsneigung infolge eines höheren Wasserstoffanteils in der Schicht angenommen werden.

Die Ergebnisse der Load Scanner Versuche zeigen die Grenzen der Beanspruchbarkeit sequentiell und invertiert beschichteter Oberflächen auf. Während für invertiert beschichtete Oberflächen ähnlich zu den einlagigen Referenzschichten keine extensiven Schädigungen beobachtet wurden, führte die sequentielle Beschichtung schon bei niedrigeren Kontaktpressungen zum Versagen der Deckschicht aus a-C:H:W (V1). Auch Schädigungen der Schichtkanten traten im Fall der sequentiellen Maskierung bei geringeren Pressungen auf als bei der invertierten Maskierungsstrategie. Dennoch ertrugen die Schichtübergänge aus sequentieller Maskierung kurzzeitig auch höhere Lasten, während Übergänge aus invertierter Maskierung bereits nach wenigen Zyklen im kritischen Lastbereich versagten.

Während sich a-C:H:W (V2) stets durch ein günstiges tribologisch-mechanisches Verhalten auszeichnete, schränken die Stahlanhaftungen auf a-C:H:W (V1) deren Einsatz in Gleitkontakten unter hoher Last ein. Maßnahmen zur Schichtnachbehandlung könnten die ursächlichen Asperiten in der Schichtoberfläche entfernen. Das Polieren der Oberfläche sollte zudem die aus dem stängelartigen Kornwachstum resultierende Nanorauheit reduzieren, die nach WESTLUND et al. [211] besonders für die Anhaftung von Gegenkörperwerkstoff verantwortlich ist. Auch in Untersuchungen von LÖFFLER et al. [P9] an zwei, den hier untersuchten Schichten ähnlichen a-C:H:W Varianten wurde so die furchende Komponente der Reibung reduziert. Gleichzeitig nahm mutmaßlich der Einfluss der Wechselwirkungen mit dem Schmierstoff zu, auch wenn in dieser Studie auf chemische Analysen zum Nachweis von reibungsbeeinflussenden Reaktionsprodukten verzichtet wurde.

Hinsichtlich der Auswirkungen einer lokalen Beschichtung auf die Bauteilqualität bleibt zu klären, ob die sich einprägende Schichtkante zu einer Schwächung der zumeist hochdynamisch beanspruchten Blechbauteile führt. Zumindest im Vergleich mit Oberflächentexturen sollte das Risiko durch Kerbwirkung jedoch verringert sein. Es kann festgehalten werden, dass amorphe Kohlenstoffschichten mit ihrem vielfältigen Eigenschaftsprofil zu lokal angepassten tribologischen Bedingungen beitragen können. Dieses Potential kann durch eine lokale Schichtabscheidung unter Berücksichtigung der Einsatzgrenzen weiter gesteigert werden. Somit kann eine Steigerung der Formfüllung, wie auch in einer repräsentativen Simulation eines Tiefziehprozesses deutlich wurde, und damit eine Verbesserung der Bauteilqualität erzielt werden.

6 Tribologische und mechanische Untersuchungen an multilagigen Kohlenstoffschichten

6.1 Überblick und Methodik

Das vorausgegangene Kapitel beschreibt einen Ansatz zur lokalen Beeinflussung von Reibungszuständen beschichteter Werkzeugoberflächen. Bei den dabei zum Einsatz kommenden a-C:H:W-Schichten handelt es sich um Nanokompositschichten, die neben einem günstigen Reibungsverhalten in der Regel auch ein verbessertes Verschleißverhalten und eine gesteigerte Beanspruchbarkeit gegenüber reinen a-C:H-Schichten aufweisen. Einen weiteren Ansatz zur Erzeugung hoch beanspruchbarer Kohlenstoffschichten stellen multilagige Schichtarchitekturen dar. Sie ermöglichen den Abbau von Spannungen in Einzellagen unterschiedlicher Werkstoffstruktur oder chemischer Zusammensetzung und behindern somit die Rissausbreitung. Zusammen mit einer guten Schicht/Substrat-Haftung und einer Verringerung der für häufiges Schichtversagen verantwortlichen Substratdeformation, beispielsweise durch die Verwendung steifer Zwischenschichten, können somit beanspruchbare Schicht-Substrat-Systeme erzielt werden.

Der Fokus dieses Kapitels liegt in der Charakterisierung des Verschleiß- und Ermüdungsverhaltens multilagiger Kohlenstoffschichten (Bild 54). Dabei werden die Zusammenhänge zwischen Herstellparametern, mechanischen Schichteigenschaften und tribologischem Verhalten für drei verschiedene Multilagenschichtsysteme unter Zuhilfenahme von Methoden der statischen Versuchsplanung und -auswertung untersucht. Mikroskopische Aufnahmen geben Aufschluss über die strukturellen und topographischen Merkmale der Schichten und ihr Schädigungsverhalten. Sie werden ergänzt durch chemische Analysen der elementaren Schichtzusammensetzungen. Im Zusammenspiel dieser Untersuchungen können so die Auswirkungen der multilagigen Schichtarchitekturen auf das tribologisch-mechanische Verhalten identifiziert werden. In einer weiterführenden Studie werden zudem die Mechanismen der Oberflächenermüdung für eine repräsentative Multilagen- und eine einlagige Nanokompositschicht mittels zyklischer Nanoindentierung ermittelt.

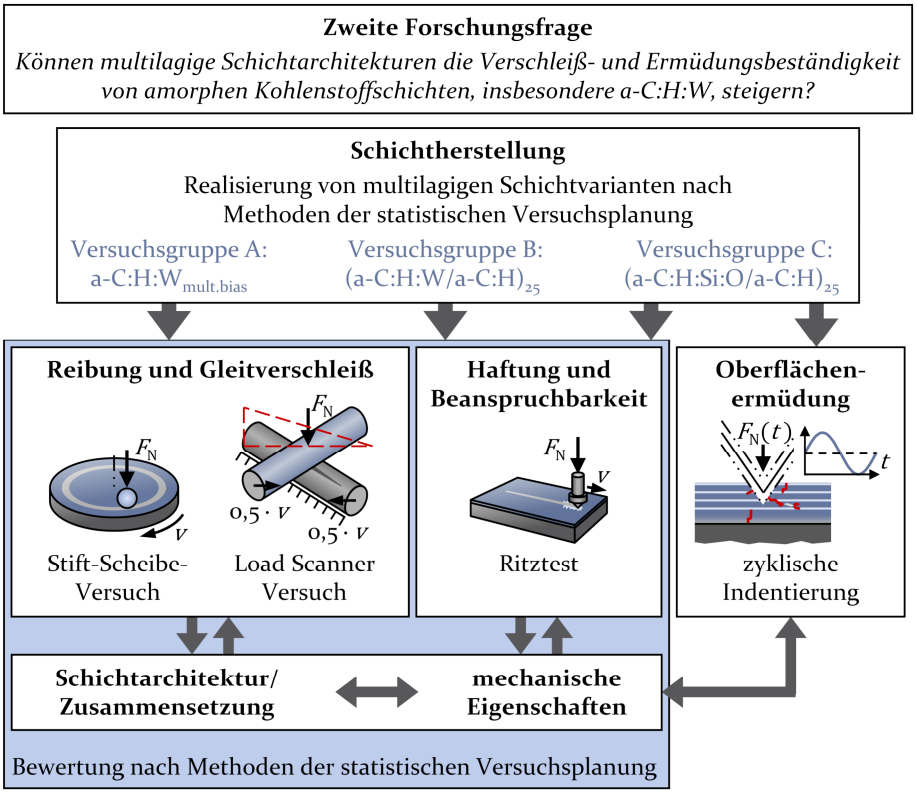


Bild 54: Überblick und Methodik der Untersuchungen an multilagigen Kohlenstoffschichten.

Teile der nachfolgend vorgestellten Untersuchungen wurden bereits in [P7, P17, P22, S3, S4, S10, S13] veröffentlicht.

6.2 Versuchsumfang

Die Untersuchungen umfassen zwei Klassen an multilagigen Schichtarchitekturen. Strukturelle Multilagenschichten werden durch eine Modulation des Ionenbeschusses der aufwachsenden Schicht infolge einer periodischen Variation der Biasspannung hergestellt (*structural multilayers*, vgl. Abschnitt 2.2.2). Außerdem werden Multilagenschichten mit Lagen unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung durch die periodische Zuführung von Dotierungsstoffen realisiert (*compositional multilayers*). Um den Einfluss der Herstellbedingungen auf das tribologische Verhalten herauszuarbeiten, werden die Schichten unterstützt von Methoden der statistischen Versuchsplanung entwickelt und untersucht.

6.2.1 Schichtherstellungsprozess

Für die Schichtherstellung kommt die bereits zur Abscheidung der einlagigen a-C:H:W-Schichten in Kapitel 5 genutzte technische Ausstattung zum Einsatz. In den vorangegangenen Untersuchungen zeigten die Schichten eine gute Haftung auf dem metallischen Substrat, sodass die vorbereitenden Plasmaätz- und Heizprozessschritte sowie die Haft- und Zwischenschichten aus Chrom bzw. Wolframcarbid für alle Multilagenschichten beibehalten werden. Die Funktionsschicht der untersuchten strukturellen Multilagenschichten der *Versuchsgruppe A* (a-C:H:$W_{mult.bias}$) besteht aus Einzellagen, die in alternierender Weise unter hoher und niedriger Biasspannung, aber mit gleicher Abscheidungsdauer erzeugt werden. Für Schichten der *Versuchsgruppe B* werden durch das periodische Zuschalten der mit Wolframcarbid bestückten Sputterkathode Schichtlagen aus undotiertem (a-C:H) und wolframmodifiziertem amorphen Kohlenstoff (a-C:H:W) wechselweise hergestellt. Insgesamt umfasst die Funktionsschicht 50 Einzellagen. Dabei erfolgt ein ständiger Wechsel zwischen plasmaunterstützter Gasphasenabscheidung und reaktivem Kathodenzerstäuben. In der *Versuchsgruppe C* werden durch die periodische Zuführung von HMDSO Dampf zur plasmaunterstützten Gasphasenabscheidung 50 Einzellagen aus undotiertem und mit Siliziumoxid dotiertem amorphen Kohlenstoff (a-C:H:Si:O) erzeugt. Die Schichten der Versuchsgruppen B und C besitzen zudem 0,4 µm bis 0,5 µm dünne *Stützschichten* aus a-C:H:W und a-C:H, welche die Härte der Schichtsysteme erhöhen und die Deformation tieferliegender Schichtlagen sowie des Substrats vermeiden sollen. Entsprechend der Architektur der Funktionsschichten werden die Schichtsysteme im Folgenden als $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ (Versuchsgruppe B) bzw. $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ (Versuchsgruppe C) bezeichnet. Bild 55 stellt die Architekturen der untersuchten Multilagenschichten schematisch dar. Die Beschichtungsrezepte der Schichten aller Versuchsgruppen finden sich in Tabelle A.16 bis Tabelle A.19 im Anhang.

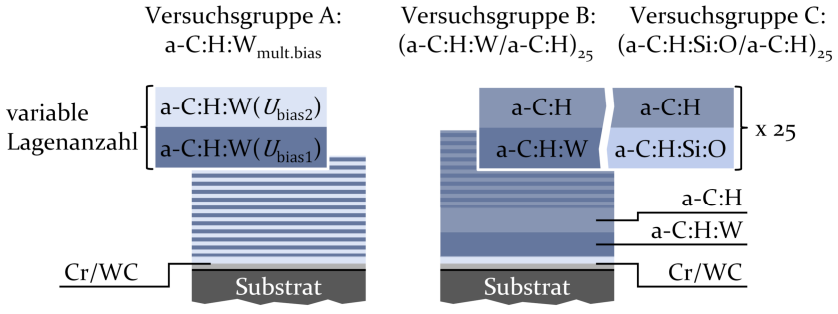


Bild 55: Architekturen der untersuchten Multilagenschichten.

6.2.2 Versuchsplanung

Wie in Abschnitt 2.2.2 beschrieben, besteht ein wesentlicher Vorteil von multilagigen Schichtarchitekturen darin, tribologisch induzierte Spannungen in der Schicht zu reduzieren. Dabei ermöglichen duktile Schichtlagen den Abbau von Spannungen sowie die Energiedissipation im Fall entstehender Mikro- und Makrorisse, etwa durch lokal begrenztes nanoplastisches Materialverhalten. Werden duktile Lagen alternierend mit Lagen hoher Härte und Steifigkeit angeordnet, können Schichten mit hohem Verschleißwiderstand und hoher Zähigkeit resultieren. Neben den Eigenschaften der einzelnen Schichtlagen nehmen auch deren Mikrostruktur sowie die Grenzflächen zwischen den Schichtlagen eine wichtige Rolle im Hinblick auf die Eigenschaften und das Verhalten der Gesamtschicht ein. Außerdem kann durch die multilagige Anordnung eine Unterbrechung des stängelartigen Schichtwachstums erreicht werden, wodurch die Rissausbreitung entlang der Korngrenzen erschwert wird. Vor diesem Hintergrund ergeben sich folgende zu untersuchende Parameter, die einen Effekt auf das Verschleißverhalten und die Beanspruchbarkeit multilagiger amorpher Kohlenstoffschichten erwarten lassen:

1. *Biasspannung*: Die Biasspannung bestimmt die Intensität des Ionenbeschusses der aufwachsenden Schicht. Sie steht somit im Zusammenhang mit dem Wasserstoffgehalt und dem Vernetzungsgrad sowie dem Anteil sp^3-hybridisierter C–C-Bindungen und den Eigenspannungen in der Matrix aus amorphem Kohlenstoff. Zudem bewirkt sie Änderungen der resultierenden Mikrostruktur. [76]
2. *Abscheidungsdauer je Schichtlage*: Die Abscheidungsdauer steht in proportionaler Relation zur Schichtdicke. Sie ist abhängig von der Aufwachsrate, die ihrerseits von den eingesetzten Stoffen und Abscheidebedingungen beeinflusst wird. [191]
3. *Acetylengasfluss*: Der Acetylengasfluss bestimmt die Menge der für die Schichtbildung zur Verfügung stehenden Kohlenwasserstoffe. Über ihn kann auf den Volumenanteil der a-C:H-Matrix und indirekt auf den Anteil harter Carbidphasen in der Nanokompositstruktur dotierter amorpher Kohlenstoffschichten Einfluss genommen werden. [177]
4. *HMDSO Dampffluss*: Der HMDSO Dampffluss bestimmt den Anteil von a-Si:O-Phasen, die gleichzeitig und teilweise durchdrungen mit a-C:H im Zweiphasenkomposit vorliegen. Er beeinflusst weiterhin die Ausbildung von SiC und SiO_x Clustern in den amorphen Phasen von a-C:H:Si:O. [82]

Innerhalb der Gruppe der a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichten der Versuchsgruppe A werden die Biasspannungen beider Lagen auf einem niedrigen (U_{bias1}) und einem hohen (U_{bias2}) Niveau variiert[15]. Durch die Modifikation der Abscheidungsdauer je Einzellage (t_{Lage}) wird außerdem eine Variation der Lagendicke erwartet. Eine Abhängigkeit der Wachstumsgeschwindigkeit von der Biasspannung im variierten Spannungsbereich – etwa infolge des Abstäubens bereits abgeschiedener Schichtteilchen (*Resputtering*) [215] – wurde im Vorfeld ausgeschlossen. Um eine einheitliche Gesamtschichtdicke von etwa 2 µm einzuhalten, wird die Anzahl an Einzelschichtlagen in Abhängigkeit der Abscheidungsdauer angepasst. Somit finden auch verschiedene Anzahlen an Grenzflächen Berücksichtigung.

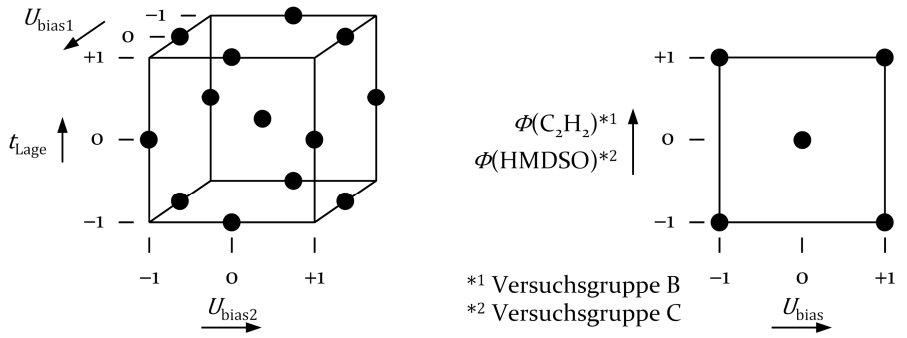
Für eine systematische Beurteilung der Zusammenhänge zwischen Parametern des Herstellprozesses (Faktoren) und Eigenschaften und Verhalten der Schichten werden die Parameterwerte (Faktorstufen) nach einem BOX-BEHNKEN-Versuchsplan gewählt. Dieser ermöglicht die Analyse von linearen und quadratischen Effekten sowie von Beziehungen zweier Parameter [174]. Die Parameterkombinationen liegen an den Mittelpunkten der Ränder des Versuchsraums (Bild 56a). Kombinationen extremer Faktorstufen, die zu Instabilitäten im Herstellprozess führen könnten, werden somit vermieden [216]. Tabelle 6 fasst die gewählten Faktorstufen zusammen. Die mittlere Stufe folgt als arithmetischer Mittelwert zwischen niedriger und hoher Stufe und repräsentiert den Zentralpunkt im Versuchsplan. Dieser wird dreifach realisiert und kann zur Beurteilung der Wiederholgenauigkeit des Herstellprozesses herangezogen werden. Die einzelnen Faktorstufenkombinationen sind in Tabelle A.7 im Anhang aufgeführt. Gemäß zuvor ermittelter Schichtaufwachsraten liegen die Lagendicken für die a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichten in einem Bereich von etwa 0,02 µm bis 0,10 µm.

Tabelle 6: Faktoren und Faktorstufen bei der Herstellung der a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichten.

Versuchsgruppe	Parameter	niedrige Stufe (–1)	mittlere Stufe (0)	hohe Stufe (+1)
A: a-C:H:$W_{mult.bias}$	U_{bias1}	–10 V	–70 V	–130 V
	U_{bias2}	–130 V	–190 V	–250 V
	t_{Lage}	100 s	250 s	400 s
	(Lagenanzahl)	(88)	(34)	(22)

[15] Die im Folgenden verwendeten Bezeichnungen „niedrig“, „hoch“ usw. beziehen sich auf den Betrag der eigentlich negativen Biasspannung.

Die Überschneidung der Wertebereiche beider Biasspannungen resultiert in einer einlagigen Schichtvariante, die unter einer konstanten Biasspannung von –130 V hergestellt wird (A02). Ergänzend werden weitere einlagige Referenzschichten mit Biasspannungen der niedrigen (–10 V, Ref. A01) und hohen Stufe (–250 V, Ref. A02) realisiert. Sie ermöglichen die Einordnung der beobachteten Eigenschaften und Verhalten der entwickelten multilagigen a-C:H:W-Schichten.



a) BOX-BEHNKEN-Versuchsplan b) vollfaktorieller Versuchsplan

Bild 56: Für die systematische Parametervariation eingesetzte Versuchspläne.

Die Multilagenschichten $(a\text{-C:H:W/a-C:H})_{25}$ der Versuchsgruppe B unterscheiden sich in der Biasspannung (U_{bias}) und dem Acetylengasfluss ($\Phi(C_2H_2)$) zur Herstellung der a-C:H Einzellagen. Die Lagen aus a-C:H:W werden in allen Varianten mit den gleichen Prozessparametern abgeschieden. Für die Schichten $(a\text{-C:H:Si:O/a-C:H})_{25}$ der Versuchsgruppe C werden die Biasspannungen beider Lagen (U_{bias}) und der Fluss an HMDSO Dampf (Φ(HMDSO)) variiert. Die Definition der Parameterkombinationen erfolgt nach den zweistufigen vollfaktoriellen Versuchsplänen mit zweifach realisierten Zentralpunkten in Bild 56b (vgl. Tabelle A.10 im Anhang). Mit diesen können lineare Effekte im Hinblick auf die untersuchten Ergebnisgrößen ermittelt werden. Wenngleich sich quadratische und höhe Beziehungen nicht abbilden lassen, können mithilfe der vollfaktoriellen Versuchsplänen wichtige Trends zwischen den variierten Prozessparametern und den untersuchten Ergebnisgrößen aufgedeckt werden. Tabelle 7 enthält die einzelnen Faktorstufen. Für die $(a\text{-C:H:W/a-C:H})_{25}$ und $(a\text{-C:H:Si:O/a-C:H})_{25}$ Multilagenschichten werden Mindestgesamtschichtdicken von etwa 2,5 µm angestrebt. Die Aufwachsraten der Einzellagen wurden für die Parameterkombinationen der niedrigen Stufen im Vorfeld bestimmt. Demnach sollten Einzellagendicken von mindestens 0,05 µm resultieren. Abweichungen der Gesamtschichtdicken infolge des Einflusses der variierten Parameter sind zu erwarten. Als Referenz dieser

Versuchsgruppen dient eine etwa 2,5 µm dünne Variante mit einlagiger Funktionsschicht aus a-C:H:W (Ref. a-C:H:W) und gleichen Haft-, Zwischen- und Stützschichten. Zur Einordnung der mechanischen Eigenschaften werden zudem einlagige Varianten mit a-C:H- bzw. a-C:H:Si:O-Funktionsschicht (Ref. a-C:H bzw. Ref. a-C:H:Si:O) als *mechanische Referenzen* herangezogen, die auf den Prozessparametern der mittleren Stufe basieren.

Tabelle 7: Faktoren und Faktorstufen bei der Herstellung der $(\text{a-C:H:W/a-C:H})_{25}$ und $(\text{a-C:H:Si:O/a-C:H})_{25}$ Schichten.

Versuchsgruppe	Parameter	niedrige Stufe (–1)	mittlere Stufe (0)	hohe Stufe (+1)
B: $(\text{a-C:H:W/a-C:H})_{25}$	U_{bias}*1	–450 V	–575 V	–700 V
	$\Phi(C_2H_2)$*1	200 sccm	225 sccm	250 sccm
C: $(\text{a-C:H:Si:O/a-C:H})_{25}$	U_{bias}*2	–450 V	–575 V	–700 V
	Φ(HMDSO)	2 sccm	6 sccm	10 sccm

*1 Prozessparameter während der Abscheidung der a-C:H-Schichtlagen
*2 Prozessparameter während der Abscheidung beider Einzellagen

Frühere Studien unter Einsatz ähnlicher technischer Ausstattung sowie Erkenntnisse aus der Literatur bestimmen die Wertebereiche der Parameter, die sich im Wesentlichen an den technischen Grenzen des Herstellprozesses und der genutzten Ausstattung orientieren [11, 217, 218]. Die Grenzbedingungen für den Acetylengasfluss, den HMDSO Dampffluss und die Biasspannung folgen aus der erforderlichen Stabilität der Glimmentladung unter Berücksichtigung der Einstellungen der übrigen Parameter. Voruntersuchungen zeigten zudem verminderte Aufwachsraten infolge des zunehmenden Resputtering der aufwachsenden Schicht im Fall zu hoch gewählter Biasspannungen.

Innerhalb der jeweiligen Versuchsgruppen werden die Schichten in einer randomisierten Durchlaufreihenfolge hergestellt. Dadurch wird eine Verfälschung der Effekte durch systematische Störfaktoren, wie beispielsweise den Verschmutzungszustand des Rezipienten, vermieden. Die Benennung der Varianten erfolgt nach der Standardreihenfolge.

6.2.3 Methoden der statistischen Versuchsauswertung

Um die Zusammenhänge zwischen den Faktoren und den untersuchten Eigenschaften bzw. Verhalten der Schichten zu beschreiben, werden im Fall des BOX-BEHNKEN-Versuchsplans der Versuchsgruppe A Regressionsmodelle an die ermittelten Daten angepasst. Die daraus resultierenden Regressionspolynome berücksichtigen sowohl lineare und Zwei-Faktor-Wechselwirkungsterme als auch quadratische Glieder.

Anhand der Regressionskoeffizienten kann die Effektstärke der Faktoren und deren Wechselwirkungen bestimmt werden. Dazu werden die Faktorstufen in kodierten Stufenwerten angeben, um die ermittelten Regressionskoeffizienten auf einer gemeinsamen Skala miteinander vergleichen zu können. Dabei entsprechen die niedrigsten und höchsten Stufen den Werten –1 bzw. +1, während den mittleren Faktorstufen der Wert 0 zugeordnet wird. Als Maß für die Signifikanz einzelner Terme dient die Effektstärke (auch standardisierter Effekt), die dem Verhältnis des jeweiligen Koeffizienten bezogen auf seinen Standardfehler entspricht. Dieser Quotient wird als t-Wert bezeichnet. Durch den Vergleich mit kritischen Grenzwerten t_{krit} für ein vorgegebenes Signifikanzniveau α von 0,05 (entspricht einem Vertrauensniveau von 95 %) können signifikante Effekte erkannt werden [174, 219]. Überschreitet der t-Wert eines Terms den kritischen Wert t_{krit}, ist der entsprechende Haupt-, Wechselwirkungs- oder quadratische Effekt als signifikant einzuordnen.

Im Zuge schrittweiser Regressionsanalysen erfolgt eine Vereinfachung der Modelle, indem sukzessive nicht signifikante Terme entfernt werden [174]. Dabei entfallen zunächst nicht signifikante Zwei-Faktor-Wechselwirkungen und anschließend alle quadratischen Wechselwirkungen, bis das Modell ausschließlich aus signifikanten Termen und den linearen Gliedern besteht. Zur quantitativen Gegenüberstellung und graphischen Signifikanzbewertung der standardisierten Effekte dienen Pareto-Diagramme. Haupteffekt- und Wechselwirkungsdiagramme geben Auskunft über die Ausprägung des Effekts.

Aufgrund der geringen Anzahl an Realisierungen in den Versuchsgruppen B und C ist eine Signifikanzbewertung der Effekte der variierten Prozessparameter auf die Schichteigenschaften und -verhalten zwar möglich, aber statistisch nur von geringer Aussagekraft. Stattdessen werden Schichtvarianten (einzelne Realisierungen), die unter Variation lediglich eines Parameters auf niedriger und hoher Stufe hergestellt werden, hinsichtlich ausgewählter Zielgrößen direkt miteinander verglichen (siehe Mittelwertvergleich in Abschnitt 4.10).

Zudem werden Zusammenhänge von Ergebnisgrößen mittels linearer Regression analysiert. Als Maß für die Güte der Anpassung des jeweiligen Regressionsmodels an die Daten dient der Determinationskoeffizient R^2 [175]. Er beschreibt mit Werten zwischen 0 und 1 den Anteil der Streuung der Ergebnisgröße, der durch das Modell erklärt wird[16]. Für die lineare Regression entspricht R^2 dem Quadrat des Korrelationskoeffizienten r_{Korrel}. Zur Beurteilung der statistischen Signifikanz von beobachteten Zusammenhängen kann auf Basis der Anzahl der berücksichtigten Wertepaare n ebenfalls ein t-Wert bestimmt werden [216]:

$$t = \frac{r_{\mathrm{Korrel}}\sqrt{n-2}}{\sqrt{1-{r_{\mathrm{Korrel}}}^2}} \tag{13}$$

Sowohl die Versuchsplanung als auch die statistische Auswertung erfolgen unterstützt durch die Statistiksoftware Minitab 16.

6.3 Tribologisches Verhalten und Beanspruchbarkeit

Die folgenden Abschnitte beschreiben das tribologische Verhalten der Schichten in Stift-Scheibe- und Load Scanner Versuchen unter trockenen Kontaktbedingungen. Im Vergleich mit dem ölgeschmierten Kontakt, bei dem die Kontaktpartner teilweise oder vollständig getrennt werden und Reaktionen mit dem Schmierstoff das tribologische Verhalten beeinflussen können, sind die mechanischen Beanspruchungen der Schichten im trockenen Kontakt deutlich höher und mögliche Auswirkungen der multilagigen Schichtarchitekturen auf das tribologisch-mechanische Verhalten daher eher zu erwarten. Zur genaueren Interpretation der Verschleiß- und Versagensformen sowie zur Beurteilung der Schichthaftung wird das Verhalten im Ritztest beschrieben. Zusammenhänge mit den Schichteigenschaften und Beziehungen zu den variierten Herstellparametern liefern die darauffolgenden Abschnitte.

[16] Die Interpretation der Korrelationsstärke ist an die Definition von EVANS [220] angelehnt. Diese basiert auf der gleichmäßigen Unterteilung der Wertebereiche $-1 \le r_{\mathrm{Korrel}} \le 1$ bzw. $0 \le R^2 \le 1$ und beschreibt die Zusammenhänge in fünf Gruppen als „sehr schwach“, „schwach“, „mäßig“, „stark“ und „sehr stark“.

6.3.1 Reibung und Verschleiß im Stift-Scheibe-Versuch

Versuchsgruppe A: a-C:H:$W_{mult.bias}$ Multilagenschichten

Bild 57 gibt eine Übersicht über die in Stift-Scheibe-Versuchen ermittelten tribologischen Kenngrößen aller a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichtvarianten und der einlagigen Referenzen der Versuchsgruppe A. Der Verschleißkoeffizient basiert auf dem Verschleißvolumen nach einem Gleitweg von 1000 m. Zur Beschreibung des Reibungsverhaltens dient die stationäre Reibungszahl als arithmetischer Mittelwert im Bereich von 600 m bis 800 m.

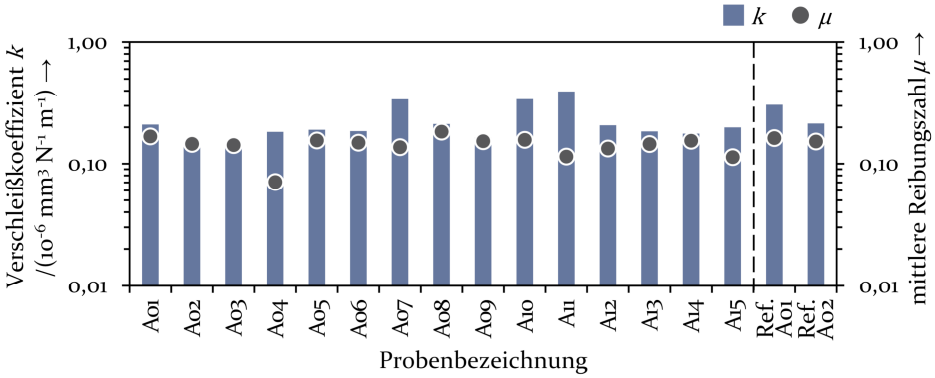


Bild 57: Übersicht der mittleren Reibungszahlen und des im Vergleich zu einlagigen Referenzschichten größtenteils geringeren Grundkörperverschleißes der Multilagenschichten der Versuchsgruppe A (vgl. Tabelle A.8 im Anhang).

Die Verschleißkoeffizienten der multilagigen Schichten variieren zwischen $0{,}149 \cdot 10^{-6}$ und $0{,}395 \cdot 10^{-6}$ mm³ N⁻¹ m⁻¹ und liegen damit in einem für metalldotierte amorphe Kohlenstoffschichten typischen Bereich [85, 88, 179, 221, 222]. Gegenüber dem unbeschichteten, polierten Werkzeugstahl ($1{,}221 \cdot 10^{-6}$ mm³ N⁻¹ m⁻¹) bieten die Schichten eine deutliche Verschleißminderung. Mit Ausnahme der Schichten A07, A10 und A11 zeigen alle Varianten einen geringeren Verschleiß als die einlagigen Referenzen Ref. A01 und Ref. A02. Ebenso liegt der Verschleißkoeffizient der einlagigen Variante A02 unterhalb derer der Referenzen sowie der meisten multilagigen Schichten. Der Schichtverschleiß geht mit einem verschieden stark ausgeprägten Materialübertrag des Gegenkörpers am Rand der Reibspur einher (Bild 58). Das abgetragene Schichtmaterial bildet auf dem Gegenkörper teilweise eine Transferschicht aus, die in den meisten Fällen nicht die gesamte Verschleißnarbe bedeckt. Einzig für A11 sind zudem Riefen und Ausbrüche innerhalb der Spur zu beobachten (Bild 58b), die in diesem Fall zu einem hohen Verschleißkoeffizienten führen.

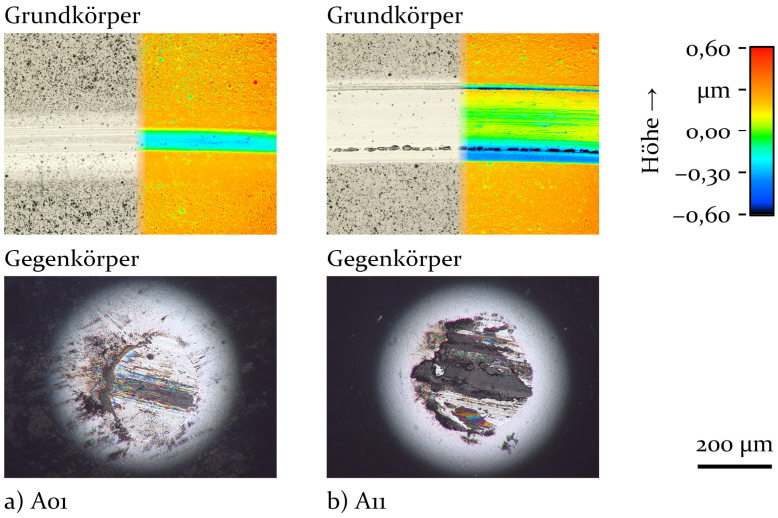


Bild 58: Verschleißerscheinungsbilder der Schichtvarianten (a) A01 und (b) A11 mit unterschiedlicher Ausprägung der Grundkörperfurchung, sowie der Gegenkörper mit Transferschicht im Stift-Scheibe-Versuch.

Mit Ausnahme von A04 mit der niedrigsten Reibung (0,07) liegt der Variationsbereich der mittleren Reibungszahl für die übrigen Schichten zwischen 0,11 und 0,18. Im Vergleich mit den a-C:H:W-Schichten aus Kapitel 5 sowie dem unbeschichteten Kontakt (0,53) zeigen die Multilagenschichten der Versuchsgruppe A geringere Reibung. Das erkennbare Einlaufverhalten in den Reibungszahlverläufen, die in Bild 59 exemplarisch für ausgewählte Multilagenschichten dargestellt sind, lässt die Bildung einer Transferschicht vermuten, die im weiteren Verlauf zu geringer Reibung führt. Ein direkter Zusammenhang zwischen Verschleißkoeffizient und mittlerer stationärer Reibungszahl, wonach ein hoher Verschleiß eine Intensivierung des Transferfilms und eine Abnahme der Reibung bewirken würde, zeigt sich hingegen nicht.

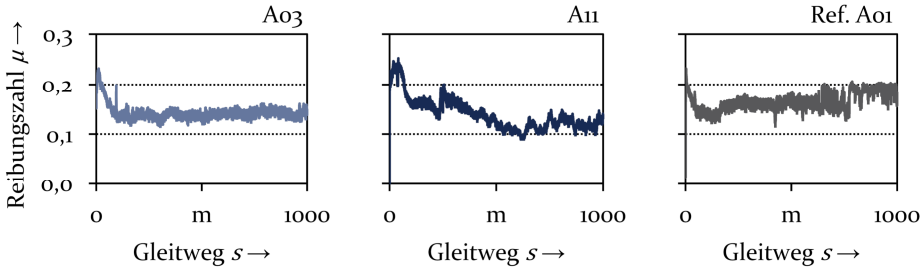


Bild 59: Ausgewählte Reibungszahlverläufe mit Einlaufverhalten und sich anschließendem stationären Zustand im Stift-Scheibe-Versuch.

Eine Aussage über die Reproduzierbarkeit des Herstellprozesses und die Wiederholgenauigkeit der Versuchsdurchführung liefert der Vergleich der Schichten A13, A14 und A15. Diese entsprechen dem Zentralpunkt und wurden in separaten Prozessen mit dem gleichen Beschichtungsrezept hergestellt. Die annähernd vergleichbaren Verschleißkoeffizienten und mittleren Reibungszahlen spiegeln eine gute Wiederholgenauigkeit wider.

Versuchsgruppen B und C: $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ und $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten

Für die Multilagenschichten der Versuchsgruppen B und C resultieren in den Stift-Scheibe-Versuchen jeweils nur geringe Unterschiede im tribologischen Verhalten. Während sich bei den Schichten der Versuchsgruppe A deutlich erkennbare Reibspuren in der Oberfläche abzeichneten, sind diese für die multilagigen $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ und $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Schichten nur schwach ausgeprägt (Bild 60). Verschleiß tritt vor allem in Form von eingeebneten und gescherten Rauheitshügeln auf. Defekte sowie eine große Anzahl an Asperiten und Wachstumsdefekten in den Schichtoberflächen führen unter der tribologischen Beanspruchung nicht zu ausgedehntem Verschleiß. Die ermittelten Verschleißkoeffizienten liegen für die Schichten der Versuchsgruppe B zwischen $0{,}010 \cdot 10^{-6}$ und $0{,}023 \cdot 10^{-6}$ mm³ N⁻¹ m⁻¹ und variieren innerhalb der Versuchsgruppe C zwischen $0{,}017 \cdot 10^{-6}$ und $0{,}034 \cdot 10^{-6}$ mm³ N⁻¹ m⁻¹ (Bild 61). Damit erweisen sich alle multilagigen Schichten gegenüber der einlagigen a-C:H:W Referenzschicht dieser Versuchsgruppen als verschleißbeständiger. Allerdings wirkt sich die Topographie der Schichten erschwerend auf die Verschleißermittlung aus, sodass der ohnehin geringe Verschleiß im Profilschnitt kaum erkennbar ist. Gleichzeitig ist ein vergleichsweise starker Materialabtrag der Gegenkörper zu beobachten.

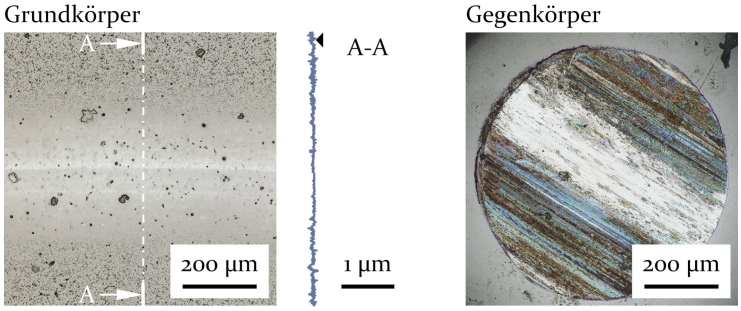


Bild 60: Verschleißerscheinungsbild im Stift-Scheibe-Versuch für die Schichtvariante B03 mit schwach ausgeprägter Verschleißspur, zugehöriger Profillinie und Gegenkörper mit starkem Materialabtrag.

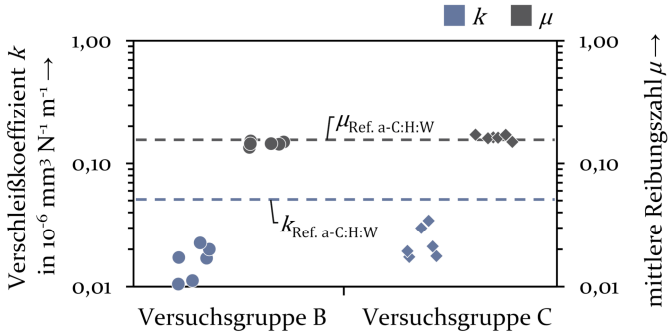


Bild 61: Übersicht der tribologischen Kenngrößen aller Schichtvarianten der Versuchsgruppen B und C (vgl. Tabelle A.11 im Anhang).

Die Leistungsfähigkeit der Multilagenschichten der Versuchsgruppen B und C zeigt sich auch im Vergleich mit den Schichten der Versuchsgruppe A. Der etwa um eine Größenordnung niedrigere Verschleiß der $(a\text{-C:H:W/a-C:H})_{25}$ und $(a\text{-C:H:Si:O/a-C:H})_{25}$ Schichten wie auch der einlagigen Ref. a-C:H:W deuten ebenso auf einen positiven Einfluss der Stützschichten aus a-C:H:W und a-C:H auf das Verschleißverhalten hin.

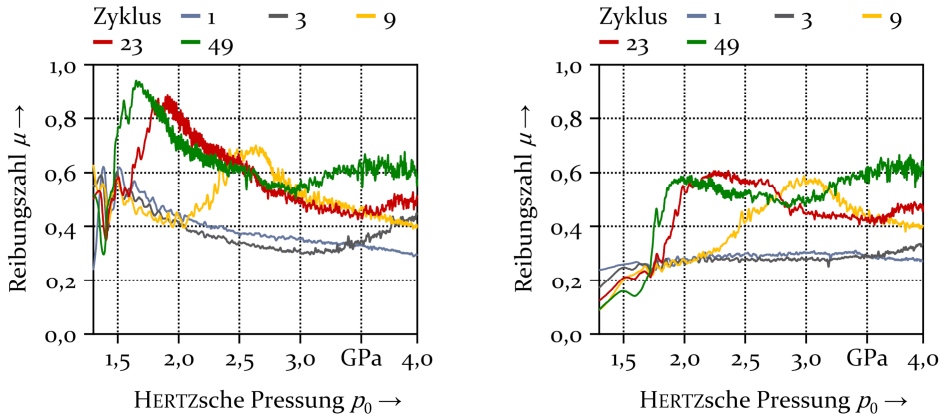
Auch die mittleren stationären Reibungszahlen liegen innerhalb der Versuchsgruppen B und C auf einem ähnlichen Niveau und unterscheiden sich zudem kaum von Ref. a-C:H:W. Dabei ist bemerkenswert, dass sich trotz geringerem Schichtverschleiß und folglich geringerem Materialübertrag auf den Gegenkörper eine vergleichsweise dünne Transferschicht ausbilden und zu ähnlichen Reibungszahlen beitragen kann, wie sie im Fall der $a\text{-C:H:W}_{mult.bias}$ Schichten der Versuchsgruppe A beobachtet werden.

6.3.2 Ergänzende Untersuchungen im Load Scanner Versuch

Die geringen Verschleißvolumen der Multilagenschichten der Versuchsgruppen B und C in den Stift-Scheibe-Versuchen sowie die beschriebenen Einschränkungen bei der Verschleißermittlung erschweren eine differenzierte Beurteilung des Verschleißverhaltens. In weiterführenden Einzelstudien werden daher Vertreter dieser Versuchsgruppen im höher belasteten Gleitkontakt im Load Scanner gegenübergestellt. Neben der einlagigen Referenz Ref. a-C:H:W werden die multilagigen Varianten B03 und C01 ausgewählt. Die Prüfung erfolgt unter linear ansteigender Normalkraft.

Das typische Reibungsverhalten der multilagigen Schichten B03 und C01 in Abhängigkeit der HERTZschen Kontaktpressung zeigt Bild 62 für ausgewählte Belastungszyklen. Für beide Schichten liegt die Reibungszahl

innerhalb der ersten Zyklen über den Großteil des untersuchten Lastbereichs hinweg auf einem niedrigen Niveau von 0,20 bis 0,40. Ab dem dritten Zyklus steigt die Reibungszahl im Bereich hoher Pressungen an. Mit zunehmender Zyklenzahl verschiebt sich dieser Anstieg zu geringeren Pressungen. Für hohe Kontaktpressungen fällt die Reibung zunächst wieder ab, bevor ab etwa dem 23. Zyklus eine erneute Zunahme der Reibung zu beobachten ist. Insgesamt ist für B03 vor allem für Pressungen kleiner 2,5 GPa ein höheres Reibungsniveau festzustellen als für C01.

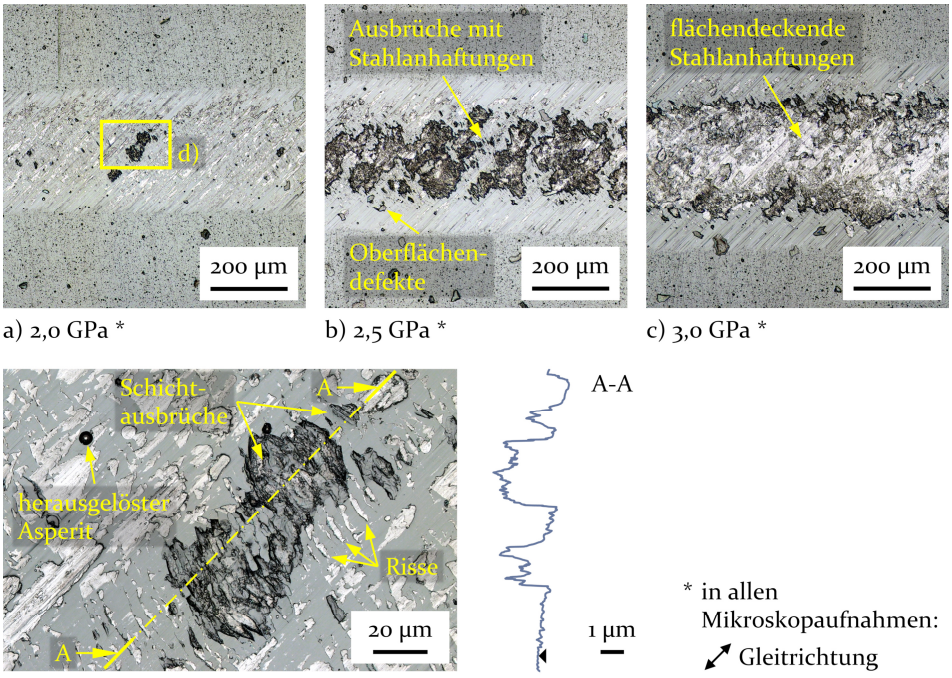


a) B03 b) C01

Bild 62: Ausgewählte Verläufe der Reibungszahl über der Kontaktpressung im Load Scanner Versuch mit Hinweisen auf pressungs- und zyklusabhängige Schädigungen für die Multilagenschichten (a) B03 und (b) C01.

Die mikroskopischen Aufnahmen der Reibspuren der mit C01 beschichteten Probekörper nach der Prüfung zeigen deutliche Schädigungen der Schicht (Bild 63). Diese Schädigungen treten ab Kontaktpressungen von 2,0 GPa sporadisch auf und intensivieren sich mit zunehmender Beanspruchung. Der Versuchsumfang ist daher auf 50 Zyklen beschränkt. Als Ursache dieser für beide Schichten ähnlichen Schädigungserscheinungen ist ein Übertrag von Stahl des Gegenkörpers festzustellen. Stahlanhaftungen finden sich mit steigender Beanspruchung vor allem im Umfeld senkrecht zur Gleitrichtung orientierter, feiner Risse in der Schicht (Bild 63d). Dabei dürfte es sich vor allem um Zug- und Schubrisse handeln. Diese resultieren aus lokalen Zugbeanspruchungen infolge temporärer Mikroverschweißungen des anhaftenden Materials mit dem Gegenkörper. Zugleich führt in die Risse eindringender Stahl zu deren Aufweitung sowie zum Aufwurf der Risskanten an der Oberfläche, die in der Folge zur weiteren Intensivierung der Gegenkörperfurchung beitragen. Während der zyklisch gleitenden Beanspruchung breiten sich die Risse weiter aus und

verursachen Ausbrüche teilweise bis zu den Stützschichten aus a-C:H und a-C:H:W, wie der Profilschnitt in Bild 63 vermuten lässt. Diese Schädigungen der multilagigen Funktionsschicht korrelieren in guter Näherung mit dem Anstieg der Reibung bei etwa 2,0 GPa im letzten Belastungszyklus. Ähnliche Beobachtungen von HETZNER et al. [223] in Load Scanner Versuchen an mehrlagigen a-C:H-Schichten lassen vermuten, dass sich die Risse innerhalb der multilagigen Funktionsschicht bzw. der darunterliegenden Stützschichten oder an den jeweiligen Grenzflächen verzweigen. Auch eine plastische Deformation des Substratwerkstoffs unter den Beanspruchungen ist nicht ausgeschlossen. Die freigelegten tieferliegenden Kohlenstoffschichtlagen führen kurzzeitig zu geringer Reibung, können das günstige Reibungsniveau aufgrund der erneuten zunehmenden Bedeckung mit Stahl des Gegenkörpers jedoch nicht lange aufrechterhalten. Durch die geschädigte und aufgeraute Schichtoberfläche intensiviert sich der Stahlübertrag mit zunehmender Kontaktpressung, bis bei etwa 3,0 GPa die Schicht komplett geschädigt und die Reibspur vollständig mit Stahl bedeckt ist.



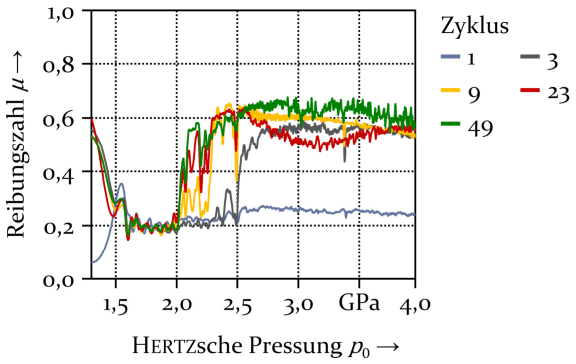
a) 2,0 GPa * b) 2,5 GPa * c) 3,0 GPa *

d) Detail, 2,0 GPa *

Bild 63: Exemplarische Verschleißerscheinungsbilder der Multilagenschicht Co1 im Load Scanner Versuch.

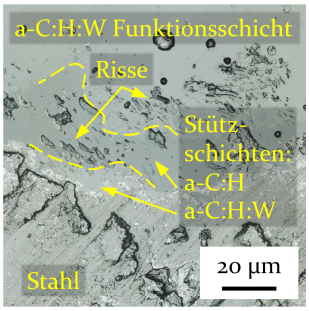
Wie Bild 63 belegt, spielen Wachstumsdefekte sowie Defekte in der Schichtoberfläche für die Schadensinitiierung eine untergeordnete Rolle. Asperiten auf der Schichtoberfläche dürften vor allem bei geringen Kontaktpressungen für eine Furchung des Stahlgegenkörpers verantwortlich sein und zum Materialübertrag beitragen. Mit steigender Kontaktpressung finden sich hingegen abgescherte oder herausgebrochene Asperiten innerhalb der Reibspur, von denen – ebenso wie von Oberflächendefekten – keine extensiven Schädigungen ausgehen.

Die einlagige Schicht Ref. a-C:H:W zeigt – abgesehen von prüfstandsbedingten Schwankungen – unterhalb einer HERTZschen Pressung von 2,0 GPa über die gesamte Prüfdauer hinweg ein konstantes Reibungsniveau von 0,20 ohne nennenswerte Schädigungserscheinungen (Bild 64). Im Gegensatz zu den multilagigen Schichten versagt Ref. a-C:H:W bei Pressungen größer als 2,0 GPa jedoch bereits bei geringen Zyklenzahlen abrupt. Lokale Ausbrüche bis auf das Substrat zeigen sich erstmalig bei einer Kontaktpressung von 2,2 GPa. Erstaunlich ist, dass in direkt benachbarten Bereichen der Reibspur, die während der Prüfung geringfügig niedrigere Pressungen erfahren haben, die Schicht abgesehen von feinen Riefen noch vollständig intakt ist. Es scheint, als versagen Funktions- und Stützschichten bei gleicher Kontaktpressung. Gleichzeitig sammelt sich am Rand der Reibspur aufgeschobenes Material der Funktionsschicht. Die geschädigten Bereiche vergrößern sich rasch mit zunehmender Pressung, sodass angelagerter Stahl des Gegenkörpers bereits bei 2,5 GPa die gesamte Reibspur bedeckt. Ein erstes Indiz für die Ursachen der Schädigungen liefert Bild 64b im Randbereich der Spur, welche die Schicht aufgrund der Krümmung des zylindrischen Stabs ähnlich eines Querschliffs zeigt: Deutlich sind Zug- und Schubrisse in der a-C:H Stützschicht zu erkennen, die sich teilweise in der a-C:H:W Funktionsschicht fortsetzen. Davon abgesehen erscheint der Übergang zwischen den Stützschichten und der Funktionsschicht stetig. Die a-C:H:W Funktionsschicht selbst hingegen zeigt ein homogenes Schliffbild ohne größere Bereiche herausgelösten Schichtmaterials.

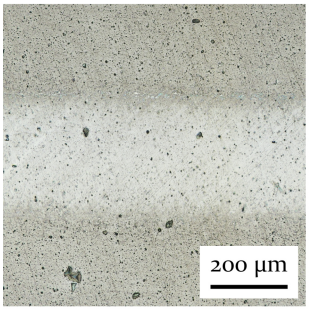


a) Ref. a-C:H:W

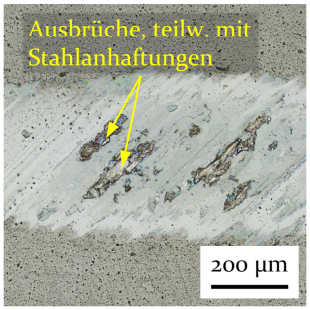
* in allen Mikroskopaufnahmen: ⤢ Gleitrichtung



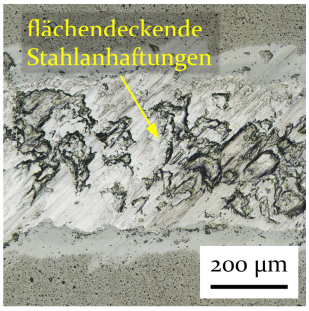
b) Detail, 2,8 GPa *



c) 2,0 GPa *



d) 2,2 GPa *



e) 2,5 GPa *

Bild 64: (a) Reibungszahlverläufe über der Kontaktpressung und (b–e) exemplarische Verschleißerscheinungsbilder der einlagigen Schicht Ref. a-C:H:W im Load Scanner Versuch.

Sowohl im Fall der multilagigen Varianten B03 und C01 als auch der einlagigen Schicht Ref. a-C:H:W haben die Stützschichten aus a-C:H:W und a-C:H augenscheinlich einen großen Einfluss auf die Schädigungsverhalten. Darauf deutet auch der Vergleich mit dem Verhalten der a-C:H:W-Schichten in Abschnitt 5.9 hin. Diese Schichten, die ohne Stützschichten hergestellt wurden, ertrugen Pressungen bis 3,0 GPa über 200 Zyklen ohne nennenswerte Schädigungen. Ursächlich für die Unterschiede in den Schädigungsverhalten könnten starke Gradienten in den elastischen Eigenschaften in Schichtdickenrichtung von B03, C01 und Ref. a-C:H:W sein. Auch eine unzureichende chemisch-physikalische Anbindung einzelner Schichtlagen kann als Grund mangelnder Kohäsion oder Adhäsion nicht ausgeschlossen werden. Nach Untersuchungen zur Beanspruchbarkeit im Ritztest befassen sich die darauffolgenden Abschnitte daher mit der Topographie und chemischen Zusammensetzung (Abschnitt 6.4) bzw. den mechanischen Eigenschaften (Abschnitt 6.5) der Schichten.

6.3.3 Haftung und Beanspruchbarkeit im Ritztest

Für ein besseres Verständnis der Versagensformen in den tribologischen Untersuchungen – insbesondere in den Load Scanner Versuchen – werden Ritztests durchgeführt. Sie dienen außerdem der Beurteilung der Haftung und Tragfähigkeit der Multilagen- und einlagigen Referenzschichten.

An allen Schichten lassen sich unter kontinuierlich zunehmender Normalkraft ähnliche lastabhängige Versagenserscheinungen erkennen: Ausgehend von Rissen treten zunächst Schichtabplatzungen bevorzugt am Rand sowie teilweise auch innerhalb der Ritzspur ab kritischen Normalkräften L_{c2} auf, bevor die Schicht bei Normalkräften L_{c3} bis auf das Substrat durchdrungen ist. Der genaue Beginn des feinen, fischgrätenartigen Rissbildes innerhalb der Ritzspur, der typischerweise der kritischen Last L_{c1} entspricht, ist in der Topographie der Schichten selbst bei starker Vergrößerung im Lichtmikroskop nicht eindeutig festzustellen. Bei einigen Schichten können jedoch Risse bereits bei Normalkräften von etwa 10 N beobachtet werden. Aufgrund der unsicheren Bestimmung wird auf eine Auswertung von L_{c1} verzichtet. Die Normalkräfte L_{c2} und L_{c3} sind in Bild 65 zusammengefasst.

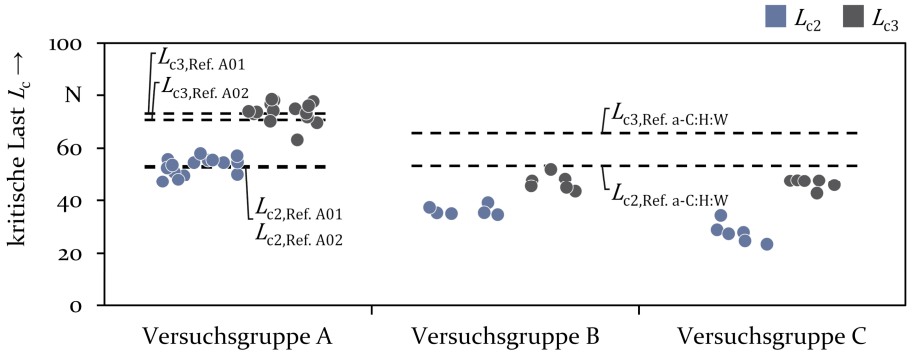


Bild 65: Kritische Lasten L_{c2} und L_{c3} der untersuchten Schichten (vgl. Tabelle A.8 und Tabelle A.11 im Anhang).

Variantenabhängig zeigen die a-C:H:$W_{mult.bias}$ Multilagenschichten der Versuchsgruppe A kritische Lasten L_{c2} von 47,3 N bis 58,1 N und L_{c3} zwischen 63,2 N und 78,5 N. Damit treten für diese Multilagenschichten Schichtabplatzungen bei ähnlichen Normkräften L_{c2} auf wie bei den einlagigen Schichten Ref. A01 und Ref. A02. Die Schichtperforierung erfolgt für die Multilagenschichten in den meisten Fällen bei leicht höheren Kräften L_{c3}. Demgegenüber liegen die kritischen Lasten der $(a\text{-}C:H:W/a\text{-}C:H)_{25}$ und $(a\text{-}C:H:Si:O/a\text{-}C:H)_{25}$ Schichten (Versuchsgruppe B und C) auf einem niedrigeren Niveau. Die Wertebereiche für L_{c2} reichen von 34,6 N bis

39,2 N für Versuchsgruppe B und von 23,4 N bis 34,4 N für Versuchsgruppe C. Kritische Lasten L_{c3} werden für Versuchsgruppe B zwischen 43,5 N und 52,0 N sowie für Versuchsgruppe C zwischen 42,8 N und 47,7 N bestimmt. Gegenüber der Versuchsgruppe A sind diese Schichten somit mit einer geringeren Beanspruchbarkeit zu bewerten. Die sich lediglich durch ihre einlagige Funktionsschicht unterscheidende Schicht Ref. a-C:H:W zeigt hingegen eine Haftung vergleichbar mit der von Ref. A01 und Ref. A02.

Aufschluss über die Schädigungsinitiierung gibt Bild 66 am Beispiel von Ref. a-C:H:W und B03, wobei alle Schichten ähnliche Versagenserscheinungen zeigen. Die ersten Risse treten bereits bei geringen Lasten am Rand der Ritzspur auf. Sie sind in einem Winkel von etwa 45° zur Ritzrichtung orientiert. Seitlich der Ritzspur begrenzen diese Risse die bei L_{c2} eintretenden Schichtausbrüche, die mehrheitlich als kohäsive Versagensformen auftreten. Nach HOLMBERG et al. [63] entstehen die Risse durch hohe Spannungskonzentrationen direkt hinter dem Kontakt mit dem gleitenden Eindringkörper (vgl. Abschnitt 2.2.3, Bild 9). Insbesondere am Spurrand kommt es zur Überlagerung mehrerer Zugspannungskomponenten in der Oberflächenebene: Während die Reibungskraft aus dem Kontakt mit der Ritzspitze und die Deformation infolge der wirkenden Normalkraft Zugspannungen in Bewegungsrichtung bewirken, resultiert aus dem torusförmigen Aufwurf des verdrängten Materials um die Spitze eine Zugspannungskomponente senkrecht zur Ritzrichtung. Die in der Folge auftretenden Risse sind zur Spurrichtung um einen Winkel geneigt. Mit fortsetzender Bewegung der Ritzspitze und zunehmender Kraft steigen auch die Zugspannungen hinter dem Kontakt und führen schließlich zu den beobachteten Ausbrüchen. Für die Multilagenschichten der Versuchsgruppen B und C ist ansatzweise auch bei der Durchdringung der Schicht bei der Last L_{c3} die Bildung von Rissen zu erkennen (Bild 66d). Diese orientieren sich an der Form des gleitenden sphärischen Eindringkörpers und dürften aus der Überschreitung kritischer Druckspannungen vor der Ritzspitze resultieren [64, 65]. Die Chrom-Haftvermittlungs- und Wolframcarbid-Zwischenschichten bieten für alle Schichten eine ausreichende Haftung auf dem metallischen Substrat, womit die Haftung für die Schädigungsinitiierung eine untergeordnete Rolle spielt.

Die durch Zugspannungen verursachten Risse im Ritztest erinnern an die Risse in den Reibspuren der Load Scanner Versuche (vgl. Abschnitt 6.3.2). Letztere wurden als Ausgangpunkt der Schädigungen angenommen und waren senkrecht zur Gleitrichtung orientiert. Dies bekräftigt die Vermutung, dass auch im Load Scanner Versuch die Zugbeanspruchung erheblich zur Rissbildung und somit zur beobachteten Schädigung beiträgt.

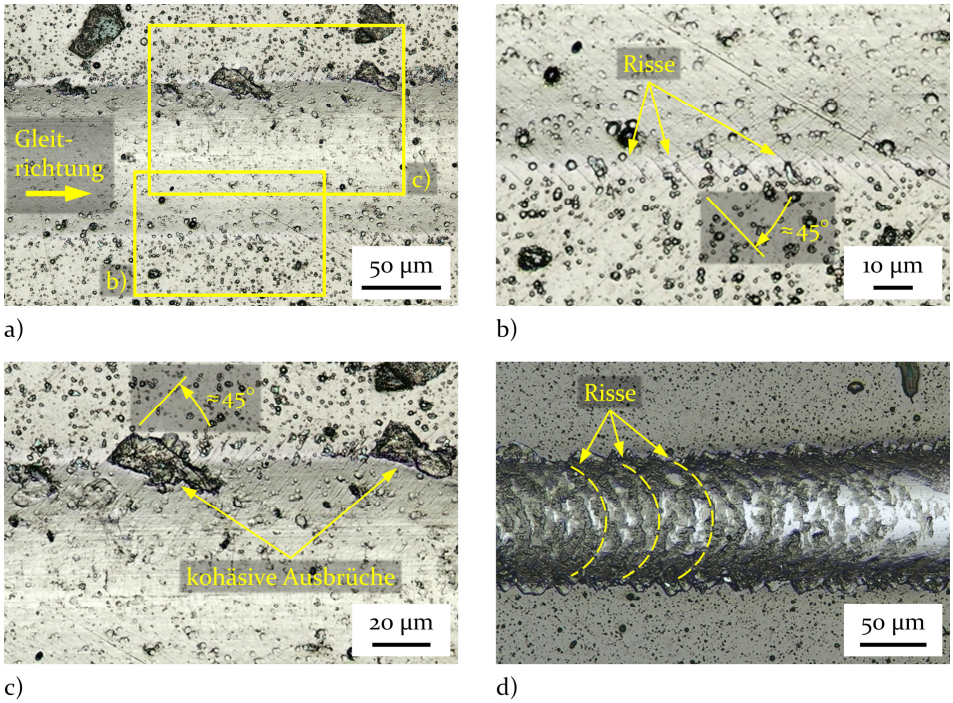


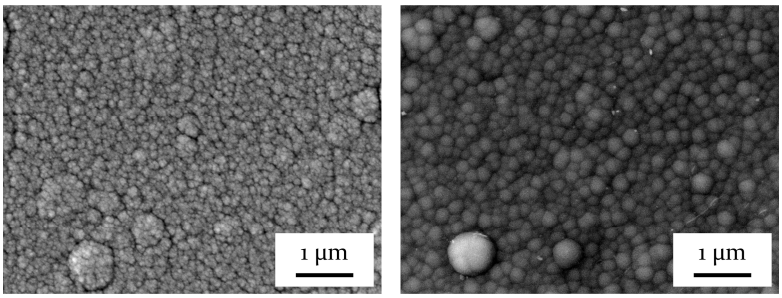
Bild 66: Typische Schädigungserscheinungen im Ritztest: (a–c) Zugrisse und Schichtausbrüche für Ref. a-C:H:W bei kritischer Last L_{c2} und (d) Risse infolge von Druckspannungen für B03 bei L_{c3}.

6.4 Schichttopographie und -morphologie sowie chemische Zusammensetzung

Die Struktur der Schichten und deren Oberflächenfeingestalt werden im Folgenden anhand von topographischen Aufnahmen sowie mittels FIB-präparierter Querschnittsaufnahmen charakterisiert. Darüber hinaus geben GD-OES Analysen in Form elementarer Tiefenprofile Einblicke in die chemische Zusammensetzung. Topographie und Morphologie lassen sich besonders gut an Schichten der Versuchsgruppen B und C sowie der entsprechenden Referenzschicht Ref. a-C:H:W erläutern. Weitere charakteristische Merkmale der Versuchsgruppe A werden im Anschluss diskutiert.

Wie Bild 67a am Beispiel von Ref. a-C:H:W zeigt, entwickeln die Schichten der Versuchsgruppen A und B ein feines blumenkohlartiges topographisches Muster. Dieses deutet auf ein stängelartiges Wachstum der gesamten Schicht bzw. einzelner Schichtlagen hin. Für die $(\text{a-C:H:Si:O/a-C:H})_{25}$ Schichten der Versuchsgruppe C – in Bild 67b exemplarisch für C01 gezeigt – ergeben sich hingegen kugelförmige, durch Riefen voneinander

abgegrenzte topographische Erhebungen mit Durchmessern von 200 nm bis 400 nm. In der Topographie aller Schichten zeichnen sich außerdem Wachstumsdefekte ab, die von Makropartikeln innerhalb der Chrom-Haftvermittlungsschicht ausgehen (vgl. Abschnitt 5.5).

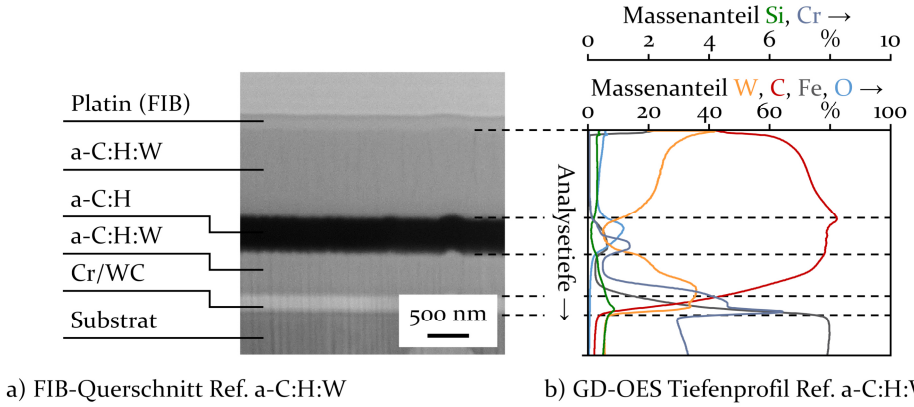


a) Ref. a-C:H:W b) Co1

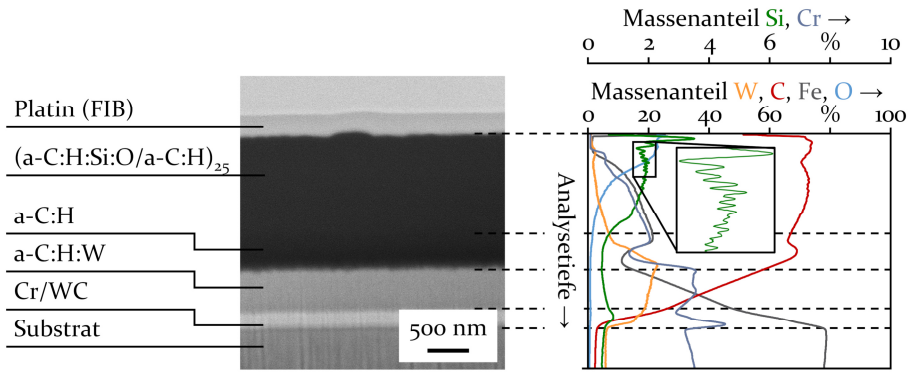
Bild 67: Repräsentative elektronenmikroskopische Aufnahmen der unterschiedlich fein ausgeprägten, blumenkohlartigen Schichttopographien für (a) Ref. a-C:H:W und (b) Co1.

Die in Bild 68a,c dargestellten FIB-Querschnitte deuten für Ref. a-C:H:W auf ein stängelartiges Kornwachstum hin, das aus der Chrom-Haftvermittlungs- bzw. der Wolframcarbid-Zwischenschicht hervor geht und sich innerhalb der a-C:H:W-Schicht verfeinert. Eine ähnliche Morphologie zeigen die Schichten der Versuchsgruppen A und B. Dies führt zu kleinen Körnern und einer ausgeprägten Nanorauheit. Die Mikrostruktur der a-C:H-Schicht und der $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagen erscheint hingegen dicht und amorph und lässt aufgrund des mangelnden Kontrasts in der rasterelektronenmikroskopischen Aufnahme kein stängelartiges Wachstum erkennen. Dennoch werden diskontinuierlich ausgeprägte Korngrenzen auch in diesen Schichten angenommen, die von tieferliegenden Schichtlagen ausgehen und an der Oberfläche zu den erkennbaren Riefen in der Topographie führen. Das vergleichsweise hohe Niveau der Biasspannung zur Abscheidung der Funktionsschicht von Co1 dürfte zudem zur Intensivierung des Ionenbeschusses und somit zur Glättung der Nanorauheit beitragen [52].

Die Tiefenprofile der relevanten chemischen Elemente der Schichten Ref. a-C:H:W und Co1 sowie der Hauptlegierungselemente des Stahlsubstrats sind in Bild 68b,d dargestellt. Anhand der Tiefenprofilverläufe sind die Lagen der Schichtsysteme in Übereinstimmung mit den Beschichtungsprozessen sowie die Übergänge zum Substrat mit abrupten Anstiegen im Eisengehalt zu erkennen. Hierin wird auch die multilagige Architektur der Schicht Co1 ersichtlich. Der alternierende Verlauf des Siliziumgehalts deutet auf Lagen unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung hin und zeigt sich am deutlichsten nahe der Oberfläche.



a) FIB-Querschnitt Ref. a-C:H:W b) GD-OES Tiefenprofil Ref. a-C:H:W



c) FIB-Querschnitt Co1 d) GD-OES Tiefenprofil Co1

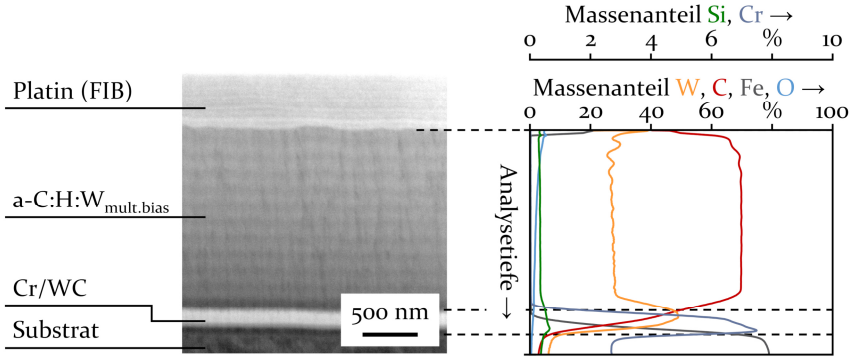
Bild 68: FIB-präparierte Querschnittsaufnahmen und auf die gleichen Maßstäbe skalierte GD-OES Tiefenprofile der Schichten (a,b) Ref. a-C:H:W und (c,d) Co1 mit erkennbarer multilagiger Schichtarchitektur.

Auffällig ist, dass die Modulationen im Tiefenprofilverlauf des Siliziums weniger stark ausgeprägt sind, als dies infolge des Herstellungsprozesses zu erwarten wären. So könnten während der Abscheidung der a-C:H Lagen siliziumhaltige Reagenzien innerhalb des Rezipienten trotz gestoppter Zuführung von HMDSO zu geringen Mengen an Silizium auch in diesen Lagen führen. Zudem ist mit zunehmender Analysetiefe von einer Verringerung des Tiefenauflösungsvermögens der GD-OES Analyse (2 nm an der Oberfläche [161]) auszugehen. Wesentlich dafür ist die Geometrie des durch den Materialabtrag entstehenden Kraters [224, 225], die dazu führt, dass Material aus unterschiedlichen Analysetiefen bzw. verschiedenen Schichtlagen zeitgleich detektiert wird. Des Weiteren limitieren auch die aus dem Ionenbeschuss zum Materialabtrag resultierende Oberflächenaufrauhung, das unterschiedliche Abtragsverhalten der Schichtmaterialien und die Trägheit des Detektors das Auflösungsvermögen der Analyse [161].

Vermutlich führt eine Kombination dieser Effekte zur Vermischung der bis zu 100 nm dünnen Schichtlagen und deren Grenzflächen und somit zur Glättung der eigentlich schärferen Tiefenprofile. Dies dürfte auch der Grund dafür sein, dass Elementrückstände der Funktionsschicht in Analysetiefen nachgewiesen werden, die den Zwischen- und Haftschichtschichten entsprechen. Für die $(\text{a-C:H:W/a-C:H})_{25}$ Multilagenschichten ergeben sich innerhalb der Funktionsschicht analoge Modulationen des Wolframgehalts bei sonst ähnlichen Massenanteilverläufen der übrigen Elemente.

Die Leistungsfähigkeit der Schichten in den Load Scanner Versuchen in Abschnitt 6.3.2 wurde insbesondere durch kohäsives Versagen in Form von Ausbrüchen bis auf die Zwischenschichten aus a-C:H und a-C:H:W eingeschränkt. Vor allem die Übergänge zwischen dem stängelartig aufwachsenden Nanokomposit a-C:H:W und der nahezu merkmallosen Struktur des a-C:H sind im Hinblick auf den Schichtzusammenhalt als besonders kritisch anzusehen [8, 226, 227]. Während im Übergang der Stützschichten aus a-C:H:W und a-C:H die Herstellparameter kontinuierlich aneinander angepasst wurden, folgen die Funktionsschichten ohne Gradient in den Parameterwerten direkt auf die Stützschichten. Im elementaren Tiefenprofil deutet eine Spitze im Kohlenstoffgehalt auf eine abrupte Änderung in der elementaren Zusammensetzung hin. Diese stimmt für Ref. a-C:H:W gut mit dem Übergang zur Funktionsschicht überein. Für C01 ist dieser Peak aufgrund der oben beschriebenen Einschränkungen im Tiefenauflösungsvermögen leicht verschoben. Es ist anzunehmen, dass auch der Wechsel in der Schichtstruktur auf einen eng begrenzten Tiefenbereich beschränkt ist. Wenngleich diese abrupte strukturelle Änderung nicht unerwünscht ist, um die Rissfortpflanzung in Richtung des Substrats zu unterbinden, kann die damit einhergehende Schwächung des inneren Werkstoffzusammenhalts unter den tribologischen Beanspruchungen im Load Scanner Versuch zum beobachteten kohäsiven Versagen beitragen. Darüber hinaus könnte die Spitze im Kohlenstoffgehalt auch ein Indiz für die Bildung einer dünnen kohlenstoffreichen Zwischenschicht sein. In Untersuchungen von PUJADA et al. [55, 228] ging eine dünne Zwischenschicht mit hohem Kohlenstoffgehalt zwischen Schichtlagen aus Wolframcarbid und a-C:H:W mit hohen Grenzflächenspannungen einher. Starke Spannungsgradienten könnten auch in der vorliegenden Untersuchung zum Verlust des Schichtzusammenhalts geführt haben. Eine graduelle Anpassung des Kohlenstoffgehalts könnte abrupte Änderungen in der Schichtstruktur abmildern und so den Schichtzusammenhalt verbessern. Dies erfordert jedoch eine feine Modulation der Zufuhr kohlenstoffhaltiger Präkursoren, die prozessseitig nur schwer zu erreichen ist.

Für die stängelartig aufwachsenden Multilagenschichten der Versuchsgruppe A unterscheiden sich die einzelnen Lagen der Funktionsschicht im Wolfram- und Kohlenstoffgehalt (Bild 69). Die Modulationen der Massenanteile in den elementaren Tiefenprofilen am Beispiel der Probe A12 sind auch hier in oberflächennahen Bereichen am deutlichsten zu erkennen und nehmen aufgrund von Auflösungsverlusten in der Tiefe ab. Im entsprechenden Sekundärelektronenbild des FIB-Querschnitts erscheinen kohlenstoffreichere Schichten dunkler als wolframreichere Lagen, wobei im Fall der Schicht A12 Biasspannungen von –70 V zur Herstellung der dunkleren und –250 V zur Abscheidung der helleren Schichtlagen verwendet wurden. Dies ist insofern bemerkenswert, als dass Änderungen der Biasspannung in der Regel zu strukturellen Modifikationen der a-C:H-Matrix und weniger zu Variationen der elementaren Zusammensetzung innerhalb der Nanokompositschicht führen. Beispielsweise beobachteten GALVAN et al. [229] für a-C:H:Ti Nanokompositschichten mit gesteigerter Biasspannung nur einen geringfügig höheren Titangehalt bei gleichzeitig nahezu unveränderter Größe und Verteilung der kristallinen Titancarbidpartikel. In Anlehnung an Untersuchungen an multilagigen a-C:H-Schichten von LI et al. [53] können die verschiedenen Schattierungen der Schichtlagen auch auf Unterschiede in der Dichte hinweisen, wobei weniger dichte Lagen dunkel erscheinen und somit eine geringere Steifigkeit aufweisen sollten.



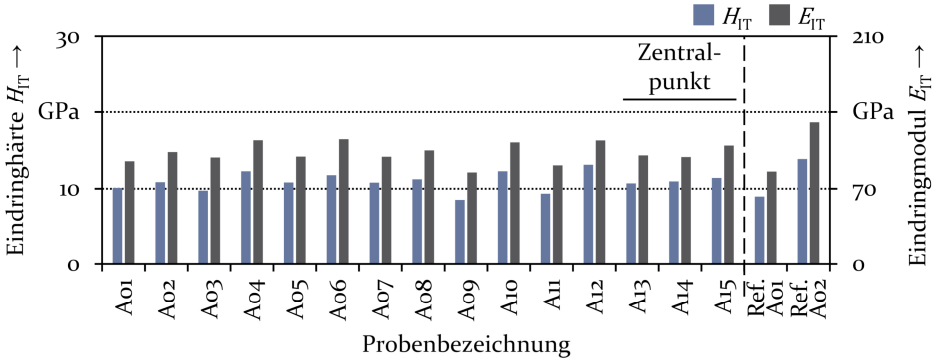
a) FIB-Querschnitt A12 b) GD-OES Tiefenprofil A12

Bild 69: (a) FIB-präparierte Querschnittsaufnahme und (b) auf den gleichen Maßstab skaliertes GD-OES Tiefenprofil der Schicht A12, das eine alternierende chemische Zusammensetzung in der multilagigen Funktionsschicht erkennen lässt.

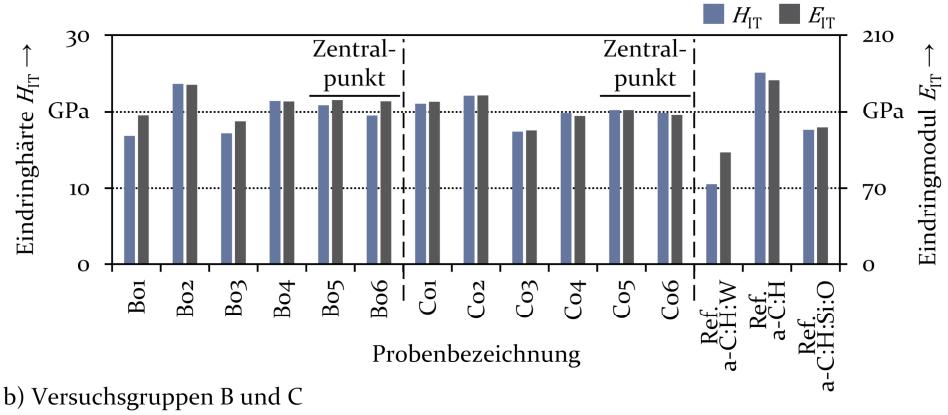
6.5 Mechanische Schichteigenschaften

6.5.1 Überblick

Die mittels instrumentierter Eindringprüfung ermittelten Eindringhärten H_{IT} und elastischen Eindringmoduln E_{IT} der Schichten aller Versuchsgruppen sind in Bild 70 zusammengefasst und detailliert in Tabelle A.9, Tabelle A.12 und Tabelle A.13 im Anhang aufgeführt. Unter den multilagigen Schichten der Versuchsgruppe A zeigt A12 die höchste Eindringhärte mit 13,1 GPa sowie das höchste Eindringmodul mit 115,2 GPa. Damit werden die Kennwerte der einlagigen Schicht Ref. A02 (H_{IT} = 13,9 GPa; E_{IT} = 130,7 GPa) von keiner multilagigen Schichtvariante erreicht. Die geringsten Messwerte für Eindringhärte (8,5 GPa) und -modul (84,9 GPa) werden für A09 ermittelt und sind nur geringfügig niedriger als die der einlagigen Referenz Ref. A01 (H_{IT} = 9,0 GPa; E_{IT} = 85,7 GPa). Für die multilagigen Schichten der Versuchsgruppen B und C erstreckt sich der Variationsbereich der Härtewerte von 16,8 GPa für B01 bis 23,7 GPa für B02, wobei sich die Versuchsgruppen im Mittel kaum unterscheiden. Gegenüber den a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichten aus Versuchsgruppe A sind die $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ und $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten somit um ein Vielfaches härter. Auch die Eindringmoduln übersteigen mit 122,4 GPa für C03 bis 164,8 GPa für B02 jene Werte der Versuchsgruppe A. Mit einer Härte von 10,5 GPa und einem Eindringmodul von 102,5 GPa liegt Ref. a-C:H:W ungeachtet ihrer Stützschichten aus a-C:H:W und a-C:H auf ähnlichem Niveau wie Ref. A01 und Ref. A02. Somit wirken sich diese Zwischenschichten nur unwesentlich auf die mechanischen Kennwerte der Versuchsgruppen B und C aus. Höhere Kennwerte werden für die als einlagige mechanische Referenzen herangezogenen Schichten Ref. a-C:H:Si:O (H_{IT} = 17,6 GPa; E_{IT} = 125,2 GPa) und Ref. a-C:H (H_{IT} = 25,1 GPa; E_{IT} = 168,9 GPa) festgestellt. Demnach führt die Einordnung von Lagen aus a-C:H:W bzw. a-C:H:Si:O in a-C:H zur Verminderung von H_{IT} und E_{IT}. Die Unterschiede in den Kennwerten der einlagigen Referenzschichten deuten darauf hin, dass sich ungeachtet der Variationen der Prozessparameter auch die Eigenschaften der Einzellagen in den Multilagenschichten unterscheiden sollten. Das Verhältnis von Eindringhärte und -modul in der Form H_{IT}^3/E_{IT}^2 liegt für die Schichten aus Versuchsgruppe A im Mittel zwischen 0,087 und 0,175 sowie für die Versuchsgruppen B und C, ausgenommen von Ref. a-C:H:W (0,113), zwischen 0,257 und 0,505 bzw. 0,351 und 0,456. Dies lässt auf einen höheren Widerstand der $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ und $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten gegenüber plastischen Verformungen des Schichtwerkstoffs schließen.



a) Versuchsgruppe A



b) Versuchsgruppen B und C

Bild 70: Mechanische Eigenschaften aller Schichten der Versuchsgruppen A, B und C: Eindringhärte und -modul bewegen sich für die meisten Multilagenschichten der einzelnen Versuchsgruppen zwischen den jeweiligen Kennwerten der einlagigen Referenzschichten.

Die geringe Streuung von H_{IT} und E_{IT} der Zentralpunkte aller Versuchsgruppen deutet auf eine gute Reproduzierbarkeit des Herstellprozesses hin. Interessanterweise sind die Zentralpunkte der Versuchsgruppe B härter und steifer, als es gemäß einer Mischungsregel aus gleichen Anteilen der Eigenschaften der einlagigen Referenzschichten zu erwarten wäre ($\bar{H}_{IT,ZP}$ = 20,2 GPa vs. $H_{IT,0,5\times(a\text{-}C:H+a\text{-}C:H:W)}$ = 17,8 GPa; $\bar{E}_{IT,ZP}$ = 150,3 GPa vs. $E_{IT,0,5\times(a\text{-}C:H+a\text{-}C:H:W)}$ = 135,7 GPa). Die Zentralpunkte der Versuchsgruppe C besitzen hingegen einen geringfügig niedrigeren Eindringmodul als die Eigenschaften der Referenzschichten annehmen lassen ($\bar{E}_{IT,ZP}$ = 139,2 GPa vs. $E_{IT,0,5\times(a\text{-}C:H+a\text{-}C:H:Si:O)}$ = 147,0 GPa). Einflüsse der multilagigen Schichtarchitektur, wie der für Versuchsgruppe B beobachtete Verstärkungseffekt, sind vor allem für kristalline Schichtwerkstoffe typisch, werden aber teilweise auch für amorphe Schichtsysteme beobachtet und stehen im Zusammenhang mit den Unterschieden der elastischen Eigenschaften der Einzellagen sowie der Lagendicke [54, 230].

6.5.2 Einfluss der Herstellbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften

Versuchsgruppe A: a-C:H:W$_{mult.bias}$ Multilagenschichten

Der Überblick in Bild 70 lässt bereits einen ausgeprägten Zusammenhang zwischen der Eindringhärte und dem elastischen Eindringmodul der Schichten vermuten. Tatsächlich weisen die Korrelationskoeffizienten innerhalb der Versuchsgruppen auf sehr starke Zusammenhänge der mechanischen Kenngrößen hin (A: r_{Korrel} = 0,94; B: r_{Korrel} = 0,95; C: r_{Korrel} = 0,99). Für die beiden Schichteigenschaften ergeben sich daher ähnliche Zusammenhänge zu den variierten Parametern des Herstellprozesses. Wie Bild 71 und Bild 72 verdeutlichen, hängen die Eindringhärte und der Eindringmodul der multilagigen Schichten der Versuchsgruppe A von den zur Abscheidung der Einzellagen genutzten Biasspannungen ab. Dabei ist der Effekt der auf höherem Niveau variierten Biasspannung U_{bias2} für beide Schichteigenschaften am stärksten, während der Effekt von U_{bias1} nur für den Eindringmodul signifikant ist. Variationen der Abscheidungsdauer je Schichtlage (t_{Lage}) wirken sich auf keinen der beiden mechanischen Kennwerte aus. Außerdem zeigen sich weder signifikante quadratische Effekte noch Wechselwirkungen, sodass die rein linearen Regressionsmodelle die beobachteten Streuungen der Eindringhärte und des Eindringmoduls immerhin zu 61 % (R^2 = 0,61 für H_{IT}) bzw. 69 % (R^2 = 0,69 für E_{IT}) erklären.

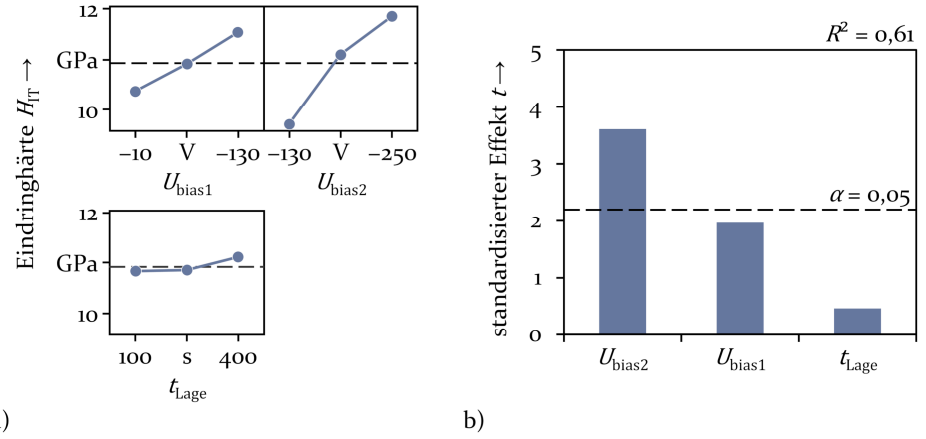
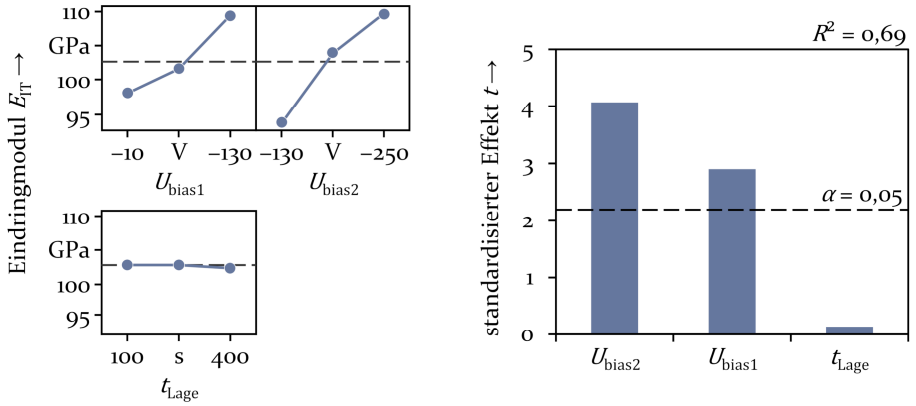


Bild 71: Einfluss der Prozessparameter auf die Eindringhärte der a-C:H:W$_{mult.bias}$ Schichten: (a) Haupteffektdiagramme und (b) Pareto-Diagramm der standardisierten Effekte, die einen positiven Zusammenhang zwischen H_{IT} und U_{bias2} anzeigen (die Strich-Strich-Linie in (a) kennzeichnet den Mittelwert der Eindringhärte).



a) b)

Bild 72: Einfluss der Prozessparameter auf den Eindringmodul der a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichten: (a) Haupteffektdiagramme und (b) Pareto-Diagramm der standardisierten Effekte, die einen positiven Zusammenhang zwischen E_{IT} und beiden Biasspannungen anzeigen (die Strich-Strich-Linie in (a) kennzeichnet den Mittelwert des Eindringmoduls).

Bereits für die mit niedrigster und höchster Biasspannung abgeschiedenen einlagigen Referenzen Ref. A01 und Ref. A02 lässt sich ein eindeutiger positiver Zusammenhang zwischen der angelegten Biasspannung und der Eindringhärte sowie dem Eindringmodul feststellen. Aus den Haupteffektdiagrammen geht hervor, dass H_{IT} und E_{IT} der Multilagenschichten mit zunehmenden Werten der Biasspannungen U_{bias1} und insbesondere U_{bias2} steigen. Auch für höhere mittlere Niveaus der angelegten Biasspannungen ergeben sich härtere und steifere Schichten, wie starke Korrelationen zwischen mittlerer Biasspannung ($(U_{bias1} + U_{bias2}) / 2$) und den Kennwerten zeigen (H_{IT}: r_{Korrel} = 0,74; E_{IT}: r_{Korrel} = 0,82). Es ist anzunehmen, dass infolge der im Mittel zunehmenden kinetischen Energie des Ionenbeschusses der Wasserstoffgehalt innerhalb der a-C:H-Matrix abnimmt und der Anteil sp^3-hybridisierter Kohlenstoffbindungen, und damit auch Härte und Steifigkeit der Schichten, steigen. Dies geht zudem mit einer Verdichtung des Schichtwerkstoffs einher.

Eine mögliche Ursache für den dominierenden Effekt von U_{bias2} liegt in strukturellen Änderungen aufgrund der Abfolge sp^2- und sp^3-reicher Schichtlagen. Ein in der Fachliteratur bekanntes Phänomen beschreibt die Umwandlung von sp^2- in sp^3-hybridisierte Kohlenstoffbindungen nahe der Grenzfläche sp^2-reicher Lagen, wenn eine Schichtlage mit höherer Biasspannung auf dieser abgeschieden wird [231–233]. Verantwortlich für diese strukturellen Umordnungen sind neben höheren Druckeigenspannungen der aufwachsenden Schichtlage vor allem der intensive Ionenbeschuss der darunter befindlichen Schicht. Der Ausgleich von

Unterschieden im Atomabstand führt außerdem zu Verspannungen im Atomgitter. In Anlehnung an Untersuchungen von ZHANG et al. [222] an vergleichbaren Multilagenschichten dürfte dies einen höheren sp^3-Anteil der Gesamtschicht zur Folge haben, als er aus der Mischungsregel mit gleichen Anteilen der Einzellagen resultieren würde. Aufgrund der Zusammenhänge zwischen der Biasspannung und der Ionenenergie [76, 97, 234] (vgl. Abschnitt 2.4) bzw. der Druckeigenspannung [177, 233] erklärt sich somit der überlegene Effekt von U_{bias2}. Nach dieser Argumentation dürften auch die Druckeigenspannungen der Multilagenschichten von einem dominierenden Effekt von U_{bias2} bestimmt werden [233, 235], und in höheren Eigenspannungen vor allem für höhere Werte von U_{bias2} resultieren. Die alternierende Abfolge von Schichtlagen mit hohen und niedrigen Eigenspannungen dürfte zu Spannungsrelaxationen innerhalb der Multilagenschicht führen, infolge derer die Eigenspannungen der multilagigen Schichtvarianten stets geringer sein sollten, als die der einlagigen Referenz Ref. A02 aus Abscheidung mit höchster Biasspannung.

Der vernachlässigbare Effekt von t_{Lage} deutet darauf hin, dass sich weder die Anzahl der Einzellagen noch deren Dicke auf die mechanischen Kennwerte auswirken. Eine Steigerung von Schichthärte und -eindringmodul infolge eines wechselnden Eigenspannungsfeldes [222, 233, 236] oder deren Verringerung aufgrund von Spannungsrelaxationen [53, 237], wie sie für strukturelle Multilagenschichten mit dünneren Einzellagen in der Fachliteratur zu finden sind, wurde demnach nicht beobachtet.

Auch das Verhältnis $H_{\mathrm{IT}}^3/E_{\mathrm{IT}}^2$ wird ausschließlich durch einen signifikanten Effekt von U_{bias2} bestimmt. Demnach sind multilagige Schichtvarianten, die mit höherer Biasspannung U_{bias2} sowie höherer mittlerer Biasspannung abgeschieden wurden, resistenter gegenüber plastischer Verformung.

Versuchsgruppe B: (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ Multilagenschichten

Die mechanischen Kennwerte der (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ Multilagenschichten hängen ebenfalls von den variierten Prozessparametern zur Abscheidung der a-C:H Einzellagen ab. Die Verteilung der Mittelwerte (Bild 73a) sowie die standardisierten Effekte (Bild 73b) deuten auf einen starken positiven Einfluss der Biasspannung auf die Eindringhärte und den Eindringmodul hin. Verantwortlich dafür dürften die gleichen strukturellen Veränderungen in der a-C:H Matrix infolge eines gesteigerten Energieeintrags wie im Fall der Versuchsgruppe A sein. Mit zunehmendem Acetylengasfluss steigt zudem der Prozessdruck und damit auch die Wahrscheinlichkeit, dass energiereiche Teilchen vor dem Auftreffen auf dem Substrat durch Stöße

abgebremst werden, sodass der Einfluss der Biasspannung bei höherem Acetylengasfluss geringer ausfällt. In diesem Fall ist außerdem ein erhöhter Kohlenstoffgehalt der Schichten zu erwarten, der den schwachen negativen Effekt des Acetylengasflusses erklärt. Härtere und steifere a-C:H Einzellagen aus Abscheidung unter hoher Biasspannung und geringem Acetylengasfluss führen daher zu höheren mechanischen Kennwerten der $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten.

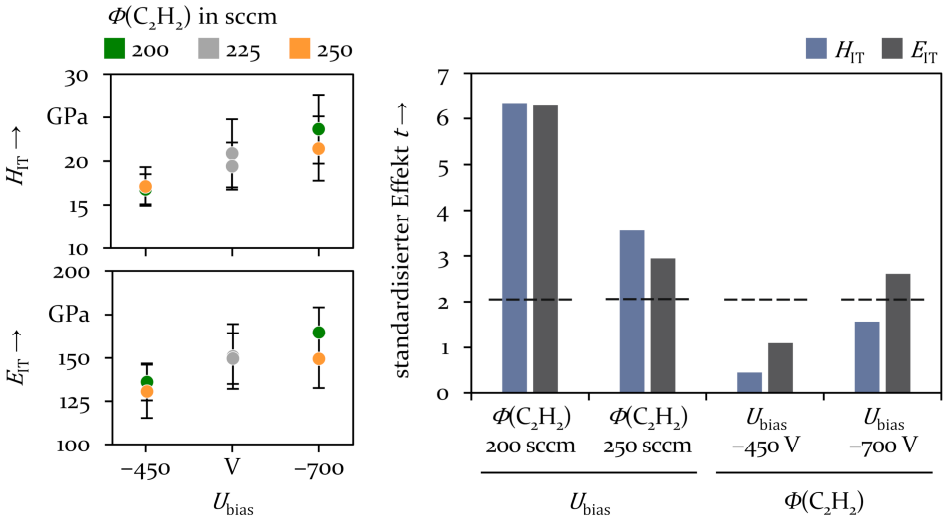


Bild 73: Einfluss der Prozessparameter auf die mechanischen Kennwerte der $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten: (a) Streudiagramme ($n \geq 12$, $M \pm SD$) und (b) Balkendiagramm der standardisierten Effekte, die vor allem einen positiven Zusammenhang zwischen den mechanischen Kenngrößen und U_{bias} anzeigen (die Strich-Strich-Linien in (b) kennzeichnen die Signifikanzgrenzen für $\alpha = 0{,}05$ in Abhängigkeit der Anzahl der berücksichtigten Einzelmesswerte).

Versuchsgruppe C: $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten

Für die $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten stehen sich die Einflüsse der variierten Prozessparameter auf die mechanischen Kennwerte gegenüber. Einerseits führt eine höhere Biasspannung während der Abscheidung beider Einzellagen zu den zuvor erläuterten strukturellen Modifikationen sowie zu einer Verringerung der Wasserstoffkonzentration in der Schicht [84, 238]. Im Fall der a-C:H:Si:O-Schichtlage geht dies zudem mit einer Abnahme des Sauerstoffgehalts einher, wodurch die Härte des a-C:H:Si:O zunimmt [239]. Andererseits bedingt der steigende HMDSO Dampffluss die Bildung von Siloxanbindungen (Si–O–Si), wodurch der Vernetzungsgrad

des Schichtwerkstoffs abnimmt und infolgedessen H_{IT} und E_{IT} sinken [239, 240]. Dabei ist zu beachten, dass in sauerstoffhaltigen Plasmen bei der Gasphasenabscheidung sp²-hybridisierter Kohlenstoff durch Ätzen abgetragen werden kann, sodass der Anteil an sp³-hybridisiertem Kohlenstoff und damit auch die Härte steigt [239, 241]. Dies könnte den geringeren Effekt des HMDSO Dampfflusses bei U_{bias} = –700 V erklären. $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten mit hohen H_{IT} und E_{IT} lassen sich somit insbesondere mit hoher Biasspannung und geringem HMDSO Dampffluss herstellen.

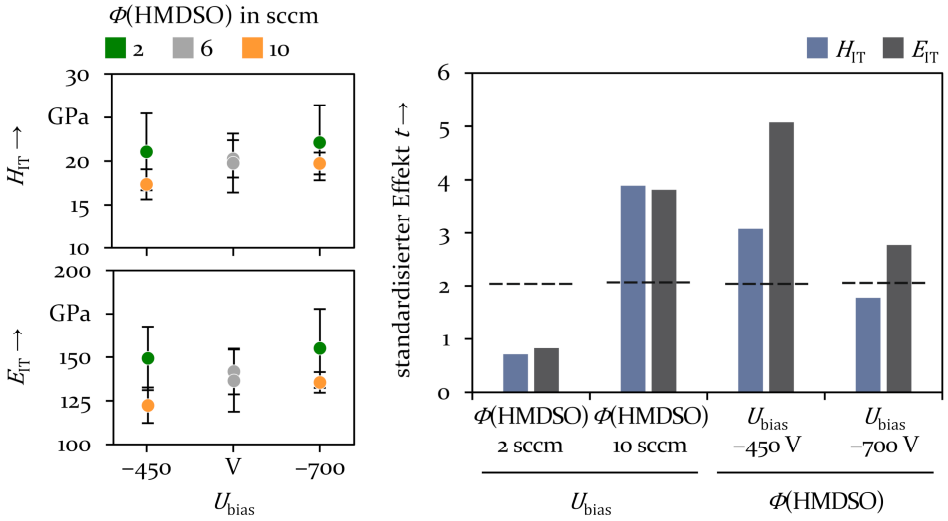


Bild 74: Einfluss der Prozessparameter auf die mechanischen Kennwerte der $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten: (a) Streudiagramme ($n \geq 11$, $M \pm SD$) und (b) Balkendiagramm der standardisierten Effekte, die einen entgegenwirkenden Einfluss von U_{bias} und Φ(HMDSO) auf die mechanischen Kenngrößen anzeigen (die Strich-Strich-Linien in (b) kennzeichnen die Signifikanzgrenzen für α = 0,05 in Abhängigkeit der Anzahl der berücksichtigten Einzelmesswerte).

Die Effekte der Prozessparameter auf das H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis der $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ und $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Multilagenschichten stimmen im Wesentlichen mit den Einflüssen auf die Einzelkenngrößen überein. Ausschließlich die Biasspannung ist mit positiven Effekten für hohe H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnisse beider Schichttypen verantwortlich. Der lediglich schwache Effekt der Biasspannung im Fall der $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ Schichten, der zudem nur für einen hohen HMDSO Dampffluss zu beobachten ist, ist die Folge des zuvor erläuterten entgegenwirkenden Effekts des HMDSO Dampfflusses und verdeutlicht die geringe Variationsbreite des H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnisses für diese Schichten.

6.6 Einflüsse auf das tribologische Verhalten und die Beanspruchbarkeit

Versuchsgruppe A: a-C:H:W$_{mult.bias}$ Multilagenschichten

Die einlagigen Referenzschichten Ref. A01 und Ref. A02 lassen einen eindeutigen Zusammenhang zwischen den mechanischen Eigenschaften und dem Verschleißverhalten in den Stift-Scheibe-Versuchen erkennen: Ref. A02 mit höherer Eindringhärte und höherem elastischen Eindringmodul erweist sich als verschleißfester im Vergleich zur weicheren und weniger steifen Schicht Ref. A01. Darauf deutet auch das höhere Verhältnis H_{IT}^3/E_{IT}^2 für Ref. A02 hin. Für die Multilagenschichten der Versuchsgruppe A können solche Zusammenhänge nicht beobachtet werden. Weder H_{IT}/E_{IT} noch H_{IT}^3/E_{IT}^2 korrelieren signifikant mit den Verschleißkoeffizienten. Auffällig ist hingegen der in den meisten Fällen niedrigere Verschleiß der Multilagenschichten im Vergleich zu den Referenzschichten – insbesondere zu Ref. A02 – trotz geringerer Werte für H_{IT}, E_{IT} und H_{IT}^3/E_{IT}^2. Höhere Verschleißkoeffizienten zeigten nur A11 mit einer von Riefen und Ausbrüchen durchzogenen Reibspur sowie die Varianten A07 und A10 (vgl. Abschnitt 6.3.1). Vor allem die letzteren beiden Varianten wurden unter deutlich unterschiedlichen Biasspannungen in den Einzellagen der multilagigen Funktionsschicht hergestellt. Demnach dürften sich die Lagen strukturell sowie in ihren mechanischen Kennwerten stark unterscheiden. Ein wesentlicher Unterschied zwischen beiden Schichten liegt in der Abscheidungsdauer je Schichtlage bzw. in der Lagenanzahl: Während A10 aus 88 dünnen Einzellagen besteht, setzt sich A07 aus 22 vergleichsweise dicken Lagen zusammen. Interessanterweise erweist sich A05, die mit den gleichen Biasspannungen U_{bias1} und U_{bias2} hergestellt wurde wie A07, jedoch 88 Einzellagen besitzt, deutlich verschleißfester (vgl. Abschnitt 6.3.1). Gleichzeitig zeigt A12 mit 22 Einzellagen höherer Dicke, aber sonst gleichen Biasspannungen wie bei der Herstellung von A10, ebenfalls einen geringeren Verschleiß. Dies legt nahe, dass die Abscheidungsdauer je Schichtlage t_{Lage} (gleichbedeutend mit der Lagendicke) bzw. die Anzahl der Einzellagen einen Einfluss auf den Verschleißkoeffizienten der Multilagenschichten hat, wenngleich kein signifikanter Zusammenhang mit den mechanischen Kenngrößen besteht (vgl. Abschnitt 6.5.2). Diese Beobachtungen werden bei der Analyse der standardisierten Effekte durch einen signifikanten Einfluss von t_{Lage} bestätigt (Bild 75b). Während U_{bias1} und U_{bias2} den Verschleißkoeffizienten der Multilagenschichten höchstens geringfügig beeinflussen, übt insbesondere das Zusammenwirken von t_{Lage}

und U_{bias2} einen starken Effekt auf den Verschleiß aus. Dabei erklären die signifikanten Terme die Unterschiede im Verschleißkoeffizienten in einem guten Maß (R^2 = 0,84). Wie das Haupteffekt- und das Wechselwirkungsdiagramm in Bild 75a verdeutlichen, führt bei hohen Abscheidungsdauern t_{Lage} und somit einer geringen Anzahl an dickeren Einzellagen eine hohe Biasspannung U_{bias2} zu niedrigen Verschleißkoeffizienten. Demnach entspricht das Verhalten der Verschleißkoeffizienten den für einlagige Schichten bekannten Zusammenhängen zwischen Biasspannung und mechanischen Eigenschaften und resultiert in geringerem Verschleiß, sofern das Schichtsystem relativ dicke Einzellagen höchster Härte und Steifigkeit enthält. Gleichzeitig erweisen sich auch mehrere, vergleichsweise dünne Einzellagen aus Abscheidung unter geringen t_{Lage} und niedrigen U_{bias2} als günstig für eine hohe Verschleißfestigkeit. Somit kann im Fall dünner Einzellagen auch dann ein vergleichbar geringer Verschleiß erzielt werden, wenn das Schichtsystem aus weicheren und weniger steifen Einzellagen besteht. Unabhängig von U_{bias2} zeigen jedoch vor allem Multilagenschichten der Versuchsgruppe A, die mit der mittleren Stufe von t_{Lage} (t_{Lage} = 250 s, 34 Einzellagen) hergestellt wurden, geringe Verschleißkoeffizienten. Dies spiegelt sich auch im quadratischen Effekt von t_{Lage} wider.

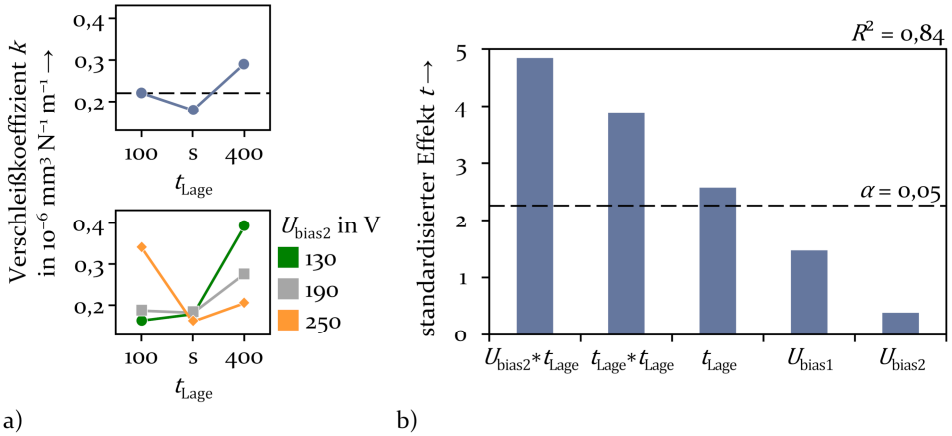


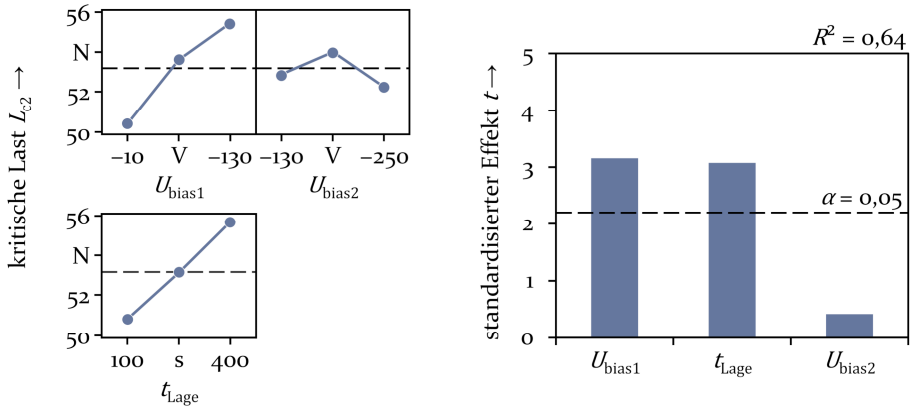
Bild 75: Einfluss der Prozessparameter auf den Verschleißkoeffizienten der a-C:H:W$_{mult.bias}$ Schichten: (a) Haupteffektdiagramm von t_{Lage} (oben) und Wechselwirkungsdiagramm von t_{Lage} und U_{bias2} (unten) sowie (b) Pareto-Diagramm der standardisierten Effekte, die insbesondere auf einen Zusammenhang zwischen k und t_{Lage} hinweisen.

Eine multilagige Schichtarchitektur mit alternierenden harten und weichen Einzellagen kann der Ausbreitung von Rissen – und somit dem fortschreitenden Schichtverschleiß – durch Abbau der Rissenergie in weichen Lagen entgegenwirken (vgl. Abschnitt 2.2.2). Dieses Verhalten dürfte

mitverantwortlich für die mehrheitlich geringeren Verschleißkoeffizienten der Multilagenschichten im Vergleich zu den einlagigen Referenzschichten sein. Der Effekt von t_{Lage} kann darauf hinweisen, dass eine höhere Anzahl an dünnen Einzellagen der Rissausbreitung besonders entgegenwirkt. Dies dürfte einen sukzessiven Verschleiß zur Folge haben und führt in den meisten Fällen zu niedrigeren Verschleißkoeffizienten.

An dieser Stelle sei erwähnt, dass weder die mechanischen Eigenschaften noch die variierten Prozessparameter in signifikantem Zusammenhang mit den Reibungszahlen der Multilagenschichten der Versuchsgruppe A stehen. Im Allgemeinen wird das Reibungsverhalten von a-C:H:W-Schichten im trockenen Kontakt vor allem durch den Kohlenstoffgehalt in der Schicht beeinflusst und hängt folglich vom kohlenstoffhaltigen Präkursor ab [10]. Daher ist es nicht verwunderlich, dass sich die bei lediglich variierter Biasspannung, aber sonst gleichen Prozessparametern hergestellten a-C:H:$W_{\mathrm{mult.bias}}$ Schichten in der Reibungszahl kaum unterscheiden.

Auch die kritische Last L_{c2} im Ritztest korreliert für keine der Schichten der Versuchsgruppe A mit den mechanischen Kenngrößen. Ebenso ergeben sich keine signifikanten Zusammenhänge zwischen L_{c2} und den Verschleißkoeffizienten. Das Auftreten erster Abplatzungen bei geringen Normalkräften führt somit nicht zwingend zu hohem Schichtverschleiß. Ähnlich wie der Verschleißkoeffizient wird auch die kritische Last L_{c2} signifikant durch die Abscheidungsdauer t_{Lage} bzw. durch die Lagendicke beeinflusst (Bild 76). Multilagenschichten mit dickeren Einzellagen ertragen somit höhere Normalkräfte, bevor Schichtabplatzungen auftreten. Dünne Einzellagen führen zu geringer Haftung, wenn die Multilagenschicht sehr weiche Einzellagen aus Abscheidung mit U_{bias1} = 10 V enthält. Dies äußert sich im signifikanten Effekt von U_{bias1} und könnte ein Hinweis darauf sein, dass Lagen geringer Härte und Steifigkeit sowie gleichzeitig zu geringer Dicke bereits bei geringen Lasten zu Abplatzungen führen können, sich die Risse aber nicht weit in die Tiefe ausbreiten, da gleichzeitig keine Tendenz zu erhöhtem Verschleiß beobachtet wird. Die Regressionsmodelle erklären die Streuungen der kritischen Last L_{c2} zu 64 % (R^2 = 0,64).



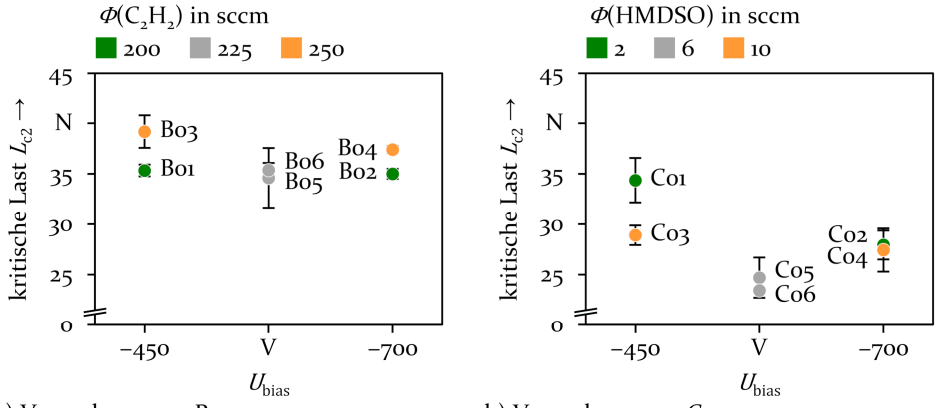
a) b)

Bild 76: Einfluss der Prozessparameter auf die kritische Last L_{c2} im Ritztest der a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichten: (a) Haupteffektdiagramme und (b) Pareto-Diagramm der standardisierten Effekte (die Strich-Strich-Linie in (a) kennzeichnet den Mittelwert von L_{c2}).

Versuchsgruppen B und C: (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Multilagenschichten

Verglichen mit den a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichten besitzen die (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Multilagenschichten im Mittel fast doppelt so hohe Eindringhärten und bis zu etwa 50 % höhere Eindringmoduln. In den Stift-Scheibe-Versuchen war daher kaum Verschleiß der Schichten festzustellen (vgl. Abschnitt 6.3.1). Auch im Load Scanner Versuch widerstanden die repräsentativ untersuchten Schichten B01 und C03 Kontaktpressungen bis etwa 2,0 GPa ohne größere Schädigung (vgl. Abschnitt 6.3.2). Für Pressungen größer 2,0 GPa trat örtliches Schichtversagen in Form von Ausbrüchen auf. Aufgrund der geringen Variationsbreiten der Verschleißkoeffizienten und der rein optischen Charakterisierung der Versagensformen in den Load Scanner Versuchen können keine belastbaren Zusammenhänge zwischen den variierten Prozessparametern und dem tribologischen Verhalten identifiziert werden. Demgegenüber erlauben die für die Schädigungsinitiierung verantwortlichen kritischen Lasten L_{c2} im Ritztest eine Signifikanzbewertung der Einflüsse der Herstellparameter mittels Mittelwertvergleich (Bild 77). Unter Berücksichtigung der Versuchsstreuung äußert sich für die (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ Multilagenschichten vor allem ein gesteigerter Acetylengasfluss in höheren Werten von L_{c2}. Dies dürfte in Anlehnung an Abschnitt 6.5.2 auf die geringere Steifigkeit der a-C:H Lagen bzw. der Gesamtschicht zurückzuführen sein, die sich somit effektiver in der Behinderung der Rissausbreitung zeigen. Interessanterweise hat die Biasspannung, die nachweislich in starkem

Maße für höhere Eindringhärten und -moduln verantwortlich ist, einen vernachlässigbaren Effekt auf die kritische Last L_{c2}. Auch im Fall der $(a\text{-C:H:Si:O/a-C:H})_{25}$ Schichten lassen sich die Einflüsse der variierten Biasspannung und des HMDSO Dampfflusses auf L_{c2} größtenteils durch ihre teilweise entgegenwirkenden Korrelationen zu Härte und Steifigkeit der Einzellagen erklären (vgl. Abschnitt 6.5.2). Auffällig ist, dass sich Co3 (Φ(HMDSO) = 10 sccm) trotz relativ geringer Härte und niedrigem Eindringmodul anfälliger für die Bildung von Ausbrüchen zeigt als Co1, die bei geringerem HMDSO Dampffluss (Φ(HMDSO) = 2 sccm) aber gleicher Biasspannung hergestellt wurde. Ursächlich dafür könnten große Unterschiede in den elastischen Eigenschaften sowie starke strukturelle Differenzen zwischen den Einzellagen sein. Die relative Lage der Zentralpunkte deutet für beide Versuchsgruppen auf nichtlineare Zusammenhänge hin.



a) Versuchsgruppe B b) Versuchsgruppe C

Bild 77: Einfluss der Prozessparameter auf die kritischen Lasten L_{c2} im Ritztest für die Versuchsgruppen B und C (n = 3, $M \pm SD$).

Tiefenprofil und Erscheinungsbild der in den Load Scanner Versuchen beobachteten Ausbrüche lassen darauf schließen, dass sich die ursächlichen Zug- und Schubrisse nicht ungebremst in der Funktionsschicht ausbreiten. Auch in den Ritztests führten die Zugbeanspruchungen zur Rissbildung sowie zu schalenförmigen Abplatzungen, die insbesondere auf kohäsives Versagen schließen lassen. Es ist davon auszugehen, dass sich diese Risse sowohl im Ritztest als auch im Load Scanner Versuch zunächst in der Schicht in Richtung des Substrats ausbreiten. Die Rissenergie dürfte dabei zumindest zu einem gewissen Teil in den vergleichsweise weicheren und elastischeren Lagen aus a-C:H:W bzw. a-C:H:Si:O zwischen den a-C:H Lagen abgebaut werden. An den Grenzflächen innerhalb der Multilagenschicht bzw. zu den Zwischenschichten und zum Substrat kommt es außerdem zur Ablenkung der Risse und folglich zur Ablösung von Schichtfragmenten.

Wie in Abschnitt 6.3.2 bereits vermutet wurde, spielen auch die Stützschichten aus a-C:H:W und a-C:H für das Schädigungsverhalten eine entscheidende Rolle. Einerseits erschweren sie die Rissausbreitung in Richtung des Substrats. Andererseits vermindern sie Verformungen des Substrats, schränken aber auch die Deformation der Funktionsschicht ein, da vor allem die Schichtlage aus a-C:H deutlich steifer sein dürfte als die Funktionsschichten. HOLMBERG et al. [242] stellten in Spannungssimulationen eines Ritztests Zugspannungskonzentrationen in Zwischenlagen hoher Steifigkeit fest, die an der Schichtoberfläche mit hohen Zugspannungen einher gingen. Auch im Fall der hier untersuchten Schichten konzentrieren sich induzierte Reibschubspannungen aufgrund des anzunehmenden starken Gradienten der elastischen Eigenschaften in der Funktionsschicht und überschreiten, wie im Fall von Ref. a-C:H:W im Load Scanner Versuch, sogar deren Fließspannung. Darüber hinaus könnten infolge der hohen Beanspruchung im Load Scanner Versuch, ähnlich wie in den Simulationen des Ritztests von HOLMBERG et al. [242], nach erfolgter Beanspruchung Zugspannungen in der Kontaktfläche verbleiben und bei wiederholtem Übergleiten zu beschleunigtem Schichtversagen führen. Ebenso kann ein ungünstiges Verhältnis der Eindringmoduln beider Stützschichten aus a-C:H:W und a-C:H zum Versagen des Schichtsystems unter hohen Kontaktpressungen beitragen.

Sowohl die Stützschichten als auch die Einzellagen innerhalb der multilagigen Funktionsschicht haben Anteil an den relativ hohen Eindringhärten und -moduln der (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Schichten. Während die hohe Härte in erster Linie der abrasiven Verschleißkomponente entgegenwirkt – und im Sinne der Verschleißfestigkeit durchaus wünschenswert ist –, trägt vor allem die hohe Steifigkeit der Schichten zu dem beobachteten Schädigungsverhalten bei. Dies bestätigt auch der Vergleich mit den weniger steifen a-C:H:W-Schichten in Abschnitt 5.9, die in Load Scanner Versuchen ein günstigeres Verschleißverhalten zeigten. Außerdem dürfte die hohe Steifigkeit eine Ursache der geringeren kritischen Lasten L_{c2} gegenüber der a-C:H:W$_{\text{mult.bias}}$ Schichten im Ritztest sein. Die höheren $H_{\text{IT}}/E_{\text{IT}}$- und $H_{\text{IT}}^3/E_{\text{IT}}^2$-Verhältnisse der hier untersuchten Multilagenschichten erweisen sich im Hinblick auf das Verschleißverhalten im Load Scanner Versuch eher als nachteilig, da sie vor allem aus der gesteigerten Härte resultieren. H_{IT} und E_{IT} der untersuchten Multilagenschichten stehen in einem zu starken Zusammenhang, als dass durch die multilagige Anordnung von vergleichsweise weichen a-C:H:W bzw. a-C:H:Si:O Lagen und harten Lagen aus a-C:H eine unabhängige Variation von Härte und Eindringmodul möglich wäre.

6.7 Studie zum Ermüdungsverhalten bei zyklischer Indentierung

Der Verschleiß beschichteter Maschinenelemente und Werkzeuge folgt nicht selten aus einer periodischen Beanspruchung im tribologischen Kontakt. Die in diesen Fällen üblicherweise auftretende Zerrüttung der Oberfläche ist auf die Bildung von ermüdungsbedingten Rissen an der Oberfläche oder innerhalb der Schicht zurückzuführen, die sich ausbreiten und zur Ablösung von Schichtfragmenten führen. Während die für die Schädigung verantwortlichen Belastungen für die Schicht im statischen Fall ertragbar wären, führen sie bei wiederholter Beanspruchung zu dem beschriebenen Versagen. Für einen zuverlässigen und sicheren Einsatz beschichteter Bauteil- und Werkzeugkomponenten ist daher neben der Schichthaftung auf dem Substrat auch das Oberflächenermüdungsverhalten der tribologischen Schichten zu beachten.

Die Ermüdungsfestigkeit von Schichten wird in der Fachliteratur häufig im Impact-Versuch charakterisiert, in dem ein Prüfkörper eine zyklische Belastung auf die Schicht ausübt [70, 243–245]. Makroimpact-Versuche, bei denen in der Regel makroskopische Eindringkörper in der Größenordnung einiger Millimeter zum Einsatz kommen, werden zumeist nach Versuchsende qualitativ und quantitativ beurteilt (mikroskopische Analyse von Schichtschädigungen und Auswertung der Kratergeometrie). In Mikro- und Nanoimpact-Versuchen mit kleinen, spitzen Prüfkörpern werden üblicherweise zudem tiefenaufgelöste Daten erfasst. Dies ermöglicht Einblicke in den Fortschritt des Verschleißprozesses. Im Hinblick auf die Beurteilung des Ermüdungsverhaltens der Schicht erweist es sich in Makroimpact-Versuchen als nachteilig, dass Spannungen tief in das Substrat eingeleitet werden und das Ermüdungsverhalten weniger durch die Schicht als vielmehr durch die Eigenschaften des Substrats beeinflusst wird. Die hohen Verschiebungsgeschwindigkeiten und folglich hohen Dehnungsraten in Mikro- und Nanoimpact-Versuchen spiegeln hingegen die Beanspruchungen realer hochbelasteter tribologischer Kontakte, wie sie beispielsweise in Umformprozessen zu finden sind, genauer wider. [245]

Da keine der vorangegangenen tribologischen Untersuchungen Aussagen über die Ermüdungsfestigkeit unter einer zyklisch wiederkehrenden Beanspruchung liefert, werden zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens der Schichten im Folgenden zyklische Indentierungsversuche in Anlehnung an Mikro- und Nanoimpact-Versuche vorgestellt. In diesen Versuchen wird dem auf eine konische Indenterspitze wirkenden Kraftsignal eine harmonische Schwingung überlagert. Die Prüfbedingungen sind in

Abschnitt 4.9.4 erläutert. Infolge der hohen Belastungen (F_N = 10 ± 10 mN) ist das beobachtete Ermüdungsverhalten dem Verbund aus Schicht und Substrat zuzuschreiben, wobei der Substrateinfluss im Vergleich zum Makroimpact-Versuch aufgrund der geringeren Eindringtiefen deutlich niedriger ist. Die Messungen erfolgen tiefenaufgelöst und, im Gegensatz zu den Impact-Versuchen mit meist abhebendem Kontakt und schlagender Beanspruchung, bei schwellendem Dauerkontakt zwischen Indenterspitze und Schicht. Die Untersuchungen umfassen die Multilagenschicht C01 sowie die einlagige Schicht Ref. a-C:H:W. C01 zeigte in den Ritztests unter den untersuchten Multilagenschichten eine gute Haftung. Ref. a-C:H:W, die eine ausgeprägte stängelartige Mikrostruktur aufweist, dient als einlagige Referenz. Da das Ermüdungsverhalten erwartungsgemäß in starkem Zusammenhang mit den mechanischen Eigenschaften steht, sind diese für die untersuchten Schichten in Tabelle 8 zusammengefasst.

Tabelle 8: Mechanische Eigenschaften (H_{IT} und E_{IT}) und H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis der Schichten (n = 15, $M \pm SD$).[17]

	Eindringhärte H_{IT} in GPa	Eindringmodul E_{IT} in GPa	H_{IT}^3/E_{IT}^2 in GPa
C01	23,0 ± 3,1	153,6 ± 11,6	0,529 ± 0,141
Ref. a-C:H:W	10,7 ± 1,0	103,4 ± 8,3	0,117 ± 0,022

Das Ziel der Studie ist ein verbessertes Verständnis der Mechanismen tribologisch induzierter Oberflächenermüdung ein- und multilagiger Schichten. Anhand von tiefenaufgelösten Daten und mikroskopischen Analysen soll gezeigt werden, ob und inwieweit eine multilagige Schichtarchitektur ein überlegenes Oberflächenermüdungsverhalten bietet. Diese Untersuchungen entstanden in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Technische Mechanik (zyklischer Indentierungsversuch) und dem Interdisziplinären Zentrum für Nanostrukturierte Filme (mikroskopische Analyse) (beide FAU Erlangen-Nürnberg) sowie dem Department of Mechanical and Metallurgical Engineering (Pontificia Universidad Católica de Chile) und dem Department of Chemical Engineering (Universidad de Chile). Teile dieser Studie wurden in [P22] veröffentlicht.

[17] Für die Untersuchungen wurden die Schichten erneut abgeschieden. Die ermittelten Kennwerte decken sich in Anbetracht der Wiederholungenauigkeit des Herstellprozesses und der Streuung der Messung gut mit den Werten der vorangegangenen Abschnitte.

6.7.1 Kraft- und tiefenaufgelöste zyklische Indentierungsversuche

Die Belastung in den zyklischen Indentierungsversuchen setzt sich aus einer statischen Kraftkomponente infolge der statischen Verschiebung des Eindringkörpers (statische Eindringtiefe) und einem dynamischen Kraftanteil aus der durch die Sinusschwingung des piezoelektrischen Aktuators hervorgerufenen Verschiebungsamplitude zusammen. Bild 78 zeigt die Verläufe der statischen Verschiebungs- und Kraftsignale sowie die Verschiebungs- und Kraftamplituden über den Versuchsumfang von 20000 Zyklen für repräsentative zyklische Indentierungsversuche an C01 und Ref. a-C:H:W[18]. Für beide Schichten sind innerhalb der ersten wenigen hundert Indentierungen starke Änderungen der statischen Verschiebung und der Verschiebungsamplitude festzustellen. Diese haben ihre Ursache in großen plastischen Verformungen der Schichten im Kontaktbereich mit dem Indenter und sind vor allem auf die Einebnung von Rauheitshügeln zurückzuführen. Die Sollwerte der geregelten statischen Kraft und der Kraftamplitude werden daher erst verzögert erreicht. Für C01 steigt im anschließenden Zyklenbereich die statische Verschiebung zunächst langsam an (bis etwa 8000 Zyklen) und nimmt mit fortschreitender Zyklenzahl schneller zu (bis etwa 12500 Zyklen) (Bild 78a). Dabei zeigt der Verlauf mehrere abrupte Änderungen (am deutlichsten bei etwa 8000 und 9000 Zyklen). Gleichzeitig ist für die Verschiebungsamplitude in diesem Zyklenbereich ein zunehmend steilerer Anstieg zu beobachten (Bild 78b). Die Sprünge im Verlauf der statischen Verschiebung erinnern an sogenannte *pop-in* Ereignisse in den Kraft-Eindringtiefe-Kurven aus Indentierung meist spröder Materialien, die einen plötzlichen Bruch kennzeichnen [246]. Auch für die hier untersuchten Schichten dürften sie auf Schädigungsereignisse hinweisen. Der finale Sprung in den Signalverläufen bei etwa 12500 Zyklen geht mit einem kurzzeitigen Kontaktverlust des Eindringkörpers einher. Dies zeigt der vorrübergehende Abfall der statischen Kraftkomponente. Das geringere Niveau der Verschiebungsamplitude deutet anschließend auf eine Vergrößerung der Kontaktfläche hin, die das weitere Eindringen des Prüfkörpers verhindert, wie aus den konstanten Verläufen aller Kenngrößen hervor geht[19]. Dieses markante Ereignis wird daher im Rahmen dieser Untersuchungen als *finales Schichtversagen*

[18] Eine Übersicht der Kraft- und Verschiebungssignalverläufe aller durchgeführten Prüfungen wird in [P22] gegeben.
[19] In [P22] wurde gezeigt, dass mit dem Auftreten der Versagensereignisse zudem ein Anstieg der Kontaktsteifigkeit (Verhältnis von Kraft- zu Verschiebungsamplitude) einher geht. Dies entspricht der Kontaktflächenzunahme zwischen Eindringkörper und Schicht.

bezeichnet. Im Fall von Ref. a-C:H:W steigt die statische Verschiebung innerhalb weniger tausend Zyklen im Anschluss an die plastischen Deformationen zu Versuchsbeginn steil an (Bild 78c). Gleichzeitig bleibt Verschiebungsamplitude auf einem konstanten Niveau (Bild 78d). Der schnelle Anstieg der statischen Verschiebung in Verbindung mit dem plötzlichen Abfall der Verschiebungsamplitude bei etwa 2000 Zyklen kennzeichnet, ähnlich wie im Fall von C01, das finale Schichtversagen. Der Übergang in den finalen Zustand erfolgt für Ref. a-C:H:W im Gegensatz zu C01 kontinuierlich anstatt durch abrupte Änderungen der gemessenen Signale. Im direkten Vergleich zeigt C01 eine eher stufenweise Zunahme der Eindringtiefe über einen größeren Bereich von Eindringzyklen.

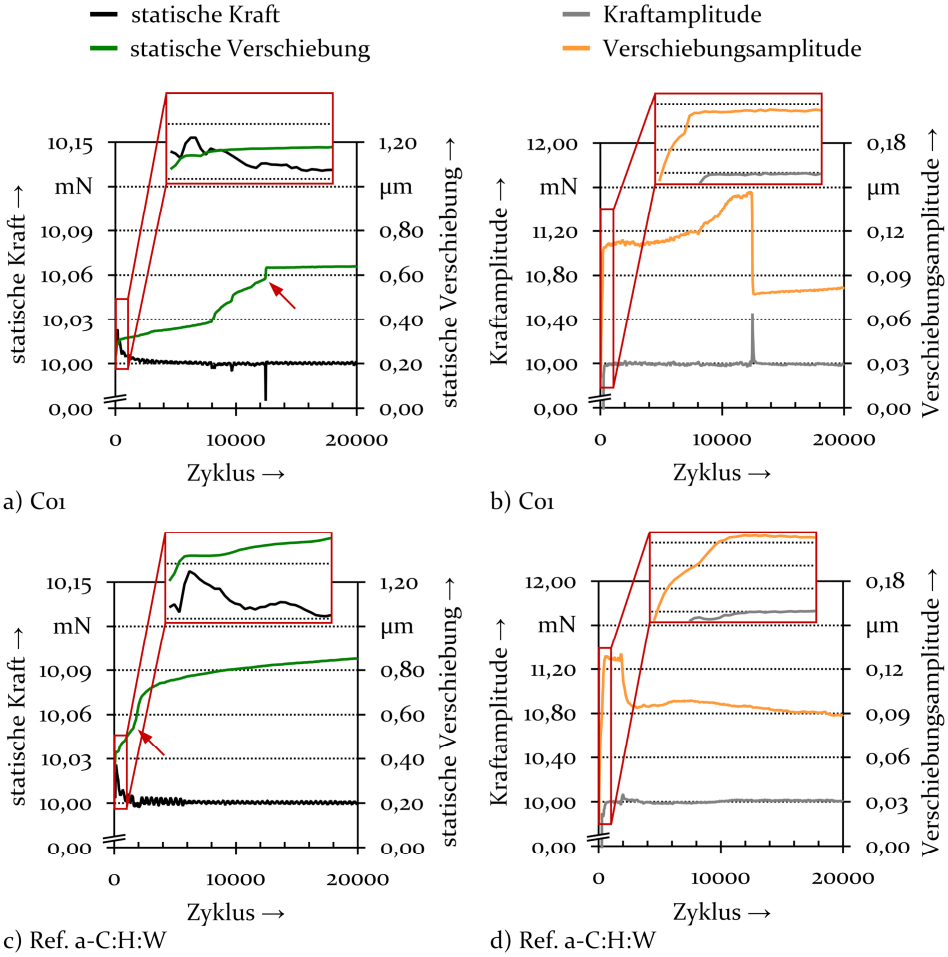
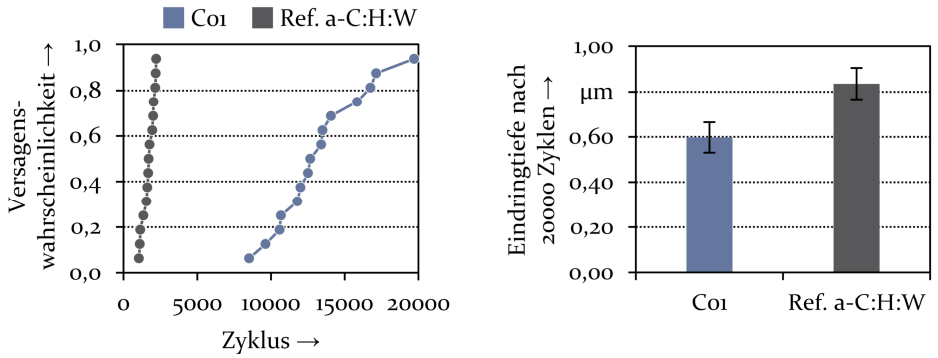


Bild 78: Repräsentative Signalverläufe der statischen Kraft und Verschiebung sowie der Kraft- und Verschiebungsamplituden aus zyklischen Indentierungsversuchen in (a,b) C01 und (c,d) Ref. a-C:H:W (die Pfeile kennzeichnen das finale Schichtversagen).

Die Leistungsfähigkeit der Schichten lässt sich anhand der Versagenswahrscheinlichkeit verdeutlichen. Dazu werden die Einzelmessungen nach der Zyklenzahl geordnet, bei der das finale Schichtversagen eintritt. Dem j-ten Versagensereignis der jeweils ausgewerteten 15 Einzelmessungen (n) wird eine Versagenswahrscheinlichkeit nach Gleichung (14) zugeordnet [247]:

$$P(\text{Versagen}) = \frac{j}{n+1} \tag{14}$$

Wie Bild 79a zeigt, versagt Ref. a-C:H:W in allen Prüfungen innerhalb eines kleinen Bereichs zwischen rund 1000 und 2500 Zyklen. Für Co1 treten die finalen Versagensereignisse zwischen etwa 8500 und 20000 Zyklen und somit später und über einen größeren Zyklenbereich verteilt auf als für Ref. a-C:H:W. Die multilagige Schichtarchitektur führt somit zu einer erheblichen Steigerung der Ermüdungsfestigkeit. Die jeweils gleichmäßige Verteilung der Versagenswahrscheinlichkeit verdeutlicht den stochastischen Charakter der beobachteten Versagensereignisse. Die breitere Streuung der Versagensereignisse für Co1 deutet auf veränderte zugrundeliegende Versagensmechanismen hin. Zudem lässt sich feststellen, dass Co1 nach 20000 Zyklen im Mittel niedrigere Eindringtiefen aufweist (Bild 79b).



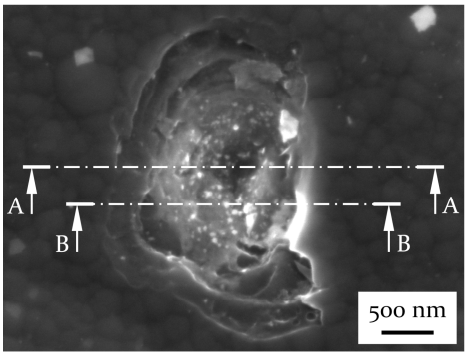
a) b)

Bild 79: (a) Versagenswahrscheinlichkeiten in Abhängigkeit der Zyklenzahl und (b) Eindringtiefen nach 20000 Indentierungszyklen, die auf eine gesteigerte Ermüdungsfestigkeit von Co1 schließen lassen (n = 15, $M \pm SD$).

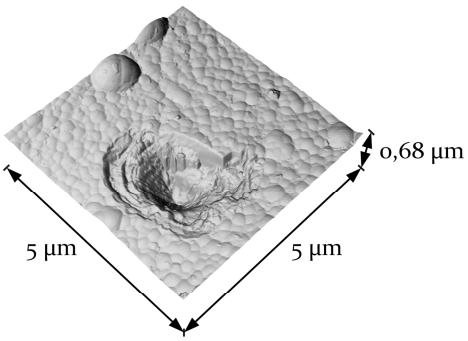
6.7.2 Mikroskopische Analyse des Schichtversagens

Bild 80 und Bild 81 zeigen mikroskopische Aufnahmen der verbleibenden Krater aus den vorangegangenen zyklischen Indentierungsversuchen an Co1 und Ref. a-C:H:W. Für Co1 sind in der Draufsicht plateauartige Abplatzungen um den Kraterrand zu erkennen, die in den Querschnittsaufnahmen zu stufenförmigen Kraterflanken führen (Bild 80). Die Kanten des

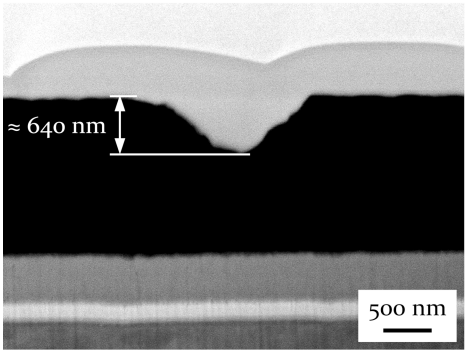
Kraters an der Oberfläche lassen auf kreisförmige Risse schließen, die sich ungeachtet der zumindest schwach ausgeprägten Korngrenzen innerhalb der Mikrostruktur durch die stängelartigen Körner ausgebreitet haben.



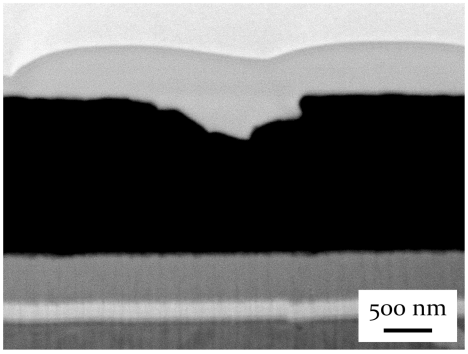
a)



b)



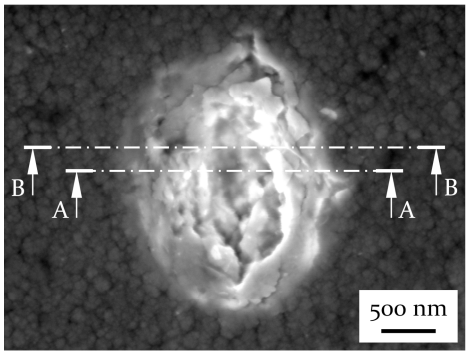
c) FIB-Querschnitt A-A



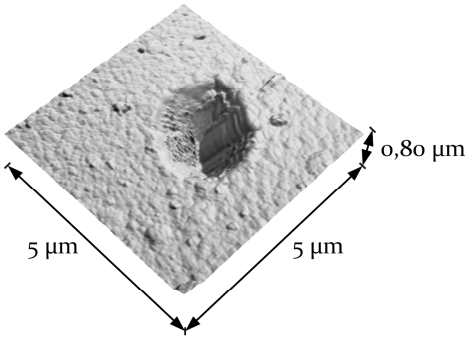
d) FIB-Querschnitt B-B

Bild 80: Verbleibender Krater in C01 nach 20000 Zyklen mit plateauartigen Abplatzungen in einer (a) REM- und (b) AFM-Aufnahme sowie in einer (c) zentrischen und (d) exzentrischen FIB-Querschnittsaufnahme.

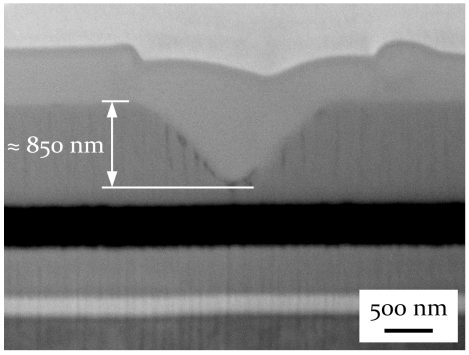
Die SEM und AFM Aufnahmen in Bild 81 zeigen für Ref. a-C:H:W eine starke Zerrüttung, die im Kontakt mit dem zyklisch belasteten Indenter entstand. Dies bestätigen auch die Querschnittaufnahmen: Die stängelartigen Körner haben sich teilweise voneinander gelöst und erscheinen dabei zuweilen deformiert oder ausgeknickt. Die ausgehend von der Oberfläche entstandenen Risse haben sich entlang der Korngrenzen sowie teilweise in etwa 45° zur Indentierungsrichtung in der Schicht ausgebreitet und führen bei Aufeinandertreffen zur Ablösung von Stängelfragmenten.



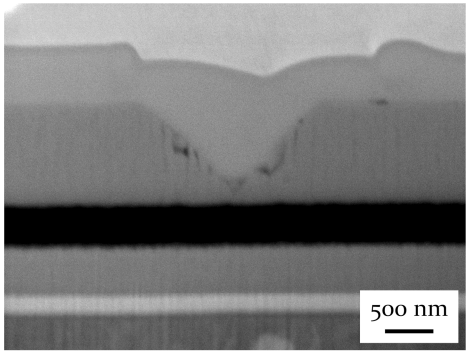
a)



b)



c) FIB-Querschnitt A-A



d) FIB-Querschnitt B-B

Bild 81: Verbleibender Krater in Ref. a-C:H:W nach 20000 Zyklen mit zerrütteter stängelartiger Schichtmikrostruktur in einer (a) REM- und (b) AFM-Aufnahme sowie in einer (c) zentrischen und (d) exzentrischen FIB-Querschnittsaufnahme.

Die Krater in beiden Schichten lassen aufgrund ihrer geringfügig ovalen Form eine laterale Drift des Indenters um weniger als 150 nm während des Versuchs vermuten, deren Einfluss auf das Ermüdungsverhalten jedoch als unerheblich erachtet wird.

6.7.3 Mechanismen der Oberflächenermüdung bei zyklischer Indentierung

Anhand der Verläufe der Verschiebungs- und Kraftsignale und unter Berücksichtigung der beobachteten Schadensformen in der mikroskopischen Analyse können Hypothesen zu den Mechanismen der Oberflächenermüdung abgeleitet werden. Diese stützen sich in Teilen auf ähnliche Versagensmechanismen, die beispielsweise in Studien von BEAKE et al. [71, 247] in Impact-Versuchen beobachtet wurden. In beiden Schichten führen die hohen Kontaktspannungen zu Versuchsbeginn zu

starken plastischen Verformungen, bis aufgrund der sich vergrößernden Kontaktfläche mit steigender Anzahl an Indentierungen die zyklische Fließspannung des Schichtmaterials unterschritten wird. Diese anfängliche Phase des Versuchs ist typisch für die Entstehung von Rissen an Phasengrenzen, Korngrenzen und Grenzflächen innerhalb der mehr- bzw. multilagigen Schichtarchitekturen. Die sich anschließende Phase beschreibt den charakteristischen Prozess der Oberflächenermüdung. Im Fall von C01 setzt sich das Risswachstum getrieben durch Zugspannungen infolge der Indentierung fort und resultiert dabei wiederholt in Abplatzungen von Schichtfragmenten (Bild 82), angezeigt durch Sprünge in den Verläufen der Verschiebungs- und Kraftsignale (beispielsweise bei 8000 Zyklen in Bild 78a,b). Während der Indentierung unterliegt die multilagige Funktionsschicht mit Lagen aus vergleichsweise weichem a-C:H:Si:O und hartem a-C:H einer Biegebeanspruchung, die für die a-C:H:Si:O Lagen in einer konzentrierten Scherbeanspruchung resultiert. Werden die kritischen Biegespannungen einzelner Lagen bzw. Lagenpakete überschritten, kommt es zum Bruch [248]. Somit tragen zunehmend weniger Schichtlagen zur Gesamtsteifigkeit der multilagigen Funktionsschicht bei und die Verschiebungsamplitude nimmt mit steigender Zyklenzahl stärker zu (vgl. Bild 78b). Mit fortsetzendem Eindringen des Prüfkörpers vergrößert sich die Kontaktfläche mit der Schicht und die Kontaktspannungen nehmen ab, bis eine maximale Eindringtiefe erreicht ist (finales Schichtversagen), bei der die Schicht die Belastungen ohne weitere Schädigung bis zum Versuchsende erträgt. Die abrupten Änderungen in den Signalverläufen und die großflächigen Ausbrüche im Umfeld des Kraters sind typisch für ein sprödes Versagensverhalten.

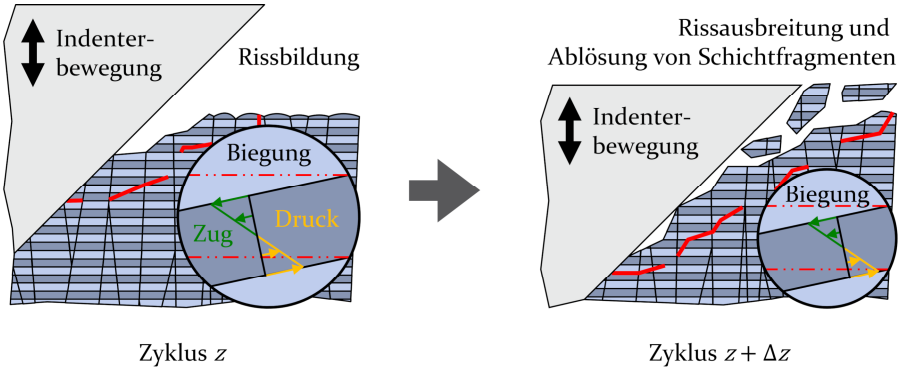


Bild 82: Schematische Darstellung vermuteter Versagensarten von C01 bei zyklischer Indentierung (dargestellt in diskreten Phasen während des Oberflächenermüdungsprozesses).

Der Prozess der Oberflächenermüdung beschränkt sich für Ref. a-C:H:W auf einen kleineren Zyklenbereich (bis etwa 2000 Zyklen in Bild 78c,d). Wie Bild 83 veranschaulicht, erfahren die stängelartigen Körner mit jeder Indentierung elastische und plastische Deformationen. In Studien von KADAM et al. [249] führte Reibung im Kontakt mit dem Prüfkörper zusätzlich zur Biegung und zum Ausknicken der Körner. Anhand der mikroskopischen Analyse kann ein ähnliches Verhalten auch für Ref. a-C:H:W angenommen werden. Aufgrund der konischen Spitzenform kommt es zudem zu verschieden starker Deformation der Körner im Kontakt und somit zu Scherung und anschließendem Gleiten an den Korngrenzen, infolgedessen sich die Körner voneinander lösen [43, 52, 250]. Die entstehenden Risse breiten sich vor allem entlang der Korngrenzen aus, die, wie von PEI et al. [52] an titancarbidhaltigen Kohlenstoffschichten gezeigt, nahezu vollständig amorph und damit naturgemäß spröde sein dürften. Stellenweise werden die stängelartigen Körner durch Schubrisse in einem Winkel von 45° zur Richtung der Kraft auf den Prüfkörper durchtrennt. Die in der mikroskopischen Analyse beobachteten Versagensformen und die weniger sprunghaften Signalverläufe lassen auf ein gesamtheitlich duktiles Materialverhalten von Ref. a-C:H:W schließen.

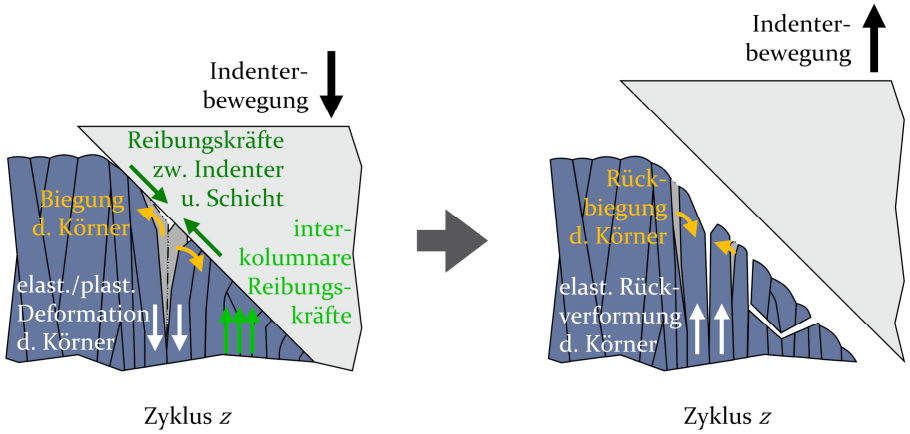


Bild 83: Schematische Darstellung vermuteter Versagensarten von Ref. a-C:H:W bei zyklischer Indentierung (dargestellt in einem Indentierungszyklus).

Auch in diesen Untersuchungen verhindern die Zwischenschichten aus a-C:H:W und a-C:H die Rissausbreitung in Richtung des Substrats und stützen gleichzeitig die Funktionsschichten, sodass plastische Deformationen des Substrats vermieden werden. Dies bestätigen übereinstimmende Werte der gemessenen Kratertiefen und der statischen Eindringtiefen nach Versuchsende. Demnach führen die Verschiebungsamplituden zu überwiegend elastischen Deformationen, ohne dabei weitere größere

Schädigungen zu verursachen. Trotz der sich in der Funktionsschicht konzentrierenden Spannungen (vgl. Abschnitt 6.6) zeigt sich Co1 mit multilagiger Schichtarchitektur unter den wirkenden Belastungen weniger anfällig für die Bildung spontaner und ausgedehnter Schädigungen. Darüber hinaus dürften auch die Eigenspannungen der Schichten einen entscheidenden Anteil an den beobachteten Schädigungsverhalten haben. Obwohl in Co1 die Eigenspannungen der Einzellagen aus a-C:H:Si:O und a-C:H durch die multilagige Architektur teilweise reduziert werden sollten, ist anzunehmen, dass sie jene von Ref. a-C:H:W dennoch übertreffen [73]. Während der Indentierung wirken die Eigenspannungen den Zugspannungen und somit der Rissausbreitung im Umfeld des Eindrucks zunächst entgegen [59, 73]. Die Eindringtiefe steigt für Co1 so vorerst nur langsam an und Versagensereignisse treten sporadisch auf. Im weiteren Verlauf können die Eigenspannungen jedoch das Ausknicken von Einzellagen bzw. Lagenpaketen begünstigen [251], sodass großflächige Abplatzungen um den Indentereindruck in Co1 entstehen.

Wie die vorherigen Abschnitte zeigen, tritt das finale Schichtversagen für Co1 bei einer höheren Zyklenzahl ein. Gleichzeitig weist Co1 ein höheres H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis auf. In Anbetracht des von LAWN et al. [252] und LEYLAND und MATTHEWS [51] für die Indentierung beschriebenen Zusammenhangs zwischen der für den Rissfortschritt verantwortlichen kritischen Spannung, der Risslänge und den mechanischen Kennwerten H_{IT} und E_{IT}, ist diese Korrelation plausibel. Auch andere Autoren beobachteten für Schichten mit größerem H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis einen höheren Widerstand gegen das Auftreten und die Ausbreitung von Rissen [67, 71, 72]. Zugleich weisen Schichten mit hohem H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis jedoch häufig ein vermindertes plastisches Deformationsvermögen auf, dass unter zyklischer Belastung und hohen Spannungskonzentrationen zu ausgedehnten Schädigungen bis hin zur spontanen Schichtablösung führen kann [245, 253]. Im Fall von Co1 dienen die Lagen aus a-C:H:Si:O dem Abbau von Rissspannungen und verhindern somit sowohl einen frühen Ausfall der Schicht als auch adhäsives Schichtversagen. Andere dissipative Mechanismen, wie eine lokale Plastizität oder der Spannungsabbau an Korngrenzen, kommen hingegen nur eingeschränkt zum Tragen. Somit pflanzen sich die Risse vor allem entlang der Grenzflächen der Multilagenschicht fort und führen zu den beobachteten kohäsiven Versagensformen. Demgegenüber ist in Ref. a-C:H:W der Widerstand gegen die Rissausbreitung geringer und induzierte Spannungen resultieren vor allem in elastischen und plastischen Deformationen.

6.7.4 Fazit der Studie

Zusammenfassend ist festzustellen, dass sich die multilagige Schichtarchitektur in Verbindung mit dem hohen H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis im Fall von Co1 vorteilhaft auf das Oberflächenermüdungsverhalten unter zyklischer Belastung auswirkt. Während Rissenergie und induzierte Spannungen teilweise in den vergleichsweise weichen a-C:H:Si:O Lagen abgebaut werden können, bietet der multilagige Schichtwerkstoff insgesamt infolge des hohen H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnises einen hohen Widerstand gegen die Ausbreitung von Rissen. Gleichzeitig verhindert die eher schwache Ausprägung der Korngrenzen innerhalb der Funktionsschicht, dass sich Risse begünstigt entlang dieser Grenzen fortpflanzen. Somit resultiert für Co1 ein günstiges Oberflächenermüdungsverhalten, charakterisiert durch einen eher schrittweisen Schädigungsverlauf und eine hohe Standzeit bis zum Auftreten des finalen Schichtversagens. Ref. a-C:H:W mit geringerem H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis – aber vor allem auch mit geringerer Härte und Steifigkeit – erweist sich unter den zyklischen Beanspruchungen als weniger standhaft. Der Abbau von Spannungen erfolgt hauptsächlich in Form elastischer und plastischer Deformation. Die Tatsache, dass laterale Risse nur wenige stängelartige Körner durchtrennen, zeigt aber auch, dass die Korngrenzen ebenfalls zur Dissipation von Rissenergie effektiv beitragen.

6.8 Zusammenfassung und Fazit

Wie die vorangegangenen Abschnitte verdeutlichen, lässt sich durch mehr- und multilagige Schichtarchitekturen eine hohe Verschleiß- und Ermüdungsbeständigkeit amorpher Kohlenstoffschichten erzielen. Dies wurde in Untersuchungen an drei verschiedenen Multilagenschichtsystemen demonstriert. a-C:H:$W_{mult.bias}$ Multilagenschichten wurden unter periodisch modulierter Biasspannung bei der Abscheidung von a-C:H:W Einzellagen erzeugt. (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Schichten setzen sich aus wechselweise angeordneten Kohlenstoffschichten unterschiedlicher Dotierung zusammen und besitzen unterhalb der multilagigen Funktionsschicht ergänzende Stützschichten aus a-C:H:W und a-C:H. Zur Analyse der Auswirkungen der multilagigen Schichtarchitekturen auf das tribologisch-mechanische Schichtverhalten war ein Zusammenwirken der Methoden der statischen Versuchsplanung und -auswertung sowie detaillierter mikroskopischer und chemischer Untersuchungen unabdingbar.

In Stift-Scheibe-Versuchen erwiesen sich die meisten a-C:H:$W_{mult.bias}$ Schichten verschleißfester als vergleichbar hergestellte einlagige Referenzschichten. Die (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Schichten

zeigten unter den Beanspruchungen in den Stift-Scheibe-Versuchen sogar kaum messbaren Verschleiß. Dies bestätigt die hohe Verschleißbeständigkeit der untersuchten Multilagenschichten. Dabei wird der Verschleiß weniger durch die mechanischen Eigenschaften der Gesamtschicht, als vielmehr durch Anzahl und Dicke der Einzellagen sowie deren Härte und Steifigkeit bestimmt. Gleichzeitig stehen Eindringhärte und elastischer Eindringmodul der Gesamtschichten vor allem in einem starken positiven Zusammenhang zur Biasspannung und den dadurch hervorgerufenen strukturellen Modifikationen der Kohlenstoffschichten. Dies erlaubt in einem gewissen Rahmen, Härte und Steifigkeit ohne Beeinträchtigungen der Verschleißfestigkeit anzupassen.

Die hohen H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnisse der untersuchten (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Schichten lassen auf einen hohen Widerstand der Schichten gegen plastische Verformung schließen. Verantwortlich dafür ist vorrangig eine gesteigerte Härte, die aufgrund starker werkstofflicher Zusammenhänge auch mit einer, sich hinsichtlich einer gesteigerten Verschleißfestigkeit meist zum Nachteil auswirkenden erhöhten Steifigkeit einhergeht. Diese Verknüpfungen können auch durch die multilagigen Schichtarchitekturen nicht aufgelöst werden. Dies trägt neben der Anfälligkeit für Übertrag von Stahl des Gegenkörpers wesentlich dazu bei, dass die untersuchten Schichten im hochbelasteten Gleitkontakt im Load Scanner Versuch zur Bildung von Zugrissen neigten, von denen Ausbrüche der multilagigen Funktionsschichten ausgingen.

Positive Effekte des hohen H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnisses und der multilagigen Schichtarchitektur auf die Ermüdungsbeständigkeit stellten sich vor allem in den zyklischen Indentierungsversuchen heraus. Während das hohe H_{IT}^3/E_{IT}^2-Verhältnis des multilagigen Schichtwerkstoffs einer (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Schicht der Ausbreitung von Rissen entgegenwirkte, erlaubten die weicheren Einzellagen aus a-C:H:Si:O den Abbau von Rissenergie und induzierten Spannungen. Zudem wurde die Rissfortpflanzung durch die nur schwach ausgeprägte stängelartige Mikrostruktur der (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Schicht erschwert.

In den Load Scanner Versuchen und in Ritztests waren vor allem Zugspannungen für die Rissentstehung an der Oberfläche verantwortlich. Insbesondere aufgrund der Stützschichten aus a-C:H:W und a-C:H konzentrierten sich die Spannungen im Fall der (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Multilagenschichten in der Funktionsschicht und führten zu deren Schädigung. Dagegen verhinderten die Stützschichten in den zyklischen Indentierungsversuchen die plastische Deformation des

Substrats und somit adhäsives Versagen. Zudem wurde so in den meisten Fällen die Rissausbreitung in Richtung des Substrats vermieden. Insgesamt zeigten sich die Multilagenschichten weniger anfällig für die Spannungskonzentrationen in der Funktionsschicht als Schichten mit einlagiger Architektur der Funktionsschicht.

Zusammenfassend ist die gesteigerte Verschleiß- und Ermüdungsbeständigkeit der untersuchten Schichten auf mikrostruktureller Ebene auf die multilagige Anordnung strukturell verschiedener Einzellagen sowie auf ein eingeschränktes stängelartiges Kornwachstum zurückzuführen. Auf nanostruktureller Ebene wirkt die Kombination amorpher und/oder kristalliner Phasen innerhalb der Einzellagen der Rissentstehung entgegen. Somit bieten die Multilagenschichten in Kontaktfällen der Blechmassivumformung, die insbesondere durch geringe Gleitwege bzw. niedrige Oberflächenvergrößerungen, hohe zyklische Beanspruchungen und HERTZsche Pressungen von bis zu 2 GPa charakterisiert sind, einen wirkungsvollen Verschleißschutz bei guter Reibungsreduzierung im Vergleich zum unbeschichteten Kontakt. Wie der Vergleich mit den Schichten aus Kapitel 5 zeigt, eignen sich einlagige a-C:H:W-Schichten, die insbesondere die Fähigkeit besitzen, induzierte Spannungen auf das Substrat zu übertragen und sich mit diesem zu verformen ohne dabei zu versagen, hingegen besser für hochbelastete Gleitkontakte mit geringeren zyklischen Normalbeanspruchungen.

7 Entwicklung sensorischer Schichten

7.1 Überblick und Methodik

Neben der Steigerung der Verschleißfestigkeit und der Beanspruchbarkeit eröffnen mehr- und multilagige Schichtarchitekturen die Möglichkeit, zusätzliche Funktionen in die Schichten zu integrieren. Dies ist insbesondere von Relevanz, wenn die Schichten nicht nur tribologische Funktionen übernehmen, sondern auch Informationen aus dem tribologischen Kontakt sowie zum Zustand der Schicht liefern sollen. Vor diesem Hintergrund zeigt dieses Kapitel, wie amorphe Kohlenstoffschichten um eine sensorische Funktion zur Detektion von Schichtverschleiß erweitert werden können, während ihr günstiges tribologisches Verhalten aufrechterhalten wird. Dabei verstehen sich die Untersuchungen als eine Machbarkeitsstudie, in denen Modellversuche sowie stark vereinfachte Versuchskörper und Messaufbauten zum Einsatz kommen (Bild 84). Im Folgenden werden zunächst die Funktionsweise und die abgeleiteten Schichtarchitekturen sowie die Schichtherstellung erläutert. Nach der Bewertung des tribologischen Verhaltens im Stift-Scheibe-Versuch und der Tragfähigkeit und Haftung der Schichten im Ritztest, erfolgt die Evaluierung der Verschleißdetektion in wiederholten Ritztest mit konstanten Prüfkräften.

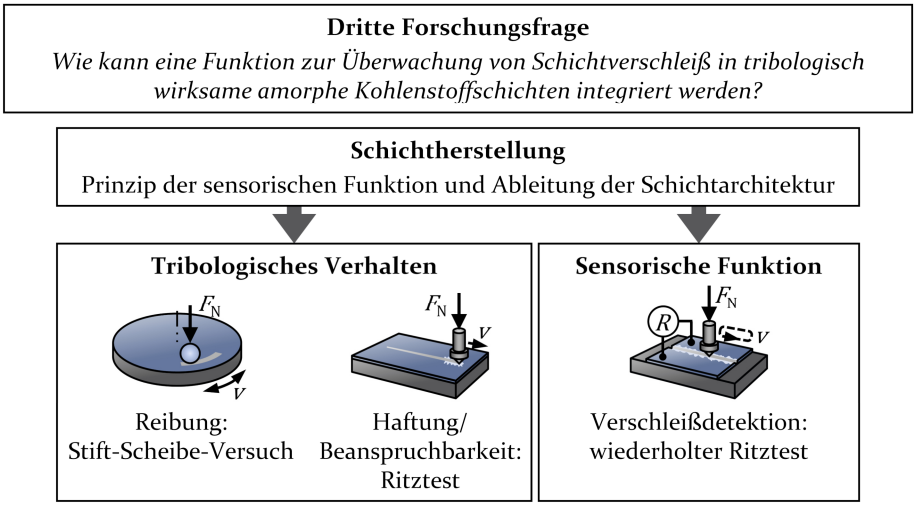


Bild 84: Überblick und Methodik zur Entwicklung kohlenstoffbasierter sensorischer Schichten für die Verschleißdetektion.

Teile dieser Untersuchungen wurden bereits in [P10, P17, P20, S9, S10] veröffentlicht.

7.2 Schichtaufbau und -herstellung

7.2.1 Funktionsprinzip der sensorischen Schichten

Die Verschleißdetektion beruht auf der Messung der Änderung des elektrischen Oberflächenwiderstands beschichteter Probekörper aus Stahl. Um Änderungen im Verschleißzustand der Schicht anzuzeigen, ist eine gute elektrische Leitfähigkeit in Oberflächenrichtung notwendig. Die Schichten besitzen daher dünne niederohmige Schichtlagen, die zwischen kohlenstoffbasierten Lagen in einem mehrlagigen Schichtsystem angeordnet sind. Lagen aus amorphem Kohlenstoff bieten als Deckschicht ein günstiges tribologisches Verhalten. Zudem können sie mit vergleichsweise hohen spezifischen Widerständen [78] eine ausreichende Isolation gegenüber dem metallischen Substrat und metallischen Gegenkörpern sicherstellen. Als niederohmige Lagen erscheinen aufgrund ihres niedrigen spezifischen Widerstands [254, 255] und ihrer werkstofflichen Ähnlichkeit vor allem rein metallische und metallcarbidische Schichtwerkstoffe geeignet. Die elektrische Kontaktierung erfolgt an den niederohmigen Schichtlagen, die außerhalb der Belastungszone in kleinen Bereichen freigelegt werden. Bei Anlegen einer elektrischen Spannung resultiert eine Parallelschaltung aus den Widerständen der hochohmigen (R_h) und der niederohmigen (R_n) Lagen. Das Substrat, das aufgrund der größeren Querschnittsfläche einen deutlich niedrigeren elektrischen Widerstand (R_S) haben dürfte als die niederohmige Schicht, ist durch die Kohlenstoffschichten bestmöglich zu isolieren. Bild 85 zeigt den schematischen Aufbau der Schichten und das Ersatzschaltbild der resultierenden Parallelschaltung. Verschleißt die Schicht, und wird dabei insbesondere die niederohmige Schichtlage durchtrennt, ist ein Anstieg des elektrischen Gesamtwiderstands zu erwarten.

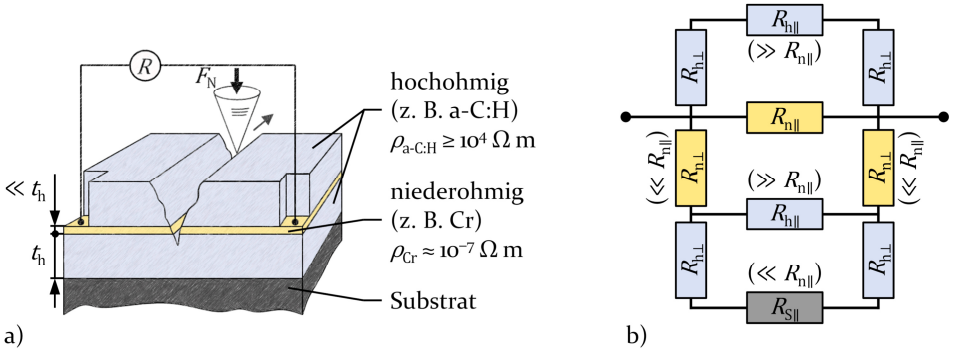


Bild 85: (a) Schematischer Aufbau der sensorischen Schichten und (b) Ersatzschaltbild (die Indizes ∥ und ⊥ kennzeichnen die Widerstände senkrecht und parallel zur Schichtoberfläche; Haft- und Zwischenschichten sind zur besseren Übersicht nicht dargestellt).

7.2.2 Schichtherstellungsprozess

Die Untersuchungen umfassen verschiedene Varianten sensorischer Schichten, die sich im Werkstoff der niederohmigen Schichtlage und in der Dicke der hochohmigen Lage unterscheiden (Schichten S01 – S05). Als niederohmige Schichten kommen etwa 100 nm dünne Lagen aus Chrom oder Wolframcarbid zum Einsatz. Zur Isolation gegenüber dem metallischen Substrat dienen hochohmige Schichtlagen aus a-C:H:Si:O mit 1,3 µm, 3,3 µm bzw. 4,8 µm Dicke. Außerdem bildet eine etwa 2,0 µm dünne Schicht aus a-C:H:Si:O die tribologische Deckschicht. Die Anbindung an das metallische Substrat erfolgt über die gleichen Haft- bzw. Zwischenschichten (Chrom und Wolframcarbid) und Stützschichten (a-C:H:W und a-C:H) wie im Fall der Multilagenschichten der Versuchsgruppen B und C in Kapitel 6. Zur Herstellung werden die technische Ausstattung und Verfahrensvarianten der vorangegangenen Kapitel sowie die Beschichtungsrezepte in Tabelle A.20 und Tabelle A.21 im Anhang verwendet. Um eine möglichst homogene Mikrostruktur der niederohmigen Schichtlagen zu erzielen, werden die Schichten aus Wolframcarbid oder Chrom durch Magnetron-Sputtern hergestellt. Auf den flachen Probekörpern werden zwei Messabschnitte realisiert, wobei nicht zu beschichtende Oberflächenbereiche außerhalb dieser Messabschnitte durch maskierende Folien vor Schichtabscheidung geschützt werden. Die Maskierung der Kontaktierungsbereiche auf der niederohmigen Schichtlage erfolgt während einer Unterbrechung des Beschichtungsprozesses unmittelbar vor Abscheidung der a-C:H:Si:O-Deckschicht. Bild 86 zeigt den Schichtaufbau der Schichtvariante S03 mit 4,8 µm dicker hochohmiger a-C:H:Si:O-Schichtlage und einer niederohmiger Lage aus Chrom.

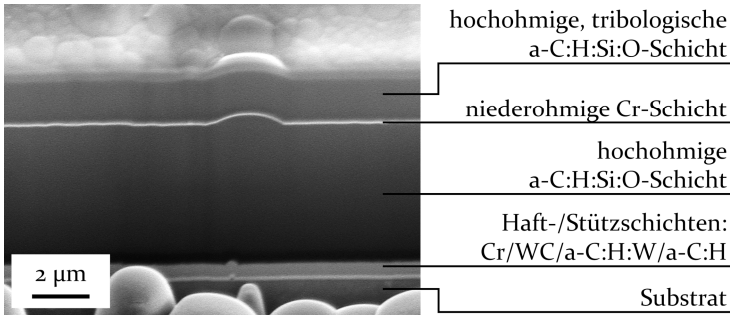


Bild 86: FIB-Querschnitt der sensorischen Schicht S03 mit niederohmiger Cr-Schichtlage und hochohmiger a-C:H:Si:O-Schichtlage ($t_L \approx 4{,}8$ µm).

7.3 Schichthaftung und tribologisches Verhalten

In einem Ritztest mit linear ansteigender Normalkraft wird zunächst die tribologisch-mechanische Tragfähigkeit der Schichten beurteilt. Außerdem liefern Stift-Scheibe-Versuche mit schwenkender Grundkörperbewegung über einen Gleitweg von 100 m Aussagen zum tribologischen Verhalten. Alle Schichten (S01–S05) zeigen schalenförmige Schichtabplatzungen am Rand der Ritzspur ähnlich der in Abschnitt 6.3.3. Die kritische Last L_{c2}, die dem Beginn der Schädigung entspricht, beträgt im Mittel 30,7 N (Tabelle 9). Die Durchdringung der Schichten (L_{c3}) ist bei durchschnittlich 55,5 N zu beobachten. Beide Werte variieren zwischen den Schichten nur geringfügig. Damit ist die Tragfähigkeit vergleichbar mit denen der Multilagenschichten der Versuchsgruppen B und C in Kapitel 6. Zugleich wirkt sich die vergleichsweise hohe Schichtdicke nicht nachteilig auf die Tragfähigkeit der sensorischen Schichten aus. Kritische Lasten L_{c2} von 25 N, wie von ALBERT und BIEHL [127] für Sensorschichten für Tiefziehprozesse gefordert, übertreffen alle Schichten. Das Reibungsverhalten wird maßgeblich durch die a-C:H:Si:O-Deckschicht aller Schichten bestimmt. Die mittleren Reibungszahlen im stationären Bereich zwischen 80 m und 100 m betragen im Mittel 0,06 bei geringen Unterschieden zwischen den Schichten (Tabelle 9). Gegenüber dem unbeschichteten Kontakt (0,71) bedeutet dies eine deutliche Reibungsreduzierung. Das lediglich durch feine Riefen und abgescherte Rauheitshügel geprägte Verschleißerscheinungsbild unterstreicht das günstige tribologische Verhalten aller sensorischen Schichten.

Tabelle 9: Übersicht der sensorischen Schichten sowie deren kritische Lasten und mittlere Reibungszahlen (jeweils $n = 3$, $M \pm SD$).

Schicht-bez.	hochohmige Schicht	niederohmige Schicht	kritische Lasten (in N)	stationäre Reibungszahl
S01	a-C:H:Si:O (t_L = 1,3 µm)	Cr	L_{c2} = 28,8 ± 0,4 L_{c3} = 54,7 ± 0,6	0,06 ± 0,01
S02	a-C:H:Si:O (t_L = 3,3 µm)	Cr	L_{c2} = 31,3 ± 1,2 L_{c3} = 56,7 ± 2,8	0,06 ± 0,01
S03	a-C:H:Si:O (t_L = 4,8 µm)	Cr	L_{c2} = 32,3 ± 0,8 L_{c3} = 60,8 ± 2,9	0,06 ± 0,01
S04	a-C:H:Si:O (t_L = 3,3 µm)	WC	L_{c2} = 30,2 ± 1,0 L_{c3} = 51,8 ± 4,2	0,06 ± 0,01
S05	a-C:H:Si:O (t_L = 4,8 µm)	WC	L_{c2} = 30,7 ± 1,2 L_{c3} = 53,5 ± 2,2	0,05 ± 0,01

7.4 Verschleißdetektion

Die sensorische Funktion zur Verschleißdetektion wird in wiederholten unidirektionalen Ritztests unter konstanten Normalkräften evaluiert. Die hierbei zur Anwendung kommenden Versuchskonfigurationen und Prüfbedingungen sind in Abschnitt 4.8 beschrieben. In den Untersuchungen zur *diskontinuierlichen* Verschleißdetektion, bei denen Ritzspuren zwischen zwei Kontaktierungsstellen auf den Oberflächen aller sensorischen Schichten mit 1, 2, 5, 10 bzw. 20 Ritzzyklen in jeweils separaten Spuren erzeugt werden (vgl. Bild 87a), dienen kritische Normalkräfte L_{c2} als Prüfkräfte. Der elektrische Widerstand zwischen den Kontaktierungsstellen wird nach jeder Wiederholserie bestimmt. Darüber hinaus werden die sensorischen Schichten S03 und S05 mit 4,8 µm dicken a-C:H:Si:O-Schichtlagen und niederohmigen Lagen aus Chrom bzw. Wolframcarbid Ritztests mit *kontinuierlicher* bzw. *in-situ* Verschleißdetektion unterzogen. Die eingesetzten Prüfkräfte entsprechen in dieser Versuchsreihe den halben kritischen Lasten L_{c2} aus den vorherigen Ritztests und führen so zu einer feineren Abstufung des Verschleißfortschritts. Zu Vergleichszwecken werden bei kontinuierlicher Verschleißdetektion die Multilagenschicht B01 sowie Ref. a-C:H:W mit einlagiger a-C:H:W-Schicht aus Kapitel 6 geprüft. Diese Schichten werden zur Prüfung an der Oberfläche kontaktiert. B01 spiegelt den Fall mehrerer niederohmiger (a-C:H:W) und hochohmiger (a-C:H) Lagen wider, wenngleich das a-C:H:W im Vergleich zu Chrom oder zu Wolframcarbid ein eher schlechter Leiter sein dürfte.

7.4.1 Diskontinuierliche Verschleißdetektion

Um einen Vergleich der durch den Verschleiß hervorgerufenen Widerstandsänderungen aller sensorischen Schichten zu ermöglichen, werden aus den Widerständen nach jeder Wiederholserie im Ritztest $R_{el,r}$ die Änderungen gegenüber dem initialen Widerstand $R_{el,0}$ vor der ersten Ritzprüfung bestimmt. Bild 87 zeigt eine schematische Darstellung eines Prüfkörpers für die Verschleißdetektion sowie die relativen Widerstandsänderungen aller Schichten. Mit einer Zunahme von etwa 35 % ist für S03 die deutlichste relative Änderung des Widerstands festzustellen. Der Anstieg beschränkt sich dabei auf den ersten und zweiten Ritzzyklus. Die beiden weiteren chrombasierten sensorischen Schichten mit dünneren hochohmigen a-C:H:Si:O-Lagen, S01 und S02, zeigen dagegen nur geringe verschleißbedingte Widerstandsänderungen. In den wiederholten Ritztests der wolframcarbidbasierten Schichten S04 und S05 bleiben die elektrischen Widerstände relativ zu den initialen Werten nahezu unverändert.

Verantwortlich dafür erweisen sich die hohen elektrischen Widerstände der Schichten vor der ersten Ritzprüfung mit im Mittel 208 Ω. Diese resultieren aus dem typischerweise höheren spezifischen Widerstand des Wolframcarbids im Vergleich zu Chrom im Fall gesputterter Schichten [254, 255]. Die initialen Widerstände, die auch von der Anordnung der Messabschnitte auf den Probekörpern abhängen, sind im Fall der chrombasierten Schichten bei ähnlicher Schichtanordnung geringer (im Mittel 11 Ω). Dies führt dazu, dass relative, verschleißbedingte Änderungen in chrombasierten sensorischen Schichten zuverlässiger detektiert werden können.

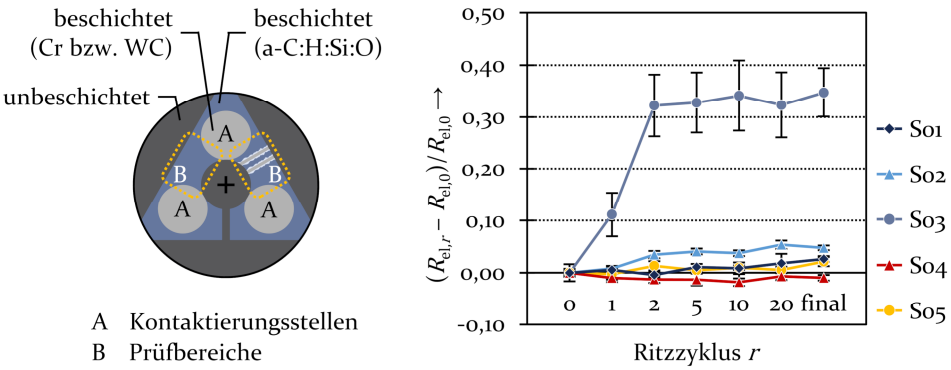


Bild 87: (a) Schematische Darstellung eines beschichteten Prüfkörpers für die Verschleißdetektion und (b) relative Widerstandsänderung bei diskontinuierlicher Verschleißdetektion mit deutlicher Anzeige von Verschleiß für So3 (jeweils $n = 3$, $M \pm SD$).

Bild 88 liefert einen Einblick in das Schädigungsverhalten der Schichten So1 und So3 mit 1,3 µm bzw. 4,8 µm dicker hochohmiger a-C:H:Si:O-Schichtlage. In beiden Fällen treten randnahe Abplatzungen an den Grenzflächen zu den Haftschichten und zum Substrat bereits ab dem ersten Ritzzyklus auf. Dies bestätigen materialanalytische Messungen mittels EDX. Eine kontinuierliche vollständige Durchdringung ist für die Schichten So1 und So3 nach dem fünften Zyklus zu beobachten. Zusammen mit den gemessenen Widerstandsänderungen ist anzunehmen, dass die niederohmige Chromschicht weitestgehend in den ersten beiden Ritzzyklen durchbrochen wurde. Die vollständige Durchtrennung der hochohmigen a-C:H:Si:O-Schicht führte hingegen zu keinen weiteren effektiven Widerstandsänderungen. Da bei ähnlichem Schädigungsverhalten verschleißbedingte Widerstandsänderungen für So3, aber nicht für So1 zu beobachten waren, kann gefolgert werden, dass eine ausreichende Isolation gegenüber dem metallischen Substrat für die Funktionsfähigkeit der sensorischen Schichten erforderlich ist. Dies wird durch eine gesteigerte Dicke der hochohmigen Schichtlage erreicht.

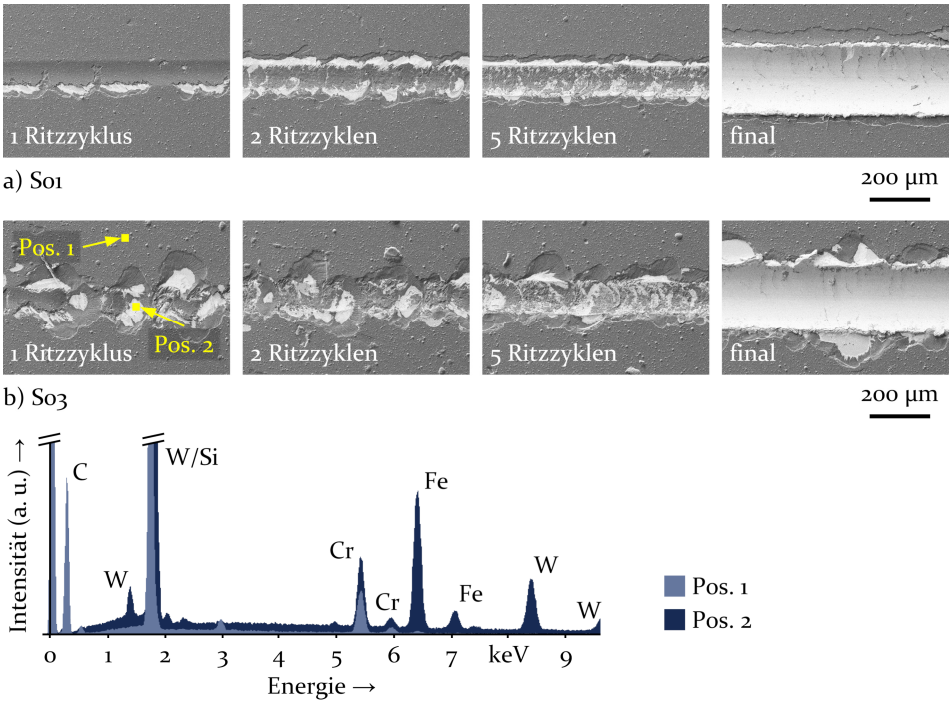
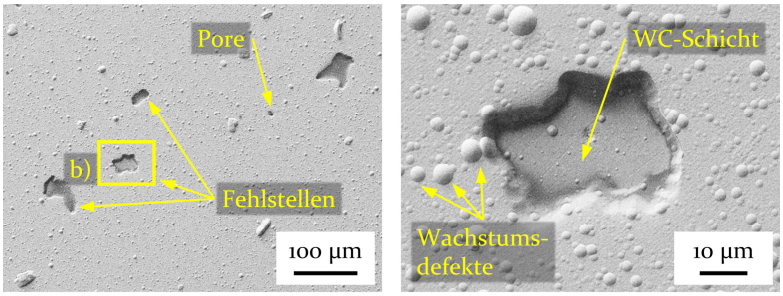


Bild 88: Ausschnitte der Ritzspuren der Schichten (a) S01 und (b) S03 nach verschiedenen Wiederholserien, welche die vollständige Schichtdurchdringung bis zum fünften Zyklus zeigen, sowie (c) EDX-Spektren in einem Ritzspurausschnitt von S03 zur Bestätigung der freigelegten Substratoberfläche (gekennzeichnet sind die relevanten chemischen Elemente der Schichten und des Stahlsubstrats).

Zudem wird das Detektionsvermögen der sensorischen Schichten durch die Schichtmorphologie beeinträchtigt. Makropartikel aus Chrom aus der Abscheidung der Chrom-Haftvermittlungsschicht führen zu Wachstumsdefekten in der aufwachsenden Schicht. Feine Poren und Fehlstellen in der a-C:H:Si:O-Schichtlage sind die Folge ausgebrochener Makropartikel und partieller Schichtablösungen während der Schichtabscheidung (Bild 89) [256]. Zusammen mit einer zumindest schwach ausgeprägten stängelartigen Mikrostruktur können Kurzschlüsse zwischen den niederohmigen Schichtlagen und dem metallischen Substrat bzw. metallhaltigen Zwischenschichten entstehen. Im Fall dünner hochohmiger a-C:H:Si:O-Schichtlagen (S01 und S02) überdeckt somit der im Vergleich deutlich niedrigere Widerstand des Substrats die verschleißbedingten Widerstandsänderungen.



a) b)

Bild 89: Oberfläche der niederohmigen Chrom-Schicht im Bereich der Kontaktierungsstelle (freigelegte WC-Schicht im Bereich von Fehlstellen mittels EDX bestimmt).

7.4.2 Kontinuierliche Verschleißdetektion

Bei der kontinuierlichen Verschleißdetektion werden Widerstandsänderungen in den Ritzprüfungen *in-situ* erfasst. Auch hier zeigt die chrombasierte sensorische Schicht S03 einen markanten Anstieg des elektrischen Widerstands (Bild 90). Die verschleißbedingten Widerstandsänderungen treten aufgrund der geringeren Normalkraft ($F_N = 0{,}5 \times L_{c2}$) im Vergleich zur Versuchsreihe mit diskontinuierlicher Verschleißdetektion ($F_N = L_{c2}$) bei höheren Zyklenzahlen und über einen größeren Zyklenbereich auf. Für den sich ab dem 19. Ritzzyklus einstellenden, nahezu konstanten Widerstand wird die vollständige Durchtrennung der Schicht angenommen. Demgegenüber nimmt der gemessene Widerstand bei Prüfung der wolframcarbidbasierten Schicht S05 über die 25 Ritzzyklen nahezu kontinuierlich zu, ist insgesamt aber auf einem deutlich geringeren Niveau. Der finale Ritzzyklus mit einer Normalkraft von 120 N führt zur vollständigen Schädigung und zum Widerstandsanstieg. Dabei zeigt sich eine gewisse Ähnlichkeit zum Verlauf des Widerstands, der zu Vergleichszwecken bei Prüfung der Schicht Ref. a-C:H:W bestimmt wurde. Somit bestätigt sich, dass Schichtverschleiß mit den sensorischen Schichten zuverlässiger detektiert werden kann, wenn sie, wie im Fall von S03, einen geringen initialen Widerstand besitzen ($R_{el,0,S03} = 36\ \Omega$; $R_{el,0,S05} = 120\ \Omega$). Insgesamt fallen die relativen Widerstandsänderungen gegenüber der diskontinuierlichen Verschleißdetektion geringer aus, was auf den hohen Übergangswiderstand des zur Kontaktierung verwendeten Klebstoffs anstatt der präziseren Federkontaktstifte und die folglich höheren initialen Widerstände der Schichten zurückzuführen ist. Interessanterweise sind Änderungen des Widerstands auch bei der Ritzprüfung der Multilagenschicht B01 zu beobachten. Durch die Parallelschaltung mehrerer nieder- und hochohmiger

Schichtlagen ((a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$) – anstelle eines einzelnen Lagenpaars (a-C:H:Si:O/WC), wie im Fall von S05 – werden verschleißbedingte Widerstandsänderungen demnach auch dann detektierbar, wenn die Einzellagen hohe spezifische Widerstände besitzen und der initiale Widerstand der Gesamtschicht somit höher ist ($R_{\mathrm{el,0,B01}}$ = 1686 Ω).

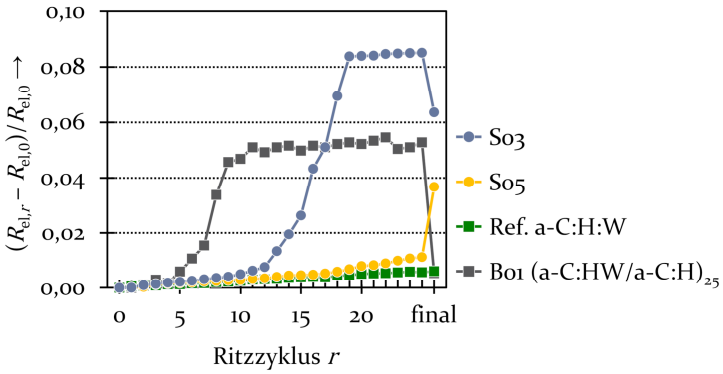
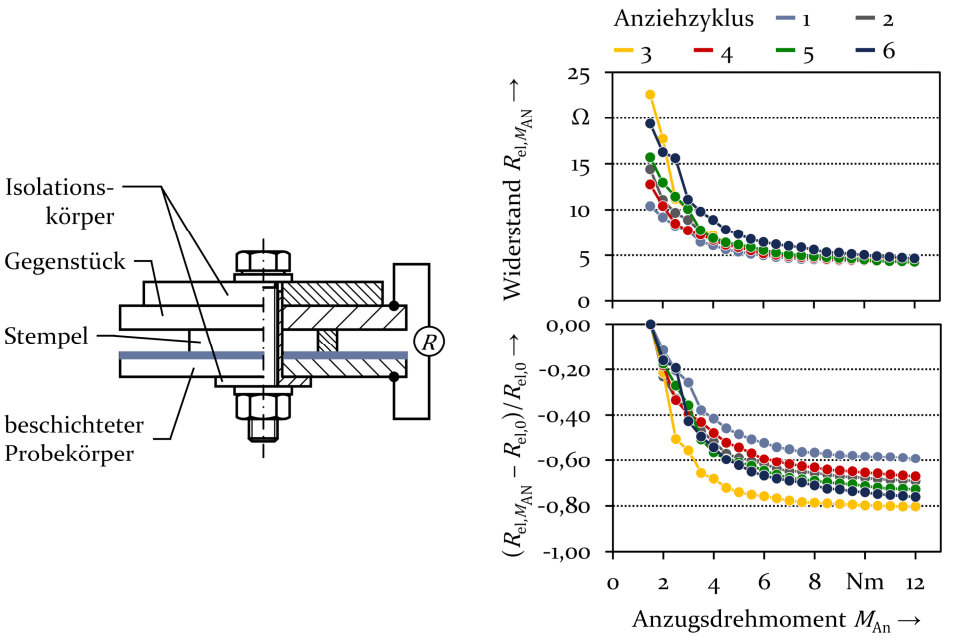


Bild 90: Relative Widerstandsänderung bei kontinuierlicher Verschleißdetektion mit deutlicher, kontinuierlicher Anzeige des Verschleißes für S03 und B01.

7.5 Druckabhängiges Widerstandsverhalten

Amorphe Kohlenstoffschichten besitzen in der Regel ein piezoresistives Verhalten und können daher als Dünnschichtsensoren zur Kraftmessung eingesetzt werden (vgl. Abschnitt 2.5). In einem stark vereinfachten Messaufbau wird die Schicht S03 auf ihr druckabhängiges Widerstandsverhalten untersucht (Bild 91a). Als Substrat dient eine polierte Rundprobe aus Stahl (Ø 60 × 5 mm, R_{a} = 0,03 µm), auf der die Schicht vollflächig und ohne Freilegung von Kontaktstellen abgeschieden wird. Die Krafteinleitung erfolgt über ein flaches Gegenstück und einen ringförmigen Stempel (D_{R} = 31 mm, d_{R} = 23 mm, h_{R} = 5 mm), jeweils aus Stahl und mit polierten planparallelen Oberflächen. Zur Aufbringung der Kraft werden die Komponenten mittels einer Schraubenverbindung mit definierten Drehmomenten M_{AN} schrittweise gegeneinander verspannt. Isolationskörper verhindern den Stromfluss über die Schraubenverbindung und sorgen für die konzentrische Ausrichtung der Komponenten. Während die Verschleißdetektion auf der Messung des Oberflächenwiderstands beruht, wird zur Charakterisierung des piezoresistiven Verhaltens der Widerstand beim Stromdurchgang durch die Schicht und das Substrat bestimmt. Als Gegenelektrode dienen das Gegenstück bzw. der Stempel. Die Widerstände werden mit einer Vierleitermessung mittels des bereits zur Verschleißdetektion verwendeten Nano-Ohmmeters gemessen.

Bild 91b stellt die Abhängigkeit des Widerstands vom Anzugsdrehmoment für die sechs durchgeführten Versuchswiederholungen dar. Im Bereich kleiner Anzugsdrehmomente sind starke Abnahmen der Widerstände sowie starke Streuungen der absoluten Messwerte zu beobachten. In diesem Bereich wird das Widerstandsverhalten von der Rauheit bzw. der wahren Kontaktfläche bestimmt, die sich mit zunehmender Pressung vergrößert. Erst bei höheren Anzugsdrehmomenten ist davon auszugehen, dass der piezoresistive Einfluss der Schicht steigt. Der Widerstand sinkt in diesem Bereich geringfügig. Gegenüber literaturbekannten piezoresistiven Sensorschichten sind die absoluten Widerstände der Schicht S03 jedoch gering [121, 122], sodass sie sich weniger gut zur Kraftmessung eignet. Andererseits ist somit anzunehmen, dass die Verschleißdetektion mittels der hier untersuchten Schichten (vgl. Abschnitt 7.4) durch das piezoresistive Verhalten allenfalls geringfügig beeinflusst wird.



a) b)

Bild 91: (a) Messaufbau zur Prüfung des druckabhängigen Widerstandsverhaltens im Halbschnitt und (b) absoluter Widerstand bzw. relative Widerstandsänderungen in Abhängigkeit des Anzugsdrehmoments mit Anzeichen eines schwachen piezoresistiven Schichtverhaltens.

7.6 Zusammenfassung und Fazit

Diese Studie macht deutlich, dass Kohlenstoffschichten neben tribologischen auch sensorische Funktionen übernehmen können. Die realisierte Funktion zur Detektion von Schichtverschleiß beruht auf dem Anstieg des elektrischen Widerstands bei Schädigung leitfähiger Schichtlagen in einem Mehrlagenschichtsystem. Für eine zuverlässige Verschleißdetektion ist die Isolation zum metallischen Substrat unabdingbar. Diese kann, wie anhand der entwickelten sensorischen Schichten bestehend aus einer hoch- und einer niederohmigen Schichtlage gezeigt wurde, durch eine ausreichend hohe Dicke der hochohmigen Schicht (a-C:H:Si:O) erreicht werden. Zugleich bedarf es in diesem Fall einer guten Leitfähigkeit der niederohmigen Lage (Chrom). Alternativ bietet auch eine Parallelschaltung mehrerer hoch- und niederohmiger Schichtlagen eine hochohmige Barriere für den Stromfluss in Richtung des Substrats. Dabei wird der Schichtverschleiß auch dann detektierbar, wenn die Einzellagen eine geringere Leitfähigkeit besitzen, wie die Untersuchungen an einer Multilagenschicht aus a-C:H:W und a-C:H verdeutlichten. Grundsätzlich beeinträchtigen morphologische Einflüsse, wie Fehlstellen, Poren oder die stängelartige Mikrostruktur der Schichten, die sensorischen Funktionen. Alle untersuchten Schichten zeigten ein günstiges tribologisches Verhalten mit geringer Reibung und niedrigem Verschleiß. Zwar wurde ein geringfügig druckabhängiges Widerstandsverhalten der Schichten beobachtet, dessen Ausprägung jedoch für den Einsatz zur Kraftmessung nicht ausreichen dürfte. Gleichzeitig ist somit davon auszugehen, dass dieses piezoresistive Verhalten die Verschleißdetektion kaum beeinflusst.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Vor dem Hintergrund gesellschaftlicher Forderungen nach einer Minderung der CO_2-Emissionen und einer nachhaltigen Ressourcennutzung gewinnen moderne, materialeinsparende Fertigungsverfahren zunehmend an Bedeutung. So ermöglichen Prozesse der Blechmassivumformung (BMU) im Gegensatz zu konventionellen Fertigungsverfahren die Herstellung dünnwandiger, hochgradig funktionsintegrierter Bauteile in wenigen Prozessschritten. Gleichzeitig gehen die Prozesse der BMU mit anspruchsvollen, z. B. tribologischen Herausforderungen einher. Zeitlich und örtlich veränderliche Spannungs- und Formänderungszustände beeinflussen während der Umformung den Materialfluss und wirken sich somit auf die geometrische Genauigkeit der aus Blechhalbzeugen hergestellten Bauteile aus. Dabei können unterschiedliche Reibungsbedingungen in verschiedenen Bereichen des Umformwerkzeugs dazu beitragen, den Materialfluss zu steuern und Prozesskräfte zu reduzieren. Zugleich bestehen hohe Anforderungen an den Verschleißschutz der mitunter tribologisch hoch beanspruchten Werkzeugoberflächen.

Amorphe Kohlenstoffschichten (*diamond-like carbon coatings, DLC-coatings*) können einen wichtigen Beitrag zur Realisierung maßgeschneiderter tribologischer Bedingungen leisten. Sie vereinen eine niedrige Reibung im trockenen Kontakt gegen Stahl mit einem hohen Verschleißschutz und einer hohen Härte. Darüber hinaus sind ihre mechanischen Eigenschaften und ihr tribologisches Verhalten eng mit den charakteristischen chemisch-strukturellen Eigenschaften verknüpft, die sich durch die Herstellbedingungen bei der Schichtabscheidung beeinflussen lassen. Das Ziel der vorliegenden Arbeit war es daher, tribologische Zustände durch amorphe Kohlenstoffschichten im Hinblick auf die Anwendung in Prozessen der BMU gezielt zu modifizieren. Dazu wurden neben der lokalen Anpassung der Reibungsbedingungen zur Steuerung des Werkstoffflusses auch die Steigerung der Verschleißbeständigkeit durch multilagige Schichtarchitekturen sowie die Integration einer sensorischen Funktion zur Verschleißdetektion untersucht.

Motiviert durch die erste Forschungsfrage wurden zur Realisierung lokal verschiedener Reibungsbedingungen in Kapitel 5 unter Berücksichtigung bekannter Zusammenhänge zwischen den Herstellbedingungen und dem Eigenschaftsprofil wolframmodifizierter amorpher Kohlenstoffschichten zwei Schichtvarianten (a-C:H:W (V_1) und a-C:H:W (V_2)) mit unterschiedlichen tribologischen Verhalten erzeugt. Diese wurden unter Anwendung

von Folien- bzw. Stahlblechmasken in kombinierten PVD-/PACVD-Prozessen auf Probekörpern aus Stahl abgeschieden, wobei entweder beide Schichten lokal begrenzt (invertierte Maskierungsstrategie bzw. Beschichtung) oder eine Schicht lokal begrenzt auf eine bereits vollflächig beschichtete Oberfläche (sequentielle Maskierungsstrategie bzw. Beschichtung) abgeschieden wurden. In tribologischen Modellversuchen konnten so die charakteristischen tribologischen Verhalten der Schichten unter trockenen Kontaktbedingungen sowie unter Mischreibung lokal zur Wirkung gebracht werden: In Stift-Scheibe-Versuchen zeigten sich zwischen zwei Niveaus alternierende Reibungsverläufe, während in Ringstauchversuchen die örtlich unterschiedlichen Reibungsbedingungen zu asymmetrischen Innenkonturen der umgeformten Ringe führten. Ursächlich für die höhere Reibung von a-C:H:W (V1) erwies sich insbesondere eine starke Furchung der Gegenkörper durch Asperiten auf der Schichtoberfläche, die mit einem Übertrag von Gegenkörperwerkstoff einher ging. Trotz ähnlicher Oberflächentopographie wurden Asperiten auf Oberflächen der im Vergleich der Schichtvarianten weicheren und weniger steifen a-C:H:W (V2) unter den tribologischen Beanspruchungen geschert oder plastisch deformiert. Verbunden mit einer geringeren Adhäsionsneigung trug dies wesentlich zu geringerer Reibung bei. Die Grenzen der Beanspruchbarkeit äußerten sich im hochbelasteten Gleitkontakt in Load Scanner Versuchen in Form von Ausbrüchen, wobei sich die Schichtübergänge bei sequentieller im Vergleich zur invertierten Beschichtung zwar als weniger belastbar, aber kurzzeitig überlastbar zeigten. Nicht zuletzt verdeutlichte die Formfüllsimulation eines Vorwärts-Fließpressprozesses, dass amorphe Kohlenstoffschichten unter Berücksichtigung der charakteristischen Reibungsmechanismen sowie der ermittelten Einsatzgrenzen zur lokalen Anpassung der Reibungsbedingungen genutzt werden können und somit eine Verbesserung der Formfüllung in Prozessen der BMU erzielt werden kann. Darüber hinaus lassen die lokale Kombination mit Hartstoffschichten und das synergetische Zusammenwirken von amorphen Kohlenstoffschichten mit Texturen in Werkzeug- und/oder Werkstückoberflächen eine noch stärkere Beeinflussung des Materialflusses erwarten.

In Beantwortung der zweiten Forschungsfrage konnte eine hohe Verschleiß- und Ermüdungsbeständigkeit amorpher Kohlenstoffschichten durch die in Kapitel 6 vorgestellten mehr- und multilagigen Schichtarchitekturen erreicht werden. a-C:H:$W_{mult.bias}$ Multilagenschichten – bestehend aus a-C:H:W Einzellagen, die unter periodisch modulierter Biasspannung hergestellt wurden – zeigten in Stift-Scheibe-Versuchen mehrheitlich geringeren Verschleiß als vergleichbare einlagige Referenzschichten.

(a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Multilagenschichten, deren Einzellagen aus amorphem Kohlenstoff sich in der Dotierung unterscheiden (undotiert und wolfram- bzw. siliziumoxiddotiert), erwiesen sich im Stift-Scheibe-Versuch sogar als noch verschleißresistenter. Entscheidend für den Schichtverschleiß wirkten sich insbesondere die Anzahl und Dicke der Einzellagen sowie deren Härte und Steifigkeit, nicht aber die mechanischen Eigenschaften der Gesamtschichten (Eindringhärte H_{IT} und Eindringmodul E_{IT}) aus. In weiterführenden Untersuchungen im hochbelasteten Gleitkontakt im Load Scanner Versuch wurde für ausgewählte (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$ und (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$ Schichten neben dem Übertrag von Stahl des Gegenkörpers eine Neigung zur Bildung von Zugrissen sowie davon ausgehende Ausbrüche der multilagigen Funktionsschichten beobachtet. Dieses Verhalten ist vermutlich auf eine hohe Eindringhärte bei gleichzeitig erhöhtem Eindringmodul zurückzuführen. Darüber hinaus dürften Spannungskonzentrationen in der Funktionsschicht infolge stützender harter Zwischenschichten aus a-C:H:W und a-C:H zu deren Schädigung beigetragen haben. Zugleich wirkte das hohe $H_{\mathrm{IT}}^3/E_{\mathrm{IT}}^2$-Verhältnis des Schichtwerkstoffs in Kombination mit der Möglichkeit, Rissenergie und induzierte Spannungen in vergleichsweise weichen Einzellagen der multilagigen Schichtarchitektur abzubauen, der Ermüdung in zyklischen Indentierungsversuchen entgegen. Die Stützschichten verhinderten hierbei die plastische Deformation des Substrats und somit adhäsives Versagen sowie die Rissausbreitung in Richtung des Substrats. Die Multilagenschichten bieten somit vor allem in Kontaktfällen der BMU mit hohen zyklischen Beanspruchungen, aber geringen Gleitwegen einen wirkungsvollen Verschleißschutz bei gleichzeitig geringer Reibung. Das Potential zur Weiterentwicklung der Schichten betrifft insbesondere die mechanische Abstimmung einzelner Lagen. So könnten gradierte Schichtstrukturen abrupte Änderungen in der Werkstoffstruktur und somit starke Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften verhindern, wodurch der Schichtzusammenhalt verbessert werden dürfte. Darüber hinaus sollten verschleißfeste Schichten mit hohen $H_{\mathrm{IT}}^3/E_{\mathrm{IT}}^2$-Verhältnissen eine auf die Anwendung abgestimmte – und nicht zwingend höchstmögliche – Eindringhärte für einen ausreichenden Abrasivverschleißschutz mit einem minimalen Eindringmodul zur elastischen Verformung im tribologischen Kontakt verbinden [239, 257]. Dies könnte für Multilagenschichten möglicherweise durch die Kombination harter Schichten mit Zwischenlagen mit hoher Elastizität erzielt werden. Auf diese Weise dürfte sich der Anwendungsbereich der multilagigen Kohlenstoffschichten zur Verringerung von Reibung und Verschleiß auf weitere Anwendungsfälle der BMU erweitern lassen.

Im Hinblick auf eine individuell ermittelbare Standzeit DLC-beschichteter Werkzeuge befasste sich Kapitel 7 mit der Ergänzung tribologisch-wirksamer amorpher Kohlenstoffschichten um eine sensorische Funktion zur Detektion von Schichtverschleiß und somit mit der Beantwortung der dritten Forschungsfrage. Zur Anwendung kam ein resistives Messprinzip, das Verschleiß durch Anstieg des elektrischen Widerstands bei Schädigung vergleichsweise niederohmiger Schichtlagen in einem Mehrlagenschichtsystem anzeigte. Die Untersuchungen machten deutlich, dass eine hohe Leitfähigkeit der niederohmigen Lagen und eine gute Isolation gegenüber dem metallischen Substrat ausschlaggebend für eine zuverlässige Verschleißdetektion sind. Dies konnte bei gleichzeitig geringer Reibung und niedrigem Verschleiß durch die Verwendung einer dünnen Schichtlage aus Chrom in Kombination mit einer ausreichend hohen Dicke einer hochohmigen Lage aus a-C:H:Si:O oder durch Parallelschaltung mehrerer dünner hoch- und niederohmiger Schichtlagen erreicht werden. Schichtdefekte und die stängelartige Schichtstruktur beeinträchtigten die sensorische Funktion. Das ebenso beobachtete, schwach druckabhängige Widerstandsverhalten der Schichten dürfte die Verschleißdetektion jedoch kaum beeinflussen. Eine zentrale Herausforderung für den erfolgreichen realen Einsatz der sensorischen Schichten besteht in deren Übertragung auf dreidimensional geformte Oberflächen. Dabei sind zum einen einheitliche Dicken der sensorischen Schichtlagen in allen Oberflächenbereichen sicherzustellen, was in Abhängigkeit von der Bauteilgeometrie und dem Beschichtungsverfahren entsprechende Anforderungen an die Chargierung bei der Schichtherstellung stellt. Zum anderen kann es erforderlich sein, die sensorischen Funktionen auf bestimmte Oberflächenbereiche zu begrenzen. Hierfür erscheinen z. B. die Lasertexturierung sowie Maskierungstechniken, wie etwa photolithographische Masken oder feine Blechmasken, vielversprechend.

Neben der Anwendung auf komplex geformten Werkzeugoberflächen und der Bewertung des Einsatzverhaltens, die für alle in dieser Arbeit vorgestellten Schichten zukünftige Herausforderungen darstellen, besteht weiterer Forschungsbedarf in der Evaluierung geeigneter Schichtnachbehandlungsmaßnahmen. So könnten z. B. Polieren oder Feinschleifen Asperiten auf den Schichtoberflächen verringern, die sich in vielen Fällen für die Anhaftung von Gegenkörperwerkstoff und die anschließende Schädigung der Schicht verantwortlich zeigten. Das Zusammenspiel einer hohen Verschleißfestigkeit und einer sensorischen Funktion zur Verschleißdetektion mit der Möglichkeit zur lokalen Beeinflussung der Reibungsbedingungen kann somit zu einer verlängerten und individuell ermittelbaren Standzeit DLC-beschichteter Werkzeuge für die BMU beitragen.

9 Summary and Outlook

Considering the society's demands for a reduction of CO_2 emissions and a sustainable use of resources, modern and material-saving manufacturing processes are gaining importance. Processes of sheet-bulk metal forming (SBMF), in contrast to conventional manufacturing methods, enable the production of highly functionally integrated, thin-walled sheet metal components in few process steps. Concomitantly, SBMF processes are accompanied by demanding, e. g. tribological, challenges. Temporally and locally variable stress and strain states affect the material flow during forming and thus affect the geometric accuracy of the components produced from sheet metal semi-finished products. In this context, variations in friction conditions in different areas of the forming tool can help to control the material flow and reduce process forces. At the same time, there are high demands on the wear protection of tool surfaces, which are frequently subjected to high tribological stresses.

Amorphous carbon coatings, also referred to as diamond-like carbon (DLC) coatings, can contribute substantially to the realization of tailored tribological conditions. They combine low friction in dry contact against steel with high wear protection and high hardness. Moreover, their mechanical properties and tribological behavior are closely related to characteristic chemical-structural properties, which can be influenced by the process conditions during coating deposition. Therefore, the objective of this thesis was to modify the tribological conditions in processes of SBMF by amorphous carbon coatings. This involved not only the local adjustment of friction conditions to control the material flow, but also the enhancement of wear resistance using multilayer coating architectures and the integration of a sensory function for wear detection.

Motivated by the first research question aiming at locally different friction conditions, two coating variants (a-C:H:W (V1) and a-C:H:W (V2)) with different tribological behavior were generated in chapter 5, based on established relationships between the manufacturing conditions and the property profile of tungsten-modified amorphous carbon coatings. The coatings were deposited on steel specimens using film or steel sheet masks in combined PVD/PACVD processes, with either both coatings being locally restricted (inverted masking strategy or deposition mode) or one coating being locally deposited on an already coated surface (sequential masking strategy or deposition mode). In tribological model tests, the coatings' characteristic tribological behavior under dry contact conditions and under

mixed lubrication was demonstrated to be locally effective: in ball-on-disc tests, curves with alternating friction levels were observed; in ring compression tests, the locally different friction conditions resulted in asymmetric inner contours of the formed rings. Higher friction of a-C:H:W (V1) was caused by strong grooving of asperities on the coating surface, which was accompanied by transfer of counterbody material. Despite similar surface topography, asperities on surfaces of a-C:H:W (V2), which was softer and less stiff compared to a-C:H:W (V1), were sheared or plastically deformed under the tribological stresses. Associated with a lower adhesion tendency, this contributed substantially to lower friction. Load scanning tests revealed the load-carrying capacity in highly loaded sliding contacts and showed coating spalling. In the case of sequential deposition, the coating borders exhibited lower load-carrying capacity compared to the inverted deposition mode but were capable to withstand overloading shortly. Not least, the mold filling simulation of a forward extrusion process demonstrated that mold filling can be improved by a local adjustment of friction conditions with amorphous carbon coatings if their characteristic friction mechanisms as well as the identified application limits are taken into account. An even stronger local influence on the material flow may be presumed if amorphous carbon coatings are locally paired with hard coatings or synergetically combined with textures in tool and/or workpiece surfaces.

In answer to the second research question, high wear and fatigue resistance of amorphous carbon coatings were obtained by multilayer coating architectures presented in chapter 6. a-C:H:$W_{mult.bias}$ multilayer coatings – consisting of a-C:H:W single layers prepared under periodically modulated bias voltage – showed lower wear than comparable single-layer references in ball-on-disc tests in most cases. $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ and $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ multilayer coatings, whose single layers of amorphous carbon differ in doping (undoped and tungsten- or silica-doped), proved to be even more wear resistant in the ball-on-disc tests. In particular, the number and thickness of individual layers as well as their hardness and stiffness, rather than the coatings' overall mechanical properties (indentation hardness H_{IT} and indentation modulus E_{IT}) exhibited a decisive effect on coating wear. Load scanning tests on selected $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$ and $(a\text{-}C{:}H{:}Si{:}O/a\text{-}C{:}H)_{25}$ multilayer coatings showed tensile cracking that caused spallation of the multilayers in addition to transfer of steel of the counterbody. This behavior can probably be attributed to the high indentation hardness combined with an increased indentation modulus. Furthermore, stress concentrations in the functional layer due to supportive hard interlayers of a-C:H:W and a-C:H may have contributed to the

coatings' failure. At the same time, the high H_{IT}^3/E_{IT}^2-ratio of the coating material combined with the ability to dissipate crack energy and induced stresses in comparatively soft layers of the multilayer architecture counteracted surface fatigue in cyclic nanoindentation tests. In this case, the support layers prevented plastic deformation of the substrate and thus adhesive failure and crack propagation towards the substrate. As a result, the multilayer coatings provide effective wear protection and low friction, mainly in contacts with high cyclic loads but low sliding distances within the context of SBMF. Potential for further coating development relates especially to the mechanical adaption of individual layers in multilayer coatings. Graded coating structures could prevent abrupt changes in the material structure and thus strong differences in the mechanical properties, which should improve coating cohesion. In addition, wear-resistant coatings with high H_{IT}^3/E_{IT}^2-ratios should combine an indentation hardness tailored to the application – and not necessarily the highest possible – for adequate abrasive wear protection with a minimum indentation modulus, allowing elastic deformation in the tribological contact [239, 257]. This could potentially be achieved in multilayer coatings that combine hard layers with high elasticity layers. In this way, the scope of friction and wear reducing multilayer amorphous carbon coatings is likely to be extended to other applications within the context of SBMF.

Regarding the determination of an individual service life of DLC-coated forming tools, chapter 7 focused on the integration of a sensory function for the detection of coating wear in tribologically effective amorphous carbon coatings and thus on answering the third research question. A resistive measuring principle was used to indicate wear by an increase in electrical resistance upon damage of comparatively low-resistance layers in a multilayer coating. The investigations revealed that high electrical conductivity of the low-resistance layers and good insulation against the metallic substrate are crucial for reliable wear detection. This was achieved in low-wear and low-friction coatings by combining a thin layer of chromium and a high-resistance a-C:H:Si:O layer of sufficient thickness or by connecting several thin high- and low-resistance layers in parallel. Coating defects and the columnar microstructure of the coatings had a detrimental influence on the sensory function. However, the also observed slightly pressure-dependent behavior of the coatings' electrical resistance is unlikely to impair the wear detection function. A key challenge for the successful practical use of the sensory coatings is their application on three-dimensional surfaces. On the one hand, it is necessary to ensure uniform thicknesses of the sensory layers in all surface areas, which, depending on the component

geometry and the deposition process, requires appropriate component clamping and rotation during coating preparation. On the other hand, it may be necessary to limit the sensory functions to certain surface areas. Laser texturing and masking techniques, such as photolithographic masks or fine sheet masks, seem promising for this purpose.

In addition to the application on complex tool surfaces as well as the assessment of the operational behavior, which are future challenges for all coatings presented in this thesis, further research is needed focusing on the evaluation of suitable coating post-treatment measures. For example, polishing or fine grinding could reduce asperities on the coating surfaces, which in many cases caused adhesion of counterbody material and subsequent coating failure. As a result, the interplay of high wear resistance and a sensory function for wear detection with the ability to locally adapt friction conditions may contribute to an extended and individually determinable service life of DLC-coated forming tools for SBMF.

Anhang

Lokale Anpassung der Reibungsbedingungen

Tabelle A.1: Ergebnisse des Stift-Scheibe-Versuchs mit vollflächig beschichteten und unbeschichteten Rundproben.

a-C:H:W-Schichtvariante	stationäre Reibungszahl, trocken	stationäre Reibungszahl, ölgeschmiert
	–	–
a-C:H:W (V1)	0,283 ± 0,010	0,102 ± 0,007
a-C:H:W (V2)	0,190 ± 0,004	0,100 ± 0,001
HS6-5-2C (poliert, unbeschichtet)	0,444 ± 0,013	0,100 ± 0,003

Tabelle A.2: Ergebnisse des Ringstauchversuchs mit vollflächig beschichteten und unbeschichteten, polierten Stauchbahnen.

a-C:H:W-Schichtvariante		Ringinnen-durchmesser d_{innen}	Reibfaktor m
		/mm	–
a-C:H:W (V1)	gemittelt	8,019 ± 0,083	0,161 ± 0,009
	0° zur Walzrichtung	8,120 ± 0,090	–
	90° zur Walzrichtung	7,917 ± 0,078	–
a-C:H:W (V2)	gemittelt	8,496 ± 0,064	0,118 ± 0,005
	0° zur Walzrichtung	8,624 ± 0,097	–
	90° zur Walzrichtung	8,369 ± 0,065	–
HS6-5-3C (poliert, unbeschichtet)	gemittelt	8,122 ± 0,044	0,150 ± 0,004
	0° zur Walzrichtung	8,204 ± 0,045	–
	90° zur Walzrichtung	8,042 ± 0,053	–

Tabelle A.3: Radien der Näherungskreise zur Beschreibung der Innenkonturen der mit lokal beschichteten Stauchbahnen umgeformten Ringproben im Ringstauchversuch.

Näherungskreis	Schicht der lokal beschichteten Stauchbahn	Radius des Näherungskreises r_i
		/mm
1	a-C:H:W (V1)	3,583 ± 0,317
2		3,522 ± 0,147
3		3,606 ± 0,111
4	a-C:H:W (V2)	4,098 ± 0,200
5		4,299 ± 0,343
6		4,321 ± 0,470
7	Übergang zwischen beiden Schichten	3,856 ± 0,131

Tabelle A.4: Rauheit der vollflächig und lokal abgeschiedenen Schichten auf Rundproben.

a-C:H:W-Schichtvariante, Maskierungsstrategie, Maskierungsmethode			R_a	R_k	R_{pk}	R_{vk}
			/µm	/µm	/µm	/µm
a-C:H:W (V1)	einlagige Referenz		0,08 ± 0,01	0,18 ± 0,01	0,28 ± 0,02	0,08 ± 0,01
	invertiert	Stahlblech	0,07 ± 0,01	0,18 ± 0,01	0,28 ± 0,03	0,08 ± 0,01
		Folie	0,08 ± 0,01	0,19 ± 0,01	0,29 ± 0,05	0,08 ± 0,02
	sequentiell	Stahlblech	0,09 ± 0,01	0,22 ± 0,02	0,32 ± 0,03	0,10 ± 0,02
		Folie	0,09 ± 0,01	0,22 ± 0,02	0,29 ± 0,02	0,08 ± 0,01
a-C:H:W (V2)	einlagige Referenz		0,07 ± 0,01	0,17 ± 0,02	0,26 ± 0,02	0,09 ± 0,02
	invertiert	Stahlblech	0,07 ± 0,01	0,18 ± 0,01	0,23 ± 0,03	0,08 ± 0,02
		Folie	0,07 ± 0,01	0,17 ± 0,01	0,25 ± 0,03	0,07 ± 0,01
	sequentiell	Stahlblech	0,07 ± 0,01	0,17 ± 0,02	0,23 ± 0,03	0,07 ± 0,01
		Folie	0,07 ± 0,01	0,16 ± 0,01	0,22 ± 0,05	0,07 ± 0,01
HS6-5-2C (poliert, unbeschichtet)			0,03 ± 0,01	0,10 ± 0,01	0,04 ± 0,01	0,04 ± 0,01

Tabelle A.5: Rauheit der sequentiell, lokal abgeschiedenen Schichten auf Stauchbahnen.

a-C:H:W-Schichtvariante		R_a	R_k	R_{pk}	R_{vk}
		/µm	/µm	/µm	/µm
a-C:H:W (V1)	gemittelt	0,15 ± 0,01	0,30 ± 0,03	0,45 ± 0,02	0,11 ± 0,02
	parallel zur Schichtgrenze	0,14 ± 0,01	0,30 ± 0,03	0,43 ± 0,02	0,11 ± 0,01
	senkrecht zur Schichtgrenze	0,15 ± 0,01	0,30 ± 0,03	0,46 ± 0,01	0,12 ± 0,02
a-C:H:W (V2)	gemittelt	0,08 ± 0,01	0,14 ± 0,06	0,31 ± 0,01	0,10 ± 0,01
	parallel zur Schichtgrenze	0,09 ± 0,01	0,17 ± 0,01	0,31 ± 0,01	0,11 ± 0,01
	senkrecht zur Schichtgrenze	0,08 ± 0,01	0,11 ± 0,08	0,30 ± 0,01	0,09 ± 0,02
HS6-5-3C (poliert, unbeschichtet)	gemittelt	0,02 ± 0,01	0,06 ± 0,01	0,03 ± 0,01	0,03 ± 0,01

Tabelle A.6: Mechanische Eigenschaften der vollflächig und lokal abgeschiedenen Schichten auf Rundproben.

a-C:H:W-Schichtvariante, Maskierungsstrategie, Maskierungsmethode			n	H_{IT}	E_{IT}	H_{IT}/E_{IT}	H_{IT}^3/E_{IT}^2
			–	/GPa	/GPa	–	/GPa
a-C:H:W (V1)	einlagige Referenz		16	15,3 ± 1,1	185,7 ± 9,7	0,082 ± 0,003	0,104 ± 0,015
	invertiert	Stahlblech	12	15,0 ± 1,9	178,5 ± 16,7	0,084 ± 0,004	0,107 ± 0,023
		Folie	14	15,0 ± 1,4	175,4 ± 10,7	0,085 ± 0,003	0,110 ± 0,019
	sequentiell	Stahlblech	12	14,1 ± 1,5	150,2 ± 12,6	0,094 ± 0,004	0,124 ± 0,023
		Folie	12	13,9 ± 2,9	153,1 ± 19,8	0,090 ± 0,008	0,116 ± 0,042
a-C:H:W (V2)	einlagige Referenz		13	7,0 ± 0,3	65,7 ± 1,4	0,107 ± 0,004	0,080 ± 0,009
	invertiert	Stahlblech	12	7,6 ± 0,9	69,0 ± 4,8	0,110 ± 0,008	0,093 ± 0,024
		Folie	13	8,0 ± 0,5	70,2 ± 5,9	0,114 ± 0,007	0,105 ± 0,017
	sequentiell	Stahlblech	13	7,6 ± 0,4	69,1 ± 2,9	0,110 ± 0,006	0,093 ± 0,014
		Folie	13	8,2 ± 0,6	70,8 ± 3,7	0,115 ± 0,005	0,109 ± 0,017

Tribologische und mechanische Untersuchungen an multilagigen Kohlenstoffschichten

Tabelle A.7: BOX-BEHNKEN-Versuchsplan der Versuchsgruppe A: Faktorkombinationen.

Probenbezeichnung, Standardreihenfolge	Durchlauf-reihenfolge	Faktoren		
		U_{bias1}	U_{bias2}	t_{Lage} (Lagenanzahl)
		/V	/V	/s ( )
A01	11	–10	–130	250 (34)
A02	1	–130	–130	250 (34)
A03	10	–10	–250	250 (34)
A04	3	–130	–250	250 (34)
A05	6	–10	–190	100 (88)
A06	5	–130	–190	100 (88)
A07	4	–10	–190	400 (22)
A08	12	–130	–190	400 (22)
A09	9	–70	–130	100 (88)
A10	7	–70	–250	100 (88)
A11	2	–70	–130	400 (22)
A12	14	–70	–250	400 (22)
A13	8	–70	–190	250 (34)
A14	15	–70	–190	250 (34)
A15	13	–70	–190	250 (34)
Ref. A01	–	–10	–10	400 (22)
Ref. A02	–	–250	–250	400 (22)

Tabelle A.8: BOX-BEHNKEN-Versuchsplan der Versuchsgruppe A: Messwerte der Ergebnisgrößen, Teil 1.

#	k	μ	L_{c2}	L_{c3}
	/10^{-6} mm³ N^{-1} m^{-1}	–	/N	/N
A01	0,211	0,168	50,1 ± 3,0	78,0 ± 2,9
A02	0,152	0,146	55,8 ± 2,1	76,7 ± 0,6
A03	0,149	0,143	47,3 ± 2,3	73,0 ± 0,9
A04	0,183	0,071	55,5 ± 1,7	69,6 ± 2,6
A05	0,191	0,155	49,6 ± 2,1	77,7 ± 1,2
A06	0,186	0,149	54,8 ± 1,8	74,2 ± 2,8
A07	0,341	0,137	54,6 ± 2,9	78,5 ± 1,9
A08	0,213	0,184	55,6 ± 2,1	63,2 ± 2,0
A09	0,164	0,154	51,0 ± 3,0	70,2 ± 3,3
A10	0,341	0,157	48,0 ± 4,5	71,8 ± 1,3
A11	0,395	0,115	54,6 ± 1,9	74,9 ± 1,9
A12	0,208	0,134	58,1 ± 2,3	73,7 ± 1,0
A13	0,185	0,145	52,6 ± 3,2	73,2 ± 0,8
A14	0,177	0,155	53,7 ± 0,7	76,0 ± 2,4
A15	0,199	0,113	57,2 ± 1,2	74,0 ± 1,2
Ref. A01	0,306	0,163	52,7 ± 3,3	73,1 ± 1,7
Ref. A02	0,215	0,152	53,2 ± 1,9	70,7 ± 2,3

Tabelle A.9: BOX-BEHNKEN-Versuchsplan der Versuchsgruppe A: Messwerte der Ergebnisgrößen, Teil 2.

#	n	H_{IT}	E_{IT}	H_{IT}/E_{IT}	H_{IT}^3/E_{IT}^2
	–	/GPa	/GPa	–	/GPa
A01	11	10,1 ± 1,3	95,0 ± 8,0	0,106 ± 0,009	0,117 ± 0,035
A02	10	10,9 ± 1,0	103,5 ± 5,6	0,105 ± 0,007	0,121 ± 0,028
A03	11	9,7 ± 0,6	98,5 ± 7,2	0,099 ± 0,009	0,098 ± 0,021
A04	12	12,3 ± 1,0	114,3 ± 4,4	0,107 ± 0,007	0,143 ± 0,030
A05	13	10,8 ± 0,8	99,4 ± 3,9	0,109 ± 0,006	0,129 ± 0,023
A06	9	11,8 ± 2,4	115,2 ± 15,9	0,103 ± 0,017	0,132 ± 0,053
A07	11	10,8 ± 0,3	99,1 ± 6,4	0,109 ± 0,005	0,128 ± 0,011
A08	12	11,2 ± 0,9	105,0 ± 4,0	0,107 ± 0,006	0,129 ± 0,023
A09	9	8,5 ± 1,0	84,9 ± 6,4	0,100 ± 0,005	0,087 ± 0,020
A10	6	12,3 ± 1,0	112,3 ± 7,3	0,109 ± 0,005	0,148 ± 0,026
A11	13	9,4 ± 1,0	91,3 ± 5,9	0,102 ± 0,006	0,099 ± 0,020
A12	8	13,1 ± 1,4	114,1 ± 8,4	0,115 ± 0,006	0,175 ± 0,032
A13	11	10,7 ± 0,7	100,4 ± 5,9	0,107 ± 0,006	0,122 ± 0,020
A14	11	11,0 ± 0,5	99,0 ± 3,2	0,111 ± 0,004	0,135 ± 0,015
A15	11	11,4 ± 1,2	109,4 ± 10,8	0,105 ± 0,008	0,126 ± 0,029
Ref. A01	12	9,0 ± 1,3	85,7 ± 11,9	0,105 ± 0,010	0,102 ± 0,034
Ref. A02	9	13,9 ± 1,4	130,7 ± 9,1	0,106 ± 0,004	0,156 ± 0,027

Tabelle A.10: Vollfaktorielle Versuchspläne der Versuchsgruppen B und C: Faktorkombinationen.

Probenbezeichnung, Standardreihenfolge	Durchlauf-reihenfolge	Faktoren		
		U_{bias}	$\Phi(C_2H_2)$	Φ(HMDSO)
		/V	/sccm	/sccm
B01	6	−450	200	–
B02	5	−700	200	–
B03	1	−450	250	–
B04	2	−700	250	–
B05	3	−575	225	–
B06	4	−575	225	–
C01	1	−450	–	2
C02	3	−700	–	2
C03	2	−450	–	10
C04	4	−700	–	10
C05	5	−575	–	6
C06	6	−575	–	6

Tabelle A.11: Vollfaktorielle Versuchspläne der Versuchsgruppen B und C: Messwerte der Ergebnisgrößen, Teil 1.

#	k	μ	L_{c2}	L_{c3}
	/10^{-6} mm^3 N^{-1} m^{-1}	–	/N	/N
B01	0,010	0,149	35,3 ± 0,6	48,4 ± 0,4
B02	0,020	0,135	35,0 ± 0,5	43,5 ± 2,0
B03	0,017	0,153	39,2 ± 1,6	52,0 ± 0,5
B04	0,017	0,143	37,4 ± 0,4	47,7 ± 0,5
B05	0,011	0,145	34,6 ± 2,9	45,5 ± 1,0
B06	0,023	0,145	35,4 ± 0,7	44,9 ± 0,7
C01	0,021	0,163	34,4 ± 2,2	47,5 ± 1,6
C02	0,017	0,160	27,9 ± 1,4	47,7 ± 0,6
C03	0,030	0,149	28,9 ± 1,0	47,7 ± 1,7
C04	0,034	0,171	27,4 ± 2,1	42,8 ± 0,5
C05	0,018	0,162	24,7 ± 2,0	45,9 ± 1,9
C06	0,019	0,171	23,4 ± 0,1	47,5 ± 1,0
Ref. a-C:H:W	0,051	0,156	53,3 ± 3,1	65,7 ± 1,2

Tabelle A.12: Vollfaktorielle Versuchspläne der Versuchsgruppen B und C: Messwerte der Ergebnisgrößen, Teil 2.

#	n	H_{IT}	E_{IT}	H_{IT}/E_{IT}	H_{IT}^3/E_{IT}^2
	–	/GPa	/GPa	–	/GPa
B01	16	16,8 ± 1,7	136,1 ± 10,7	0,123 ± 0,006	0,257 ± 0,047
B02	15	23,7 ± 4,0	164,8 ± 14,4	0,143 ± 0,016	0,505 ± 0,200
B03	12	17,1 ± 2,2	130,7 ± 15,4	0,131 ± 0,006	0,295 ± 0,056
B04	14	21,4 ± 3,7	149,6 ± 16,9	0,143 ± 0,019	0,462 ± 0,196
B05	12	20,9 ± 3,9	150,9 ± 18,7	0,138 ± 0,016	0,416 ± 0,167
B06	12	19,4 ± 2,7	149,7 ± 14,7	0,130 ± 0,012	0,335 ± 0,098
C01	18	21,1 ± 4,4	149,4 ± 18,3	0,140 ± 0,014	0,432 ± 0,179
C02	17	22,1 ± 4,3	155,1 ± 22,7	0,142 ± 0,010	0,456 ± 0,144
C03	15	17,3 ± 1,7	122,4 ± 10,2	0,142 ± 0,008	0,351 ± 0,067
C04	11	19,7 ± 1,2	135,6 ± 5,9	0,145 ± 0,004	0,419 ± 0,046
C05	14	20,3 ± 2,1	141,8 ± 13,1	0,143 ± 0,008	0,417 ± 0,083
C06	14	19,8 ± 3,4	136,5 ± 17,8	0,144 ± 0,008	0,419 ± 0,111

Tabelle A.13: Einlagige Referenzschichten der Versuchsgruppen B und C: Messwerte der Ergebnisgrößen.

#	n	H_{IT}	E_{IT}	H_{IT}/E_{IT}	H_{IT}^3/E_{IT}^2
	–	/GPa	/GPa	–	/GPa
Ref. a-C:H:W	9	10,5 ± 1,0	102,5 ± 4,0	0,103 ± 0,009	0,113 ± 0,028
Ref. a-C:H	17	25,1 ± 3,8	168,9 ± 15,1	0,148 ± 0,014	0,570 ± 0,185
Ref. a-C:H:Si:O	12	23,7 ± 2,7	160,4 ± 11,9	0,148 ± 0,010	0,526 ± 0,116

Tabelle A.14: Beschichtungsrezept der Schichten a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) (einlagige Referenzschichten, invertiert abgeschiedene Schichten), Teil 1.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
1	Isolationstest	–	30	–	–	–	zu	zu	zu	–1200 (DC)	–	–	–	300‡
2	Heizen	–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	300‡
3	Plasmaätzen, Targetreinigung	–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
4		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
5		–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–500 (BP†1)	500	–	–	180
6		–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
7		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
8	Evakuieren	–	300	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	180

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.14: Beschichtungsrezept der Schichten a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) (einlagige Referenzschichten, invertiert abgeschiedene Schichten), Teil 2.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
9	Chrom-Haftvermittlungs-schicht	–	320	–	70	–	zu	zu	zu	−500 (DC)	500	–	–	160
10		–	240	–	70	–	zu	auf	zu	−450 (DC)	450	–	–	160
11		–	240 (R)	–	70	–	zu	auf	zu	−450 (DC)	70	–	–	160
12		–	280	–	70	–	zu	auf	zu	−100 (DC)	70	–	–	140
13	Wolframcarbid-Zwischenschicht	–	240 (R)	–	70	600 (DC)	zu	auf	auf	−50 (DC)	180	–	–	140
14		–	60	–	70	1200 (DC)	zu	auf	auf	−50 (DC)	180	–	–	120
15		–	1100	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	–	–	110

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.14: Beschichtungsrezept der Schichten a-C:H:W (V1) und a-C:H:W (V2) (einlagige Referenzschichten, invertiert abgeschiedene Schichten), Teil 3.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
16	a-C:H:W-Schicht	–	300 (R)	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	7	–	100
17		–	**	–	–	*5.1 (BP†1)	zu	zu	auf	*5.2 (DC)	*5.3	*5.4	–	100
18	Abkühlen	–	9000	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	RT

†1 Pulsparameter: Frequenz: 40 Hz; Dauer des Positivpulses: 5 µs
‡ bei invertierter Beschichtung im zweiten Teilprozess 180 °C
** für einheitliche Schichtdicke angepasste Abscheidungsdauer
*5.1 nach Tabelle 4
*5.2 nach Tabelle 4
*5.3 nach Tabelle 4
*5.4 nach Tabelle 4

Formelzeichen und Abkürzungen siehe Verzeichnisse zu Beginn der Arbeit

Tabelle A.15: Beschichtungsrezept der Schichten a-C:H:W (V2) (sequentiell abgeschiedene Schicht), Teil 1.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
1	Isolationstest	–	30	–	–	–	zu	zu	zu	–1200 (DC)	–	–	–	180
2	Heizen	–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	180
3	Plasmaätzen, Targetreinigung	–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	110
4		–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–500 (BP†1)		–	–	110
5		–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)		–	–	110
6	Evakuieren	–	300	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	110

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.15: Beschichtungsrezept der Schichten a-C:H:W (V2) (sequentiell abgeschiedene Schicht), Teil 2.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
7	Wolframcarbid-Zwischenschicht	–	260	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−250 (DC)	195	–	–	110
8		–	60 (R)	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−250 (DC)	195	–	–	110
9		–	900	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	–	–	110
10	a-C:H:W-Schicht	–	300 (R)	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	7	–	100
11		–	**	–	–	*5.1 (BP†1)	zu	zu	auf	*5.2 (DC)	*5.3	*5.4	–	100
12	Abkühlen	–	9000	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	RT

†1 Pulsparameter: Frequenz: 40 Hz; Dauer des Positivpulses: 5 µs
** für einheitliche Schichtdicke angepasste Abscheidungsdauer
*5.1 nach Tabelle 4
*5.2 nach Tabelle 4
*5.3 nach Tabelle 4
*5.4 nach Tabelle 4

Formelzeichen und Abkürzungen siehe Verzeichnisse zu Beginn der Arbeit

Tabelle A.16: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten a-C:H:W$_{mult.bias}$, Teil 1.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
1	Isolationstest	–	30	–	–	–	zu	zu	zu	–1200 (DC)	–	–	–	300
2	Heizen	–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	300
3	Plasmaätzen, Targetreinigung	–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
4		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
5		–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–500 (BP†1)	500	–	–	180
6		–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
7		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
8	Evakuieren	–	300	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	180

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.16: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten a-C:H:$W_{mult.bias}$, Teil 2.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
9	Chrom-Haftvermittlungs-schicht	–	320	–	85	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	160
10		–	240	–	85	–	zu	auf	zu	–450 (DC)	450	–	–	160
11		–	240 (R)	–	85	–	zu	auf	zu	–450 (DC)	70	–	–	160
12		–	280	–	85	–	zu	auf	zu	–100 (DC)	70	–	–	140
13	Wolframcarbid-Zwischenschicht	–	240 (R)	–	85	600 (DC)	zu	auf	auf	–50 (DC)	180	–	–	140
14		–	60	–	85	1200 (DC)	zu	auf	auf	–50 (DC)	180	–	–	120
15		–	1100	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	–50 (DC)	195	–	–	110

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.16: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten a-C:H:W$_{mult.bias}$, Teil 3.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
16		–	300 (R)	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	7	–	100
17	multilagige a-C:H:W-Schicht	X§ ×	t_{Lage}	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	U_{bias1} (DC)	180	28	–	100
18			t_{Lage}	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	U_{bias2} (DC)	180	28	–	100
19	Abkühlen	–	9000	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	RT

†1 Pulsparameter: Frequenz: 40 Hz; Dauer des Positivpulses: 5 µs
§ Anzahl der Wiederholungen entspricht 0,5 × Lagenanzahl nach Tabelle A.7
t_{Lage} nach Tabelle A.7
U_{bias1} nach Tabelle A.7
U_{bias2} nach Tabelle A.7

Formelzeichen und Abkürzungen siehe Verzeichnisse zu Beginn der Arbeit

Tabelle A.17: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$, Teil 1.

				C2	C3	C4					Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)				Substrat-bias (BM)	Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
1	Isolationstest	–	30	–	–	–	zu	zu	zu	–1200 (DC)	–	–	–	300
2	Heizen	–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	300
3		–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
4		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
5	Plasmaätzen, Targetreinigung	–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–500 (BP†1)	500	–	–	180
6		–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
7		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
8	Evakuieren	–	300	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	180

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.17: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten $(a\text{-}C{:}H{:}W/a\text{-}C{:}H)_{25}$, Teil 2.

				C2	C3	C4				Substrat-	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)				bias (BM)	Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
9	Chrom-Haftvermittlungs-schicht	–	320	–	70	–	zu	zu	zu	−500 (DC)	500	–	–	160
10		–	240	–	70	–	zu	auf	zu	−450 (DC)	450	–	–	160
11		–	240 (R)	–	70	–	zu	auf	zu	−450 (DC)	70	–	–	160
12		–	280	–	70	–	zu	auf	zu	−100 (DC)	70	–	–	140
13	Wolframcarbid-Zwischenschicht	–	240 (R)	–	70	600 (DC)	zu	auf	auf	−50 (DC)	180	–	–	140
14		–	60	–	70	1200 (DC)	zu	auf	auf	−50 (DC)	180	–	–	120
15		–	1100	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	–	–	110

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.17: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten (a-C:H:W/a-C:H)$_{25}$, Teil 3.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
16	a-C:H:W-Zwischenschicht	–	300 (R)	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	7	–	100
17		–	2287	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100
18	a-C:H-Zwischenschicht	–	300 (R)	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100
19		–	20	–	–	600 (BP†2)	zu	zu	auf	−450 (DC)	180	250	–	100
20		–	1155	–	–	–	zu	zu	zu	−450 (UP†1)	100	250	–	100
21	multilagige (a-C:H:W/a-C:H)-Schicht	25 ×	213	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100
22			109	–	–	–	zu	zu	zu	U_{bias} (UP†1)	100	$\Phi(C_2H_2)$	–	100
23	Abkühlen	–	9000	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	RT

†1 Pulsparameter: Frequenz: 40 Hz; Dauer des Positivpulses: 5 µs
†2 Pulsparameter: Frequenz: 70 Hz; Dauer des Positivpulses: 4 µs
U_{bias} nach Tabelle A.10
Φ(C2H2) nach Tabelle A.10

Formelzeichen und Abkürzungen siehe Verzeichnisse zu Beginn der Arbeit

Tabelle A.18: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$, Teil 1.

				C2	C3	C4				Substrat-	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)				bias (BM)	Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
1	Isolationstest	–	30	–	–	–	zu	zu	zu	–1200 (DC)	–	–	–	300
2	Heizen	–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	300
3	Plasmaätzen, Targetreinigung	–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
4		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
5		–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–500 (BP†1)	500	–	–	180
6		–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
7		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
8	Evakuieren	–	300	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	180

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.18: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$, Teil 2.

				C2	C3	C4				Substrat-	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)				bias (BM)	Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
9	Chrom-Haftvermittlungs-schicht	–	320	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	160
10		–	240	–	70	–	zu	auf	zu	–450 (DC)	450	–	–	160
11		–	240 (R)	–	70	–	zu	auf	zu	–450 (DC)	70	–	–	160
12		–	280	–	70	–	zu	auf	zu	–100 (DC)	70	–	–	140
13	Wolframcarbid-Zwischenschicht	–	240 (R)	–	70	600 (DC)	zu	auf	auf	–50 (DC)	180	–	–	140
14		–	60	–	70	1200 (DC)	zu	auf	auf	–50 (DC)	180	–	–	120
15		–	1100	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	–50 (DC)	195	–	–	110

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.18: Beschichtungsrezept der Multilagenschichten (a-C:H:Si:O/a-C:H)$_{25}$, Teil 3.

				C2	C3	C4				Substrat-bias	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)				(BM)	Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
16	a-C:H:W-Zwischenschicht	–	300 (R)	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	7	–	100
17		–	2287	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100
18	a-C:H-Zwischenschicht	–	300 (R)	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100
19		–	20	–	–	600 (BP†2)	zu	zu	auf	−450 (DC)	180	250	–	100
20		–	1155	–	–	–	zu	zu	zu	−450 (UP†1)	100	250	–	100
21	multilagige (a-C:H:Si:O/a-C:H)-Schicht	25 ×	72	–	–	–	zu	zu	zu	U_{bias} (UP†1)	100	200	Φ(HMDSO)	100
22			109	–	–	–	zu	zu	zu	U_{bias} (UP†1)	100	200	–	100
23	Abkühlen	–	9000	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	RT

†1 Pulsparameter: Frequenz: 40 Hz; Dauer des Positivpulses: 5 µs
†2 Pulsparameter: Frequenz: 70 Hz; Dauer des Positivpulses: 4 µs
U_{bias} nach Tabelle A.10
Φ(HMDSO) nach Tabelle A.10

Formelzeichen und Abkürzungen siehe Verzeichnisse zu Beginn der Arbeit

Tabelle A.19: Beschichtungsrezept der Referenzschichten Ref. a-C:H:W, Ref. a-C:H:Si:O, Ref. a-C:H, Teil 1.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
1	Isolationstest	–	30	–	–	–	zu	zu	zu	–1200 (DC)	–	–	–	300
2	Heizen	–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	300
3	Plasmaätzen, Targetreinigung	–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
4		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
5		–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–500 (BP†1)	500	–	–	180
6		–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
7		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
8	Evakuieren	–	300	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	180

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.19: Beschichtungsrezept der Referenzschichten Ref. a-C:H:W, Ref. a-C:H:Si:O, Ref. a-C:H, Teil 2.

				C2	C3	C4				Substrat-	Gase			
			Δt	*P* (BM)	*I*	*P* (BM)				bias (BM)	Ar	C_2H_2	HMDSO	*T*
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
9	Chrom-Haftvermittlungs-schicht	–	320	–	70	–	zu	zu	zu	−500 (DC)	500	–	–	160
10		–	240	–	70	–	zu	auf	zu	−450 (DC)	450	–	–	160
11		–	240 (R)	–	70	–	zu	auf	zu	−450 (DC)	70	–	–	160
12		–	280	–	70	–	zu	auf	zu	−100 (DC)	70	–	–	140
13	Wolframcarbid-Zwischenschicht	–	240 (R)	–	70	600 (DC)	zu	auf	auf	−50 (DC)	180	–	–	140
14		–	60	–	70	1200 (DC)	zu	auf	auf	−50 (DC)	180	–	–	120
15		–	1100	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	–	–	110
16	a-C:H:W-Zwischenschicht	–	300 (R)	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	7	–	100
17		–	2287	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.19: Beschichtungsrezept der Referenzschichten Ref. a-C:H:W, Ref. a-C:H:Si:O, Ref. a-C:H, Teil 3.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
18		–	300 (R)	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100
19	a-C:H-Zwischenschicht	–	20	–	–	600 (BP†2)	zu	zu	auf	−450 (DC)	180	250	–	100
20		–	1155	–	–	–	zu	zu	zu	−450 (UP†1)	100	250	–	100
21.a	a-C:H:W-Schicht	–	5333	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100
21.b	a-C:H-Schicht	–	2717	–	–	–	zu	zu	zu	−575 (UP†1)	100	225	–	100
21.c	a-C:H:Si:O-Schicht	–	1811	–	–	–	zu	zu	zu	−575 (UP†1)	100	200	6	100
22	Abkühlen	–	9000	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	RT

†1 Pulsparameter: Frequenz: 40 Hz; Dauer des Positivpulses: 5 µs
†2 Pulsparameter: Frequenz: 70 Hz; Dauer des Positivpulses: 4 µs

Formelzeichen und Abkürzungen siehe Verzeichnisse zu Beginn der Arbeit

Tabelle A.20: Beschichtungsrezept der sensorischen Schichten, Teilprozess 1, Teil 1.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
1	Isolationstest	–	30	–	–	–	zu	zu	zu	–1200 (DC)	–	–	–	300
2	Heizen	–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	300
3	Plasmaätzen, Targetreinigung	–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
4		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
5		–	2400	–	–	–	zu	zu	zu	–500 (BP†1)	500	–	–	180
6		–	180	–	–	800 (DC)	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
7		–	180	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	180
8	Evakuieren	–	300	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	180

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.20: Beschichtungsrezept der sensorischen Schichten, Teilprozess 1, Teil 2.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
9	Chrom-Haftvermittlungs-schicht	–	320	–	70	–	zu	zu	zu	–500 (DC)	500	–	–	160
10		–	240	–	70	–	zu	auf	zu	–450 (DC)	450	–	–	160
11		–	240 (R)	–	70	–	zu	auf	zu	–450 (DC)	70	–	–	160
12		–	280	–	70	–	zu	auf	zu	–100 (DC)	70	–	–	140
13	Wolframcarbid-Zwischenschicht	–	240 (R)	–	70	600 (DC)	zu	auf	auf	–50 (DC)	180	–	–	140
14		–	60	–	70	1200 (DC)	zu	auf	auf	–50 (DC)	180	–	–	120
15	a-C:H:W-Zwischenschicht	–	1100	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	–50 (DC)	195	–	–	110
16		–	300 (R)	–	–	1200 (BP†1)	zu	zu	auf	–50 (DC)	195	7	–	100
17		–	2287	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	–130 (DC)	180	28	–	100

Fortsetzung nächste Seite

Tabelle A.20: Beschichtungsrezept der sensorischen Schichten, Teilprozess 1, Teil 3.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
18		–	300 (R)	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−130 (DC)	180	28	–	100
19	a-C:H-Zwischenschicht	–	20	–	–	600 (BP†2)	zu	zu	auf	−450 (DC)	180	250	–	100
20		–	1155	–	–	–	zu	zu	zu	−450 (UP†1)	100	250	–	100
21	a-C:H:Si:O-Schicht	–	***	–	–	–	zu	zu	zu	−575 (UP†1)	100	200	6	100
22.a	niederohmige Chrom-Schicht	–	300	5000 (P†2)	–	–	auf	zu	zu	−100 (DC)	180	–	–	100
22.b	niederohmige Wolframcarbid-Schicht	–	900	–	–	1200 (BP†2)	zu	zu	auf	−50 (DC)	195	–	–	100
23	Abkühlen	–	9000	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	RT

†1 Pulsparameter: Frequenz: 40 Hz; Dauer des Positivpulses: 5 µs

†2 Pulsparameter: Frequenz: 70 Hz; Dauer des Positivpulses: 4 µs

*** für unterschiedliche Schichtdicke variierte Abscheidungsdauer: $\Delta t(t_L = 1{,}3\ \mu m) = 1811$ s, $\Delta t(t_L = 3{,}3\ \mu m) = 5600$ s, $\Delta t(t_L = 4{,}8\ \mu m) = 8400$ s

Formelzeichen und Abkürzungen siehe Verzeichnisse zu Beginn der Arbeit

Tabelle A.21: Beschichtungsrezept der sensorischen Schichten, Teilprozess 2.

				C2	C3	C4				Substrat-bias (BM)	Gase			
			Δt	P (BM)	I	P (BM)					Ar	C_2H_2	HMDSO	T
#	Prozessschritt	Schleife	/s	/W	/A	/W	KB2	KB3	KB4	/V	/sccm	/sccm	/sccm	/°C
1	Isolationstest	–	30	–	–	–	zu	zu	zu	−1200 (DC)	–	–	–	150
2	Heizen	–	3600	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	150
3	Plasmaätzen	–	1200	–	–	–	zu	zu	zu	−500 (BP†1)	500	–	–	110
4	Evakuieren	–	300	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	110
5	Plasmaätzen	–	120	–	–	–	zu	zu	zu	−500 (UP†1)	500	–	–	110
6	a-C:H:Si:O-Schicht	–	240 (R)	–	–	–	zu	zu	zu	−575 (UP†1)	250	7	6	100
7		–	2800	–	–	–	zu	zu	zu	−575 (UP†1)	100	200	6	100
8	Abkühlen	–	9000	–	–	–	zu	zu	zu	–	–	–	–	RT

†1 Pulsparameter: Frequenz: 40 Hz; Dauer des Positivpulses: 5 µs

Formelzeichen und Abkürzungen siehe Verzeichnisse zu Beginn der Arbeit

Literaturverzeichnis

[1] FRAMEWORK CONVENTION ON CLIMATE CHANGE, UNITED NATIONS: Adoption of the Paris Agreement. Paris, 2015.

[2] EUROPÄISCHE KOMMISSION: Der europäische Grüne Deal – Mitteilung der Kommission an das Europäische Parlament, den Europäischen Rat, den Rat, den Europäischen Wirtschafts- und Sozialausschuss und den Ausschuss der Regionen. Brüssel, 2019.

[3] HOLMBERG, K.; ERDEMIR, A.: Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions. Friction Bd. 5 (2017) Nr. 3, S. 263–284.

[4] HETZNER, H.; SCHAUFLER, J.; TREMMEL, S.; DURST, K.; WARTZACK, S.: Failure mechanisms of a tungsten-modified hydrogenated amorphous carbon coating in load-scanning tests. Surface and Coatings Technology Bd. 212 (2012), S. 46–54.

[5] HETZNER, H.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.: Amorphous Carbon Coatings for Locally Adjusted Tribological Properties in Sheet Bulk Metal Forming. Key Engineering Materials Bd. 504–506 (2012), S. 969–974.

[6] WEBER, M.; BEWILOGUA, K.; THOMSEN, H.; WITTORF, R.: Hochbelastbare kohlenstoffbasierte Mehrschichtsysteme für die Umformtechnik. Vakuum in Forschung und Praxis Bd. 18 (2006) Nr. 3, S. 17–23.

[7] HENNEBERG, J.; ROTHAMMER, B.; ZHAO, R.; VORNDRAN, M.; TENNER, J.; KRACHENFELS, K.; HÄFNER, T.; TREMMEL, S.; SCHMIDT, M.; MERKLEIN, M.: Analysis of tribological behavior of surface modifications for a dry deep drawing process. Dry Metal Forming Open Access Journal Bd. 5 (2019), S. 13–24.

[8] WEBER, M.; BEWILOGUA, K.; THOMSEN, H.; WITTORF, R.: Influence of different interlayers and bias voltage on the properties of a-C:H and a-C:H:Me coatings prepared by reactive d.c. magnetron sputtering. Surface and Coatings Technology Bd. 201 (2006) Nr. 3–4, S. 1576–1582.

[9] WESTERGÅRD, R.; SVAHN, F.; WIKLUND, U.: Novel load-carrying layers to support low-friction PVD coatings. Surface and Coatings Technology Bd. 176 (2003) Nr. 1, S. 14–22.

[10] HETZNER, H.: Systematische Entwicklung amorpher Kohlenstoffschichten unter Berücksichtigung der Anforderungen der Blechmassivumformung. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2014.

[11] HETZNER, H.; ZHAO, R.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.: Tribological adjustment of tungsten-modified hydrogenated amorphous carbon coatings by adaption of the deposition parameters. In: BOUZAKIS, K.-D.; BOBZIN, K.; DENKENA, B.; MERKLEIN, M. (Hrsg.): Proceedings of the 10th International Conference The „A" Coatings 2013. Aachen: Shaker Verlag, 2013, S. 39–49.

[12] JOST, H.P.: Lubrication (Tribology) – A report on the present position and industry's needs. London: Department of Education and Science, H. M. Stationary Office, 1966.

[13] CZICHOS, H.; HABIG, K.-H. (Hrsg.): Tribologie-Handbuch. Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik. Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2015.

[14] GESELLSCHAFT FÜR TRIBOLOGIE: GfT-Arbeitsblatt 7. Tribologie. Verschleiß, Reibung. Definitionen, Begriffe, Prüfung. Aachen: Gesellschaft für Tribologie, 2002.

[15] HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A.: Coatings tribology: Properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering, *Tribology and interface engineering series*. Bd. 56. 2. Auflage. Amsterdam, Boston: Elsevier Science, 2009.

[16] BHUSHAN, B.: Introduction – Measurement Techniques and Applications. In: BHUSHAN, B. (Hrsg.): Nanotribology and Nanomechanics. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008, S. 1–34.

[17] MUSAYEV, Y.: Verbesserung der tribologischen Eigenschaften von Stahl/Stahl-Gleitpaarungen für Präzisionsbauteile durch Diffusionschromierung im Vakuum. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2001.

[18] BHUSHAN, B.: Contact mechanics of rough surfaces in tribology: multiple asperity contact. Tribology Letters Bd. 4 (1998) Nr. 1, S. 1–35.

[19] VAKIS, A.I.; YASTREBOV, V.A.; SCHEIBERT, J.; NICOLA, L.; DINI, D.; MINFRAY, C.; ALMQVIST, A.; PAGGI, M.; LEE, S.; LIMBERT, G.; MOLINARI, J.F.; ANCIAUX, G.; AGHABABAEI, R.; RESTREPO, S.E.; PAPANGELO, A.; CAMMARATA, A.; NICOLINI, P.; PUTIGNANO, C.; CARBONE, G.; STUPKIEWICZ, S.; LENGIEWICZ, J.; COSTAGLIOLA, G.; BOSIA, F.; GUARINO, R.; PUGNO, N.M.; MÜSER, M.H.; CIAVARELLA, M.: Modeling and simulation in tribology across scales: An overview. Tribology International Bd. 125 (2018), S. 169–199.

[20] SANDER, T.; WARTZACK, S.: Anforderungen an technische Oberflächen und die Herausforderungen für den Produktentwickler. In: KRAUSE, D.; PAETZOLD, K.; WARTZACK, S. (Hrsg.): Design for X. Beiträge zum 22. DFX Symposium Oktober 2011. Hamburg: TuTech, 2011, S. 141–152.

[21] POPOV, V.L.: Kontaktmechanik und Reibung: ein Lehr- und Anwendungsbuch von der Nanotribologie bis zur numerischen Simulation. Berlin, Heidelberg: Springer, 2009.

[22] GREENWOOD, J.A.; WILLIAMSON, J.B.P.; BOWDEN, F.P.: Contact of nominally flat surfaces. Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences Bd. 295 (1966) Nr. 1442, S. 300–319.

[23] TREMMEL, S.: Ein Beitrag zur Auslegung beschichteter Bauteile unter zyklischer Beanspruchung im Wälz-Gleit-Kontakt. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2010. — Fortschritt-Berichte VDI Reihe 1 Nr. 406. Düsseldorf: VDI Verlag.

[24] SOMMER, K.; HEINZ, R.; SCHÖFER, J.: Verschleiß metallischer Werkstoffe. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014.

[25] WEN, S.; HUANG, P.: Principles of Tribology. Singapur: John Wiley & Sons, 2018.

[26] DOEGE, E.; BEHRENS, B.-A.: Handbuch Umformtechnik, *VDI-Buch*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2016.

[27] LÖFFLER, M.: Steuerung von Blechmassivumformprozessen durch maßgeschneiderte tribologische Systeme. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2018. — FAU Studien aus dem Maschinenbau 308. Erlangen: FAU University Press.

[28] VIERNEUSEL, B.: Verschleiß- und feuchteresistente MoS2-Festschmierstoffschichten für den Gleit- und Wälzkontakt. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2017. — Fortschritt-Berichte VDI Reihe 1 Nr. 440. Düsseldorf: VDI Verlag.

[29] HOLMBERG, K.; RONKAINEN, H.; LAUKKANEN, A.; WALLIN, K.: Friction and wear of coated surfaces — scales, modelling and simulation of tribomechanisms. Surface and Coatings Technology Bd. 202 (2007) Nr. 4, S. 1034–1049.

[30] BACH, F.-W.; MÖHWALD, K.; LAARMANN, A.; WENZ, T. (Hrsg.): Moderne Beschichtungsverfahren. 2. Auflage. Weinheim: Wiley-VCH, 2005.

[31] FREUND, L.B.; SURESH, S.: Thin film materials: Stress, defect formation, and surface evolution. Cambridge: Cambridge University Press, 2003.

[32] DONNET, C.; ERDEMIR, A. (Hrsg.): Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Boston, MA: Springer, 2008.

[33] VDI 2840: Kohlenstoffschichten – Grundlagen, Schichttypen und Eigenschaften. Berlin: Beuth Verlag, 2012.

[34] DIN 4855:2015-09: Kohlenstoffschichten – DLC-Schichten – Beschreibung der Schichtarchitektur. Berlin: Beuth Verlag, 2015.

[35] HOLLECK, H.: Material selection for hard coatings. Journal of Vacuum Science & Technology A Bd. 4, American Vacuum Society (1986) Nr. 6, S. 2661–2669.

[36] HOLLECK, H.; LAHRES, M.; WOLL, P.: Multilayer coatings—influence of fabrication parameters on constitution and properties. Surface and Coatings Technology Bd. 41 (1990) Nr. 2, S. 179–190.

[37] ZHANG, S.; SUN, D.; BUI, X.L.: Magnetron Sputtered Hard and Yet Tough Nanocomposite Coatings with Case Studies: Nanocrystalline TiN Embedded in Amorphous SiNx. In: ZHANG, S.; ALI, N. (Hrsg.): Nanocomposite Thin Films and Coatings. Singapur: Imperial College Press, World Scientific Publishing, 2007, S. 1–110.

[38] MOORE, J.J.; PARK, I.-W.; LIN, J.; MISHRA, B.; KIM, K.H.: Nanostructured, Multifunctional Tribological Coatings. In: ZHANG, S.; ALI, N. (Hrsg.): Nanocomposite Thin Films and Coatings. Singapur: Imperial College Press, World Scientific Publishing, 2007, S. 329–379.

[39] MUSIL, J.: Physical and Mechanical Properties of Hard Nanocomposite Films Prepared by Reactive Magnetron Sputtering. In: CAVALEIRO, A.; DE HOSSON, J.TH.M. (Hrsg.): Nanostructured Coatings, *Nanostructure Science and Technology*. New York, NY: Springer, 2006, S. 407–463.

[40] VEPŘEK, S.; REIPRICH, S.: A concept for the design of novel superhard coatings. Thin Solid Films Bd. 268 (1995) Nr. 1, S. 64–71.

[41] VOEVODIN, A.A.; ZABINSKI, J.S.; MURATORE, C.: Recent Advances in Hard, Tough, and Low Friction Nanocomposite Coatings. Tsinghua Science & Technology Bd. 10 (2005) Nr. 6, S. 665–679.

[42] ZHANG, S.; SUN, D.; FU, Y.; DU, H.: Toughening of hard nanostructural thin films: a critical review. Surface and Coatings Technology Bd. 198 (2005) Nr. 1–3, S. 2–8.

[43] VOEVODIN, A.A.; ZABINSKI, J.S.: Supertough wear-resistant coatings with 'chameleon' surface adaptation. Thin Solid Films Bd. 370 (2000) Nr. 1, S. 223–231.

[44] VOEVODIN, A.A.: Hard DLC Growth and Inclusion in Nanostructured Wear-protective Coatings. In: DONNET, C.; ERDEMIR, A. (Hrsg.): Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Boston, MA: Springer, 2008, S. 263–281.

[45] STRONDL, C.; VAN DER KOLK, G.J.; HURKMANS, T.; FLEISCHER, W.; TRINH, T.; CARVALHO, N.M.; DE HOSSON, J.TH.M.: Properties and characterization of multilayers of carbides and diamond-like carbon. Surface and Coatings Technology Bd. 142–144 (2001), S. 707–713.

[46] SÁNCHEZ-LÓPEZ, J.C.; FERNÁNDEZ, A.: Doping and Alloying Effects on DLC Coatings. In: DONNET, C.; ERDEMIR, A. (Hrsg.): Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Boston, MA: Springer, 2008, S. 311–338.

[47] BULL, S.J.; JONES, A.M.: Multilayer coatings for improved performance. Surface and Coatings Technology Bd. 78 (1996) Nr. 1–3, S. 173–184.

[48] VOEVODIN, A.A.; WALCK, S.D.; ZABINSKI, J.S.: Architecture of multilayer nanocomposite coatings with super-hard diamond-like carbon layers for wear protection at high contact loads. Wear Bd. 203–204 (1997), S. 516–527.

[49] HOLLECK, H.; SCHIER, V.: Multilayer PVD coatings for wear protection. Surface and Coatings Technology Bd. 76–77, Part 1 (1995), S. 328–336.

[50] STUEBER, M.; HOLLECK, H.; LEISTE, H.; SEEMANN, K.; ULRICH, S.; ZIEBERT, C.: Concepts for the design of advanced nanoscale PVD multilayer protective thin films. Journal of Alloys and Compounds Bd. 483 (2009) Nr. 1, S. 321–333.

[51] LEYLAND, A.; MATTHEWS, A.: On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour. Wear Bd. 246 (2000) Nr. 1, S. 1–11.

[52] PEI, Y.T.; GALVAN, D.; DE HOSSON, J.TH.M.: Nanostructure and properties of TiC/a-C:H composite coatings. Acta Materialia Bd. 53 (2005) Nr. 17, S. 4505–4521.

[53] LI, F.; ZHANG, S.; KONG, J.; ZHANG, Y.; ZHANG, W.: Multilayer DLC coatings via alternating bias during magnetron sputtering. Thin Solid Films Bd. 519 (2011) Nr. 15, S. 4910–4916.

[54] CHOUQUET, C.; DUCROS, C.; BARRAT, S.; BILLARD, A.; SANCHETTE, F.: Mechanical properties of a-C:H/Si-containing a-C:H multilayered coatings grown by LF-PECVD. Surface and Coatings Technology Bd. 203 (2008) Nr. 5–7, S. 745–749.

[55] PUJADA, B.R.; TICHELAAR, F.D.; JANSSEN, G.C.A.M.: Hardness of and stress in tungsten carbide-diamond like carbon multilayer coatings. Surface and Coatings Technology Bd. 203 (2008) Nr. 5–7, S. 562–565.

[56] LAUKKANEN, A.; HOLMBERG, K.; KOSKINEN, J.; RONKAINEN, H.; WALLIN, K.; VARJUS, S.: Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface, Part III: Fracture toughness calculation and influence of residual stresses. Surface and Coatings Technology Bd. 200 (2006) Nr. 12, S. 3824–3844.

[57] KUNA, M.: Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen, *Studium*. 1. Auflage. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2008.

[58] BHUSHAN, B.: Principles and Applications of Tribology. Chichester: John Wiley & Sons, 2013.

[59] FISCHER-CRIPPS, A.C.: Nanoindentation. New York, NY: Springer, 2002.

[60] COOK, R.F.; PHARR, G.M.: Direct Observation and Analysis of Indentation Cracking in Glasses and Ceramics. Journal of the American Ceramic Society Bd. 73 (1990) Nr. 4, S. 787–817.

[61] LI, X.; DIAO, D.; BHUSHAN, B.: Fracture mechanisms of thin amorphous carbon films in nanoindentation. Acta Materialia Bd. 45 (1997) Nr. 11, S. 4453–4461.

[62] ZHANG, S.; ZHANG, X.: Toughness evaluation of hard coatings and thin films. Thin Solid Films Bd. 520 (2012) Nr. 7, S. 2375–2389.

[63] HOLMBERG, K.; LAUKKANEN, A.; RONKAINEN, H.; WALLIN, K.; VARJUS, S.; KOSKINEN, J.: Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface: Part I: Modelling stresses and strains. Surface and Coatings Technology Bd. 200 (2006) Nr. 12, S. 3793–3809.

[64] XIE, Y.; HAWTHORNE, H.M.: Effect of contact geometry on the failure modes of thin coatings in the scratch adhesion test. Surface and Coatings Technology Bd. 155 (2002) Nr. 2, S. 121–129.

[65] BURNETT, P.J.; RICKERBY, D.S.: The relationship between hardness and scratch adhesion. Thin Solid Films Bd. 154 (1987) Nr. 1, S. 403–416.

[66] TSUI, T.Y.; PHARR, G.M.; OLIVER, W.C.; BHATIA, C.S.; WHITE, R.L.; ANDERS, S.; ANDERS, A.; BROWN, I.G.: Nanoindentation and Nanoscratching of Hard Carbon Coatings for Magnetic Disks. MRS Proceedings Bd. 383, Cambridge University Press (1995), S. 447–452.

[67] MUSIL, J.; JIROUT, M.: Toughness of hard nanostructured ceramic thin films. Surface and Coatings Technology Bd. 201 (2007) Nr. 9, S. 5148–5152.

[68] LEYLAND, A.; MATTHEWS, A.: Optimization of Nanostructured Tribological Coatings. In: CAVALEIRO, A.; DE HOSSON, J.TH.M. (Hrsg.): Nanostructured Coatings, *Nanostructure Science and Technology*. New York, NY: Springer, 2006, S. 511–538.

[69] MATTHEWS, A.; LEYLAND, A.: The Role of Nanocomposite Coatings in Surface Engineering. In: JACKSON, M.J. (Hrsg.): Proceedings of the 5th International Surface Engineering Congress. Seattle, WA: ASM International, 2006, S. 1–5.

[70] BEAKE, B.D.; SMITH, J.F.: Nano-impact testing—an effective tool for assessing the resistance of advanced wear-resistant coatings to fatigue failure and delamination. Surface and Coatings Technology Bd. 188–189 (2004), S. 594–598.

[71] BEAKE, B.D.; ISERN, L.; ENDRINO, J.L.; FOX-RABINOVICH, G.S.: Micro-impact testing of AlTiN and TiAlCrN coatings. Wear Bd. 418–419 (2019), S. 102–110.

[72] CHEN, J.; JI, R.; KHAN, R.H.U.; LI, X.; BEAKE, B.D.; DONG, H.: Effects of mechanical properties and layer structure on the cyclic dynamic loading of TiN-based coatings. Surface and Coatings Technology Bd. 206 (2011) Nr. 2, S. 522–529.

[73] BEAKE, B.D.; LISKIEWICZ, T.W.: Nanomechanical Characterization of Carbon Films. In: TIWARI, A.; NATARAJAN, S. (Hrsg.): Applied Nanoindentation in Advanced Materials: John Wiley & Sons, 2017.

[74] KRUEGER, A.: Carbon Materials and Nanotechnology. Weinheim: Wiley-VCH Verlag, 2010.

[75] SCHULTRICH, B.: Tetrahedrally Bonded Amorphous Carbon Films I, *Springer Series in Materials Science*. Bd. 263. Berlin, Heidelberg: Springer, 2018.

[76] ROBERTSON, J.: Diamond-like amorphous carbon. Materials Science and Engineering: R: Reports Bd. 37 (2002) Nr. 4–6, S. 129–281.

[77] HAUERT, R.: An overview on the tribological behavior of diamond-like carbon in technical and medical applications. Tribology International Bd. 37 (2004) Nr. 11–12, S. 991–1003.

[78] BEWILOGUA, K.; HOFMANN, D.: History of diamond-like carbon films - From first experiments to worldwide applications. Surface and Coatings Technology Bd. 242 (2014), S. 214–225.

[79] FERRARI, A.C.: Non-destructive Characterisation of Carbon Films. In: DONNET, C.; ERDEMIR, A. (Hrsg.): Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Boston, MA: Springer, 2008, S. 25–82.

[80] STRONDL, C.; CARVALHO, N.M.; DE HOSSON, J.TH.M.; VAN DER KOLK, G.J.: Investigation on the formation of tungsten carbide in tungsten-containing diamond like carbon coatings. Surface and Coatings Technology Bd. 162 (2003) Nr. 2–3, S. 288–293.

[81] CZYŻNIEWSKI, A.; GULBIŃSKI, W.; RADNÓCZI, G.; SZERENCSI, M.; PANCIELEJKO, M.: Microstructure and mechanical properties of W-C:H coatings deposited by pulsed reactive magnetron sputtering. Surface and Coatings Technology Bd. 205 (2011) Nr. 19, S. 4471–4479.

[82] SANTRA, T.S.; LIU, C.H.; BHATTACHARYYA, T.K.; PATEL, P.; BARIK, T.K.: Characterization of diamond-like nanocomposite thin films grown by plasma enhanced chemical vapor deposition. Journal of Applied Physics Bd. 107 (2010) Nr. 12, S. 124320.

[83] JANA, S.; DAS, S.; DE, D.; GANGOPADHYAY, U.; GHOSH, P.; MONDAL, A.: Effect of annealing on structural and optical properties of diamond-like nanocomposite thin films. Applied Physics A Bd. 114 (2014) Nr. 3, S. 965–972.

[84] MEŠKINIS, Š.; TAMULEVIČIENĖ, A.: Structure, properties and applications of diamond like nanocomposite (SiOx containing DLC) films: a review. Materials Science Bd. 17 (2011) Nr. 4, S. 358–370.

[85] RONKAINEN, H.; HOLMBERG, K.: Environmental and Thermal Effects on the Tribological Performance of DLC Coatings. In: DONNET, C.; ERDEMIR, A. (Hrsg.): Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Boston, MA: Springer, 2008, S. 155–200.

[86] FONTAINE, J.; DONNET, C.; ERDEMIR, A.: Fundamentals of the Tribology of DLC Coatings. In: DONNET, C.; ERDEMIR, A. (Hrsg.): Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Boston, MA: Springer, 2008, S. 139–154.

[87] SCHULTRICH, B.; WEIHNACHT, V.: Tribologisches Verhalten von harten und superharten Kohlenstoffschichten. Vakuum in Forschung und Praxis Bd. 20 (2008) Nr. 1, S. 12–17.

[88] CZYŻNIEWSKI, A.: The effect of air humidity on tribological behaviours of W–C:H coatings with different tungsten contents sliding against bearing steel. Wear Bd. 296 (2012) Nr. 1–2, S. 547–557.

[89] MICHLER, T.; GRISCHKE, M.; BEWILOGUA, K.; HIEKE, A.: Continuously deposited duplex coatings consisting of plasma nitriding and a-C:H:Si deposition. Surface and Coatings Technology Bd. 111 (1999) Nr. 1, S. 41–45.

[90] VELKAVRH, I.; KALIN, M.; VIŽINTIN, J.: The performance and mechanisms of DLC-coated surfaces in contact with steel in boundary-lubrication conditions - a review. Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering Bd. 54 (2008) Nr. 3, S. 189–202.

[91] PODGORNIK, B.; HREN, D.; VIŽINTIN, J.: Low-friction behaviour of boundary-lubricated diamond-like carbon coatings containing tungsten. Thin Solid Films Bd. 476 (2005) Nr. 1, S. 92–100.

[92] KALIN, M.; VIŽINTIN, J.: Differences in the tribological mechanisms when using non-doped, metal-doped (Ti, WC), and non-metal-doped (Si) diamond-like carbon against steel under boundary lubrication, with and without oil additives. Thin Solid Films Bd. 515 (2006) Nr. 4, S. 2734–2747.

[93] PODGORNIK, B.; HREN, D.; VIŽINTIN, J.; JACOBSON, S.; STAVLID, N.; HOGMARK, S.: Combination of DLC coatings and EP additives for improved tribological behaviour of boundary lubricated surfaces. Wear Bd. 261 (2006) Nr. 1, S. 32–40.

[94] PODGORNIK, B.: Tribological Behavior of DLC Films in Various Lubrication Regimes. In: DONNET, C.; ERDEMIR, A. (Hrsg.): Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Boston, MA: Springer, 2008, S. 410–453.

[95] SHAH, S.I.; JAFFARI, G.H.; YASSITEPE, E.; ALI, B.: Evaporation: Processes, Bulk Microstructures, and Mechanical Properties. In: MARTIN, P.M. (Hrsg.): Handbook of deposition technologies for films and coatings: science, applications and technology. 3. Auflage. Bosten: William Andrew Publishing, 2010, S. 135–252.

[96] SCHULTRICH, B.: Dünnschichttechnologie. Vakuum in Forschung und Praxis Bd. 28 (2016) Nr. 2, S. 14–61.

[97] ROTHER, B.; VETTER, J.: Plasma-Beschichtungsverfahren und Hartstoffschichten. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1992.

[98] MATTOX, D.M. (Hrsg.): Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing. 2. Auflage. Boston, MA: William Andrew Publishing, 2010.

[99] DEPLA, D.; MAHIEU, S.; GREENE, J.E.: Sputter Deposition Processes. In: MARTIN, P.M. (Hrsg.): Handbook of deposition technologies for films and coatings: science, applications and technology. 3. Auflage. Boston, MA: William Andrew Publishing, 2010, S. 253–296.

[100] KELLY, P.J.; ARNELL, R.D.: Magnetron sputtering: a review of recent developments and applications. Vacuum Bd. 56 (2000) Nr. 3, S. 159–172.

[101] THORNTON, J.A.: High rate thick film growth. Annual Review of Materials Science Bd. 7 (1977) Nr. 1, S. 239–260.

[102] THORNTON, J.A.: Influence of apparatus geometry and deposition conditions on the structure and topography of thick sputtered coatings. Journal of Vacuum Science and Technology Bd. 11 (1974) Nr. 4, S. 666–670.

[103] MESSIER, R.; GIRI, A.P.; ROY, R.A.: Revised structure zone model for thin film physical structure. Journal of Vacuum Science & Technology A Bd. 2 (1984) Nr. 2, S. 500–503.

[104] ROBERTSON, J.: Classification of Diamond-like Carbons. In: DONNET, C.; ERDEMIR, A. (Hrsg.): Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Boston, MA: Springer, 2008, S. 13–24.

[105] TRÄNKLER, H.-R.; REINDL, L. (Hrsg.): Sensortechnik. Berlin, Heidelberg: Springer, 2014.

[106] HOLLAND, J.; SCHWARZE, H.; BUCHHEISTER, C.: Kontaktauflösende Messung von Druck-, Temperatur-, und Schmierspaltweitenverlauf in EHD-Kontakten. Tribologie und Schmierungstechnik Bd. 48 (2001) Nr. 5, S. 33–38.

[107] HOLLAND, J.; KÜHL, S.: Dünnschicht-Sensoren zur gemeinsamen resistiven Druck- und Temperaturmessung in hochbelasteten geschmierten Kontakten. tm - Technisches Messen Bd. 65 (1998) Nr. 2, S. 48–52.

[108] TYCHSEN, M.: Zur Messung der Schmierspaltweite in Verzahnungen mittels Dünnfilmsensoren. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 1993. — Fortschritt-Berichte VDI Nr. 317. Düsseldorf: VDI Verlag.

[109] BASTI, A.; OBIKAWA, T.; SHINOZUKA, J.: Tools with built-in thin film thermocouple sensors for monitoring cutting temperature. International Journal of Machine Tools and Manufacture Bd. 47 (2007) Nr. 5, S. 793–798.

[110] BIERMANN, D.; KIRSCHNER, M.; PANTKE, K.; TILLMANN, W.; HERPER, J.: New coating systems for temperature monitoring in turning processes. Surface and Coatings Technology Bd. 215 (2013), S. 376–380.

[111] BOBZIN, K.; BRÖGELMANN, T.; KRUPPE, N.C.; JANOWITZ, J.: Temperature Measurement on Tool Surfaces by Wear Resistant PVD Sensor Coatings. In: THE „A“ Coatings, *Defect and Diffusion Forum*. Bd. 404. Nürnberg: Trans Tech Publications, 2020, S. 138–145.

[112] URBAN, G.: Physikalische Sensoreffekte. In: TRÄNKLER, H.-R.; REINDL, L. (Hrsg.): Sensortechnik. Berlin, Heidelberg: Springer, 2014, S. 55–103.

[113] PARKER, R.L.; KRINSKY, A.: Electrical Resistance-Strain Characteristics of Thin Evaporated Metal Films. Journal of Applied Physics Bd. 34 (1963) Nr. 9, S. 2700–2708.

[114] TIBREWALA, A.; PEINER, E.; BANDORF, R.; BIEHL, S.; LÜTHJE, H.: Transport and optical properties of amorphous carbon and hydrogenated amorphous carbon films. Applied Surface Science Bd. 252 (2006) Nr. 15, S. 5387–5390.

[115] TIBREWALA, A.; PEINER, E.; BANDORF, R.; BIEHL, S.; LÜTHJE, H.: Piezoresistive gauge factor of hydrogenated amorphous carbon films. Journal of Micromechanics and Microengineering Bd. 16 (2006) Nr. 6, S. 75–81.

[116] TIBREWALA, A.; PEINER, E.; BANDORF, R.; BIEHL, S.; LÜTHJE, H.: The piezoresistive effect in diamond-like carbon films. Journal of Micromechanics and Microengineering Bd. 17 (2007) Nr. 7, S. 77–82.

[117] BANDORF, R.; GERDES, H.; HECKMANN, U.; BRÄUER, G.; PETERSEN, M.: Hochempfindliche Dünnschicht-Dehnungsmessstreifen auf technischen Bauteilen. In: Tagungsband zur 16. GMA/ITG-Fachtagung Sensoren und Messsysteme. Nürnberg: AMA Service, 2012, S. 423–434.

[118] TAKAGI, T.; TAKENO, T.; MIKI, H.: Metal-Containing Diamond-Like Carbon Coating as a Smart Sensor. In: CHANDRA, T.; WANDERKA, N.; REIMERS, W.; IONESCU, M. (Hrsg.): THERMEC 2009, *Materials Science Forum*. Bd. 638–642. Berlin: Trans Tech Publications, 2010, S. 2103–2108.

[119] OHNO, T.; TAKENO, T.; MIKI, H.; TAKAGI, T.: Microstructural design for fabrication of strain sensor utilizing tungsten-doped amorphous carbon coatings. Diamond and Related Materials Bd. 20 (2011) Nr. 5, S. 651–654.

[120] PETERSEN, M.; HECKMANN, U.; BANDORF, R.; GWOZDZ, V.; SCHNABEL, S.; BRÄUER, G.; KLAGES, C.-P.: Me-DLC films as material for highly sensitive temperature compensated strain gauges. Diamond and Related Materials Bd. 20 (2011) Nr. 5, S. 814–818.

[121] BIEHL, S.; LÜTHJE, H.; BANDORF, R.; JAN-HINRICH SICK: Multifunctional thin film sensors based on amorphous diamond-like carbon for use in tribological applications. Thin Solid Films Bd. 515 (2006) Nr. 3, S. 1171–1175.

[122] BIEHL, S.; RUMPOSCH, C.; PAETSCH, N.; BRÄUER, G.; WEISE, D.; SCHOLZ, P.; LANDGREBE, D.: Multifunctional thin film sensor system as monitoring system in production. Microsystem Technologies Bd. 22 (2016) Nr. 7, S. 1757–1765.

[123] SCHOTT, A.; BIEHL, S.; BRÄUER, G.; HERRMANN, C.: Thin Film Sensor Systems for Use in Smart Production. In: DRÖDER, K.; VIETOR, T. (Hrsg.): Technologies for economic and functional lightweight design. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2021, S. 220–231.

[124] GSTOEHL, O.; JANSSEN, A.P.G.: Piezoelektrische Kraftmessvorrichtung mit integrierten Verschleissschutz- und Gleiteigenschaften. Patent, Deutschland, DE 102012022113, 2014.

[125] PLOGMEYER, M.; GONZÁLEZ, G.; SCHULZE, V.; BRÄUER, G.: Development of thin-film based sensors for temperature and tool wear monitoring during machining. tm - Technisches Messen Bd. 87 (2020) Nr. 12, S. 768–776.

[126] PLOGMEYER, M.; KRUSE, J.; STONIS, M.; PAETSCH, N.; BEHRENS, B.-A.; BRÄUER, G.: Temperature measurement with thin film sensors during warm forging of steel. Microsystem Technologies (2021).

[127] ALBERT, A.; BIEHL, S.: Optimierte Regelung von Umformprozessen durch Werkzeuge mit integrierter Dünnschichtsensorik - ORUM: Abschlussbericht über das BMBF-Verbundprojekt (2011).

[128] EMMRICH, S.; PLOGMEYER, M.; BARTEL, D.; HERRMANN, C.: Development of a Thin-Film Sensor for In Situ Measurement of the Temperature Rise in Rolling Contacts with Fluid Film and Mixed Lubrication. Sensors Bd. 21 (2021) Nr. 20, S. 6787.

[129] LÜTHJE, H.; BANDORF, R.; BIEHL, S.; STINT, B.: Thin film sensor for wear detection of cutting tools. Sensors and Actuators A: Physical Bd. 116 (2004) Nr. 1, S. 133–136.

[130] RUFF, A.W.; KREIDER, K.G.: Deposited thin-film wear sensors: materials and design. Wear Bd. 203 (1997), S. 187–195.

[131] NORDMANN, K.; LÜTHJE, H.: Intelligenter Drehmeißel - IDEE. Abschlussbericht zum wissenschaftlichen BMBF-Verbundprojekt (2003).

[132] SEEMANN, K.; BEIRLE, S.; THEDE, C.; SCHIER, V.; QUANDT, E.: Contactless monitoring of temperature change in cutting inserts by application of hard coatings and ferromagnetic film sensor phases. Sensors and Actuators A: Physical Bd. 296 (2019), S. 278–285.

[133] MURATORE, C.; CLARKE, D.R.; JONES, J.G.; VOEVODIN, A.A.: Smart tribological coatings with wear sensing capability. Wear Bd. 265 (2008) Nr. 5, S. 913–920.

[134] MERKLEIN, M.; ALLWOOD, J.M.; BEHRENS, B.-A.; BROSIUS, A.; HAGENAH, H.; KUZMAN, K.; MORI, K.; TEKKAYA, A.E.; WECKENMANN, A.: Bulk forming of sheet metal. CIRP Annals - Manufacturing Technology Bd. 61 (2012) Nr. 2, S. 725–745.

[135] MERKLEIN, M.; HAGENAH, H.; SCHNEIDER, T.: Sheet-Bulk Metal Forming Processes – State of the Art and its Perspectives. In: KOLLECK, R. (Hrsg.): TTP 2013 - Tools and Technologies for Processing Ultra High Strength Materials. Graz: Verlag der TU Graz, 2013, S. 197–204.

[136] GRÖBEL, D.; SCHULTE, R.; HILDENBRAND, P.; LECHNER, M.; ENGEL, U.; SIECZKAREK, P.; WERNICKE, S.; GIES, S.; TEKKAYA, A.E.; BEHRENS, B.-A.; HÜBNER, S.; VUCETIC, M.; KOCH, S.; MERKLEIN, M.: Manufacturing of functional elements by sheet-bulk metal forming processes. Production Engineering Bd. 10 (2016) Nr. 1, S. 63–80.

[137] MERKLEIN, M.; KOCH, J.; OPEL, S.; SCHNEIDER, T.: Fundamental investigations on the material flow at combined sheet and bulk metal forming processes. CIRP Annals Bd. 60 (2011) Nr. 1, S. 283–286.

[138] MERKLEIN, M.; JOHANNES, M.; LECHNER, M.; KUPPERT, A.: A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation. Journal of Materials Processing Technology Bd. 214 (2014) Nr. 2, S. 151–164.

[139] SCHULTE, R.; HILDENBRAND, P.; LECHNER, M.; MERKLEIN, M.: Designing, Manufacturing and Processing of Tailored Blanks in a Sheet-bulk Metal Forming Process. Procedia Manufacturing Bd. 10 (2017), S. 286–297.

[140] MERKLEIN, M.; LÖFFLER, M.; SCHNEIDER, T.: Plastic flow and its control in sheet–bulk metal forming of thin-walled functional components. CIRP Annals Bd. 64 (2015) Nr. 1, S. 245–248.

[141] HETZNER, H.; KOCH, J.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.; MERKLEIN, M.: Improved Sheet Bulk Metal Forming Processes by Local Adjustment of Tribological Properties. Journal of Manufacturing Science and Engineering Bd. 133 (2011) Nr. 6, S. 061011.

[142] HETZNER, H.; TILLMANN, W.; TREMMEL, S.; HERPER, J.: Tribologische Dünnschichten für die Blechmassivumformung. In: MERKLEIN, M.; BACH, F.-W.; TEKKAYA, A.E. (Hrsg.): 1. Workshop Blechmassivumformung. Bamberg: Meisenbach, 2011, S. 139–158.

[143] MERKLEIN, M.; LÖFFLER, M.; GRÖBEL, D.; HENNEBERG, J.: Investigation on blasted tool surfaces as a measure for material flow control in sheet-bulk metal forming. Manufacturing Review Bd. 6 (2019) Nr. 10, S. 1–9.

[144] LÖFFLER, M.; GROEBEL, D.; ENGEL, U.; ANDREAS, K.; MERKLEIN, M.: Analysis of Effectiveness of Locally Adapted Tribological Conditions for Improving Product Quality in Sheet-Bulk Metal Forming. In: WULFSBERG, J.P.; RÖHLIG, B.; MONTAG, T. (Hrsg.): Progress in Production Engineering, *Applied Mechanics and Materials*. Bd. 794: Trans Tech Publications, 2015, S. 81–88.

[145] GRÖBEL, D.: Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2019. — FAU Studien aus dem Maschinenbau 317. Erlangen: FAU University Press.

[146] RYLL, F.; FREUND, C.: Grundlagen der Instandhaltung. In: SCHENK, M. (Hrsg.): Instandhaltung technischer Systeme: Methoden und Werkzeuge zur Gewährleistung eines sicheren und wirtschaftlichen Anlagenbetriebs. Berlin, Heidelberg: Springer, 2010, S. 23–101.

[147] DIN EN ISO 4957:2018-11: Werkzeugstähle. Berlin: Beuth Verlag, 2018.

[148] BERNS, H.; THEISEN, W.: Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen. Bd. 3. Berlin, Heidelberg: Springer, 2006.

[149] LANGE, K.; KAMMERER, M.; PÖHLANDT, K.; SCHÖCK, J. (Hrsg.): Fließpressen. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008.

[150] DIN EN ISO 683-17:2015-02: Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte Stähle und Automatenstähle – Teil 17: Wälzlagerstähle. Berlin: Beuth Verlag, 2015.

[151] DIN 5401:2002-08: Wälzlager – Kugeln für Wälzlager und allgemeinen Industriebedarf. Berlin: Beuth Verlag, 2002.

[152] DIN EN ISO 10130:2007-02: Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen – Technische Lieferbedingungen. Berlin: Beuth Verlag, 2007.

[153] THYSSENKRUPP AG: Tiefziehstähle DD, DC und DX, 2018. — URL: https://www.thyssenkrupp-steel.com/media/content_1/publikationen/thyssenkrupp_dd-dc-dx_produktinformation_steel_de.pdf (abgerufen am 04.06.2021).

[154] MKU-CHEMIE GMBH: Dionol ST V 1725-2. Sicherheitsdatenblatt gemäß 91/155/EWG. Rödermark, 2007.

[155] CARL BECHEM GMBH: Schmier- und Trennstoffe für die Massivumformung, 2019.

[156] DIN EN ISO 26423:2016-11: Hochleistungskeramik – Bestimmung der Schichtdicke mit dem Kalottenschleifverfahren. Berlin: Beuth Verlag, 2016.

[157] DIN EN ISO 4288:1998-04: Geometrische Produktspezifikationen (GPS). Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren. Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit. Berlin: Beuth Verlag, 1998.

[158] DIN EN ISO 13565-2:1998-04: Geometrische Produktspezifikationen (GPS). Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren. Oberflächen mit plateauartigen funktionsrelevanten Eigenschaften. Teil 2: Beschreibung der Höhe mittels linearer Darstellung der Materialanteilkurve. Berlin: Beuth Verlag, 1998.

[159] DIN ISO 11505:2018-02: Chemische Oberflächenanalyse – Allgemeine Verfahren zur quantitativen Tiefenprofilanalyse der Zusammensetzung mittels optischer Glimmentladungs-Emissionsspektrometrie. Berlin: Beuth Verlag, 2018.

[160] DIN ISO 14707:2018-02: Chemische Oberflächenanalyse – Optische Glimmentladungs-Emissionsspektrometrie (GD-OES) – Einführung in die Anwendung. Berlin: Beuth Verlag, 2018.

[161] ESCOBAR GALINDO, R.; GAGO, R.; DUDAY, D.; PALACIO, C.: Towards nanometric resolution in multilayer depth profiling: a comparative study of RBS, SIMS, XPS and GDOES. Analytical and Bioanalytical Chemistry Bd. 396 (2010) Nr. 8, S. 2725–2740.

[162] DIN EN ISO 14577-1:2015-11: Metallische Werkstoffe – Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter – Teil 1: Prüfverfahren. Berlin: Beuth Verlag, 2015.

[163] DIN EN ISO 14577-4:2017-04: Metallische Werkstoffe – Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter – Teil 4: Prüfverfahren für metallische und nichtmetallische Schichten. Berlin: Beuth Verlag, 2017.

[164] JIANG, X.: Rayleigh mode in amorphous hydrogenated carbon films. Physical Review B Bd. 43 (1991) Nr. 3, S. 2372–2377.

[165] JIANG, X.; REICHELT, K.; STRITZKER, B.: The hardness and Young's modulus of amorphous hydrogenated carbon and silicon films measured with an ultralow load indenter. Journal of Applied Physics Bd. 66 (1989) Nr. 12, S. 5805–5808.

[166] BOUZAKIS, K.-D.; MICHAILIDIS, N.; SIGANOS, A.: Research activities of the laboratory for machine tools and manufacturing engineering (EEDM) during the last three years in the fields of manufacturing engineering, emphasizing on cutting tools' coatings. In: Proceedings of T.H.E. Conference, 2005.

[167] BEAKE, B.D.; RANGANATHAN, N.: An investigation of the nanoindentation and nano/micro-tribological behaviour of monolayer, bilayer and trilayer coatings on cemented carbide. Materials Science and Engineering: A Bd. 423 (2006) Nr. 1, S. 46–51.

[168] DIN EN ISO 20502:2016-11: Hochleistungskeramik – Bestimmung der Haftung von keramischen Schichten mit dem Ritztest. Berlin: Beuth Verlag, 2016.

[169] DIN EN ISO 6508-1:2016-12: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Rockwell – Teil 1: Prüfverfahren. Berlin: Beuth Verlag, 2016.

[170] DIN EN 1071-13:2010-07: Hochleistungskeramik – Verfahren zur Prüfung keramischer Schichten – Teil 13: Bestimmung der Verschleißrate mittels Stift-Scheibe-Prüfung. Berlin: Beuth Verlag, 2010.

[171] HOGMARK, S.; JACOBSEN, S.; WÄNSTRAND, O.: A new universal test for tribological evaluation. In: Proceedings of the 21st IRG-OECD Meeting. Amsterdam, 1999.

[172] MALE, M.G.; COCKROFT, A.T.: Method for the determination of the coefficient of friction of metals under conditions of bulk plastic deformation. Journal of the Institute of Metals Bd. 93 (1964) Nr. 2, S. 38–46.

[173] VIERZIGMANN, U.; SCHNEIDER, T.; KOCH, J.; GROEBEL, D.; MERKLEIN, M.; ENGEL, U.; HENSE, R.; BIERMANN, D.; KREBS, E.; KERSTING, P.; LUCAS, H.; DENKENA, B.; HERPER, J.; STANGIER, D.; TILLMANN, W.: Untersuchungen von Tailored Surfaces für die Blechmassivumformung mittels angepasstem Ringstauchversuch. In: MERKLEIN, M.; TEKKAYA, A.E.; BEHRENS, B.-A. (Hrsg.): 2. Workshop Blechmassivumformung. Erlangen: Meisenbach, 2013, S. 137–162.

[174] MATHEWS, P.G.: Design of experiments with MINITAB. Milwaukee, WIS: ASQ Quality Press, 2005.

[175] KLEPPMANN, W.: Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren, *Praxisreihe Qualitätswissen*. 7. Auflage. München: Hanser, 2011.

[176] 3M DEUTSCHLAND GMBH: Polyimid-Klebeband mit Silikonkleber 5413. Produktdatenblatt. Neuss, 2014.

[177] PUJADA, B.R.; JANSSEN, G.C.A.M.: Density, stress, hardness and reduced Young's modulus of W–C:H coatings. Surface and Coatings Technology Bd. 201 (2006) Nr. 7, S. 4284–4288.

[178] STRONDL, C.; CARVALHO, N.M.; DE HOSSON, J.TH.M.; KRUG, T.G.: Influence of energetic ion bombardment on W-C:H coatings deposited with W and WC targets. Surface and Coatings Technology Bd. 200 (2005) Nr. 1–4, S. 1142–1146.

[179] MAKOWKA, M.; PAWLAK, W.; KONARSKI, P.; WENDLER, B.: Hydrogen content influence on tribological properties of nc-WC/a-C:H coatings. Diamond and Related Materials Bd. 67 (2016), S. 16–25.

[180] HORWATITSCH, D.; MERSTALLINGER, A.; STEINHOFF, K.: Evaluation of the Ring Compression Test for the Parameter Determination of Extended Friction Models. In: WEILAND, H.; ROLLETT, A.D.; CASSADA, W.A. (Hrsg.): ICAA13: 13th International Conference on Aluminum Alloys. Pittsburgh, PA: John Wiley & Sons, 2012, S. 675–680.

[181] FÖRSTER, D.; MÜLLER, W.: Laser in der Metallbearbeitung. Leipzig: Fachbuchverlag Leipzig, 2001.

[182] DIN EN ISO 12181-1:2011-07: Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Rundheit – Teil 1: Begriffe und Kenngrößen der Rundheit. Berlin: Beuth Verlag, 2011.

[183] CORBELLA, C.; BERTRAN, E.; POLO, M.C.; PASCUAL, E.; ANDÚJAR, J.L.: Structural effects of nanocomposite films of amorphous carbon and metal deposited by pulsed-DC reactive magnetron sputtering. Diamond and Related Materials Bd. 16 (2007) Nr. 10, S. 1828–1834.

[184] HOFMANN, D.; KUNKEL, S.; BEWILOGUA, K.; WITTORF, R.: From DLC to Si-DLC based layer systems with optimized properties for tribological applications. Surface and Coatings Technology Bd. 215 (2013), S. 357–363.

[185] BEWILOGUA, K.; BRAND, J.; THOMSEN, H.; WEBER, M.; WITTORF, R.: Structure, properties and applications of diamond-like carbon coatings prepared by reactive magnetron sputtering. Zeitschrift für Metallkunde Bd. 96 (2005) Nr. 9, S. 998–1004.

[186] PEI, Y.T.; CHEN, C.Q.; SHAHA, K.P.; DE HOSSON, J.TH.M.; BRADLEY, J.W.; VORONIN, S.A.; ČADA, M.: Microstructural control of TiC/a-C nanocomposite coatings with pulsed magnetron sputtering. Acta Materialia Bd. 56 (2008) Nr. 4, S. 696–709.

[187] E SILVA, C.W.M.; BRANCO, J.R.T.; CAVALEIRO, A.: How can H content influence the tribological behaviour of W-containing DLC coatings. Solid State Sciences Bd. 11 (2009) Nr. 10, S. 1778–1782.

[188] PANJAN, M.; ČEKADA, M.; PANJAN, P.; PETERMAN, T.: Computer Simulation of Multilayer Structure of TiAlN/CrN Coatings. Plasma Processes and Polymers Bd. 4 (2007) Nr. S1, S. S921–S926.

[189] PANJAN, M.: Influence of substrate rotation and target arrangement on the periodicity and uniformity of layered coatings. Surface and Coatings Technology Bd. 235 (2013), S. 32–44.

[190] PANJAN, M.; ŠTURM, S.; PANJAN, P.; ČEKADA, M.: The influence of rotation during sputtering on the stoichiometry of TiAlN/CrNx multilayer coating. Surface and Coatings Technology Bd. 203 (2008) Nr. 5–7, S. 554–557.

[191] PANJAN, M.; PETERMAN, T.; ČEKADA, M.; PANJAN, P.: Simulation of a multilayer structure in coatings prepared by magnetron sputtering. Surface and Coatings Technology Bd. 204 (2009) Nr. 6, S. 850–853.

[192] PANJAN, M.; ČEKADA, M.; PANJAN, P.; ZUPANIČ, F.; KÖLKER, W.: Dependence of microstructure and hardness of TiAlN/VN hard coatings on the type of substrate rotation. Vacuum Bd. 86 (2012) Nr. 6, S. 699–702.

[193] BEWILOGUA, K.; COOPER, C.V.; SPECHT, C.; SCHRÖDER, J.; WITTORF, R.; GRISCHKE, M.: Erratum to: „Effect of target material on deposition and properties of metal-containing DLC (Me-DLC) coatings“: [Surface and Coatings Technology Bd. 127 (2000), S. 224–232]. Surface and Coatings Technology Bd. 132 (2000) Nr. 2–3, S. 275–283.

[194] DIN EN ISO 4287:2010-07: Geometrische Produktspezifikationen (GPS). Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren. Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit. Berlin: Beuth Verlag, 2010.

[195] LÖFFLER, M.; SCHULTE, R.; FREIBURG, D.; BIERMANN, D.; STANGIER, D.; TILLMANN, W.; MERKLEIN, M.: Control of the material flow in sheet-bulk metal forming using modifications of the tool surface. International Journal of Material Forming Bd. 12 (2019) Nr. 1, S. 17–26.

[196] CARLSSON, P.; OLSSON, M.: PVD coatings for sheet metal forming processes – a tribological evaluation. Surface and Coatings Technology Bd. 200 (2006) Nr. 14–15, S. 4654–4663.

[197] GHIOTTI, A.; BRUSCHI, S.: Tribological behaviour of DLC coatings for sheet metal forming tools. Wear Bd. 271 (2011) Nr. 9, S. 2454–2458.

[198] HEINRICHS, J.; OLSSON, M.; JACOBSON, S.: Mechanisms of material transfer studied in situ in the SEM: Wear Bd. 292–293 (2012), S. 49–60.

[199] HEINRICHS, J.; JACOBSON, S.: Laboratory test simulation of galling in cold forming of aluminium. Wear Bd. 267 (2009) Nr. 12, S. 2278–2286.

[200] MERKLEIN, M.; SCHMIDT, M.; WARTZACK, S.; TREMMEL, S.; ANDREAS, K.; HÄFNER, T.; ZHAO, R.; STEINER, J.: Development and Evaluation of Tool Sided Surface Modifications for Dry Deep Drawing of Steel and Aluminum Alloys. Dry Metal Forming Open Access Journal Bd. 1 (2015), S. 121–133.

[201] ERDEMIR, A.: The role of hydrogen in tribological properties of diamond-like carbon films. Surface and Coatings Technology Bd. 146–147 (2001), S. 292–297.

[202] ANDERSSON, J.; ERCK, R.A.; ERDEMIR, A.: Friction of diamond-like carbon films in different atmospheres. Wear Bd. 254 (2003) Nr. 11, S. 1070–1075.

[203] LI, H.; XU, T.; WANG, C.; CHEN, J.; ZHOU, H.; LIU, H.: Tribochemical effects on the friction and wear behaviors of a-C:H and a-C films in different environment. Tribology International Bd. 40 (2007) Nr. 1, S. 132–138.

[204] FONTAINE, J.; BELIN, M.; MOGNE, T.L.; GRILL, A.: How to restore superlow friction of DLC: the healing effect of hydrogen gas. Tribology International Bd. 37 (2004) Nr. 11, S. 869–877.

[205] WANG, L.; JIN, J.; ZHU, C.; LI, G.; KUANG, X.; HUANG, K.: Effects of HiPIMS pulse-length on plasma discharge and on the properties of WC-DLC coatings. Applied Surface Science Bd. 487 (2019), S. 526–538.

[206] CZYŻNIEWSKI, A.: Deposition and some properties of nanocrystalline WC and nanocomposite WC/a-C:H coatings. Thin Solid Films Bd. 433 (2003) Nr. 1–2, S. 180–185.

[207] ABAD, M.D.; MUÑOZ-MÁRQUEZ, M.A.; EL MRABET, S.; JUSTO, A.; SÁNCHEZ-LÓPEZ, J.C.: Tailored synthesis of nanostructured WC/a-C coatings by dual magnetron sputtering. Surface and Coatings Technology Bd. 204 (2010) Nr. 21, S. 3490–3500.

[208] TIWARI, A.; NATARAJAN, S. (Hrsg.): Applied Nanoindentation in Advanced Materials: John Wiley & Sons, 2017.

[209] FONTAINE, J.; LOUBET, J.L.; LE MOGNE, T.; GRILL, A.: Superlow Friction of Diamond-Like Carbon Films: A Relation to Viscoplastic Properties. Tribology Letters Bd. 17 (2004) Nr. 4, S. 709–714.

[210] LEMOINE, P.; QUINN, J.P.; MAGUIRE, P.; PAPAKONSTANTINOU, P.; DOUGAN, N.: Rheological analysis of creep in hydrogenated amorphous carbon films. Thin Solid Films Bd. 514 (2006) Nr. 1, S. 223–230.

[211] WESTLUND, V.; HEINRICHS, J.; OLSSON, M.; JACOBSON, S.: Investigation of material transfer in sliding friction – topography or surface chemistry? Tribology International Bd. 100 (2016), S. 213–223.

[212] STEINER, L.; BOUVIER, V.; MAY, U.; HEGADEKATTE, V.; HUBER, N.: Modelling of unlubricated oscillating sliding wear of DLC-coatings considering surface topography, oxidation and graphitisation. Wear Bd. 268 (2010) Nr. 9–10, S. 1184–1194.

[213] GRÖBEL, D.; KOCH, J.; VIERZIGMANN, H.U.; ENGEL, U.; MERKLEIN, M.: Investigations and Approaches on Material Flow of Non-uniform Arranged Cavities in Sheet Bulk Metal Forming Processes. Procedia Engineering Bd. 81 (2014), S. 401–406.

[214] MERKLEIN, M.; LÖFFLER, M.; GRÖBEL, D.; HENNEBERG, J.: Material flow control in sheet-bulk metal forming processes using blasted tool surfaces. MATEC Web of Conferences Bd. 190 (2018), S. 13003.

[215] WANG, P.; WANG, X.; CHEN, Y.; ZHANG, G.; LIU, W.; ZHANG, J.: The effect of applied negative bias voltage on the structure of Ti-doped a-C:H films deposited by FCVA. Applied Surface Science Bd. 253 (2007) Nr. 7, S. 3722–3726.

[216] SIEBERTZ, K.; VAN BEBBER, D.; HOCHKIRCHEN, T.: Statistische Versuchsplanung: Design of Experiments (DoE). Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2017.

[217] HETZNER, H.; SCHMID, C.; TREMMEL, S.; DURST, K.; WARTZACK, S.: Empirical-Statistical Study on the Relationship between Deposition Parameters, Process Variables, Deposition Rate and Mechanical Properties of a-C:H:W Coatings. Coatings Bd. 4 (2014) Nr. 4, S. 772–795.

[218] ZHAO, R.; STEINER, J.; ANDREAS, K.; MERKLEIN, M.; TREMMEL, S.: Investigation of tribological behaviour of a-C:H coatings for dry deep drawing of aluminium alloys. Tribology International Bd. 118 (2018), S. 484–490.

[219] SCHEFFLER, E.: Statistische Versuchsplanung und -auswertung: Eine Einführung für Praktiker. 3. Auflage. Stuttgart: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1997.

[220] EVANS, J.D.: Straightforward Statistics for the Behavioral Sciences. Pacific Grove: Brooks/Cole Publishing, 1996.

[221] CZYŻNIEWSKI, A.: Optimising deposition parameters of W-DLC coatings for tool materials of high speed steel and cemented carbide. Vacuum Bd. 86 (2012) Nr. 12, S. 2140–2147.

[222] ZHANG, Y.; ZHAI, Y.; LI, F.; ZHANG, S.; ZHANG, P.; ZHANG, S.: Effect of microstructure and mechanical properties difference between sublayers on the performance of alternate hard and soft diamond-like carbon multilayer films. Surface and Coatings Technology Bd. 232 (2013), S. 575–581.

[223] HETZNER, H.; SCHAUFLER, J.; TREMMEL, S.; DURST, K.; WARTZACK, S.: Failure mechanisms of a hydrogenated amorphous carbon coating in load-scanning tests. Surface and Coatings Technology Bd. 206 (2012) Nr. 23, S. 4864–4871.

[224] WILKE, M.; TEICHERT, G.; GEMMA, R.; PUNDT, A.; KIRCHHEIM, R.; ROMANUS, H.; SCHAAF, P.: Glow discharge optical emission spectroscopy for accurate and well resolved analysis of coatings and thin films. Thin Solid Films Bd. 520 (2011) Nr. 5, S. 1660–1667.

[225] NELIS, T.; PALLOSI, J.: Glow Discharge as a Tool for Surface and Interface Analysis. Applied Spectroscopy Reviews Bd. 41 (2006) Nr. 3, S. 227–258.

[226] SCHAUFLER, J.; YANG, G.; DURST, K.; SPIECKER, E.; GÖKEN, M.: Microscopic study on the interfacial strength of hydrogenated amorphous carbon coating systems. Surface and Coatings Technology Bd. 205 (2011) Nr. 11, S. 3429–3433.

[227] LEE, K.-R.; EUN, K.Y.; KIM, I.; KIM, J.: Design of W buffer layer for adhesion improvement of DLC films on tool steels. Thin Solid Films Bd. 377–378 (2000), S. 261–268.

[228] PUJADA, B.R.; TICHELAAR, F.D.; JANSSEN, G.C.A.M.: Stress in tungsten carbide-diamond like carbon multilayer coatings. Applied Physics Letters Bd. 90 (2007) Nr. 2, S. 021913.

[229] GALVAN, D.; PEI, Y.T.; DE HOSSON, J.TH.M.: Influence of deposition parameters on the structure and mechanical properties of nanocomposite coatings. Surface and Coatings Technology Bd. 201 (2006) Nr. 3, S. 590–598.

[230] LOGOTHETIDIS, S.; KASSAVETIS, S.; CHARITIDIS, C.; PANAYIOTATOS, Y.; LASKARAKIS, A.: Nanoindentation studies of multilayer amorphous carbon films. Carbon Bd. 42 (2004) Nr. 5–6, S. 1133–1136.

[231] GIOTI, M.; LOGOTHETIDIS, S.; CHARITIDIS, C.: Stress relaxation and stability in thick amorphous carbon films deposited in layer structure. Applied Physics Letters Bd. 73 (1998) Nr. 2, S. 184–186.

[232] LOGOTHETIDIS, S.; GIOTI, M.; CHARITIDIS, C.; PATSALAS, P.: A new process for the development of hard and stable sputtered amorphous carbon films. Vacuum Bd. 53 (1999) Nr. 1, S. 61–65.

[233] LOGOTHETIDIS, S.; CHARITIDIS, C.; GIOTI, M.; PANAYIOTATOS, Y.; HANDREA, M.; KAUTEK, W.: Comprehensive study on the properties of multilayered amorphous carbon films. Diamond and Related Materials Bd. 9 (2000) Nr. 3, S. 756–760.

[234] DEPLA, D.; MAHIEU, S. (Hrsg.): Reactive Sputter Deposition. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008.

[235] GUO, C.Q.; PEI, Z.L.; FAN, D.; LIU, R.D.; GONG, J.; SUN, C.: Predicting multilayer film's residual stress from its monolayers. Materials & Design Bd. 110 (2016), S. 858–864.

[236] LIN, Y.; ZHOU, Z.; LI, K.Y.: Improved wear resistance at high contact stresses of hydrogen-free diamond-like carbon coatings by carbon/carbon multilayer architecture. Applied Surface Science Bd. 477 (2019), S. 137–146.

[237] ZHANG, W.; TANAKA, A.; XU, B.S.; KOGA, Y.: Study on the diamond-like carbon multilayer films for tribological application. Diamond and Related Materials Bd. 14 (2005) Nr. 8, S. 1361–1367.

[238] YANG, W.J.; SEKINO, T.; SHIM, K.B.; NIIHARA, K.; AUH, K.H.: Microstructure and tribological properties of SiOx/DLC films grown by PECVD. Surface and Coatings Technology Bd. 194 (2005) Nr. 1, S. 128–135.

[239] BATORY, D.; JEDRZEJCZAK, A.; SZYMANSKI, W.; NIEDZIELSKI, P.; FIJALKOWSKI, M.; LOUDA, P.; KOTELA, I.; HROMADKA, M.; MUSIL, J.: Mechanical characterization of a-C:H:SiOx coatings synthesized using radio-frequency plasma-assisted chemical vapor deposition method. Thin Solid Films Bd. 590 (2015), S. 299–305.

[240] RANDENIYA, L.K.; BENDAVID, A.; MARTIN, P.J.; AMIN, M.S.; PRESTON, E.W.: Molecular structure of SiOx-incorporated diamond-like carbon films; evidence for phase segregation. Diamond and Related Materials Bd. 18 (2009) Nr. 9, S. 1167–1173.

[241] YOSHITAKE, T.; NISHIYAMA, T.; NAGAYAMA, K.: The role of hydrogen and oxygen gas in the growth of carbon thin films by pulsed laser deposition. Diamond and Related Materials Bd. 9 (2000) Nr. 3, S. 689–692.

[242] HOLMBERG, K.; LAUKKANEN, A.; RONKAINEN, H.; WALLIN, K.: Surface stresses in coated steel surfaces—influence of a bond layer on surface fracture. Tribology International Bd. 42 (2009) Nr. 1, S. 137–148.

[243] BETHKE, R.; HIPP, A.; MEYER, H.; NÖCKER, N.: Bewertung der Lebensdauer von dünnen Hartstoffschichten. Vakuum in Forschung und Praxis Bd. 29 (2017) Nr. 4, S. 32–37.

[244] BOUZAKIS, K.-D.; KLOCKE, F.; SKORDARIS, G.; BOUZAKIS, E.; GERARDIS, S.; KATIRTZOGLOU, G.; MAKRIMALLAKIS, S.: Influence of dry micro-blasting grain quality on wear behaviour of TiAlN coated tools. Wear Bd. 271 (2011) Nr. 5, S. 783–791.

[245] BEAKE, B.D.; LISKIEWICZ, T.W.; BIRD, A.; SHI, X.: Micro-scale impact testing - A new approach to studying fatigue resistance in hard carbon coatings. Tribology International Bd. 149 (2020), S. 105732.

[246] SILVA, F.J.G.: Nanoindentation on Tribological Coatings. In: TIWARI, A.; NATARAJAN, S. (Hrsg.): Applied Nanoindentation in Advanced Materials: John Wiley & Sons, 2017, S. 111–133.

[247] BEAKE, B.D.; LAU, S.P.; SMITH, J.F.: Evaluating the fracture properties and fatigue wear of tetrahedral amorphous carbon films on silicon by nano-impact testing. Surface and Coatings Technology Bd. 177–178 (2004), S. 611–615.

[248] BHUSHAN, B.: Nanotribology of Ultrathin and Hard Amorphous Carbon Films. In: BHUSHAN, B. (Hrsg.): Nanotribology and Nanomechanics. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008, S. 843–899.

[249] KADAM, N.R.; KARTHIKEYAN, G.; KULKARNI, D.: Finite element analysis on nano-indentation behavior in columnar 7YSZ EB-PVD thermal barrier coatings. Jurnal Tribologi Bd. 22 (2019), S. 1–17.

[250] JAYARAM, V.; BHOWMICK, S.; XIE, Z.-H.; MATH, S.; HOFFMAN, M.; BISWAS, S.K.: Contact deformation of TiN coatings on metallic substrates. Materials Science and Engineering: A Bd. 423 (2006) Nr. 1, S. 8–13.

[251] LI, X.; BHUSHAN, B.: Development of a nanoscale fatigue measurement technique and its application to ultrathin amorphous carbon coatings. Scripta Materialia Bd. 47 (2002) Nr. 7, S. 473–479.

[252] LAWN, B.R.; EVANS, A.G.; MARSHALL, D.B.: Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Median/Radial Crack System. Journal of the American Ceramic Society Bd. 63 (1980) Nr. 9-10, S. 574–581.

[253] MCMASTER, S.J.; LISKIEWICZ, T.W.; NEVILLE, A.; BEAKE, B.D.: Probing fatigue resistance in multi-layer DLC coatings by micro- and nano-impact: Correlation to erosion tests. Surface and Coatings Technology Bd. 402 (2020), S. 126319.

[254] KULKARNI, A.K.; CHANG, L.C.: Electrical and structural characteristics of chromium thin films deposited on glass and alumina substrates. Thin Solid Films Bd. 301 (1997) Nr. 1, S. 17–22.

[255] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; SCHAEFER, J.A.; SPIEß, L.; ECKE, G.; PEZOLDT, J.: Preparation of single phase tungsten carbide by annealing of sputtered tungsten-carbon layers. Thin Solid Films Bd. 359 (2000) Nr. 2, S. 146–149.

[256] PANJAN, P.; GSELMAN, P.; KEK-MERL, D.; ČEKADA, M.; PANJAN, M.; DRAŽIĆ, G.; BONČINA, T.; ZUPANIČ, F.: Growth defect density in PVD hard coatings prepared by different deposition techniques. Surface and Coatings Technology Bd. 237 (2013), S. 349–356.

[257] MUSIL, J.; KUNC, F.; ZEMAN, H.; POLÁKOVÁ, H.: Relationships between hardness, Young's modulus and elastic recovery in hard nanocomposite coatings. Surface and Coatings Technology Bd. 154 (2002) Nr. 2, S. 304–313.

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

[P1] ZHAO, R.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.: Untersuchung des tribologischen Verhaltens wolframmodifizierter amorpher Kohlenstoffschichten (a-C:H:W) bei systematischer Variation der Biasspannung und des Argonflusses während des Beschichtungsprozesses. In: GESELLSCHAFT FÜR TRIBOLOGIE (Hrsg.): Tagungsband zur 55. Tribologie-Fachtagung. Reibung, Schmierung und Verschleiß. Bd. 2. Göttingen, 2014, S. 32/1–32/10.

[P2] WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.: Gezielte Anpassung lokaler Reibungszustände unter Einsatz wolframmodifizierter amorpher Kohlenstoffschichten (a-C:H:W). In: GESELLSCHAFT FÜR TRIBOLOGIE (Hrsg.): Tagungsband zur 56. Tribologie-Fachtagung. Reibung, Schmierung und Verschleiß. Bd. 1. Göttingen, 2015, S. 24/1–24/10.

[P3] ZHAO, R.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.: Tribological behaviour of tungsten doped hydrogenated amorphous carbon coatings deposited under various bias voltages and argon flows. In: JOHANSSON, M.; BREMSER, W. (Hrsg.): Proceedings of the 11th Coatings Science International COSI 2015. Noordwijk, 2015, S. 140–144.

[P4] LÖFFLER, M.; FREIBURG, D.; GRÖBEL, D.; LODERER, A.; MATTHIAS, S.; STANGIER, D.; WEIKERT, T.: Untersuchung von Tailored Surface hinsichtlich ihres tribologischen Einflusses auf Prozesse der Blechmassivumformung. In: TEKKAYA, A.E.; LIEWALD, M.; MERKLEIN, M.; BEHRENS, B.-A. (Hrsg.): 18. Workshop Simulation in der Umformtechnik & 3. Industriekolloquium des SFB/TR73. Aachen: Shaker Verlag, 2015, S. 131–146.

[P5] KERSTING, P.; GRÖBEL, D.; MERKLEIN, M.; SIECZKAREK, P.; WERNICKE, S.; TEKKAYA, A.E.; KREBS, E.; FREIBURG, D.; BIERMANN, D.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; STANGIER, D.; TILLMANN, W.; MATTHIAS, S.; REITHMEIER, E.; LÖFFLER, M.; BEYER, F.; WILLNER, K.: Experimental and numerical analysis of tribological effective surfaces for forming tools in Sheet-Bulk Metal Forming. Production Engineering Bd. 10 (2016) Nr. 1, S. 37–50.

[P6] WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.: Gezielte Anpassung lokaler Reibungszustände unter Einsatz wolframmodifizierter amorpher Kohlenstoffschichten. Tribologie und Schmierungstechnik Bd. 63 (2016), S. 5–11.

[P7] WEIKERT, T.; TREMMEL, S.: Influence of bias voltage and layer thickness variation on mechanical properties and tribological behavior of a-C:H:W multilayer coatings. In: Proceedings of The 17th Nordic Symposium on Tribology – NORDTRIB 2016. Aulanko, Hämeenlinna, 2016, S. 1–10.

[P8] LÖFFLER, M.; ANDREAS, K.; ENGEL, U.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.; STANGIER, D.; TILLMANN, W.; MERKLEIN, M.: Surface modifications for adaption of tribological conditions in sheet-bulk metal forming processes. In: BOBZIN, K.; BOUZAKIS, K.-D.; DENKENA, B.; MAIER, H.J.; MERKLEIN, M. (Hrsg.): 12th International THe „A" Coatings 2016. Garbsen: PZH Verlag, 2016, S. 13–20.

[P9] LÖFFLER, M.; ANDREAS, K.; ENGEL, U.; SCHULTE, R.; GROEBEL, D.; KREBS, E.; FREIBURG, D.; BIERMANN, D.; STANGIER, D.; TILLMANN, W.; WEIKERT, T.; WARTZACK, S.; TREMMEL, S.; LUCAS, H.; DENKENA, B.; MERKLEIN, M.: Tribological measures for controlling material flow in sheet-bulk metal forming. Production Engineering Bd. 10 (2016) Nr. 4–5, S. 459–470.

[P10] WEIKERT, T.; TREMMEL, S.: Wear Detection using Carbon-Based Sensor Coatings – a novel approach. In: Proceedings of The 18th Nordic Symposium on Tribology – NORDTRIB 2018. Uppsala, 2018, S. 1–2.

[P11] ROTHAMMER, B.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.: Tribologisches Verhalten amorpher Kohlenstoffschichten auf Metallen für die Implantologie im Zustand der Grenzreibung. In: GESELLSCHAFT FÜR TRIBOLOGIE (Hrsg.): Tagungsband zur 59. Tribologie-Fachtagung. Reibung, Schmierung und Verschleiß. Bd. 2. Göttingen, 2018, S. 63/1–63/12.

[P12] MARIAN, M.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.: Numerical and Experimental Studies on Friction Reduction by Surface Modification in TEHL Contacts. In: 74th STLE Annual Meeting & Exhibition. Nashville, TN, 2019, S. 1–3.

[P13] MARIAN, M.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.: On Friction Reduction by Surface Modifications in the TEHL Cam/Tappet-Contact – Experimental and Numerical Studies. Coatings Bd. 9 (2019) Nr. 12, S. 1–16.

[P14] ROTHAMMER, B.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.: Tribological Behavior of Diamond-Like Carbon (DLC) Coatings on Metals for Total Knee Arthroplasty Under Boundary Friction Conditions. In: International Tribology Conference. Sendai, 2019.

[P15] ROTHAMMER, B.; WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; WARTZACK, S.: Tribologisches Verhalten amorpher Kohlenstoffschichten auf Metallen für die Knie-Totalendoprothetik. Tribologie und Schmierungstechnik Bd. 66 (2019) Nr. 1, S. 15–24.

[P16] WEIKERT, T.; TREMMEL, S.: Amorphe Kohlenstoffschichten für Werkzeuge der Blechmassivumformung. In: BEHRENS, B.-A. (Hrsg.): Aktuelle Entwicklungen im Bereich der Umformtechnik. 23. Umformtechnisches Kolloquium Hannover. Garbsen: TEWISS-Technik und Wissen, 2020, S. 160–161.

[P17] WEIKERT, T.; TREMMEL, S.: Amorphous Carbon Coatings for Sheet-Bulk Metal Forming Tools. In: MERKLEIN, M.; TEKKAYA, A.E.; BEHRENS, B.-A. (Hrsg.): Sheet Bulk Metal Forming. TCRC73 2020. Lecture Notes in Production Engineering. Cham: Springer, 2021, S. 192–215.

[P18] TREMMEL, S.; MARIAN, M.; ROTHAMMER, B.; WEIKERT, T.; WARTZACK, S.: Designing Amorphous Carbon Coatings Using Numerical and Experimental Methods within a Multi-Scale Approach. In: MERKLEIN, M.; BOUZAKIS, K.-D.; MICHAILIDIS, N.; DENKENA, B.; BOBZIN, K. (Hrsg.): 14th International Conference THE „A“ Coatings. Nürnberg, 2020, S. 1–8.

[P19] TREMMEL, S.; MARIAN, M.; ROTHAMMER, B.; WEIKERT, T.; WARTZACK, S.: Designing Amorphous Carbon Coatings Using Numerical and Experimental Methods within a Multi-Scale Approach. In: THE „A“ Coatings, *Defect and Diffusion Forum*. Bd. 404. Nürnberg: Trans Tech Publications, 2020, S. 77–84.

[P20] WEIKERT, T.; TREMMEL, S.: Dünnschichtsensoren zur Verschleißdetektion als Beitrag zur Auslegung intelligenter Werkzeuge – eine Machbarkeitsstudie. In: MERKLEIN, M.; BEHRENS, B.-A.; TEKKAYA, A.E. (Hrsg.): 4. Workshop Blechmassivumformung: Umformtechnische Herstellung von komplexen Funktionsbauteilen mit Nebenformelementen aus Feinblechen. Erlangen: FAU University Press, 2020, S. 133–146.

[P21] WEIKERT, T.; TREMMEL, S.; STANGIER, D.; TILLMANN, W.; KREBS, E.; BIERMANN, D.: Tribological studies on multi-coated forming tools. Journal of Manufacturing Processes Bd. 49 (2020), S. 141–152.

[P22] WEIKERT, T.; WARTZACK, S.; BALOGLU, M.V.; WILLNER, K.; GABEL, S.; MERLE, B.; PINEDA, F.; WALCZAK, M.; MARIAN, M.; ROSENKRANZ, A.; TREMMEL, S.: Evaluation of the surface fatigue behavior of amorphous carbon coatings through cyclic nanoindentation. Surface and Coatings Technology Bd. 407 (2021), S. 126769.

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

[S1] KARACSONY, T.: Ermittlung und Qualifizierung von Verfahrensstrategien zur Erzeugung lokal wirksamer, tribologischer Schichtsysteme. Bachelorarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2014.

[S2] BICKEL, A.: Implementierung und Untersuchung von Versagensmechanismen von Schicht-Substrat-Systemen mithilfe der Finite-Elemente-Methode. Bachelorarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2015.

[S3] SAUERBREY, K.: Untersuchung der mechanischen Eigenschaften und des tribologischen Verhaltens multilagiger a-C:H:W-Schichten. Bachelorarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2015.

[S4] HÜBNER, M.: Untersuchung des Einflusses von Zwischenschichten auf die Beanspruchbarkeit von a-C:H:W-Schichten. Bachelorarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2016.

[S5] DWORSCHAK, F.: Einsatz von Gaußprozessen zur Reduzierung des Versuchsaufwandes bei der Schichtentwicklung. Projektarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2016.

[S6] KOSSNER, S.: Entwicklung und Untersuchung von CrN-Zwischenschichten in amorphen Kohlenstoffschichten. Masterarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2016.

[S7] PAWEL, P.: Weiterentwicklung eines Versuchsstandes zur Untersuchung des tribologisch-mechanischen Verhaltens von a-C:H:W-Schichten gegen Blechwerkstoffe. Bachelorarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2017.

[S8] SCHÖDEL, S.: Entwicklung und tribologische Untersuchung von Dünnschichtsystemen für die Implantattechnik. Masterarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2017.

[S9] AHMAD, M.: Beitrag zur Entwicklung sensorischer kohlenstoffbasierter Schichtsysteme zur Verschleißdetektion von Werkzeugen. Bachelorarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2017.

[S10] ROTHAMMER, B.: Tribologisch wirksame, multilagige DLC-Schichten für den Trockenlauf und die Blechmassivumformung. Masterarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2017.

[S11] GALL, M.: Untersuchung des Reibungs- und Verschleißverhaltens lokal beschichteter Oberflächen. Bachelorarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2018.

[S12] HERBST, P.: Beurteilung der Verschleiß- und Ermüdungsbeständigkeit multilagiger, kohlenstoffbasierter Schichtsysteme mit dem Impact-Test. Projektarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2018.

[S13] HOLLMANN, F.: Beurteilung des Ermüdungsverhaltens kohlenstoffbasierter Schichten mithilfe des Indentierungsversuchs. Projektarbeit, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2019.

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2022):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308
FAU Studien aus dem Maschinenbau
ISSN 2625-9974
FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
FMT	Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik
KTmfk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LGT	Lehrstuhl für Gießereitechnik
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien
REP	Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen

Band 1: Andreas Hemberger
Innovationspotentiale in der rechnerintegrierten Produktion durch wissensbasierte Systeme
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe
Beitrag zur Steigerung der Flexibilität automatisierter Montagesysteme durch Sensorintegration und erweiterte Steuerungskonzepte
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting
Projektierung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter
Nutzungsgradsteigerung von Montagesystemen durch den Einsatz der Simulationstechnik
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin
Aufbau von Modellen zur Lageregelung von Industrierobotern
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss
Untersuchungen zur Bearbeitungsqualität im Fertigungssystem Laserstrahlschneiden
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz
Modell zur datenbankgestützten Planung automatisierter Montageanlagen
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier
Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhaltens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele
Konzeption und Wirtschaftlichkeit von Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer
Technologisch orientierte Montageplanung am Beispiel der Schraubtechnik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer
Verteilte Planungssysteme zur Flexibilitätssteigerung der rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam
CAD/CAP: Rechnergestützte Montagefeinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen
Pulvermetallurgische Verarbeitung eines übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab. 1990. ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann
Untersuchungen zur Anlagen- und Prozeßdiagnostik für das Schneiden mit CO_2-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab. 1991. ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler
Material- und Datenfluß in einer flexiblen Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991. ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake
Entwicklung eines rechnergestützten Diagnosesystems für automatisierte Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991. ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel
Optimierung der Werkzeugbereitstellung durch rechnergestützte Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991. ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller
Modellierung und Einsatz von Softwaresystemen für rechnergeführte Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991. ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende
Untersuchungen zum Biegeumforme mit elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991. ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid
Beitrag zum automatisierten Bearbeiten von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab. 1991. ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer
Multiprozessorsteuerung für kooperierende Industrieroboter in Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991. ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer
Entwicklung problemspezifischer Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991. ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr
Beitrag zur optimalen Verbindungstechnik in der Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991. ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief
Untersuchungen zur Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 1991. ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim
Rechnerunterstützte Optimierung von Materialflußstrukturen in der Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller
CO_2 -Laserstrahlschneiden von kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer
Integrierte Informationsverarbeitung bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann
Entwicklung einer CAD/CAM-Prozeßkette für die Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und –schweißen: Prozeßführung und Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbearbeitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel
Flexible Werkstattsteuerung mit objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch
Planungs- und Steuerungswerkzeuge zur impliziten Geräteprogrammierung in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther
Ein Beitrag zur Bewertung des Kommunikationsverhaltens von Automatisierungsgeräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless
Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik in der Strahlführung einer CO_2-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel
Entwicklung und Einsatz eines Simulationsverfahrens für operative und strategische Probleme der Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann
Operatives Fertigungscontrolling durch Optimierung auftragsbezogener Bearbeitungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra
Entwicklung eines benutzerorientierten Werkstattprogrammiersystems für das Laserstrahlschneiden
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels
Modellierung und Optimierung von Montageanlagen in einem integrierten Simulationssystem
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Hebbel
Laserstrahlbohren durchflußbestimmender Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz
Oberflächenfeinbearbeitung keramischer Werkstoffe mit XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994.
ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp
Rechnerunterstützung bei Test und Schulung an Steuerungssoftware von SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch
Wissensbasierte Unterstützung der Angebotsbearbeitung in der Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp
Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim Schneiden mit einem gepulsten Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel
Optische 3D-Konturerfassung und on-line Biegewinkelmessung mit dem Lichtschnittverfahren
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt
Modulares Planungssystem zur Optimierung der Elektronikfertigung
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner
Adaptive Diagnose in der Elektronikproduktion
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann
Beitrag zur automatisierten Handhabungsplanung komplexer Blechbiegeteile
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf
Zielkostenorientierte Montageplanung
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher
Konzept zur rechnerintegrierten Materialversorgung in flexiblen Fertigungssystemen
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska
Wissensbasierte Analyse und Klassifizierung von Blechteilen
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke
Integrierte Entwicklung neuer Produkt- und Produktionstechnologien für räumliche spritzgegossene Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller
Sensorplanung und schnelle Sensorregelung für Industrieroboter
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie
Zeitbehandlung und Multimedia-Unterstützung in Feldkommunikationssystemen
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996.
ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel
Reengineering in der Elektro- und Elektronikindustrie
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn
Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung mit Excimerlasern - Systemkomponenten und Verfahrensoptimierungen
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth
Laserstrahlhartlöten mit Zweistrahltechnik
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr
Steuerung und Sensordatenintegration für flexible Fertigungszellen mit kooperierenden Robotern
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer
Berührungslose Formgebung mit Laserstrahlung
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz
Fertigungsqualität beim 3D-Laserstrahlschweißen von Blechformteilen
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs
Integration elektromechanischer CA-Anwendungen über einem STEP-Produktmodell
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm
Prozeßintegrierte Qualitätssicherung in der Elektronikproduktion
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-082-6.

Band 61: Andreas Brand
Prozesse und Systeme zur Bestückung räumlicher elektronischer Baugruppen (3D-MID)
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf
Regelung der Laserstrahlleistung und der Fokusparameter einer CO_2-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser
Modulares Informationsmanagement in der integrierten Produkt- und Prozeßplanung
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl
Integriertes Automatisierungskonzept für den flexiblen Materialfluß in der Elektronikproduktion
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto
Transiente Prozesse beim Laserstrahlschweißen
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl
Erweiterte Informationsbereitstellung an offenen CNC-Steuerungen zur Prozeß- und Programmoptimierung
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf
Verbesserte Prozeßführung und Prozeßplanung zur Leistungs- und Qualitätssteigerung beim Spulenwickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes
Technologieorientierte Bahnplanung für die 3D-Laserstrahlbearbeitung
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus
Laserstrahlumformen von Profilen
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer
Adaptive Strahlführungen für CO_2-Laseranlagen
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber
Prozeßoptimierter Betrieb flexibler Schraubstationen in der automatisierten Montage
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf
Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen in der Umformtechnik
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke
Integrierte Planung und Konstruktion von Werkzeugen für die Biegebearbeitung
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller
Automatisierte Demontagesysteme und recyclinggerechte Produktgestaltung elektronischer Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meßner
Kaltmassivumformung metallischer Kleinstteile – Werkstoffverhalten, Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher
Prozeß- und Systemtechnik zum Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind
Zerstörungsfreie Ermittlung mechanischer Eigenschaften von Feinblechen mit dem Wirbelstromverfahren
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard
Qualitätssteigerung in der Elektronikproduktion durch Optimierung der Prozeßführung beim Löten komplexer Baugruppen
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh
Methodische Einbindung der Simulation in die betrieblichen Planungs- und Entscheidungsabläufe
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn
Meßeinrichtung zur Untersuchung der Wirkflächenreibung bei umformtechnischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schuberth
Regelung der Fokuslage beim Schweißen mit CO_2-Hochleistungslasern unter Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo
Development and Implementation of Hierarchical Control Structures of Flexible Production Systems Using High Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt
Effizienzsteigerung bei Demontage und Recycling durch flexible Demontagetechnologien und optimierte Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz
Modelle und effiziente Modellbildung zur Qualitätssicherung in der Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs
Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT
FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau
Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals
Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes
LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn
Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion
FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger
Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen
LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher
Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten
LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet
Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung
LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart
Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO_2-Laserstrahlung
LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P. Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper
LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler
Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung
FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker
Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken
LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein
Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung
LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger
Herstellungs- und Prüfverfahren für thermoplastische Schaltungsträger
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach
Beitrag zur rechnerunterstützten verursachungsgerechten Angebotskalkulation von Blechteilen mit Hilfe wissensbasierter Methoden
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach
Bildverarbeitungssystem zur Erfassung der Anschlußgeometrie elektronischer SMT-Bauelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk
Simulationsbasierte Lebensdauervorhersage für Werkzeuge der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl
Integriertes Simulationsdaten-Management für Maschinenentwicklung und Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel
Ermüdungsbruchversagen hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert
Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000.
ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer
Modulares Planungswerkzeug zum Produktionsmanagement in der Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige
Flexible Formgebung von Blechen durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel
Wissensbasierte Methoden für die rechnergestützte Charakterisierung und Bewertung innovativer Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel
Kommunikationstechnische Integration der Prozeßebene in Produktionssysteme durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter
Verfügbarkeitssteigerung von Werkzeugmaschinen durch Einsatz mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli
Integration lokaler CAP-Systeme in einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller
Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern - Prozeßparameter und Modelle zur Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer
Integrierte Telediagnose via Internet zum effizienten Service von Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein
Qualitäts- und kosteneffiziente Integration neuer Bauelementetechnologien in die Flachbaugruppenfertigung
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger
Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten alternativer Elektroniklote in der Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber
Justieren vormontierter Systeme mit dem Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi
Analyse und Optimierung von Montagesystemen in der Elektronikproduktion
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein
Laserstrahlumformen von Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi
Ein informationslogistisches Architekturkonzept zur Akquisition simulationsrelevanter Daten
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch
Rationalisierung und ergonomische Optimierung im Innenausbau durch den Einsatz moderner Automatisierungstechnik
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt
Prozeßregelung für das Laserstrahl-Punktschweißen in der Elektronikproduktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler
Grundlegende Untersuchungen zum Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche
Methoden zur technologieorientierten Programmierung für die 3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel
Prozeßkontrolle beim Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel
Prozeßkontrolle und -steuerung beim Laserstrahlschweißen mit den Methoden der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eßer
Laserstrahlunterstützte Erzeugung metallischer Leiterstrukturen auf Thermoplastsubstraten für die MID-Technik
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein
Qualität laserstrahl-gefügter Mikroverbindungen elektronischer Kontakte
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann
Grundlegende Untersuchungen zum Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium für Komponenten der Optoelektronik
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich
Simultanes Löten von Anschlußkontakten elektronischer Bauelemente mit Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann
Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch
3 - D MID Technologie in der Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl
Fertigungsqualität und Umformbarkeit laserstrahlgeschweißter Formplatinen aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk
Entwicklung eines konfigurierbaren Steuerungssystems für die flexible Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Negendanck
Neue Sensorik und Aktorik für Bearbeitungsköpfe zum Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis

Integrierte Fertigung - Verfahrensintegration durch Innenhochdruck-Umformen, Trennen und Laserstrahlschweißen in einem Werkzeug sowie ihre tele- und multimediale Präsentation

LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab. 2002.

ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner

Technische Umsetzung produktbezogener Instrumente der Umweltpolitik bei Elektro- und Elektronikgeräten

FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab. 2002.

ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier

Strategien für einen produktorientierten Einsatz räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)

FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2002.

ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich

Kostensimulation - Simulationsbasierte Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer Produktionssysteme

FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab. 2002.

ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny

Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur

LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab. 2002.

ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha

Flexible Montageautomatisierung zur Komplettmontage flächenhafter Produktstrukturen durch kooperierende Industrieroboter

FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab. 2003.

ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth

Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und Verbindungstechnik für mechatronische Baugruppen

FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab. 2003.

ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph

Durchgängige simulationsgestützte Planung von Fertigungseinrichtungen der Elektronikproduktion

FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab. 2003.

ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah

Simulationsbasierte Bestimmung der zu erwartenden Maßhaltigkeit für das Blechbiegen

LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab. 2003.

ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein

Scherschneiden und Biegen metallischer Kleinstteile - Materialeinfluss und Materialverhalten

LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2003.

ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff

Excimerlaserstrahlbiegen dünner metallischer Folien mit homogener Lichtlinie

LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2003.

ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach

Rechnergestützte Anpassung von Laserstrahlschneidbahnen an Bauteilabweichungen

LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 2004.

ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl
System- und Prozeßtechnik für das simultane Löten mit Diodenlaserstrahlung von elektronischen Bauelementen
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker
Tribologische Eigenschaften keramischer Blechumformwerkzeuge- Einfluss einer Oberflächenendbearbeitung mittels Excimerlaserstrahlung
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger
Prozessoptimierung in der Wickeltechnik durch innovative maschinenbauliche und regelungstechnische Ansätze
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama
Effizienzsteigerung in der Montage durch marktorientierte Montagestrukturen und erweiterte Mitarbeiterkompetenz
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm
Laserstrahljustieren mittels Aktoren-Entwicklung von Konzepten und Methoden für die rechnerunterstützte Modellierung und Optimierung von komplexen Aktorsystemen in der Mikrotechnik
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini
Wirkmedienbasierte Blechumformung: Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss von Werkstoff und Bauteilgeometrie
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein
Entwurf hochdynamischer Sensor- und Regelsysteme für die adaptive Laserbearbeitung
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer
Entwicklung prozessüberwachender Regelkreise für flexible Formgebungsprozesse
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer
Massivumformen metallischer Kleinstteile bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung von Qualität und Zuverlässigkeit in der Fertigung hochintegrierter Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit Elastomerwerkzeugen Modellierung, Prozessauslegung und Abgrenzung des Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trockenschmierstoffbeschichteter Aluminiumbleche im Presswerk Grundlegende Untersuchungen zur Tribologie, zum Umformverhalten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of Assembly Systems in Three-Dimensional Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung elektronischer Baugruppen auf der Basis flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung einer varianz- und kostenoptimierten Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessanalyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung von Leichtbauverbundstrukturen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimierung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management in der integrierten virtuellen Entwicklung der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer

Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle

FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab. 2005.

ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz

Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall

LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab. 2006.

ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtl

Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik

LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab. 2006.

ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert

Beitrag zur deterministischen Lebensdauerabschätzung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung

LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab. 2006.

ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller

Robuste, automatisierte Montagesysteme durch adaptive Prozessführung und montageübergreifende Fehlerprävention am Beispiel flächiger Leichtbauteile

FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab. 2006.

ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann

Hybrides Laserdurchstrahlschweißen von Kunststoffen

LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab. 2006.

ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick

Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für bleifreie Mechatronik-Anwendungen

FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.

ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi

Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods

LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006.

ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp

Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen

LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006.

ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel

Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter

FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006.

ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl

Nicht-thermische Mikrojustiertechnik mittels ultrakurzer Laserpulse

LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007.

ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo

Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3D-MID)

FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007.

ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang
Durchgängige Mitarbeiterinformation zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Produktion
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß
Laserstrahlinduzierte Pyrolyse präkeramischer Polymere
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker
Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Bestückung permanent erregter Läufer mit oberflächenmontierten Dauermagneten
FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer
Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechumformprozesse
LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht
Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge
LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß
Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatronischer Baugruppen
FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch
Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatinen
LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber
Unterstützung der Wandlungsfähigkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick
Untersuchung der prozessbestimmenden Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim Laserstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht
Werkstoffcharakterisierung und Prozessauslegung für die wirkmedienbasierte Doppelblech-Umformung von Magnesiumlegierungen
LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl
Stochastische Simulation zur Werkzeuglebensdaueroptimierung und Präzisionsfertigung in der Kaltmassivumformung
LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi
Innenhochdruck-Umformen verstärkter Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff
Untersuchung der Prozesseinflussgrößen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5
LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez
Simulationsgestützte Methoden zur effizienten Gestaltung von Lötprozessen in der Elektronikproduktion
FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze
Automatisierte Montage von makromechatronischen Modulen zur flexiblen Integration in hybride Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter
Grundlegende Untersuchungen zur experimentellen Ermittlung und zur Modellierung von Fließortkurven bei erhöhten Temperaturen
LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl
Entwicklung, angepasste Herstellungsverfahren und erweiterte Qualitätssicherung von einsatzgerechten elektronischen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth
Grundlegende Untersuchungen zum Excimerlaserstrahl-Abtragen unter Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera
Prozesstechnische Untersuchungen zum Rührreibschweißen metallischer Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler
Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl
Untersuchungen zur Erhöhung der Prozessrobustheit bei der Innenhochdruck-Umformung von flächigen Halbzeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller
Modellierung eines nachfrageorientierten Produktionskonzeptes für mobile Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf
Optimierung von Zuverlässigkeitsuntersuchungen, Prüfabläufen und Nacharbeitsprozessen in der Elektronikproduktion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich
Sensoriken zur Schwerpunktslagebestimmung der optischen Prozessemissionen beim Laserstrahltiefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf
Entwicklung eines agentenbasierten Steuerungssystems zur Materialflussorganisation im wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder. 2009.
ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster
Laserdurchstrahlschweißen transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler
Rührreibschweißen von walzplattiertem Halbzeug und Aluminiumblech zur Herstellung flächiger Aluminiumschaum-Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt
Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann
Qualitative und quantitative Bewertung der Crashtauglichkeit von höchstfesten Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl
Größeneffekte bei Biegeprozessen-Entwicklung einer Methodik zur Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud
Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann
Prozesssicherung beim Laserdurchstrahl-schweißen thermoplastischer Kunststoffe
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel
Grundlegende Untersuchungen zum Kontaktzustand zwischen Werkstück und Werkzeug bei umformtechnischen Prozessen unter tribologischen Gesichtspunkten
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer
Entwicklung eines mesoskopischen Modells zur Abbildung von Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner
Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von Betauung im Automobil
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüßler
Verbindungs- und Systemtechnik für thermisch hochbeanspruchte und miniaturisierte elektronische Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti
Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen bei der Innhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke
Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-315-3.

Band 219: Andreas Dobroschke
Flexible Automatisierungslösungen für die Fertigung wickeltechnischer Produkte
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-317-7.

Band 220: Azhar Zam
Optical Tissue Differentiation for Sensor-Controlled Tissue-Specific Laser Surgery
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-318-4.

Band 221: Michael Rösch
Potenziale und Strategien zur Optimierung des Schablonendruckprozesses in der Elektronikproduktion
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-319-1.

Band 222: Thomas Rechtenwald
Quasi-isothermes Laserstrahlsintern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-324-5.

Band 224: Kay Wagner
Beanspruchungsangepasste Kaltmassivumformwerkzeuge durch lokal optimierte Werkzeugoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber
Verbesserung der Prognosegüte des Versagens von Punktschweißverbindungen bei höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuser
Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimuation und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak
Material Adapted Design of Cold Forging Tools Exemplified by Powder Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz
Beschleunigte Simulation des Laserstrahlumformens von Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm
Prozessanalyse und -überwachung des Laserstrahlhartlötens mittels optischer Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kaupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerkstoffen - Umformverhalten und Grenzen der Biegbarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-339-9.

Band 231: Thomas Kroiß
Modellbasierte Prozessauslegung für die Kaltmassivumformung unter Brücksichtigung der Werkzeug- und Pressenauffederung
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-341-2.

Band 232: Christian Goth
Analyse und Optimierung der Entwicklung und Zuverlässigkeit räumlicher Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-340-5.

Band 233: Christian Ziegler
Ganzheitliche Automatisierung mechatronischer Systeme in der Medizin am Beispiel Strahlentherapie
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-342-9.

Band 234: Florian Albert
Automatisiertes Laserstrahllöten und -reparaturlöten elektronischer Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr
Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler
Prozessdynamik beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger
Seriennahe Auslegung der Prozesskette zur wärmeunterstützten Umformung von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel
Herstellung prozessangepasster Halbzeuge mit variabler Blechdicke durch die Anwendung von Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium Vessel and Capillary Density for the Application of Detection of Clinical Shock and Early Signs of Cancer Development
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse
Entwicklung und Qualifizierung eines Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen auf die Verarbeitungsgrenzen von Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktgeschweißter Aluminium-Stahl-Verbindungen für den Fahrzeugbau
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann
Konzept zur Beherrschung der Prozessschwankungen im Presswerk
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentin
Laserbasierte Nanostrukturierung mit optisch positionierten Mikrolinsen
LPT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht
Der Einfluss der Fertigungsverfahren auf die Wirbelstromverluste von Stator-Einzelzahnblechpaketen für den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahrzeugen
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösel
Wirkmedienbasierte Umformung von Blechhalbzeugen unter Anwendung magnetorheologischer Flüssigkeiten als kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen
Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil
Versagensprognose bei der Prozess simulation von Biegeumform- und Falzverfahren
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühl
Flexible Automatisierung der Statorenmontage mit Hilfe einer universellen ambidexteren Kinematik
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht
Optimierte Fertigungstechnologien für Rotoren getriebeintegrierter PM-Synchronmotoren von Hybridfahrzeugen
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch
Planning and Production Concepts for Contactless Power Transfer Systems for Electric Vehicles
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder
Beanspruchungserfassung für die Validierung von FE-Modellen zur Auslegung von Massivumformwerkzeugen
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt
Ressourceneffiziente Prozess- und Produktionstechnologie für flexible Schaltungsträger
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung globaler Produktions- und Logistiknetzwerke mittels Simulation
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder. 2014.
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller
Untersuchungen der Effekte und Wechselwirkungen charakteristischer Einflussgrößen auf das Umformverhalten bei Mikroumformprozessen
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke
Vielseitiges autonomes Transportsystem basierend auf Weltmodellerstellung mittels Datenfusion von Deckenkameras und Fahrzeugsensoren
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner
Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock
Analyse und Regelung des Laserstrahltiefschweißprozesses durch Detektion der Metalldampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter
Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl
Planung von Laserbestrahlungen durch simulationsbasierte Optimierung
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke
Transiente physikalische Mechanismen bei der Laserablation von dünnen Metallschichten
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz
Community-basierte Optimierung des Anlagenengineerings
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen
Qualifizierung des Potentials von Verfestigungseffekten zur Erweiterung des Umformvermögens aushärtbarer Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert
Erweiterung und Verbesserung von Versuchs- und Auswertetechniken für die Bestimmung von Grenzformänderungskurven
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus
Erstellung eines Werkstofforientierten Fertigungsprozessfensters zur Steigerung des Formgebungsvermögens von Aluminiumlegierungen unter Anwendung einer zwischengeschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec
Untersuchungen zur Herstellung von funktionsoptimierten Bauteilen im partiellen Presshärtprozess mittels lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader
Grundlegende Untersuchungen zur Verschleißcharakterisierung beschichteter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela
Untersuchung von Magnetfeld-Messmethoden zur ganzheitlichen Wertschöpfungsoptimierung und Fehlerdetektion an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland
Entwicklung einer Methode zur Prognose adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm
Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner
Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas
Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum
Laser Consolidation of ITO Nanoparticles for the Generation of Thin Conductive Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider
Umformtechnische Herstellung dünnwandiger Funktionsbauteile aus Feinblech durch Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof
Sematische Modellierung automatisierter Produktionssysteme zur Verbesserung der IT-Integration zwischen Anlagen-Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöller
Erarbeitung von Grundlagen zur Abbildung des tribologischen Systems in der Umformsimulation
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler
Einsatz technologischer Versuche zur Erweiterung der Versagensvorhersage bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten Stählen
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Bönig
Integration des Systemverhaltens von Automobil-Hochvoltleitungen in die virtuelle Absicherung durch strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl
Automatisierte Datenerfassung für diskret ereignisorientierte Simulationen in der energieflexibelen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold
Mikroschockwellenumformung mittels ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger
Laserstrahlschweißen thermoplastischer Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit spezifischem Zusatzdraht
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Bornschlegl
Methods-Energy Measurement - Eine Methode zur Energieplanung für Fügeverfahren im Karosseriebau
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow
Erweiterung des Unternehmenscontrollings um die Dimension Energie
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung zyklisch-symmetrischer Bauteile mit Nebenformelementen durch Blechmassivumformung
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich Vierzigmann
Beitrag zur Untersuchung der tribologischen Bedingungen in der Blechmassivumformung - Bereitstellung von tribologischen Modellversuchen und Realisierung von Tailored Surfaces
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner
Methodik zur virtuellen Absicherung der formgebenden Operation des Nasspressprozesses von Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein
Der grundoperationsspezifische Mindestenergiebedarf als Referenzwert zur Bewertung der Energieeffizienz in der Produktion
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrimanidis
Thermisch unterstützte Umformung von Aluminiumblechen
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel
Flexible Systems for Permanent Magnet Assembly and Magnetic Rotor Measurement / Flexible Systeme zur Montage von Permanentmagneten und zur Messung magnetischer Rotoren
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis
Schädigungs- und Versagensverhalten hochfester Leichtbauwerkstoffe unter Biegebeanspruchung
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering
Grundlegende Untersuchungen zum Prozessverhalten von Silizium als Werkzeugwerkstoff für das Mikroscherschneiden metallischer Folien
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck
Zeitliche Pulsformung in der Lasermikromaterialbearbeitung – Grundlegende Untersuchungen und Anwendungen
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto
Mechatronic Simulation Approach for the Process Planning of Energy-Efficient Handling Systems
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel
Großserientaugliche Nadelwickeltechnik für verteilte Wicklungen im Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung montageführender Werkerinformations-systeme simultan zum Produktentstehungsprozess
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus
Hochpräzise adaptive Steuerung und Regelung robotergeführter Prozesse
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer
Erzeugung von thermoplastischen Werkstoffverbunden mittels simultanem, intensitätsselektivem Laserstrahlschmelzen
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger
Untersuchung einer thermisch unterstützten Fertigungskette zur Herstellung umgeformter Bauteile aus der höherfesten Aluminiumlegierung EN AW-7020
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin

Design of Manufacturing Processes for the Cold Bulk Forming of Small Metal Components from Metal Strip

LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 2017.

ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy

Experimental Investigation, Modeling, Simulation and Optimization of Molded Interconnect Devices (MID) Based on Laser Direct Structuring (LDS) / Experimentelle Untersuchung, Modellierung, Simulation und Optimierung von Molded Interconnect Devices (MID) basierend auf Laser Direktstrukturierung (LDS)

FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab. 2017.

ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr

Automatisierte Kontaktierungsverfahren für flachleiterbasierte Pkw-Bordnetzsysteme

FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab. 2017.

ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner

Charakterisierung und Modellierung des spannungszustandsabhängigen Werkstoffverhaltens der Magnesiumlegierung AZ31B für die numerische Prozessauslegung

LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017.

ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar

A reliable methodology to deduce thermo-mechanical flow behaviour of hot stamping steels

LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017.

ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler

Steuerung von Blechmassivumformprozessen durch maßgeschneiderte tribologische Systeme

LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.

2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller

Untersuchung des kombinierten Trenn- und Umformprozesses beim Fügen artungleicher Werkstoffe mittels Schneidclinchverfahren

LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.

2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle

Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen

FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab.

2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc

Eine Simulationsmethode für das 3-Rollen-Schubbiegen

LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab.

2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer

Arbeitsraumüberwachung und autonome Bahnplanung für ein sicheres und flexibles Roboter-Assistenzsystem in der Fertigung

FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab.

2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer

Der Einfluss von Poren auf die Zuverlässigkeit der Lötverbindungen von Hochleistungs-Leuchtdioden

FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner

Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche

LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja

Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics

FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab. 2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub

Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung

LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel

Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung

LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand

Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess

LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad

Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserierohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen

LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel

Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge

FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann

Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile

LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann

Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden

LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner

Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen

LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller

Mapping Individual Subjective Values to Product Design

KTmfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz

Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation

LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnibl

Modellbasierte Prozesskettenabbildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbau-strukturteile

LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner

Technisch-wirtschaftliche Optionen zur Lastflexibilisierung durch intelligente elektrische Wärmespeicher

FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm

Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge

LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer

Grundsatzuntersuchungen, mathematische Modellierung und Ableitung einer Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe nach dem Spinnenbeinprinzip

LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp

Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung transienter optischer Materialeigen-schaften bei der Ultrakurzpuls-Lasermaterialbearbeitung

LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz

Intralogistics Execution System mit integrierten autonomen, servicebasierten Transportentitäten

FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner

Strategien der Produktindividualisierung in der produzierenden Industrie im Kontext der Digitalisierung

FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger

Ein Ansatz zur CAD-integrierten muskuloskelettalen Analyse der Mensch-Maschine-Interaktion

KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn
Qualität und Zuverlässigkeit laserdirekt-strukturierter mechatronisch integrierter Baugruppen (LDS-MID)
FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann
Modellbasierte Zustands- und Prozess-überwachung auf Basis sozio-cyber-physischer Systeme
FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski
Grundlegende Untersuchungen zum Prozess- und Werkstoffverhalten bei schwingungsüberlagerter Umformung
LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier
Ganzheitliches ontologiebasiertes Wissensmanagement im Umfeld der industriellen Produktion
FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr
Datenerfassung für die Anwendung lernender Algorithmen bei der Herstellung von Blechformteilen
LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener
Kaltfließpressen von gerad- und schräg-verzahnten Zahnrädern
LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng
Numerische, analytische und empirische Modellierung des Heißcrimpprozesses
FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl
Erarbeitung eines Prozessverständnisses zur Verbesserung der tribologischen Bedingungen beim Presshärten
LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti
Evaluation of failure behaviour of sheet metals
LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblech-bauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess
LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner
Automatische Bahnplanung für die Aufteilung von Prozessbewegungen in synchrone Werkstück- und Werkzeugbewegungen mittels Multi-Roboter-Systemen
FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter
Qualifizierung des Montageprozesses hochminiaturisierter elektronischer Bauelemente
FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser
Ressourcenorientierte Auftragsregelung in einer hybriden Produktion mittels betriebsbegleitender Simulation
FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend
Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen
LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder. 2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert
Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung
KTmfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander
Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten
KTmfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz
Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen
LFT, x u. 170 Seiten, 103Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona
Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometriemodelle
KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann
Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014
LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner
Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung
KTmfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläßel
Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenwicklungen für automobile Traktionsantriebe
FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel
Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrol-lenlagern
KTmfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle
Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation
FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf
Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen
FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandyari

Multi-Objective Process Optimization for Overpressure Reflow Soldering in Electronics Production

FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand

Prozessübergreifende Analyse komplexer Montageprozessketten mittels Data Mining

FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merkl

Closed-Loop Control of a Storage-Supported Hybrid Compensation System for Improving the Power Quality in Medium Voltage Networks

FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger

Additive Fertigung polymerer optischer Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren

FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter

Modellierung von Vorentwürfen in der virtuellen Realität mit natürlicher Fingerinteraktion

KTmfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer

Oberflächenmodifizierung und Entwicklung einer Auswertemethodik zur Verschleißcharakterisierung im Presshärteprozess

LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäffer

Web- und wissensbasierter Engineering-Konfigurator für roboterzentrierte Automatisierungslösungen

FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross

Untersuchungen zur kohlenstoffdioxidbasierten kryogenen Minimalmengenschmierung

REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker

Qualifizierung laser-additiv gefertigter Komponenten für den Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung

LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied

Totally Integrated Ecology Management for Resource Efficient and Eco-Friendly Production

FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein

Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine Analysestrategie zur Bestimmung des Reibungs-, Axialschub- und Temperaturverhaltens von Nadelkränzen –

KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder, 39 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf

Funktionalisierung technischer Oberflächen mittels prozessüberwachter aerosolbasierter Drucktechnologie

FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl

Hochfrequent fokusabstandsmodulierte Konfokalsensoren für die Nanokoordinatenmesstechnik

FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen

Konzeption, Entwicklung und Einführung des Assistenzsystems D-DAS für die Produktentwicklung elektrischer Motoren

KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian

Numerische Auslegung von Oberflächenmikrotexturen für geschmierte tribologische Kontakte

KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß

Die akustooptische Strahlformung in der Lasermaterialbearbeitung

LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder. 2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann

Machine learning and hyper spectral imaging: Multi Spectral Endoscopy in the Gastro Intestinal Tract towards Hyper Spectral Endoscopy

LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß

Lasergestütztes Verfahren zur selektiven Metallisierung von epoxidharzbasierten Duromeren zur Steigerung der Integrationsdichte für dreidimensionale mechatronische Package-Baugruppen

FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder, 24 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel

Assistenzsystem für den wissensbasierten Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-Elemente-Analysen

KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder, 17 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen

Messverfahren für die pulverbettbasierte additive Fertigung zur Sicherstellung der Konformität mit geometrischen Produktspezifikationen

FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab. 2021. ISBN 978-3- 96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider

Inline-Prüfung der Permeabilität in weichmagnetischen Komponenten

FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel

Sphärische Detektorflächen als Unterstützung der Produktentwicklung zur Datenanalyse im Rahmen des Digital Engineering

KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner

Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen

LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling

Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungs-behaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design

KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb

Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems

LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt

Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit

LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer

Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik

LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-498-1.

Band 385: Jochen Zeitler

Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen

FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle

LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-503-2.

Band 387: Chen Chen

Skin-equivalent opto-/elastofluidic in-vitro microphysiological vascular models for translational studies of optical biopsies

LPT, xx u. 126 Seiten, 60 Bilder, 10 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-505-6.

Band 388: Stefan Stein

Laser drop on demand joining as bonding method for electronics assembly and packaging with high thermal requirements

LPT, x u. 112 Seiten, 54 Bilder, 10 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-507-0

Band 389: Nikolaus Urban

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten

FAPS, x u. 174 Seiten, 88 Bilder, 18 Tab. 2022. ISBN: 978-3-96147-501-8.

Band 390: Yiting Wu

Großflächige Topographiemessungen mit einem Weißlichtinterferenzmikroskop und einem metrologischen Rasterkraftmikroskop

FMT, xii u. 142 Seiten, 68 Bilder, 11 Tab. 2022. ISBN: 978-3-96147-513-1.

Band 391: Thomas Papke

Untersuchungen zur Umformbarkeit hybrider Bauteile aus Blechgrundkörper und additiv gefertigter Struktur

LFT, xii u. 194 Seiten, 71 Bilder, 16 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-515-5.

Band 392: Bastian Zimmermann
Einfluss des Vormaterials auf die mehrstufige Kaltumformung vom Draht
LFT, xi u. 182 Seiten, 36 Bilder, 6 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-519-3.

Band 393: Harald Völkl
Ein simulationsbasierter Ansatz zur Auslegung additiv gefertigter FLM-Faserverbundstrukturen
KTmfk, xx u. 204 Seiten, 95 Bilder, 22 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-523-0.

Band 394: Robert Schulte
Auslegung und Anwendung prozessangepasster Halbzeuge für Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, x u. 163 Seiten, 93 Bilder, 5 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-525-4.

Band 395: Philipp Frey
Umformtechnische Strukturierung metallischer Einleger im Folgeverbund für
mediendichte Kunststoff-Metall-Hybridbauteile
LFT, ix u. 180 Seiten, 83 Bilder, 7 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-534-6.

Band 396: Thomas Johann Luft
Komplexitätsmanagement in der Produktentwicklung - Holistische Modellierung, Analyse, Visualisierung und Bewertung komplexer Systeme
KTmfk, xiii u. 510 Seiten, 166 Bilder, 16 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-540-7.

Band 397: Li Wang
Evaluierung der Einsetzbarkeit des lasergestützten Verfahrens zur selektiven Metallisierung für die Verbesserung passiver Intermodulation in Hochfrequenzanwendungen
FAPS, xxii u.151 Seiten, 72 Bilder, 22 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-542-1.

Band 398: Sebastian Reitelshöfer
Der Aerosol-Jet-Druck Dielektrischer Elastomere als additives Fertigungsverfahren für elastische mechatronische Komponenten
FAPS, xxv u. 206 Seiten, 87 Bilder, 13 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-547-6.

Band 399: Alexander Meyer
Selektive Magnetmontage zur Verringerung des Rastmomentes permanenterregter Synchronmotoren
FAPS, xv u. 164 Seiten, 90 Bilder, 18 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-555-1.

Band 400: Rong Zhao
Design verschleißreduzierender amorpher Kohlenstoffschichtsysteme für trockene tribologische Gleitkontakte
KTmfk, x u. 148 Seiten, 69 Bilder, 14 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-557-5.

Band 401: Christian P. J. Schwarzer
Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik
FAPS, xxvii u. 234 Seiten, 125 Bilder, 24 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-566-7.

Band 402: Alexander Horn

Grundlegende Untersuchungen zur Gradierung der mechanischen Eigenschaften pressgehärteter Bauteile durch eine örtlich begrenzte Aufkohlung

LFT, xii u. 204 Seiten, 58 Bilder, 6 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-568-1.

Band 403: Artur Klos

Werkstoff- und umformtechnische Bewertung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen für den Karosseriebau

LFT, x u. 192 Seiten, 73 Bilder, 12 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-572-8.

Band 404: Harald Schmid

Ganzheitliche Erarbeitung eines Prozessverständnisses von Tiefziehprozessen mit Ziehsicken auf Basis mechanischer und tribologischer Analysen

LFT, xiii u. 211 Seiten, 78 Bilder, 5 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-577-3.

Band 405: Johannes Henneberg

Blechmassivumformung von Funktionsbauteilen aus Bandmaterial

LFT, viii u. 176 Seiten, 101 Bilder, 2 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-579-7.

Band 406: Anton Schmailzl

Festigkeits- und zeitoptimierte Prozessführung beim quasi-simultanen Laser-Durchstrahlschweißen

LPT, xiii u. 157 Seiten, 84 Bilder, 7 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-583-4.

Band 407: Alexander Wolf

Modellierung und Vorhersage menschlichen Interaktionsverhaltens zur Analyse der Mensch-Produkt Interaktion

KTmfk, x u. 207 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-585-8.

Band 408: Tim Weikert

Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes

KTmfk, xvii u. 258 Seiten, 91 Bilder, 9 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-589-6.

Abstract

Amorphous carbon coatings combine low friction in dry contact against steel with high wear resistance. Their property profile is closely linked to the chemical-structural composition and can be controlled by the process conditions during coating deposition. This thesis contributes to the targeted modification of tribological conditions by means of amorphous carbon coatings with regard to their application as tool coatings in sheet bulk metal forming processes. The coatings are intended to allow local adjustment of the friction conditions in order to control the material flow during forming. In this way, component quality can be improved, and process forces can be reduced. In addition, approaches for increasing wear resistance through multilayer coating architectures and for integrating a sensory function for wear detection are being considered.

The investigations show that the characteristic tribological behavior of amorphous carbon coatings can be locally restricted with masking techniques. However, the load-carrying capacity of locally coated surfaces is at least in part limited. High wear and fatigue resistance is achieved by multilayer coating architectures of hydrogen-containing and tungsten- or silica-doped amorphous carbon coatings. Monitoring the electrical resistance of a sensory carbon-based multilayer coating enables the detection of coating wear. These findings will facilitate an extended and individually determinable service life of coated tools for sheet bulk metal forming in the future.

Amorphe Kohlenstoffschichten vereinen eine niedrige Reibung im trockenen Kontakt gegen Stahl mit einem hohen Verschleißschutz. Ihr Eigenschaftsprofil ist eng mit dem chemisch-strukturellen Aufbau verknüpft und lässt sich durch die Prozessbedingungen während der Schichtabscheidung beeinflussen. Die vorliegende Dissertation leistet einen Beitrag zur gezielten Modifikation tribologischer Zustände mittels amorpher Kohlenstoffschichten im Hinblick auf ihre Anwendung als Werkzeugbeschichtung in Prozessen der Blechmassivumformung. Hierbei sollen die Schichten eine lokale Anpassung der Reibungsbedingungen ermöglichen, um den Materialfluss während der Umformung zu steuern. Auf diese Weise können die Bauteilqualität gesteigert und Prozesskräfte reduziert werden. Darüber hinaus werden Ansätze zur Steigerung der Verschleißbeständigkeit durch multilagige Schichtarchitekturen sowie zur Integration einer sensorischen Funktion zur Verschleißdetektion verfolgt.

Die Untersuchungen zeigen, dass die charakteristischen tribologischen Verhalten amorpher Kohlenstoffschichten durch Maskierungstechniken lokal zur Wirkung gebracht werden können, die Beanspruchbarkeit der lokal beschichteten Oberflächen jedoch teilweise begrenzt ist. Eine hohe Verschleiß- und Ermüdungsbeständigkeit wird durch mehr- und multilagige Schichtarchitekturen aus wasserstoffhaltigen und wolfram- bzw. siliziumoxiddotierten amorphen Kohlenstoffschichten erzielt. Durch die Überwachung des elektrischen Widerstands eines sensorischen kohlenstoffbasierten Mehrlagenschichtsystems wird Schichtverschleiß detektierbar. Die gewonnenen Erkenntnisse tragen dazu bei, zukünftig eine verlängerte und individuell ermittelbare Standzeit beschichteter Werkzeuge für die Blechmassivumformung zu ermöglichen.

ISBN 978-3-96147-589-6

FAU UNIVERSITY PRESS 2022