

**Skalenübergreifende materialkundliche Betrachtung des
Werkzeugverschleißes für den maschinellen Tunnelvortrieb beim
Einsatz in nichtbindigen Böden**

Dissertation

zur

Erlangung des Grades

Doktor-Ingenieur

der

Fakultät für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von

M. Sc. Jakob Alexander Küpferle
aus Recklinghausen

Bochum 2017

Dissertation eingereicht am: 17.10.2017

Tag der mündlichen Prüfung: 26.01.2018

Erstgutachter: Prof. Dr.-Ing. W. Theisen

Zweitgutachter Prof. Dr.-Ing. M. Thewes

ISBN: 978-3-943063-28-8

© 2018

Eigenverlag des Lehrstuhls Werkstofftechnik
der Ruhr-Universität Bochum
Universitätsstraße 150
44801 Bochum

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung, des Nachdrucks, des Vortrags, der Entnahme von Abbildungen und Tabellen, der Funk-sendung, der Mikroverfilmung oder der Vervielfältigung auf anderen Wegen und der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen, bleiben, auch bei nur auszugsweiser Verwertung, vorbehalten. Eine Vervielfältigung dieses Werkes oder von Teilen dieses Werkes ist auch im Einzelfall nur in Grenzen der gesetzlichen Bestimmungen des Urheberrechtsgesetzes der Bundesrepublik Deutschland vom 9. September 1965 in der jeweils geltenden Fassung zulässig. Sie ist grundsätzlich vergütungspflichtig. Zuwiderhandlungen unterliegen den Strafbestimmungen des Urheberrechtsgesetzes.

Die Wiedergabe von Gebrauchsnamen, Handelsnamen, Warenbezeichnungen usw. in diesem Werk berechtigt auch ohne besondere Kennzeichnung nicht zu der Annahme, dass solche Namen im Sinne der Warenzeichnungs- und Markenschutz-Gesetzgebung als frei zu betrachten wären und daher von jedermann benutzt werden dürften.

Sollte in diesem Werk direkt oder indirekt auf Gesetze, Vorschriften oder Richtlinien (z.B. *DIN*, *VDI*, *VDE*) Bezug genommen oder aus ihnen zitiert worden sein, so kann der Verlag keine Gewähr für die Richtigkeit, Vollständigkeit oder Aktualität übernehmen. Es empfiehlt sich, gegebenenfalls für die eigenen Arbeiten die vollständige Vorschriften oder Richtlinien in der jeweils gültigen Fassung hinzuzuziehen.

Das vorliegende Buch wurde sorgfältig erarbeitet. Dennoch übernehmen Autor, Herausgeber und Verlag für die Richtigkeit von Angaben, Hinweisen und Ratschlägen sowie für eventuelle Druckfehler keine Haftung.

Danksagung

Diese Arbeit entstand während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl Werkstofftechnik (Institut für Werkstoffe) der Fakultät Maschinenbau an der Ruhr-Universität Bochum. Die durchgeführten Untersuchungen erfolgten im Rahmen des durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Sonderforschungsbereichs 837 („Interaktionsmodelle für den maschinellen Tunnelbau“). Zu dieser Arbeit haben viele Personen beigetragen, denen ich mit den folgenden Worten meinen Dank aussprechen möchte. Ich bedanke mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Werner Theisen, dass er mir ermöglicht hat, an seinem Lehrstuhl zu arbeiten und im Rahmen eines spannenden Forschungsprojekts zu promovieren. Des Weiteren danke ich Herrn Dr.-Ing. Arne Röttger für seine Zusammenarbeit im Sonderforschungsbereich 837 und die Betreuung während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter. Den technischen Angestellten des Lehrstuhls Werkstofftechnik (LWT) danke ich, dass sie mir stets hilfsbereit zur Seite standen, wenn es um die Durchführung experimenteller Arbeiten ging. Allen wissenschaftlichen Mitarbeitern des LWT danke ich für die stets freundschaftliche Zusammenarbeit. Insbesondere möchte ich mich bei Christian Günther bedanken, der mich bei vielen Arbeiten unterstützt hat. Für seine langjährige Freundschaft und Unterstützung möchte ich außerdem M.Sc. Maximilian Walter danken. Ebenfalls bedanke ich mich bei allen Semester-, Projekt-, Bachelor- und Masterarbeitern, die im Rahmen ihrer Arbeiten umfangreiche Themenpakete bearbeitet und damit zur Entstehung dieser Arbeit beigetragen haben.

Ohne die mechanische Werkstatt des Instituts wäre die Herstellung der zahlreichen Proben und die Entwicklung sowie Umsetzung der Versuchsaufbauten nicht möglich gewesen. Daher gilt mein Dank allen dortigen Mitarbeitern. Insbesondere danke ich Herrn Christian Gramann für seine Hilfsbereitschaft und Mitarbeit.

Im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter bekam ich die Gelegenheit, mit vielen Lehrstühlen außerhalb der Fakultät Maschinenbau zusammenzuar-

beiten. In diesem Zusammenhang möchte ich den Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (TLB) der Fakultät Bauingenieurwesen an der Ruhr-Universität Bochum erwähnen. Mehrere der in dieser Arbeit vorgestellten Arbeitspakete wurden gemeinschaftlich bearbeitet. Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Markus Thewes bedanke ich mich für die Übernahme des Koreferats und für das Interesse an meiner Arbeit. Außerdem möchte ich mich bei den folgenden Mitarbeitern des TLB für die erfolgreiche Zusammenarbeit bedanken: Frau Dr.-Ing. Britta Schöber, Herr Ing. Zdenek Zizka, Herr M.Sc. Sascha Freimann und Frau M.Sc. Alena Conrads.

Ein großer Dank gilt auch Herrn Prof. Dr. Michael Alber, der mir stets mit freundschaftlichem Rat zur Seite stand, wenn es um geologische Inhalte und Fragestellungen ging.

Abschließend möchte ich mich bei meiner Familie bedanken, die mich immer unterstützt hat. Ebenfalls danke ich meiner Mutter für die Durchsicht der Arbeit. Meiner Verlobten Ghazal gebührt ebenfalls besonderer Dank, da sie mich stets motiviert hat und nach mehr streben ließ.

In Gedenken an das verstorbene Ehepaar Werner und Irmgard Guhe.

Erklärung

An der Ruhr-Universität Bochum studiert eine Vielzahl an Studenten in einem der drei Studiengänge der Fakultät Maschinenbau (Maschinenbau, Umwelttechnik und Ressourcenmanagement, Sales Engineering and Product Management). Im Rahmen der Prüfungsordnungen dieser Studiengänge sind jeweils mehrere schriftliche Arbeiten, namentlich Semester-, Projekt-, Bachelor- und Masterarbeiten, von jedem einzelnen Studenten anzufertigen, die von den wissenschaftlichen Mitarbeitern der Fakultät Maschinenbau betreut werden müssen. Folglich werden häufig an die Art der Arbeit angepasste Arbeitspakete der vom Wissenschaftler zu leistenden Forschung an Studenten delegiert. Dies geschah auch im Rahmen dieser Arbeit, was zur Folge hat, dass ein beträchtlicher Teil der im Anschluss gezeigten Ergebnisse von Studenten gewonnen und bereits beschrieben wurde. Die Betreuung der genannten Arbeiten ist für den wissenschaftlichen Mitarbeiter mit einem hohen Arbeitsaufwand verbunden, da nach der Auslegung der Arbeit auch die Planung, Durchführung und Auswertung von Versuchen stets begleitet werden muss. Auch bei der schriftlichen Ausarbeitung werden studentische Arbeiten u. a. durch Erläuterungen, Anmerkungen und Korrekturen nachhaltig vom Betreuer beeinflusst, sodass sein Anteil an der erfolgreichen Beendigung einer solchen Arbeit 50 % und mehr betragen kann. Da studentische Arbeiten hochschulweit veröffentlicht werden, gilt stets der Student als Urheber seiner schriftlichen Ausarbeitung. Dies hat jedoch zur Folge, dass der betreuende Wissenschaftler ggf. seine Ergebnisse nicht wie üblich frei verwenden kann, was auch die Dissertationsschrift einschließt. Am Lehrstuhl Werkstofftechnik müssen die Verfasser studentischer Arbeiten daher eine Erklärung unterzeichnen, die dem jeweiligen Betreuer die Nutzung der Ergebnisse erlaubt, wobei wörtliche Zitate ordnungsgemäß gekennzeichnet werden müssen. Da die rechtliche Lage in diesem Zusammenhang jedoch nicht hinreichend genau geklärt ist, werden nachfolgend alle studentischen Arbeiten genannt, deren Ergebnisse Einzug in diese Dissertationsschrift gefunden haben:

KELLNER, C.: *Interdisziplinärer Vergleich von Betrachtungsweisen des Verschleißes an Tunnelvortriebsmaschinen*. Ruhr-Universität Bochum, Semesterarbeit, 2014.

HÖLSCHER, K.: *Entwicklung einer Methodik zur in-situ Messung des Verschleißfortschrittes von Werkzeugen in Tunnelvortriebsmaschinen*. Ruhr-Universität Bochum, Bachelorarbeit, 2014.

ÖZTÜRK, E.: *Bewertung des Cerchar-Tests aus werkstoffkundlicher Sicht - Einfluss des Werkstoffgefüges auf den CAI*. Ruhr-Universität Bochum, Bachelorarbeit, 2015.

BIELEFELD, J.: *Verschleißversuche am ASTM-G65 Rubber-Wheel mit implementierter Messsensorik zur Bewertung des in-situ Verschleißfortschrittes von TVM-Werkzeugen*. Ruhr-Universität Bochum, Bachelorarbeit, 2015.

HEIN, I.: *Ermüdungsverhalten von grobkörnigen Hartmetallgütern - Experimentelle Validierung der Verschleißmechanismen und Analyse der mikrostrukturellen Vorgänge*. Ruhr-Universität Bochum, Masterarbeit, 2016.

SERAP, G.: *Abbauwerkzeuge für den maschinellen Tunnelvortrieb im Festgestein – Literaturrecherche zu bestehenden Verschleißprognosemodellen*. Ruhr-Universität Bochum, Semesterarbeit, 2017.

Des Weiteren wurden im Rahmen des Sonderforschungsbereich 837 (RUB) kooperative studentische Arbeiten mit dem Lehrstuhl Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (Prof. Dr.-Ing. Thewes) vergeben. Diese wurden von Studenten unter der Betreuung beider Lehrstühle durchgeführt:

MENSLAGE, H.: *Einfluss der Bodenkonditionierung mit Schaum auf den Verschleiß von Abbauwerkzeugen beim Tunnelvortrieb mittels Erddruckschild in kohäsionslosen Böden*. Ruhr-Universität Bochum, Masterarbeit, 2017.

BAYDAG, S.: *Untersuchungen zum Einfluss der Bentonitsuspension auf den Verschleiß von Abbauwerkzeugen bei realitätsnahen Bedingungen an der Ortsbrust in kohäsionslosen Böden*. Ruhr-Universität Bochum, Masterarbeit, 2017.

Alle rasterelektronenmikroskopischen Bilder dieser studentischen Arbeiten wurden vom Autor dieser Arbeit gemeinsam mit den Studenten für deren schriftliche Ausarbeitungen erstellt. Die entsprechenden Bildrechte sind dabei an die Studenten übergegangen. Aus diesem Grund sind Bilder, die ohne weitere Bearbeitung aus diesen studentischen Arbeiten übernommen wurden, ordnungsgemäß zitiert.

In den öffentlich geförderten Forschungsprojekten bestand weiterhin die Anforderung die aufgenommenen Ergebnisse in international einsehbaren Zeitschriften zu veröffentlichen und somit einem breiten Publikum sichtbar zu machen. Die dort veröffentlichten Bilder dürfen weiterhin für Dissertationsschriften verwendet werden, die Bildrechte gehen jedoch an die jeweiligen Verlage über. Aus diesem Grund sind auch die in Veröffentlichungen genutzten Bilder (auch bei Übersetzung englisch-deutsch) ordnungsgemäß zitiert. Alle Veröffentlichungen sind zusätzlich im Anschluss an das Literaturverzeichnis am Ende dieser Arbeit aufgeführt.

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	V
1 Einleitung	1
1.1 Wissenschaftliche und technologische Einordnung	1
1.1.1 Verschleißbewertung im maschinellen Tunnelbau	5
1.1.2 Tribologisches System Abbauwerkzeug	7
1.1.3 Maschineller Tunnelbau im Schildvortrieb	9
1.1.4 Bodenabbau im Vollschnittverfahren mit TVM	13
1.1.5 Werkzeugkonzepte für den Vollschnittabbau	14
1.1.6 Verschleißmechanismen der Abbauwerkzeuge im Lockergestein .	18
1.2 Ableitung des Forschungsbedarfs	21
1.3 Vorgehensweise und Zielsetzungen	23
2 Grundlagen	25
2.1 Baugrund - Gegenkörper im tribologischen System	26
2.1.1 Geotechnische Beschreibung des Baugrunds	28
2.1.2 Einsatz von Stütz- und Konditionierungsmitteln	31
2.2 Belastungskollektiv - Vortriebsparameter und Prozesssteuerung	34
2.3 Grundkörper - Verschleißmechanismen und Werkzeugwerkstoffe	37
2.3.1 Substratwerkstoffe	40
2.3.2 Verschleißschutzschichten	42

3	Experimentelle Methoden	61
3.1	Untersuchung verschlissener TVM Werkzeuge	61
3.2	Verwendete Werkstoffe	62
3.2.1	Substratwerkstoffe	62
3.2.2	Verschleißschutzschichten	64
3.2.3	Probenherstellung und Wärmebehandlung	66
3.3	Mechanische Untersuchungen	67
3.3.1	Härtemessung und instrumentierte Eindringversuche	67
3.3.2	Druckversuche	69
3.3.3	Vier-Punkt-Biegeversuche	69
3.4	Bestimmung der Abrasivität des Baugrunds	70
3.4.1	LCPC Versuch	71
3.4.2	Cerchar Abrasivitätstest	71
3.5	Bodenmechanische Untersuchungen	73
3.5.1	Triaxialer Druckversuch	73
3.5.2	Proctor-Versuch	74
3.5.3	Siebanalyse	74
3.6	Bildgebende Verfahren	75
3.6.1	Lichtmikroskopie	75
3.6.2	Rasterelektronenmikroskopie	75
3.6.3	Focused-Ion-Beam Mikroskopie	76
3.6.4	Quantitative Bildanalyse	77
3.7	Verschleißversuche	78
3.7.1	Reibrad-Verfahren ASTM-G65	78
3.7.2	Stoßverschleiß-Versuch	79
3.7.3	RUB Tunneling Device	80
4	Ergebnisse	87
4.1	Methodiken zur Bewertung der Abrasivität des Baugrunds	88

4.1.1	LCPC Versuch	88
4.1.2	Cerchar Abrasivitätstest	89
4.2	Untersuchung der tribologischen Wechselwirkungen	91
4.2.1	Bodenmechanische Untersuchungen	91
4.2.2	Einfluss der Steuer- und Vortriebsparameter	93
4.2.3	Einfluss des Baugrunds	95
4.2.4	Einfluss von Stütz- und Konditionierungsmitteln	96
4.2.5	Einfluss des Werkzeugwerkstoffs	100
4.3	Werkstoffkundliche Analyse der Verschleißmechanismen	101
4.3.1	Härtemessung und Nanoindentation	101
4.3.2	Nanoritzversuche	102
4.3.3	Druckversuche	103
4.3.4	Vier-Punkt-Biegeversuche	103
4.3.5	Reibradversuch ASTM-G65	104
4.3.6	Stoßverschleiß-Versuche	104
4.3.7	Quantitative Bildanalyse und EBSD	107
5	Diskussion	109
5.1	Bewertung der Abrasivität des Baugrunds mit Indexwerten	110
5.2	Analyse der Systemkomponenten des Tribosystems	120
5.2.1	Einfluss des Belastungskollektivs	120
5.2.2	Einfluss des Gegenkörpers	124
5.2.3	Einfluss von Zwischen- und Umgebungsmedien	125
5.2.4	Einfluss des Grundkörpers	135
5.3	Werkstoffabhängige Analyse der Verschleißmechanismen	136
5.3.1	Materialabtrag in Folge von Furchungverschleiß	137
5.3.2	Zyklisch induzierte Oberflächenzerrüttung	139
5.4	Synthese und Bewertung der Ergebnisse aus tribologischer Sicht	159

6	Zusammenfassung	169
7	Ausblick	173
A	Tabellen	179
B	Bildanhang	201
C	Konstruktionsskizzen	263
	Literaturverzeichnis	265

Nomenklatur

Symbole

λ_{Co}	freie Matrixweglänge	$[\mu\text{m}]$
λ_{nom}	nominelle freie Matrixweglänge	$[\mu\text{m}]$
λ_{true}	wahre freie Matrixweglänge	$[\mu\text{m}]$
φ	innerer Reibungswinkel	$[\circ]$
ρ	Dichte	$[\text{g}/\text{cm}^3]$
ρ_d	Trockendichte	$[\text{g}/\text{cm}^3]$
σ_b	Biegebruchfestigkeit	$[\text{MPa}]$
τ_c	Scherfestigkeit des Bodens	$[\text{MPa}]$
A	Grundfläche	$[\text{mm}^2]$
A_{BR}	Abrasivitätsindex nach LCPC	$[-]$
a_c	kritische Risslänge	$[\text{m}]$
$\ddot{A}_{Qu}$	Äquivalenter Quarzgehalt	$[\%]$
A_v	Furchenquerschnittsfläche	$[\mu\text{m}^2]$
A_t	tangential projizierte Indenterfläche	$[\mu\text{m}^2]$
A_N	normal projizierte Indenterfläche	$[\mu\text{m}^2]$
c	Kohäsion	$[\text{MPa}]$
C	Kontiguität	$[-]$

C_U	Ungleichförmigkeitszahl	[-]
d_{WC}	mittlere Karbidgröße WC	[μm]
D	Lagerungsdichte	[-]
d_{60}	Durchmesser d_{60}	[mm]
d_{10}	Durchmesser d_{10}	[mm]
D_{TVM}	Schneidraddurchmesser	[m]
E	Elastizitätsmodul	[GPa]
e	Ritzenergie	[J/mm ³]
FER	Aufschäumrate	[-]
FIR	Schauminjektionsrate	[%]
F_{SC}	Schneidkraft	[N]
F_{Sr}	Schneidradanpresskraft	[N]
F_{VTP}	Vortriebspressekraft	[N]
G_{IC}	kritische Energiefreisetzungsrate	[J/m ²]
H_{AB}	Härte des Abrasivs	[HV]
H_{HP}	Härte der Hartphase	[HV]
H_{HM}	Härte des Hartmetalls	[HV]
H_i	Eindringhärte	[GPa]
H_s	Ritzhärte	[GPa]
K_{IC}	Bruchzähigkeit (Rissöffnungsmodus 1)	[MPa $\sqrt{m}$]
L_{VOR}	Vortriebslänge	[m]
M_{TVM}	Schneidraddrehmoment	[Nm]
M_{Sr}	Schneiddrehmoment	[Nm]
p	Penetration	[mm/U]
P_d	Eindringtiefe	[μm]
P_{max}	maximale Eindringtiefe	[μm]
r_s	Spurradius	[mm]
R_i	Schleifhärte nach Rosiwal	[-]

s	Eindringtiefe	[m]
s_C	Laufweg der Abbauwerkzeuge	[m]
S_r	Sättigungslinie	[-]
U	Schneidraddrehzahl	[1/min]
UCS	einaxiale Druckfestigkeit	[MPa]
V_{Co}	Volumengehalt Kobalt	[%]
v_{SC}	Schneidgeschwindigkeit der Werkzeuge	[m/s]
v_{TVM}	Vortriebsgeschwindigkeit	[mm/min]
w	Furchungsbreite	[μ m]

Abkürzungen

α -Co	kubisch-flächenzentriertes Kobalt
At.-%	Atom-%
AFNOR	Association francaise de normalisation
AFM	Rasterkraftmikroskop
ASTM	American Society for Testing and Materials
CAI	Cerchar Abrasivitätsindex
DAUB	Deutscher Ausschuss für unterirdisches Bauen e.V.
DEW	Deutsche Edelstahlwerke GmbH
DIN	Deutsches Institut für Normung e.V.
DSM	Doppelschildmaschinen
ε -Co	hexagonal-dichtgepacktes Kobalt
EBSD	Electron backscattered diffraction
EDX	Electron-dispersive X-Ray
EPB	Earth-Pressure-Balanced
FIB	Focused-Ion-Beam

GOK	Geländeoberkante (Geländeoberfläche)
hdp	hexagonal dichtest gepackt
HM	Hartmetall
HV	Härte nach Vickers
IPF	inverse Polfigur
ISE	Indentation Size Effect
ISO	Internationale Organisation für Normung
ISRM	International Society of Rock Mechanics
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
KSM	Kombinationsschildmaschinen
LAK	LCPC Abrasivitätskoeffizient
LWT	Lehrstuhl für Werkstofftechnik
Ma.-%	Masse-%
MMC	Metal-Matrix Composite (Hartverbundwerkstoff)
ÖNORM	Österreichische Industrienorm
R	Spannungsverhältnis bei schwingender Belastung
RAI	Rock Abrasivity Index
RE	Rückstreu-Elektronen
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
RUB	Ruhr-Universität Bochum
SAI	Soil Abrasivity Index
SE	Sekundär-Elektronen
SEVNB	Single-Edge-V-Notched Beam
SFB	Sonderforschungsbereich
Si ₃ N ₄	Siliziumnitrid
SiO ₂	Siliziumoxid

SM	Schildmaschinen
TBM	Tunnelbohrmaschine
TiC	Titanmonokarbid
TLB	Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb
TRS	Transverse Rupture Strength = Biegebruchfestigkeit
TVM	Tunnelvortriebsmaschine
Vol.-%	Volumen-%
WC	Wolframmonokarbid
WFN	martensitische Ferro-Titanit [®] Güte
XRD	Röntgendiffraktometrie

Kapitel 1

Einleitung

1.1. Wissenschaftliche und technologische Einordnung

Es existiert eine Vielzahl an technischen Prozessen und Verfahren, bei denen der Abbau und Abtrag von Mineralien, Gesteinen und Böden im Fokus steht. Sei es die Erschließung von unterirdischen Bauräumen, die Rohstoffgewinnung im Tage- oder Untertagebau, der Ausbau von Infrastruktur oder der Gesteinsbohrprozess. Diese Abbauprozesse stellen auch heutzutage noch enorme Anforderungen an die verwendeten Maschinen und deren Werkzeuge. Obwohl die Vielfältigkeit des Baugrunds die Maschinenteknik zu immer neuen Entwicklungen und Prozesstechniken bewegt, sind die Abbau- und Abtragsmechanismen in den verschiedenen oben genannten Anwendungsbereichen ähnlich. Der Abtrag von Gestein und Boden ist meist mit hohen Belastungen für das eingesetzte Werkzeug verbunden, was zwangsläufig zum Verschleiß der Werkzeuge durch den Abbauprozess führt. Wie in den meisten technischen Prozessen beeinflusst Verschleiß neben dem Prozessablauf auch die finanzielle Planung und Kostenbilanz eines Projektes. Auftretende Mehrkosten durch unerwarteten Materialmehraufwand sowie Reparatur- und Wartungsarbeiten können eine wichtige Rolle bei der Abwicklung eines Bauvorhabens

spielen.

Aus diesem Grund ist Verschleiß ein wichtiger ökonomischer Faktor. Um einen Prozess oder ein Projekt möglichst kosteneffizient realisieren zu können, muss dieser berücksichtigt und idealerweise kontrolliert oder zumindest kalkulierbar werden. Eine immer wieder zitierte Aussage des Bundesministeriums für Forschung und Technologie (BMFT) aus dem Jahre 1983 stellt diesen Zusammenhang anhand konkreter Zahlen sehr anschaulich dar: „Reibung, Verschleiß und Korrosion verschlingen in den Industrieländern etwa 4,5 % des Bruttosozialprodukts“ (seit 1999 Bruttonationaleinkommen genannt) (BMFT Report 1983) [1]. Umgerechnet auf das Bruttonationaleinkommen der Bundesrepublik Deutschland des Jahres 2016 bedeutet dies rund 144 Milliarden € volkswirtschaftlicher Verluste (insbesondere an Rohstoffen und Energie).

Als konkretes Beispiel für den maschinellen Tunnelbau ist der Bau des Unterwasserstollens Manapouri in Neuseeland zu erwähnen (Fertigstellung 2002). Aufgrund von Verschleißschäden an den Abbauwerkzeugen und am Bohrkopf der Vortriebsmaschine musste die Maschine wegen Instandsetzungsmaßnahmen öfter gestoppt und der Vortrieb regelmäßig unterbrochen werden. Diese verschleißbedingten Stillstandszeiten machten 23 % der gesamten Bauzeit des Projektes aus [2, 3]. Ein weiteres Projektbeispiel stellt das Baulos 32 der U-Stadtbahn Essen (1988) dar. Aufgrund von unvorhergesehenen Verschleißschäden musste der Vortrieb für einen Zeitraum von 16 Monaten eingestellt werden [4]. Bei Projekten, die nicht selten Finanzierungssummen im zweistelligen Millionenbereich aufweisen, können Verschleißkosten einen nennenswerten Einfluss auf die Gesamtkosten nehmen.

Der stetig wachsende Bedarf an Infrastruktur, insbesondere in Ballungsgebieten wie Großstädten, führt vielerorts zu räumlichen Engpässen. Daher wird die Alternative des unterirdischen Ausbaus seit vielen Jahren stark vorangetrieben. Die Nutzung von offenen Baugruben ist zwar relativ kostengünstig, aber im innerstädtischen Bereich mit einem hohen Maß an Komplikationen verbunden. Oftmals kommt es während der Bauarbeiten zu schwerwiegenden Einschränkungen für bereits vorhandene Infrastruktur.

Im Rahmen dieser Arbeit steht dabei das Verfahren des maschinellen Tunnelbaus im Schildvortrieb mit Hilfe von Tunnelvortriebsmaschinen (TVM) im weiteren Fokus. Eine beispielhafte TVM ist in Abbildung B.1 dargestellt. In Abbildung B.2 sind zwei Schneidräder mit montierten Abbauwerkzeugen abgebildet. Der weltweit erste Vortriebsschild wurde bereits 1806 von M. I. Brunel in London gebaut [5]. Durch den vollständig unterirdischen Ausbau kommt es nur zu geringfügigen oberirdischen Einschränkungen durch den Tunnelbau. Des Weiteren bietet der Einsatz von TVMs im Gegensatz zu üblichen Tunnelbaumethoden (Ausbau mit Baggern oder Bohrwerkzeugen und Sprengvortrieb) den Vorteil, dass einzelne Prozessschritte wie z.B. der Abbau/Abtrag des Baugrunds, Abtransport des Abraums sowie die Stützung der Ortsbrust oder der Ausbau der Tunnelschale teilweise kombiniert ablaufen [5]. Beim maschinellen Tunnelbau mit TVM wird zwischen der Vortriebs- und der Ringbauphase unterschieden. In der Vortriebsphase baut die Maschine die Ortsbrust ab (simultaner Abtransport des Abraums und Stützung der Ortsbrust). In der Ringbauphase wird der Vortrieb unterbrochen, um die Tunnelschalung zu installieren. Hierbei wird die Ortsbrust weiterhin gestützt. Das führt zu deutlich höheren Vortriebsgeschwindigkeiten und somit zu einer Steigerung der Effizienz des Verfahrens, wodurch Tunnel in Hart- sowie Lockergestein schneller aufgefahren werden können.

Durch das Kombinieren einzelner Prozessschritte in einen logistisch abgestimmten Gesamtprozess, ist solch eine Prozesskette anfällig für Störungen und ungeplante Abweichungen. Beispielsweise führt eine Abnahme der Vortriebsgeschwindigkeit zu einer Verzögerung im Ausbau der Tunnelschale. Solch ein Szenario kann entstehen, wenn die Abbauwerkzeuge der TVM stärker verschleifen als erwartet. Aufgrund des Verschleißes wird der Abbauprozess gestört, weshalb die eingeplanten Vortriebsgeschwindigkeiten nicht mehr erreicht werden und damit die gesamte Prozesskette in Verzug gerät.

Aus diesem Grund spielt der Verschleiß von Abbauwerkzeugen bei der Planung eines Tunnelbauprojektes eine wichtige Rolle. Verschleißbedingte unplanmäßige Maschinenstillstände können durch die erschwerten Arbeitsverhältnisse Untertage zu mehrwöchi-

gen Reparatur- und Instandsetzungsarbeiten führen. Bei Großprojekten bedeuten solche Stillstände häufig Mehrkosten im 6-stelligen Bereich [5]. Dies stellt wiederum eine hohe Präzision und Genauigkeit bei der Planung und Konzeptionierung eines Tunnelvortriebs in den Vordergrund.

Deswegen findet die Abschätzung des Verschleißes der Abbauwerkzeuge und diverser weiterer Maschinenteile Einzug in Projektskizzen und Logistikpläne. Dabei wird versucht, den zu erwartenden Verschleiß auf Basis von geologischen Erkundungen und Baugrundgutachten einzuschätzen. Dieser Erwartungswert fließt wiederum in die Projektplanung und Ausschreibung des Bauvorhabens ein. Solch ein schwer abschätzbarer Faktor birgt natürlich ein enormes Risiko und Nachtragspotential bei der Realisierung eines Großprojektes. Folglich ist seit einigen Jahren ein stetig wachsendes Interesse an der Entwicklung und Verbesserung von sogenannten Verschleißprognosemodellen zu erkennen. Mit Hilfe dieser Modelle wird versucht, möglichst viele Verschleißefflussfaktoren in die Kalkulation mit einzubeziehen. Gängige Praxis dabei ist die Nutzung von Daten aus projektbezogenen Baugrundgutachten, in denen der abzutragende Boden oder das Gestein genau klassifiziert und charakterisiert wird. Dabei spielen Eigenschaften wie die Lagerungsdichte, die Druck- oder Scherfestigkeit und die chemische Zusammensetzung des Baugrunds eine wichtige Rolle. Es ist allerdings verständlich, dass es sich bei Verschleißprognosemodellen immer nur um Abschätzungen mit zum Teil in der Anwendung signifikanten Abweichungen und Ungenauigkeiten handelt. Aufgrund der Vielzahl an Einflussfaktoren ist es bisher nicht möglich gewesen, ein exaktes Vorhersagemodell zu erstellen. Allein der abzutragende Baugrund weist ein enormes Spektrum an variablen Eigenschaften auf. Die Schwierigkeit bezüglich der Identifizierung und Bestimmung der Einflussgrößen wird im folgenden Abschnitt aufgrund seiner Prägnanz ausführlich erläutert und diskutiert.

1.1.1. Verschleißbewertung im maschinellen Tunnelbau

Bei der Planung eines Projektes oder Prozesses spielt die Prognostizierung des zu erwartenden Verschleißes eine wichtige Rolle. Im Bereich des Abbaus von Gesteinen, Mineralien und Böden fand über viele Jahre hinweg eine stetige Entwicklung statt, um die Prognose zu verbessern. Dabei wurden Erkenntnisse und Optimierungen zwischen den verschiedenen Anwendungsbereichen übertragen und ausgetauscht. Ein Beispiel hierfür sind Bohr- oder Rollenmeißel, die ursprünglich aus der Tiefbohrtechnik stammen. Der Abbaumechanismus der Meißel erwies sich beim Abbau von Gestein als effektiv, weshalb das Werkzeugkonzept ebenfalls für Tunnelvortriebsmaschinen genutzt wird. Rollenmeißel und andere Abbauwerkzeuge werden im weiteren Verlauf noch detailliert beschrieben.

Zurückkommend zur Verschleißbewertung bilden einfache Versuche im Labormaßstab einen ersten Schritt zur Beschreibung der verschleißenden Wirkung des Baugrunds. Deren Ziel ist es, den auftretenden Verschleiß zu klassifizieren und nach Möglichkeit mit sogenannten Indexwerten darzustellen. Insbesondere bei Anwendern sind Indexwerte beliebt, da solch einfach geartete Zahlenwerte (z.B. Einteilung des Verschleißes in Stufen 1 - 10; 1 = nicht abrasiv, 10 = hoch abrasiv) ohne Hintergrundwissen oder zusätzlichen Aufwand verstanden und genutzt werden können. Dieser Ansatz ist heutzutage in Form diverser Indexwerte und Verschleißklassifikationen weit verbreitet und bereits Bestandteil vieler Baugrundgutachten. Zu erwähnen wären beispielsweise Kennwerte wie der CAI („Cerchar Abrasivitäts Index“ [6]), A_{BR} („LCPC Abrasivitätskoeffizient“ [7]) oder $\ddot{A}_{Qu}$ („äquivalenter Quarzgehalt“ [8]).

Grundlage dieser Kenngrößen ist die Betrachtung des abzutragenden Baugrunds und dessen Abrasivität, die das Verschleißpotential des Bodens (im Folgenden auch Abrasiv genannt) beschreibt. Die bei diesen Versuchen getroffene zentrale Annahme ist, dass Verschleiß eine Materialeigenschaft wie z.B. die Bruchfestigkeit oder die Härte darstellt. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit wird noch eingehend erläutert, inwiefern diese Aussage aus werkstofftechnischer Sicht irreführend bzw. falsch ist.

Aufbauend auf diesen einfachen Indexwerten zur Abrasivität bilden „kombinierte Verschleißfaktoren“ wie der SAI („Soil Abrasivity Index“ [9]) oder RAI („Rock Abrasivity Index“ [10]) sinnvolle Weiterentwicklungen. Mit diesen Funktionen werden Verknüpfungen zwischen einzelnen boden- oder felsmechanischen Eigenschaften hergestellt. Im RAI wird beispielsweise die einaxiale Druckfestigkeit des Baugrunds mit seinem äquivalenten Quarzgehalt multipliziert, wodurch eine genauere Beschreibung des Abrasivs möglich ist.

Basierend auf diesen Untersuchungen stellt die Bestimmung eines Verschleißprognosemodells den letzten und umfassendsten Schritt dar, mit denen der Verschleiß von Abbauwerkzeugen in Abhängigkeit diverser Einflussfaktoren vollständig berechnet werden kann. Solch einen Modell hat KÖPPL auf Basis von empirischen Projektdaten zahlreicher Tunnelvortriebe erstellt [9]. In dem Modell wird die Abrasivität des Baugrunds mit dem bereits erwähnten SAI abgebildet. Wie bei allen empirischen Modellen ist die Genauigkeit stark abhängig von den Eingangsdaten und daher strenggenommen nur auf Systeme gleicher Randbedingungen übertragbar. Im Gegensatz dazu ist ein auf experimentellen Daten beruhendes Prognosemodell auf andere Systeme übertragbar und stetig erweiterbar. Nachteilig ist wiederum, dass experimentelle Versuche aufgrund der Dimensionierung und den damit verbundenen Größeneffekten die realen Bedingungen eines Verschleißsystems wie beispielsweise den Tunnelbau mittels TVM nur eingeschränkt abbilden können.

Die zuvor genannten Erläuterungen verdeutlichen, dass der Verschleiß an Abbau- oder auch Gesteinsbohrwerkzeugen in der Praxis anhand der Abrasivität des Baugrunds prognostiziert wird. An diesem Punkt soll nun der Bogen zur Tribologie geschlagen werden. Die Gesellschaft für Tribologie definiert diese als „die Wissenschaft und Technik von aufeinander einwirkenden Oberflächen in Relativbewegung. Sie umfasst das Gesamtgebiet von Reibung und Verschleiß (einschließlich Schmierung) und schließt entsprechende Grenzflächenwechselwirkungen sowohl zwischen Festkörpern als auch zwischen Festkörpern und Flüssigkeiten oder Gasen ein“ [11].

1.1.2. Tribologisches System Abbauwerkzeug

In einem tribologischen System sind alle Komponenten und deren Eigenschaften zusammengefasst, die zu einer tribologischen Beanspruchung beitragen. In Abbildung B. 3 ist ein beispielhaftes tribologisches System mit seinen unterschiedlichen Komponenten dargestellt [11]. Zentrale und wichtigste Aussage hierbei ist, dass Verschleiß eine systemabhängige Größe ist. Sie ist keine Materialeigenschaft, sondern eine Systemeigenschaft und muss daher immer im Kontext des vorliegenden Gesamtsystems betrachtet werden. Dies steht im direkten Konflikt mit der zuvor erläuterten praxisgängigen Schlussfolgerung, dass der Verschleiß sich aus der „Baugrundkenngröße Abrasivität“ ergibt.

Wie in Abbildung B.3 veranschaulicht, setzt sich ein tribologisches System innerhalb einer definierten Systemgrenze aus mehreren Komponenten zusammen: (1) dem Grundkörper, (2) dem Gegenkörper, (3) dem Zwischenstoff, (4) dem Umgebungsmedium und dem übergeordneten Beanspruchungs- bzw. Belastungskollektiv [11]. In dem Belastungskollektiv sind alle Beanspruchungsgrößen zusammengefasst, die von außen auf das System einwirken (z.B. Verlauf und Dauer der Belastung, Geschwindigkeit und Temperatur, Bewegungsart und -form) [11]. Zur Verdeutlichung wurden in Abbildung B.4 die Systemkomponenten für den Anwendungsfall TVM Abbauwerkzeug schematisch übertragen. Das Abbauwerkzeug stellt den Grundkörper des tribologischen Systems dar, der anstehende Baugrund den Gegenkörper. Des Weiteren können diverse Zwischen- und Umgebungsmedien wie beispielsweise Grundwasser vorhanden sein. Zusätzlich können dem Abbauprozess prozessbedingte Konditionierungs- oder Stützmedien hinzugefügt werden, auf die in den späteren Kapiteln genauer eingegangen wird. Das Belastungskollektiv setzt sich aus den Vortriebsparametern und den daraus resultierenden Beanspruchungen zusammen. Zu den Vortriebsparametern gehören beispielsweise die Umdrehungsgeschwindigkeit des Schneidrades und die daraus resultierenden relativen Werkzeuggeschwindigkeiten oder auch die Vortriebsgeschwindigkeit (Geschwindigkeit der TVM in horizontaler Richtung). Als eine resultierende Beanspruchung ergibt sich die Anpresskraft der Werkzeuge gegen die Ortsbrust.

Aus diesem komplexen und variablen Prozess ergeben sich für das betrachtete tribologische System eine Vielzahl von möglichen Einflussgrößen. Um diese zu identifizieren und zu analysieren, muss der zugrunde liegende Prozess des maschinellen Tunnelbaus im Schildvortrieb mit Tunnelvortriebsmaschinen genauer beleuchtet werden. In dieser Arbeit stehen dabei die Maschinenteknik und insbesondere die Abbauwerkzeuge einer TVM im Vordergrund.

Nachfolgend sollen die im Tunnelbau häufig verwendeten Begriffe des Primär- und Sekundärverschleißes erläutert werden, da diese in der Werkstofftechnik so nicht genutzt werden. Außerdem entsprechen sie nicht den gängigen tribologischen Definitionen und Beschreibungen.

Unter Primärverschleiß wird der durch das Lösen des Baugrunds „zu erwartende“ Verschleiß direkt an den Abbauwerkzeugen verstanden [12]. Mit Sekundärverschleiß ist der Verschleiß an allen anderen Maschinenteilen gemeint [12]. Beispielsweise wenn das Abbauwerkzeug so stark beschädigt ist, dass die Schneidradstahlstruktur dahinter bereits verschleißt. Des Weiteren wird der Verschleiß in der Abbaukammer oder an den Transportsystemen für den Abraum (Schneckenförderer oder Transportbänder) als Sekundärverschleiß bezeichnet.

Bezugnehmend auf diese aus werkstofftechnischer Sicht ungenaue und teilweise widersprüchliche Nomenklatur befasst sich die vorliegende Arbeit ausschließlich mit dem Primärverschleiß während des Vortriebs. Im Fokus steht der durch den Abtrag der Ortsbrust resultierende Verschleiß der Abbauwerkzeuge. Im weiteren Verlauf der Arbeit werden die Begrifflichkeiten Primär- und Sekundärverschleiß nicht weiter benutzt, da lediglich tribologische Definitionen verwendet werden sollen. Um die zum Verschleiß führenden Vorgänge zu analysieren, wird im Folgenden zuerst der zugrunde liegende technische Prozess beleuchtet.

1.1.3. Maschineller Tunnelbau im Schildvortrieb

Beim bergmännischen Ausbau hat sich das Verfahren des maschinellen Tunnelbaus im Schildvortrieb weltweit etabliert. Insbesondere in innerstädtischen Bereichen mit sensibler Infrastruktur werden die Vorteile offensichtlich, da es zu keinen oder nur geringen Beeinträchtigungen der oberirdischen Bebauung oder Verkehrsströme kommt [5]. MAIDL hat die Vor- und Nachteile der Schildbauverfahren zusammengefasst [5]:

Vorteile:

- Möglichkeit von Mechanisierung und hoher Vortriebsgeschwindigkeit,
- Profilgenauigkeit,
- kleinstmögliche Beeinflussung vorhandener Bebauung,
- große Sicherheit für die Belegschaft,
- umweltfreundliche Bauweise, Erhöhung des Grundwasserspiegels, wenig Lärm,
- Möglichkeit einer qualitativ hochwertigen und wirtschaftlichen Auskleidung.

Nachteile:

- lange Vorlaufzeiten für die Planung, Produktion und Montage des Schildes,
- lange Einarbeitungszeiten,
- aufwendige und kostenintensive Baustelleneinrichtung, gegebenenfalls Separieranlagen, nur bei längeren Tunneln wirtschaftliche Abschreibung,
- Leistungsrisiko bei wechselndem Boden,
- in der Regel festgelegter Kreisquerschnitt mit nur geringen Freiheitsgraden,
- hoher Aufwand bei Änderungen der Querschnittsgeometrie (z.B. Aufweitungen),
- i.d.R. Erfordernis zusätzlicher Bemessung der Auskleidung für die Vortriebskräfte.

Grundsätzlich ist bei dem Tunnelbau im Schildvortrieb gemeint, dass die Tunnellaibung während des Abbaus durch eine zylindrische Stahlkonstruktion gestützt wird. Im Schutz des sogenannten Schildes kann die Tunnelauskleidung („Schalung“) vorbereitet und installiert werden. Dabei wird der Schild beim Abbau der Ortsbrust entlang der Tunnelachse vorgeschoben [5]. Neben der Stützung der Tunnellaibung durch den Schild sind für die Stützung der Ortsbrust oft zusätzliche Sicherungsmaßnahmen notwendig. Damit soll ein Ein- oder Nachbrechen verhindert werden, was wiederum Setzungen oder Einbrüche an der Geländeoberfläche bewirken kann. Die Stabilisierung der Ortsbrust hängt dabei von den Vortriebsparametern und dem anstehenden Baugrund ab. Mögliche Stabilisierungsmethoden sind die natürliche Stützung, die mechanische Stützung, die Druckluftstützung, die Flüssigkeitsstützung sowie die Erddruckstützung [5]. Bei der Flüssigkeits- und Erdstützung kommen Stütz- oder Konditionierungsmittel zur Sicherung der Ortsbrust zum Einsatz (z.B. Bentonitsuspensionen oder Tensidgemische).

Die Unterscheidung der Methoden des Gebirge- oder Baugrundabbaus führt zu den bereits erwähnten Tunnelvortriebsmaschinen, die in dieser Arbeit im Fokus stehen. Bei diesem Abbauprozess kommen Maschinen zum Einsatz, deren Aufbau sich in drei Funktionsbereiche einteilen lassen (siehe Abbildung B. 5). Ganz vorne an der Maschine befindet sich das Schneidrad oder der Bohrkopf mit den darauf montierten Abbaupressen. Der Abraum wird durch die Abbau- und Arbeitskammer zu dem vom Maschinensystem abhängigen Fördersystem (Förderschnecke, -band oder Pumpleitungen) abtransportiert. Hinter der Druckwand befindet sich der Schildbereich, der zur Stützung der Tunnellaibung dient. Die in Abbildung B. 5 dargestellte Tunnelauskleidung besteht aus einzelnen Ringsegmenten, den sogenannten Tübbing. Diese werden im Schutz des Schildes mit Hilfe des Erektors zu einem geschlossenen Ring zusammengesetzt. Der sich beim Verlassen des Schildbereichs ergebende Ringspalt zwischen Tübbingring und Tunnellaibung wird mit speziellen Mörteln verfüllt (siehe Abbildung B. 5) [5]. Während des Abbauprozesses wird die gesamte Maschine mit Hilfe von Vortriebspresen an der als Widerlager dienenden Tunnelauskleidung vorgeschoben. Sobald die maximale Hublänge der Vortriebspresenzylinder erreicht wurde, wird der Vortrieb unterbrochen, die

Hydraulikpressen werden wieder eingezogen und ein neuer Tübbingring eingesetzt. Anschließend beginnt der Abbauprozess von neuem. Dieser intermittierende Prozess wird als Vortriebszyklus (bestehend aus Vortriebs- und Ringbauphase) bezeichnet [5].

Hinter dem Schildbereich, in dem bereits die gesicherte Tunnelröhre vorhanden ist, schließt sich der Nachläufer an. Auf diesem befinden sich Teile der Maschinentechnik sowie weiteres Equipment zum Versorgen des Abbauprozesses und des Tunnelausbaus. Hier befindet sich ebenfalls der Übergabebereich für den Abraum zu den Streckentransportsystemen (z.B. Schutterzüge) [5]. Der „Deutsche Ausschuss für unterirdisches Bauen“ (DAUB) hat die zahlreichen Maschinentypen und Abbausysteme von TVMs zusammengefasst und für die jeweiligen Anwendungsbereiche charakterisiert [13]. In Abbildung B.6 ist eine Übersicht der verschiedenen Maschinentypen dargestellt.

Allgemein wird zwischen teil- und vollflächigem Abbau unterschieden. Im Gegensatz zu Teilschnittmaschinen bauen Vollschnittmaschinen den gesamten Tunnelquerschnitt vollflächig ab. In dieser Arbeit werden nur die Vollschnittmaschinen betrachtet. Des Weiteren wird zwischen Tunnelbohrmaschinen (TBM), die im Hartgestein benutzt werden und nicht zwangsläufig einen Schild haben müssen (Gripper-TBM), Doppelschildmaschinen (DSM), Schildmaschinen (SM) und Kombinationsschildmaschinen (KSM) unterschieden (Abbildung B.6).

Aufgrund des wissenschaftlichen und technologischen Hintergrunds dieser Arbeit liegt der Fokus auf den Schildmaschinen und den unterschiedlichen Stützmechanismen der Ortsbrust (SM-V1 bis SM-V5 in Abbildung B.6). Standfeste Böden (z.B. Tonböden mit fester Konsistenz oder Festgestein) erfordern beim Abbau keine zusätzliche Stützung der Ortsbrust [5]. Sobald der Boden nicht mehr standfest ist, kann die Ortsbrust durch das Schneidrad mit Hilfe von Stützplatten mechanisch gesichert werden. Wenn die Maschine allerdings unterhalb des Grundwasserspiegels arbeitet, ist eine zusätzliche Druckluftbeaufschlagung zur Verdrängung des anstehenden Wassers notwendig. Dabei wird die gesamte Abbaukammer über die Druckwand unter Druck gesetzt, um den Wassereintritt und das unkontrollierte Nachbrechen der Ortsbrust zu verhindern.

Die nächste Variante zur Stützung der Ortsbrust stellt die Flüssigkeitsstützung dar. Hierbei wird die Ortsbrust durch eine unter Druck stehende Flüssigkeit gesichert. Bei diesen häufig als Hydro- oder Mixschild-TVM bezeichneten Maschinen ist die gesamte Abbaukammer und ein Teil der Arbeitskammer mit einer Stützflüssigkeit (z.B. Bentonitsuspension) gefüllt (siehe Abbildung B.5). Eine Luftblase hinter der Tauchwand in der Arbeitskammer reguliert den Stützdruck der Flüssigkeit mit Hilfe der Öffnung im Sohlbereich der Tauchwand (Druckübertragung nach dem Prinzip der kommunizierenden Röhren) [5]. Der abgebaute bzw. gelöste Boden wird hydraulisch zu einer Separieranlage gefördert, in der Stützflüssigkeit und Abraum wieder getrennt werden. Bei TVMs mit Erddruckstützung (SM-V5 in Abbildung B.6) wird die Ortsbrust durch den gelösten Boden gestützt. Dieser kann zusätzlich durch die Injektion von Konditionierungsmitteln (z.B. Tensidgemische) zu einem Brei mit geeigneter Konsistenz überführt werden. Eine druckhaltende Schnecke fördert den unter Druck stehenden Erdbrei aus der Arbeitskammer. Entscheidend bei diesen sogenannten EPB-Schilden („Earth Pressure Balanced Shield“) ist die Einstellung der optimalen Bodenkonsistenz. Der gelöste Boden muss eine weiche bis steif-plastische Masse ergeben, damit eine optimale Stützwirkung für die Ortsbrust entsteht [5].

Der thematische Hintergrund dieser Arbeit liegt im Sonderforschungsbereich (SFB) 837: „Interaktionsmodelle für den maschinellen Tunnelbau“, der an der Ruhr-Universität Bochum von 16 Lehrstühlen verschiedener Fakultäten (Bauingenieurwesen, Maschinenbau und Geologie) bearbeitet wird. Die gesamte Prozesskette des maschinellen Tunnelbaus soll in diesem Großprojekt fachgebietsübergreifend analysiert werden. Beginnend mit der Planung der Vortriebslogistik bis hin zur Auslegung der Tunnelschalung werden die verschiedenen Prozessschritte innerhalb verschiedener Teilprojekte untersucht. Die vorliegende Arbeit wurde im Rahmen des Teilprojekts C5 bearbeitet, bei dem der Verschleiß von TVM-Abbauwerkzeugen im Lockergestein untersucht werden soll. Hierbei wurde eng mit dem Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (TLB) von Prof. Dr.-Ing. Thewes und mit Prof. Dr. Alber vom Institut für Geologie, Mineralogie

und Geophysik zusammengearbeitet.

Der Fokus liegt aufgrund des Bezuges zum Verschleiß und zum tribologischen System der Abbauwerkzeuge auf den Schildmaschinen mit Flüssigkeits- sowie Erddruckstützung. Daher müssen ebenfalls die verwendeten Stütz- und Konditionierungsmittel in der tribologischen Betrachtung berücksichtigt werden. Die Einsatzgrenzen der verschiedenen Maschinen und Ortsbruststützmethoden sollen hier nicht weiter erläutert werden, da die Aufarbeitung des gesamten Vortriebprozesses mit all seinen Facetten den Rahmen dieser Arbeit überschreiten würde. Der Autor verweist auf das Fachbuch von MAIDL (Maschineller Tunnelbau im Schildvortrieb), in dem die gesamte Prozesskette mit zahlreichen Besonderheiten und Unterschieden ausführlich geschildert wird [5]. Zurückkommend zum Verschleiß der Abbauwerkzeuge wird nun der Prozess des Bodenabbaus erläutert, da dieser das tribologische System maßgeblich beeinflusst.

1.1.4. Bodenabbau im Vollschnittverfahren mit TVM

Das Schneidrad einer EPB- oder Hydroschild-TVM ist mit diversen Werkzeugen besetzt. Je nach Baugrund können verschiedene Werkzeugtypen eingesetzt werden. Durch die Rotation des vollflächig anliegenden Schneidrades bauen die Werkzeuge die Ortsbrust konzentrisch ab, wobei der Durchmesser des Schneidrades immer größer als der Durchmesser des Schildes ist. Durch diesen Überschnitt soll ein Verklemmen des zusätzlich konisch geformten Schildes verhindert werden [5]. Die von den Vortriebspresen erzeugte Vorschubkraft drückt das Schneidrad während des Abbaus stetig gegen die Ortsbrust. Je nach verwendetem Werkzeugtyp wird die Ortsbrust abgetragen und der gelöste Boden über die Abbaukammer abtransportiert. Zu den Vortriebs- und Prozessparametern, die den Bodenabbau bestimmen, gehören:

- Vortriebsgeschwindigkeit v_{TVM} (Geschwindigkeit der TVM in mm pro Minute)
- Schneidraddrehzahl U (Umdrehungen des Schneidrades pro Minute)
- Penetration p (Quotient aus v_{TVM} und U in mm pro Umdrehung)

- Vortriebspressekraft F_{VTP} (durch die Vortriebspresen aufgebrauchte Kraft in Vortriebsrichtung) und daraus resultierender Schneidradanpressdruck
- Schneidraddrehmoment M_{TVM} (resultiert aus der Leistung des Schneidradantriebes und den Schneidkräften der Abbauwerkzeuge beim Bodenabtrag)

Neben diesen Steuerparametern des Abbauprozesses fließen noch weitere Größen in das Belastungskollektiv des tribologischen Systems ein:

- Schneidraddurchmesser D_{TVM}
- Werkzeuggeschwindigkeit v_{SC} (positionsabhängige relative Geschwindigkeit des Werkzeugs auf seiner konzentrischen Bahn in m pro Sekunde)
- Laufweg der Abbauwerkzeuge s_C (zurückgelegte Strecke eines Werkzeugs in Abhängigkeit der Position auf dem Schneidrad und der Drehzahl U)

Die Vortriebsparameter und die daraus resultierenden Größen, die das Belastungsprofil der Abbauwerkzeuge mitbestimmen, werden in späteren Kapiteln ausführlicher erläutert. Neben diesen Prozessgrößen hat die Werkzeug- und Schneidengeometrie großen Einfluss auf den Abbaumechanismus und die resultierenden Schneidkräfte. Geometrische Einflüsse hinsichtlich der verwendeten Werkzeugtypen werden im Rahmen dieser Arbeit allerdings nicht behandelt. Ein weiterer verschleißbestimmender Faktor für die Abbauwerkzeuge sind die verwendeten Werkzeugwerkstoffe. In Abhängigkeit vom Abbaumechanismus und dem aufzufahrenden Baugrund werden verschiedene Werkzeuge eingesetzt. Vor dem Hintergrund der Einbindung in das oben genannte Großforschungsprojekt (SFB 837), werden die für Locker- und Festgesteinsvortriebe eingesetzten Werkzeug- und Werkstoffkonzepte im Folgenden vorgestellt.

1.1.5. Werkzeugkonzepte für den Vollschnittabbau

Die Werkzeuge, die die Ortsbrust abbauen, was wiederum als „das Lösen des Gebirges oder Bodens aus dem natürlichen Lagerverband“ definiert ist [5], unterscheiden sich

je nach anstehendem Baugrund. Durch die Werkzeuggeometrie und die Anbringung der Werkzeuge auf dem Schneidrad wird der dem Lösevorgang zugrunde liegende Abbaumechanismus des Werkzeugs definiert. Zu den meist verwendeten Werkzeugen im Lockergestein gehören Schälmesser, Räumer und Stichel. Im Festgestein werden vorwiegend Rollenmeißel eingesetzt (Abbildung B. 7).

Abbauwerkzeug Schälmesser (Abbildung B. 8)

Schälmesser bauen den anstehenden Boden schneidend ab. Der Boden wird als Span über das Werkzeug hinweg aus der Ortsbrust herausgelöst [5]. Dieser Werkzeugtyp wird in bindigen Böden, aber auch in Sanden und Kiesen eingesetzt [14]. Trotz zahlreicher Bauformen beruht das zugrunde liegende Werkzeugkonzept immer auf der Kombination eines Grundkörpers mit verschiedenen Verschleißschutzschichten als Verbundwerkzeug. Der Grundkörper bzw. das Substrat des Schälmessers besteht aus einem relativ zähen Werkstoff (beispielsweise Bau- oder Vergütungsstahl), der durch eingepresste oder gelötete Hartmetalleinsätze und/oder auftraggeschweißte Bereiche lokal gegen Verschleiß geschützt wird. Die Anordnung der verschiedenen Werkstoffe ist in Abbildung B. 8 veranschaulicht.

Abbauwerkzeug Räumer (Abbildung B. 9)

Räumer befinden sich im Kaliberbereich (Randbereich) des Schneidrades und sollen den gelösten Boden hinter das Schneidrad fördern (siehe Abbildung B. 7). Der durch die Schwerkraft in den Sohlbereich des Schneidrads fallende Boden wird durch die Werkzeuggeometrie aufgenommen und abgeschöpft („geräumt“) [5]. Da den Räubern keine direkte bzw. ausgeprägte Löseleistung zukommt, werden sie in allen Böden eingesetzt. Die verwendeten Werkstoffe und deren lokale Anordnung als Verbund sind identisch zu denen der Schälmesser.

Abbauwerkzeug Stichel (Abbildung B. 10)

Im Gegensatz zu Schälmessern und Räumern stehen Stichel (auch je nach Ausführung Ripper oder Rundschaftsmeißel genannt) senkrecht zur Ortsbrust und wirken daher Gefüge zerstörend und aufreißend [5]. Sie werden üblicherweise in nichtbindigen Böden eingesetzt [14]. Um auf wechselnde Baugrundbedingungen zu reagieren, werden Rollenmeißel häufig durch Stichel ersetzt. Dadurch hat sich eine Bauform etabliert, bei der die Stichel direkt in die Rollenmeißelgehäuse eingesetzt werden können (siehe Abbildung B. 10). Bei den verwendeten Werkstoffen wird das gleiche Verbundkonzept wie bei den Schälmessern und Räumer angewandt: Ein zäher und kostengünstiger Grundkörper aus Bau- oder Vergütungsstahl, dessen belastete Angriffsflächen durch Verschleißschutzschichten verstärkt werden. Bei den Schutzschichten kommen ebenfalls Hartmetalle und Auftragschweißungen zum Einsatz.

Abbauwerkzeug Rollenmeißel (Abbildung B. 11)

Rollenmeißel sind rotierende Werkzeuge zum Abbau von Festgesteinsabschnitten, Steinen (Findlinge) oder Blöcken. Sie werden ebenfalls benutzt, um Dichtblöcke, Schlitz- oder Betonwände zu durchhörtern [14]. Der Rollenmeißel besteht aus dem Schneidring und einem Lagergehäuse (siehe Abbildung B. 11). Es existieren hierbei unzählige Bauformen mit variablen Schneidringdurchmessern, Ausführungen und Schneidringanzahlen („Monoblock“, Einring-, Zweiringrolle, usw.). Beim Vortrieb werden die über den Spurradius des Schneidrades verteilten Rollenmeißel gegen die Ortsbrust gepresst und in konzentrischen Bahnen darauf abgerollt. Durch die hohen Anpresskräfte zwischen Schneidring und Ortsbrust wird die Druckfestigkeit des Gesteins überschritten, wodurch es lokal zermahlen wird [2]. Die Schneidkante des Rings dringt dabei so weit ins Gestein, bis sich ein Gleichgewicht zwischen Andruckkraft und Gesteinsfestigkeit einstellt. Die daraus resultierenden Spannungen führen zu Spaltzugvorgängen (Rissbildung), die wiederum zum Abplatzen von Gesteinsstücken („Chips“) aus der Ortsbrust führen [2].

Die Größe der Chips wird dabei vom radialen Abstand zweier Schneidringe auf dem Schneidrad bedingt (Spurabstand der Rollenmeißel). Der wirkende Abbaumechanismus wird Chipping genannt [15]. Hierbei muss der Anpressdruck des Rollenmeißels hoch genug sein, da die Ringe ansonsten nur mahlend über die Ortsbrust rollen und dadurch die Penetration verringern. Probleme treten ebenfalls bei der Nutzung von Rollenmeißeln in Mischböden mit weichen Bodenbereichen auf (beispielsweise in nichtbindigen Böden). Der Schneidring dringt vollständig in den Boden ein und führt nur zu einem Furchen und Verdichten der Ortsbrust, allerdings zu keinem Lösevorgang oder Abtrag. Bei zu geringen Anpresskräften wird das Selbstdrehmoment des Lagers nicht überwunden, wodurch die Rollenmeißel blockieren können [16]. Die Funktion des Werkzeugs wird somit hinfällig.

Idealerweise sollte bei einem Rollenmeißel lediglich der Schneidring verschleifen. Das Lagergehäuse verschleißt nur aufgrund einer Fehlfunktion (z.B. durch zu tiefe Penetration in weichen Böden). Bei den Ringen gibt es je nach anstehendem Baugrund diverse Bauformen. Die einfachste wechselbare Variante stellt die Einringrolle dar, auf dessen Lagergehäuse ein austauschbarer Stahlring montiert ist. Aufgrund der hohen Anpresskräfte müssen die Ringe eine hohe Zähigkeit und gleichzeitig hohe Festigkeit aufweisen. Häufig werden hochfeste Stähle vom Typ X40CrMoV5-1 oder X50CrVMo5-1 eingesetzt. Während der Wärmebehandlung werden die im Gesenk geschmiedeten Ringe knapp oberhalb des Sekundärhärtemaximums angelassen, um eine möglichst hohe Festigkeit und Zähigkeit einzustellen. Eine weitere Bauform stellen Warzenringe dar, deren Grundkörper aus Stahl zusätzlich mit Hartmetalleinsätzen versehen sind (siehe Abbildung B. 12). Neben dem erhöhten Verschleißwiderstand können durch die punktuell eingebrachten Anpresskräfte auch Gesteine mit höchsten Festigkeiten abgebaut werden [2]. Wie bei den zuvor vorgestellten Werkzeugtypen können einzelne Bereiche des Schneidrings zusätzlich auftraggeschweißt werden.

Die unterschiedlichen Werkzeugkonzepte und einhergehenden Abbaumechanismen führen in Abhängigkeit des anstehenden Baugrunds zu werkstoffabhängigen Verschleißme-

chanismen, die im Hinblick auf das jeweils wirkende tribologische System im Folgenden genau untersucht und verstanden werden müssen.

1.1.6. Verschleißmechanismen der Abbauwerkzeuge im Lockergestein

Die Aufarbeitung der werkstoffwissenschaftlichen und werkstofftechnischen Zusammenhänge der Verschleißvorgänge wird in Kapitel 2.3 aufgeführt. An dieser Stelle werden die Verschleißmechanismen phänomenologisch dargestellt, um einen ersten Überblick zu der Verschleißproblematik der Abbauwerkzeuge zu geben. Dazu werden die Verschleißmechanismen und Verschleißerscheinungsformen der bereits vorgestellten Werkzeugkonzepte auf „makroskopischer“ (Bauteil-)Ebene dargestellt.

Verschleiß an Schälmessern, Räumern und Stacheln

Die Verschleißerscheinungsformen der verschiedenen starren furchenden Werkzeugtypen werden gemeinsam betrachtet, da sie sich aufgrund der vergleichbaren Werkstoffkombinationen und Funktionsweise überschneiden. Die Werkzeuge bilden einen Werkstoffverbund aus einem Grundkörper, der als zähes Trägermaterial für harte und spröde Schutzschichten bzw. Inlays dient. Die für das Verschleißverhalten des Stahlsubstrates entscheidenden mechanischen Eigenschaften (Härte, Zähigkeit und Festigkeit) werden durch eine an das Anforderungsprofil des Werkstoffs angepasste Wärmebehandlung eingestellt. Das Substrat wird durch Hartmetalleinsätze und Hartverbundwerkstoffe in Form von Auftragschweißungen gegen schnellen Abtrag geschützt (siehe Abbildung B.9). Die Verschleißschutzschichten zeichnen sich durch eine hohe Härte aus, die bekanntlich den abrasiven Verschleißwiderstand erhöht [17]. Allerdings weisen diese teuren Werkstoffklassen eine geringe Zähigkeit auf und gleichen in etwa dem mechanischen Verhalten von Keramiken. Aus diesem Grund besteht bei auftretenden Überlasten wie Schlägen oder Stößen durch Hindernisse im Baugrund eine hohe Wahrscheinlichkeit für großflächiges Versagen in Form eines Gewaltbruches. Hier kommt der Vorteil eines zähen

Substrats zum Tragen. Das Verformungsvermögen des Gesamtverbunds kann dadurch erhöht werden. Die spröden Verschleißschutzschichten werden unempfindlicher gegen schlagende Belastungen [18]. Die Kombination aus zähem Substrat und harten Verschleißschutzschichten stellt für TVM Werkzeugkonzepte den optimalen Kompromiss aus Standzeit, Funktionalität und Wirtschaftlichkeit dar.

Durch den Kontakt mit dem Baugrund wird die Oberfläche des Substrats vornehmlich durch Abrasion sukzessive abgetragen (siehe Abbildung B. 13). Dies kann dazu führen, dass ungeschützte Bereiche des Substrats zwischen den Verschleißschutzschichten und -einsätzen „ausgewaschen“ werden, sodass die Hartmetalleinsätze und Auftragschweißungen freigelegt werden. Mit fortschreitendem Herauswaschen des Substrats nimmt die Einbindungsfläche der Schutzschichten und Inlays ab, weshalb sich diese bei Überschreiten der Verbundfestigkeit lösen können (siehe Abbildung B. 13). Sobald die harten Komponenten nicht mehr vorhanden sind, steigt die Verschleißrate des darunterliegenden Substrats rapide an.

Beim Hartmetall lassen sich drei makroskopische Verschleißbilder unterscheiden. Wie beim Substrat wird die Oberfläche des Hartmetalls durch Abrasion abgetragen, jedoch sind die Abtrags- und Verschleißraten sehr gering (Abbildung B. 9). Des Weiteren ist zu erkennen, dass die Oberfläche rissig und zerklüftet erscheint, was auf die Zerrüttung der Oberfläche durch zyklisch schlagende Lasten deutlich unterhalb der Bruchfestigkeit zurückzuführen ist (Abbildung B. 14) [17]. Die Zerrüttung ist auf Ermüdungsprozesse im Werkstoffgefüge zurückzuführen, die zur Bildung von Rissnetzwerken und Ausbrüchen im μm -Bereich und somit zum Materialabtrag führt. Das dritte Verschleißbild ist durch großflächige Beschädigungen gekennzeichnet (Abbildung B. 15). Ausbrüche und Abplatzungen weisen auf überkritische Belastungen hin, wodurch zum Teil große Werkzeugbereiche ausbrechen können. Solch ein lokaler Gewaltbruch kann beispielsweise entstehen, wenn die Hartmetallschneidkante des Abbauwerkzeugs auf eine Inhomogenität im Baugrund trifft (z.B. Findling oder Wechsellagerung).

Die in Form von Auftragschweißungen aufgetragenen Hartverbundwerkstoffe werden

oft in Werkzeugbereichen verwendet, die nicht im direkten Kontakt mit der Ortsbrust stehen. Aus diesem Grund ist die schlagende Belastung hier geringer als in den durch Hartmetall geschützten Bereichen (z.B. geometriebedingte Höchstlasten an Schneidkanten). Bei zu hohen Lasten kann es ebenfalls zum Ausbrechen großer Werkstoff- und Werkzeugbereiche kommen. Der häufigere Fall ist allerdings ein Verschleißbild, bei dem die Auftragschweißungen vom abrasiven Oberflächenabtrag dominiert werden (siehe Abbildung B. 9).

Verschleiß an den Rollenmeißeln

Die Belastung eines Rollenmeißels resultiert aus dem Anpressen und Abrollen des Schneidringes auf der Ortsbrust. Wenn der Schneidring idealerweise unterbrechungsfrei auf der Ortsbrust abrollt, ist der abrasive Oberflächenabtrag deutlich geringer als bei den starren Werkzeugen. Die Relativbewegung zwischen Werkzeug und Baugrund entfällt (vollständiges Abrollen auf der Ortsbrust). Dieser Zustand ist bisweilen realitätsfern, weshalb der abrasive Abtrag des Schneidrings ein in der Praxis bekanntes Problem darstellt (siehe Abbildung B. 16a). Sobald der Schneidring tiefer in den Baugrund penetriert (beispielsweise in weichen Böden), werden die Schneidringflanken zusätzlich verschlissen (Abbildung B. 16b). Die Angriffsfläche und damit das Verschleißvolumen nimmt zu. Weiterhin kann es passieren, dass das Lager des Rollenmeißels blockiert (zu weicher Boden, Lagerschaden, Blockieren der Schneidrolle) und der Ring starr über die Ortsbrust gezogen wird [16]. Dies führt zum einseitigen Abtrag des Schneidrings (Abbildung B. 16c).

Um dem abrasiven Abtrag des Schneidrings entgegenzuwirken, kommen für bestimmte Anwendungen Warzenringe zum Einsatz, die mit Hartmetalleinsätzen verstärkt sind (Abbildung B. 12). Zusätzlich können einzelne Bereiche der Ringe (meist zwischen zwei Hartmetalleinsätzen) mit Auftragschweißungen gepanzert werden. Der Stahlring wird dann aufgrund des hohen abrasiven Verschleißwiderstands der Schweißschicht geschützt

(analog zu den starren Werkzeugen). Bei Warzenringen kann es zum Abtrag des Substrats zwischen den Hartmetalleinsätzen kommen, wodurch die Einsätze zunehmend freigelegt werden und herausfallen können (Abbildung B. 17).

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass Schneidringe bei richtigem Einsatz geringe Abtragsraten des Querschnitts aufweisen. Verschleißschutzschichten wie Hartmetalleinsätze und Auftragschweißungen können wie schon bei den starren Werkzeugen ebenfalls genutzt werden. MACIAS hat nachgewiesen, dass durch hohe Anpresskräfte der Verschleißmechanismus Oberflächenzerrüttung ebenfalls bei Schneidringen zum Materialverlust führt. Dieser Mechanismus tritt allerdings nur im Festgestein auf, wodurch der Einfluss im Lockergestein zu vernachlässigen ist [19]. Ein weiterer Schadensfall, der aufgrund hoher Anpresskräfte zwischen Schneidring und Ortsbrust entstehen kann, ist ein Gewaltbruch des gesamten Schneidringquerschnitts. Der Rollenmeißel verliert seine Funktion und damit seine Lösewirkung. Solche Überlasten können durch Inhomogenitäten im Baugrund entstehen. Außerdem können Ausbrüche aufgrund von werkstoffseitigen Gefügeheterogenitäten im Schneidring auftreten. Unter Belastung können nicht-metallische Einschlüsse rissauslösend wirken. Rissausbreitung führt zur Verringerung des tragenden Querschnitts, so dass schließlich Restgewaltbruch eintritt.

1.2. Ableitung des Forschungsbedarfs

Die einleitend zusammengefassten Schilderungen verdeutlichen, dass ein sehr hohes Interesse an der Analyse der Verschleißvorgänge von Abbauwerkzeugen für mineralische Güter besteht. Beim maschinellen Schildvortrieb mit TVM bergen unplanmäßige Maschinenstillstände ein enormes Kostenrisiko und Nachtragspotential. Diese zum Teil verschleißbedingten Unterbrechungen können über den ökonomischen Erfolg oder Misserfolg eines Tunnelbauprojektes entscheiden [9]. Die Vortriebsgeschwindigkeit und damit die Effizienz des Vortriebs kann durch die genaue Bestimmung des zu erwartenden Verschleißes deutlich gesteigert werden.

Jedoch ist jede Voraussage der Vortriebsgeschwindigkeit nur so genau wie das zugrunde liegende Modell. Um ein aussagekräftiges und präzises Prognosemodell zu generieren, ist es zwingend notwendig, das vorliegende tribologische System hinreichend zu beschreiben, wozu diese Arbeit einen nennenswerten Beitrag liefern soll.

Zurückkommend zu der momentan in der Praxis gängigen Vorgehensweise, den zu erwartenden Verschleiß anhand von Bodenkennwerten aus Baugrundgutachten abzuschätzen, führt dies immer wieder zu Komplikationen und Fehlinterpretationen. Um eine Basis zu schaffen, auf der zukünftige Verschleißprognosemodelle aufbauen können, muss das tribologische System für den jeweiligen Anwendungsfall bestimmt und genau verstanden werden. Zur experimentellen Untersuchung solch eines Systems müssen alle Systemkomponenten umfassend analysiert und beschrieben werden. Dabei liegt der Fokus insbesondere auf den Wechselwirkungen der Komponenten innerhalb des jeweils wirkenden tribologischen Systems, da sie das Verschleißbild maßgeblich beeinflussen. Durch die systemabhängige Betrachtung entsteht ein Verständnis für den Ablauf der Verschleißvorgänge an den unterschiedlichen Werkzeugen in Abhängigkeit der verschiedenen Einflussfaktoren (Vortriebsparameter, Baugrund, Werkzeugposition, Werkzeug- und Werkstoffkonzept).

Hierbei stellt sich nun die Frage, inwieweit das tribologische System experimentell abgebildet werden kann. Ein Versuchsstand im Labormaßstab, der die Entwicklung einer Methodik zur Bewertung des Verschleißfortschrittes von Abbauwerkzeugen im Schildvortrieb vorantreibt, muss die oben genannten Systemeinflussgrößen hinreichend berücksichtigen. Dabei stellt sich aus werkstofftechnischer Sicht die Frage, ob die werkstoffabhängigen dominanten Verschleißmechanismen überhaupt in nur einem Versuch sinnvoll abgebildet werden können. Die Überlagerung verschiedener Verschleißvorgänge kann dazu führen, dass einzelne Teilaspekte nicht genau analysierbar und voneinander trennbar sind. Dieser Konflikt verdeutlicht die Forderung, das Verschleißsystem und das Themenfeld „Verschleiß von TVM-Abbauwerkzeugen“ von Grund auf zu analysieren. Nur so kann im letzten Schritt eine Prognose abgeleitet werden, die zu aussage-

kräftigen Rückschlüssen in Bezug auf den zu erwartenden Verschleiß führt. Sind die Eingangsgrößen einer solchen Prognose bereits unscharf und aus tribologischer Sicht nicht aussagekräftig, bleibt fraglich, ob das resultierende Modell zu nutzbaren Ergebnissen führt. Andererseits kann die Aufarbeitung dieses Themenfeldes auch zur Ableitung verbesserter Werkzeug- und Werkstoffkonzepte genutzt werden.

1.3. Vorgehensweise und Zielsetzungen

Aus der umfassenden Einleitung und dem abgeleiteten Forschungsbedarf lassen sich die Ziele und Vorgehensweise dieser Arbeit definieren. Gegenstand dieser Dissertation ist die Erarbeitung eines aus werkstofftechnischer Sicht weitreichenden Verständnisses zu den Verschleißvorgängen von TVM-Abbauwerkzeugen im Lockergestein. Diese Themenstellung wurde im Rahmen des zuvor genannten Teilprojekts C5 im Sonderforschungsbereich 837 bearbeitet. Die Ziele und zentralen Fragestellungen dieser Arbeit sind grafisch in Abbildung B.18 dargestellt und lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Erarbeitung eines Verständnisses für den Verschleißvorgang von TVM Abbauwerkzeugen im Lockergestein. Identifizierung der werkzeug- und werkstoffabhängigen Verschleißmechanismen.
- Stand der Forschung bezüglich der Bestimmung des Verschleißes von Abbauwerkzeugen. Analyse der verwendeten Methodiken und Verfahren hinsichtlich der darin berücksichtigten Verschleißmechanismen.
- Analyse und Bestimmung des tribologischen Systems TVM Abbauwerkzeug. Beurteilung der aktuell genutzten Ansätze bezüglich ihrer Aussagekraft und Nutzbarkeit.
- Basierend auf dem tribologischen System sollen Versuche im Labormaßstab entwickelt werden, mit denen die verschiedenen werkstoffabhängigen Verschleißmechanismen analysierbar sind.

- Bezüglich der verschiedenen Verschleißmechanismen werden die verwendeten Werkzeugmaterialien werkstoffwissenschaftlich analysiert. Ableitung von Konzepten, Empfehlungen oder sogar Werkstoffprofilen aus den erarbeiteten Grundlagen, die sich für den Einsatz als Abbauwerkzeuge eignen.
- Die in dieser Arbeit erarbeiteten Ergebnisse und Erkenntnisse sollen letztendlich zur Bewertung und Abschätzung der Verschleißvorgänge führen. Dabei steht im Fokus, wie eine aussagekräftige Prognose aussehen könnte, welche Eingangsgrößen berücksichtigt werden müssen und wie genau solch ein Modell überhaupt sein kann.
- Abschließend soll die Synthese der Ergebnisse zu diesen Fragestellungen zu einer Prozessoptimierung und damit zur Effizienzsteigerung des Tunnelvortriebs beitragen.

Die folgende Arbeit gliedert sich anhand der definierten Ziele und Fragestellungen. In den jeweiligen Kapiteln werden die Zusammenhänge mittels diverser experimenteller Ergebnisse analysiert und validiert. Die Ergebnisse dieser Dissertation lassen sich vereinfacht in drei Themenbereiche unterteilen. Im ersten Bereich steht die Tribologie im Vordergrund, mit deren Hilfe die Verschleißvorgänge der Abbauwerkzeuge verstanden und in geeigneten Versuchsaufbauten widergespiegelt werden sollen.

Der zweite Teil befasst sich verstärkt mit den Verschleißmechanismen der verwendeten Werkstoffe auf mikrostruktureller Ebene (insbesondere mit Hartmetall). Das Abbauwerkzeug rückt in den Fokus und die Werkstoffkonzepte werden auch in Hinblick auf mögliche Empfehlungen oder Verbesserungen betrachtet.

Im dritten Abschnitt werden die zusammengetragenen Ergebnisse bezüglich existierender und zukünftiger Verschleißbewertungen validiert und mögliche Werkzeugoptimierungen vorgestellt.

Kapitel 2

Grundlagen

Der Aufbau dieses Kapitels orientiert sich an dem im vorherigen Kapitel erwähnten tribologischen System der Abbauwerkzeuge, um den direkten Bezug zur Einleitung und den daraus resultierenden Fragestellungen herzustellen. Beginnend wird die durch den Baugrund dargestellte Systemkomponente „Gegenkörper“ beschrieben. Anschließend werden die Vortriebsparameter und die Maschinentchnik erläutert, da diese das Belastungskollektiv beeinflussen. Die Abbauwerkzeuge (Grundkörper) und die beim Bodenabbau auftretenden Verschleißmechanismen werden auf makroskopischer (Bauteilebene) und mikrostruktureller Ebene (Werkstoffgefüge) analysiert und anschließend skalenübergreifend diskutiert. Abschließend wird der Fokus auf die in der Wissenschaft und Technik verwendeten Verschleißprognosemodelle gerichtet. Der Schwerpunkt der werkstoffkundlichen Grundlagen liegt dabei auf den hoch hartphasenhaltigen Werkstoffen wie beispielsweise Hartmetall. Bei dieser Werkstoffgruppe sind die bei Abbauwerkzeugen auftretenden Verschleißmechanismen noch nicht umfassend geklärt. Daher werden die mikrostrukturellen Besonderheiten des Hartmetalls in Abschnitt 2.3.2 ausführlich beschrieben.

2.1. Baugrund - Gegenkörper im tribologischen System

Der in zahlreichen Zuständen und Erscheinungsformen anzutreffende Baugrund stellt den Gegenkörper im tribologischen System der Abbauwerkzeuge dar. Aufgrund des werkstofftechnischen Hintergrunds dieser Arbeit wird der Baugrund aus geologischer Sicht nur mit Blick auf den Prozess des Bodenabbaus hin fokussiert erläutert. Als Einstieg in diese Thematik wird die „International Society of Rock Mechanics“ (ISRM) zitiert [20]. Diese gliedert den unterschiedlich ausgebildeten Baugrund anhand der einaxialen Druckfestigkeit (UCS) in drei Bereiche:

- Boden bzw. Lockergestein $< 0,25 \text{ MPa}$
- Weich- bzw. nachgiebiges Gestein $< 5 \text{ MPa}$
- Festgestein $> 5 \text{ MPa}$

Die Klassifizierung des Baugrunds weicht in anderen geotechnischen Normen teilweise davon ab, wobei häufig die zugrunde liegende Betrachtungsweise ausschlaggebend ist. In der österreichischen Industrienorm ÖNORM B 2203-2 [21] findet sich beispielsweise nur die Unterscheidung zwischen Fels (Festgestein) und Boden (Lockergestein). Wo genau die Unterschiede in den zahlreichen Normen sind, soll hier nicht weiter erläutert werden. Wichtig ist, dass die Unterteilung zwischen Locker- und Festgestein in den meisten Normen und auch in der Praxis gängig ist. Zur Erklärung dieser Begriffe wird die von SMOLTČZYK erarbeitete Definition zitiert [22]:

- Boden ist im bautechnischen Sinne die oberflächennahe, nicht verfestigte Zone der Erdkruste. Die Bestandteile sind miteinander nicht oder nur in geringem Maße mineralisch gebunden, so dass der Verbund die Eigenschaften des Bodens nicht prägt (Lockergestein) [22].
- Fels ist jene Zone der Erdkruste, deren Bestandteile miteinander mineralisch gebunden sind. Seine Eigenschaften werden durch diese Bindung und zusätzlich

durch Systeme von Trennflächen bestimmt, entlang denen der Zusammenhalt aufgehoben ist (Festgestein) [22].

Bei dieser Definition ist wiederum zu erkennen, dass die meisten Normen die Bindungstypen der Bestandteile des Baugrunds (gebildet durch Boden und Fels) als zentrales Unterscheidungsmerkmal sehen. Vereinfacht gesagt weist Festgestein eine mineralisch gebundene Struktur auf, die im Lockergestein nicht in dieser Form vorhanden ist [22]. Dadurch werden die boden- und felsmechanischen Eigenschaften definiert. Aufgrund des Bezugs zum maschinellen Tunnelbau wird der Baugrund im weiteren Verlauf auch vereinfacht als Boden bezeichnet. Dies ist legitim, da der wissenschaftliche Hintergrund dieser Arbeit und die betrachteten Schildvortriebstechniken im Bereich des Lockergesteinabbaus liegen.

Lockergestein lässt sich nach DIN 1054 in bindige, nichtbindige und organogene Böden unterteilen. Bindiger Boden besitzt einen hohen Anteil an Feinkorn ($< 0,063 \text{ mm}$), z.B. Ton und Schluff, wodurch Wasser gebunden werden kann. Zu den nichtbindigen Böden (auch rollige Böden genannt) zählen Sande und Kiese in verschiedenen Korngrößen. Sie können zwar einen bestimmten Wassergehalt aufweisen, aber aufgrund ihrer Offenporigkeit dieses nicht halten [23]. Organogene Böden beinhalten zusätzlich biogene, fossile oder humose Beimengungen. Des Weiteren steht der Begriff Lockergestein für eine Vielzahl an unterschiedlichen Bestandteilen, die im Baugrund meist in sogenannte Homogenbereiche (Schichten) unterteilt werden [22]. Innerhalb einer Schicht sind die Eigenschaften des Bodens weitestgehend gleich und grenzen sich von den benachbarten Schichten ab. Natürlich sind die Übergänge im Baugrund nicht scharf getrennt und innerhalb einer Schicht kann es durchaus zu Schwankungen der bodenmechanischen Eigenschaften kommen. Diese Inhomogenität macht die Einschätzung und Bewertung des anstehenden Baugrunds aus tribologischer Sicht kompliziert und schwer vorhersehbar. Um den Baugrund dennoch zu beschreiben, gibt es eine Vielzahl an geomechanischen Kennwerten aus Feld- oder Laborversuchen. Die Ergebnisse geologischer Untersuchungen liegen für jedes Projekt meist zusammengefasst in Form von Baugrundgutachten

vor. Die wichtigsten und verbreitetsten Kennwerte zur Beschreibung des anstehenden Baugrunds bezüglich dessen Verschleißpotential werden im Folgenden erläutert.

2.1.1. Geotechnische Beschreibung des Baugrunds

Der anstehende Baugrund lässt sich mit einer Vielzahl an Messgrößen, bodenmechanischen Parametern und Kennwerten beschreiben, die aus der großen Band- und Streubreite an möglichen Baugründen resultieren. Daher werden hier nur einige wichtige Größen erläutert, die für den weiteren Verlauf der Arbeit relevant sind.

Die Kornverteilung des Bodens wird durch Trockensiebung und Schlämmanalyse nach DIN 18123 bestimmt, wodurch die Anteile der vorliegenden Korngrößen klassifiziert werden [24]. In Abbildung B.19 sind mehrere exemplarische Kornverteilungen dargestellt. Bei den Böden handelt es sich um trockene nichtbindige Sande und sandige Kiese mit verschiedenen Kornfraktionen. Diese können durch weitere Kenngrößen aus der Kornverteilung beschrieben werden. Die häufig verwendeten Kennwerte d_{10} und d_{60} sind ebenfalls eingezeichnet (siehe Abbildung B.19). Der Schnittpunkt zwischen der Y-Achse bei 60 % mit der Sieblinie ergibt den Durchmesser d_{60} . Das bedeutet beispielsweise für die Sieblinie der Kornfraktion 0,063-4 mm, dass 60 % aller Körner einen Durchmesser kleiner 1,44 mm aufweisen (Abbildung B.19). Analog dazu ergibt sich der Durchmesser d_{10} bei 10 % (Korngröße 0,07 mm). Der dritte Kennwert, der bei einer Trockensiebung angegeben wird, ist die Ungleichförmigkeitszahl C_U . Nach DIN 14688 stellt sie den dimensionslosen Quotienten aus dem d_{60} und d_{10} Durchmesser dar [25]:

$$C_U = \frac{d_{60}}{d_{10}} \quad (2.1)$$

Bei der Beschreibung von bindigen Böden werden aufgrund des Feinkornanteils ($< 0,063$ mm) die plastischen Eigenschaften wie Fließ- (W_L) und Ausrollgrenze (W_P), Plastizitäts- (I_P) und Konsistenzzahl (I_c) („Attenberg’sche Grenzen“) nach DIN 18122 bestimmt [26]. Diese Kennwerte beschreiben die Konsistenz und das resultierende plas-

tische Verhalten des Baugrunds (z.B. fest, halbfest, steif, weich, breiig oder flüssig) [22]. Bei nichtbindigen Böden findet der Begriff Konsistenz allerdings keine Anwendung. Hierbei wird die Lagerungsdichte des Bodens betrachtet. Diese beschreibt, wie stark ein Boden verdichtet und wie groß der Porenraum ist [22]. Sie wird nach DIN 18126 durch den Porenraum des Bodens bei lockerster (n_{max}) und dichtester Lagerung (n_{min}) bestimmt. Mit Hilfe dieser Werte und der Porenzahl in natürlicher Lagerung (n) kann die Lagerungsdichte D für nichtbindige Böden nach Gleichung 2.2 in % berechnet werden [27]:

$$D = \frac{n_{max} - n}{n_{max} - n_{min}} \quad (2.2)$$

Um die Lagerungsdichte in der Einheit g/cm^3 zu berechnen, können in der Formel 2.2 ebenfalls die Dichten für die jeweiligen Lagerungen (Porenräume) verwendet werden. Da die Lagerungsdichte aller Böden vom Wasser- oder Feuchtegehalt des Bodens abhängt [22], wird die Verdichtbarkeit des Bodens mithilfe von Proctortests nach DIN 18127 beschrieben. Dadurch kann die Dichte des Baugrunds im Zusammenhang mit vorhandenem Wasser dargestellt werden [28]. Die Dichte stellt wiederum einen entscheidenden Einflussfaktor für den Verschleiß der Abbauwerkzeuge dar, da sie die resultierenden Schneidkräfte beim Bodenabbau maßgeblich bestimmt [9].

Um nun noch die chemischen Bestandteile des Baugrunds zu bestimmen, wird die mineralogische Phasenzusammensetzung meist mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie (XRD) bestimmt. Alternativ kann bei Korngrößen $> 0,2 \text{ mm}$ der Mineralbestand über Modalanalysen (Dünnschliff) und entsprechender quantitativer Bildanalyse bestimmt werden. Daraus kann der äquivalente Quarzgehalt $\ddot{A}_{Qu}$ abgeleitet werden, der den Anteil an „schleißscharfen Mineralien“ im Baugrund angibt [29]. Quarz (mineralisch gebundenes SiO_2) gilt aufgrund seiner weiten Verbreitung in Gesteinen und Böden als abrasivstes Mineral. Weitere Minerale, die als weniger abrasiv gelten, werden im äquivalenten Quarzgehalt ebenfalls berücksichtigt. Der prozentuale Anteil der verschiedenen abrasiv wirkenden Mineralien wird mit der „Schleiffestigkeit bzw. -härte nach Rosiwal“ [30] multipliziert. Die Aufsummierung ergibt nach Gleichung 2.3 den äquivalenten Quarzgehalt

des Baugrunds in % [29]:

$$\ddot{A}_{Qu} = \sum_{i=0}^n A_i \cdot R_i \quad (2.3)$$

Die Größe A_i stellt hierbei den prozentualen Anteil der Mineralart i dar. R_i steht für die prozentuale Schleifhärte der Mineralart i im Vergleich zur Rosiwalhärte des Minerals Quarz [29]. Der äquivalente Quarzgehalt ist ein gängiger Kennwert, der das Verschleißpotential des Baugrunds für die Abbauwerkzeuge beschreiben soll [29]. Daher findet diese Kennzahl auch Verwendung in zahlreichen weiteren abgeleiteten Kennwerten, mit denen die Abrasivität des Baugrunds beschrieben wird. PLINNINGER ET AL. haben den Einfluss des äquivalenten Quarzgehalts in dem einheitenlosen „Rock Abrasivity Index“ (RAI) zur Bestimmung der Abrasivität von Festgestein mit aufgenommen, da er die mineralogische Zusammensetzung aus tribologischer Sicht gut beschreibt [10]:

$$RAI = \sum_{i=0}^n \ddot{A}_{Qu,i} \cdot UCS \quad (2.4)$$

Hierbei steht UCS für die einaxiale Druckfestigkeit des Gesteins. KÖPPL hat einen ähnlich aufgebauten Kennwert zur Beschreibung der Abrasivität von Lockergestein entwickelt, der ebenfalls den äquivalenten Quarzgehalt des Baugrunds berücksichtigt [9]. Der als einheitenlos betrachtete „Soil Abrasivity Index“ wird nach Gleichung 2.5 bestimmt:

$$SAI = \left(\frac{\ddot{A}_{Qu}}{100} \right)^2 \cdot \tau_c \cdot d_{60} \quad (2.5)$$

Die Abrasivität des Lockergesteins und die damit verbundene verschleißende Wirkung auf die Abbauwerkzeuge hängt damit von der mineralogischen Zusammensetzung (wiedergegeben durch $\ddot{A}_{Qu}$), der Scherfestigkeit des Bodens an der Ortsbrust τ_c und dem Durchmesser d_{60} ab [9].

Ein weiterer wichtiger Einflussfaktor im tribologischen System der Abbauwerkzeuge sind Stütz- und Konditionierungsmittel, die während des Vortriebs hinzugegeben werden. Sie verändern oder beeinflussen gezielt die bodenmechanischen Eigenschaften des

Baugrunds, weshalb die Wechselwirkungen zwischen Baugrund und Stütz- oder Konditionierungsmittel genau verstanden und berücksichtigt werden müssen.

2.1.2. Einsatz von Stütz- und Konditionierungsmitteln

In der Einleitung wurde bereits erläutert, dass insbesondere bei Vortrieben unterhalb des Grundwasserspiegels die Ortsbrust und der Ausbruchshohlraum bis zur endgültigen Sicherung gegen den Erddruck und Wasserzutritt gesichert werden muss [14]. Eine Stützvariante stellt die Ortsbrust mit Druckluftbeaufschlagung dar (SM-V3 in Abbildung B. 6). Dabei wird Druckluft durch die Druckwand eingeleitet, wodurch die gesamte Ortsbrust unter Druck steht. Der Ausgleich der Druckverhältnisse (z.B. durch stetigen Wasserdruck bei Vortrieben unterhalb des Grundwasserspiegels) verhindert, dass die Ortsbrust unkontrolliert einbricht, der Boden in die Maschine eindringt oder Setzungen an der Geländeoberfläche (GOK) auftreten [31]. Das Druckluftpolster ist allerdings störanfällig und birgt je nach Luftdurchlässigkeit des Bodens die Gefahr von Ausbläsern (Entweichen der Druckluft an die GOK) [5].

Die weitaus häufiger verwendete Variante ist die Ortsbruststützung durch eine unter Druck stehende Flüssigkeit. Hierbei werden Suspensionen mit Druck durch die Abbaukammer in die Ortsbrust geleitet. Durch eine Membranbildung an der Ortsbrust wird der benötigte Stützdruck zum umliegenden Baugrund erzeugt [5]. Sogenannte Hydro-, Mix- oder Slurryschild-Maschinen werden üblicherweise in grob- und gemischtkörnigen Böden eingesetzt (siehe Abbildung B. 20). Als Stützflüssigkeit wird meistens eine Bentonitsuspension verwendet, die aus Wasser und einem definierten Anteil an quellfähigem Bentonit besteht. Bentonit stellt ein Gemenge aus Tonmineralen dar, das zu 60-80 % aus Montmorillonit ($(\text{Na,Ca})_{0,3}(\text{Al,Mg})_2\text{Si}_4\text{O}_{10}(\text{OH})_2n\text{H}_2\text{O}$) besteht. Durch sein hydrophiles Verhalten besitzt es eine hohe Quellfähigkeit [32]. Die elektrostatische Bindung der Tonminerale trägt zu einer geringen Kohäsion und Fließgrenze der Suspension bei, die je nach Baugrund angepasst werden muss [33]. Bei Hydroschild-Maschinen wird die

Stützflüssigkeit durch ein Druckluftpolster in der Arbeitskammer unter Druck gesetzt (siehe Abbildung B.21). Das kontrollierbare Druckluftpolster ermöglicht eine genaue Einstellung und wenn nötig eine Änderung des Stützdrucks, wodurch die Stützwirkung auch bei wechselnden Böden gewährleistet bleibt [5]. Der gelöste Boden wird abschließend mit der Suspension über Förderleitungen abgepumpt und in Separieranlagen wieder von der Bentonitsuspension getrennt.

In Hinblick auf das tribologische System der Abbauwerkzeuge wird der Stützmechanismus und dessen Einfluss auf die bodenmechanischen Verhältnisse genauer betrachtet. Um nichtbindige Böden aufgrund ihrer hohen Durchlässigkeit für Flüssigkeiten überhaupt stützen zu können, ist die Ausbildung einer nur gering wasserdurchlässigen Membran an der Ortsbrust notwendig [33]. Durch den Stützdruck wird die Bentonitsuspension und die darin enthaltenen feinen Tonpartikel in die Ortsbrust geleitet (Penetrationszone). Dabei werden sie in das Korngerüst eingetragen und zum Teil abgefiltert, wodurch der sogenannte Filterkuchen entsteht, der die benötigte Membran zur Stützung der Ortsbrust darstellt [34]. In der Literatur und in der Praxis ist es umstritten, inwiefern und unter welchen Bedingungen ein idealisierter Filterkuchen entsteht und wie stabil er ist. Hier soll lediglich verständlich gemacht werden, dass es durch die Bentonitsuspension zu einer Einlagerung von Feinkorn in die Ortsbrust kommt. Wie tief die Suspension in die Ortsbrust penetriert, hängt von den Eigenschaften der Suspension und dem anstehenden Baugrund ab. Wenn die Schubspannungen innerhalb der Stützflüssigkeit mit der Druckdifferenz zwischen Suspensions- und Erd- oder Grundwasserdruck im Gleichgewicht stehen, wird die Ortsbrust aktiv gestützt (siehe Abbildung B.21) [33]. Nach ANAGNOSTOU & KOVARI lässt sich die endgültige Eindringtiefe bis zum Erreichen der Stützwirkung nach Gleichung 2.6 berechnen [35]:

$$s = \frac{\Delta p \cdot d_{10}}{2 \cdot \tau_F} \quad (2.6)$$

Dabei steht s für die endgültige Eindringtiefe in m beim Erreichen des Gleichgewichtszustandes; Δp steht für die Druckdifferenz zwischen Stützflüssigkeit und Grundwasser

und τ_F für die Fließgrenze der Stützflüssigkeit [35]. Es wird verständlich, dass die Abbauwerkzeuge bei einem flüssigkeitsgestützten Vortrieb nicht mehr die ursprüngliche Ortsbrust abtragen, sondern gegen eine durch die Stützflüssigkeit infiltrierte Ortsbrust arbeiten. Das bedeutet wiederum, dass der Gegenkörper und damit das zugrunde liegende tribologische System verändert ist. Die möglicherweise abweichenden bodenmechanischen Eigenschaften dieses Gegenkörpers gilt es genau zu untersuchen, um mögliche Änderungen in Bezug auf den Verschleiß der Abbauwerkzeuge zu analysieren. Bisher gibt es keine Erkenntnisse hierzu, da es momentan keine geeigneten Versuchsaufbauten oder Methodiken gibt, solch eine infiltrierte Ortsbrust in Bezug auf deren tribologische Wirkung zu untersuchen.

Bei den Erddruckschild-Maschinen (EPB) (SM-V5 in Abbildung B. 6), die vorwiegend in weichen und bindigen Böden eingesetzt werden (siehe Abbildung B. 20), dient der gelöste Boden selbst als Stützmedium für die Ortsbrust [5]. Um eine stützende und druckhaltende Wirkung zu gewährleisten, muss der Boden in eine geeignete Konsistenz überführt werden. Dafür können sogenannte Konditionierungsmittel am Schneidrad und in der Abbaukammer hinzugegeben werden. Der in der Abbaukammer durchmischte Boden wird zu einem plastischen Erdbrei, wodurch der nötige Stützdruck gehalten werden kann. Als Konditionierungsmittel kommen je nach Baugrund Wasser, Schaum oder Bentonitsuspension zum Einsatz [36]. Alle hinzugefügten Konditionierungsmittel sollen die Konsistenz des Bodens und damit seine bodenmechanischen Eigenschaften verändern. In welchen Böden diese zum Einsatz kommen und welche Auswahlkriterien entscheidend sind, hat BUDACH ausführlich untersucht [37]. An dieser Stelle soll das Konditionierungsmittel Schaum betrachtet werden. Bei klebrigen Böden mit hohem Ton- und Feinkornanteil wird mit Schaum konditioniert, um Verklebungen am Schneidrad und in der Abbaukammer zu reduzieren [38]. Durch den Schaum wird das Fließverhalten, die Kompressibilität und die innere Reibung des Bodens beeinflusst. PEILA ET AL. schlussfolgern daher, dass Schaum den Verschleiß sowohl an den Abbauwerkzeugen (Primärverschleiß) als auch in der Abbaukammer und an den Transportsystemen

des Abraums (Sekundärverschleiß) reduziert [39]. JAKOBSEN ET AL. konnte in experimentellen Versuchen bestätigen, dass die Zugabe von Schaum den Verschleiß in der Abbaukammer in nichtbindigen sandigen Kiesen verringert [40]. Bei der Beschreibung des hinzugegebenen Schaums werden meistens zwei Kennwerte angeführt. Die sogenannte Aufschäumrate FER (englisch für „foam expansion ratio“) beschreibt das Verhältnis zwischen dem in der Herstellung gewonnenen Schaum und der verwendeten Tensidlösung. Vereinfacht ausgedrückt ist die FER ein Maß für die Feuchte des Schaums. Eine hohe Aufschäumrate stellt beispielsweise einen Schaum mit hohem Luftanteil, d.h. einen „trockenen“ Schaum dar. Die einheitenlose FER lässt sich durch Gleichung 2.7 mit Hilfe des Schaumvolumenstroms Q_F und des Tensidvolumenstroms Q_L in m^3/min berechnen:

$$FER = \frac{Q_F}{Q_L} \quad (2.7)$$

Der zweite Kennwerte für Schäume ist die Schauminjektionsrate FIR (englisch für „foam injection ratio“). Sie stellt das Verhältnis zwischen der injizierten Schaummenge und dem abzubauenen Boden dar. Dieser Wert ist entscheidend, um eine mögliche Stützung der Ortsbrust zu kontrollieren. Die FIR (in %) berechnet sich nach Gleichung 2.8:

$$FIR = \frac{Q_F}{v_{TVM} \cdot A_S} \cdot 100 \quad (2.8)$$

Dabei steht Q_F für den Volumenstrom des Schaums (unter Stützdruckbedingungen) in m^3/min , v_{TVM} für die Vortriebsgeschwindigkeit in m/min und A_S für die Abbaufäche der Schildmaschine in m^2 .

2.2. Belastungskollektiv - Vortriebsparameter und Prozesssteuerung

Die Beschreibung der Vortriebsparameter und der Regelgrößen zur Steuerung des Abbauprozesses ist notwendig, da sie das Belastungskollektiv des tribologischen Systems mitbestimmen. Die Vortriebslänge L_{VOR} bildet die projektübergeordnete Größe, die die

Länge des aufzufahrenden Tunnels in horizontaler Richtung bestimmt. Die Vortriebsgeschwindigkeit v_{TVM} gibt dabei an, wie schnell die TVM den Tunnel auffährt. Sie wird üblicherweise in mm/min oder auch als Tagesleistung der Maschine in Tunnelmeter pro Tag (m/d) angegeben. Die Vortriebsgeschwindigkeiten können durchaus stark variieren, da sich die Abbaubedingungen beispielsweise aufgrund heterogener geologischer Verhältnisse ändern [5]. Die Vortriebsgeschwindigkeit setzt sich maschinenseitig aus den beiden Parametern Penetration und Schneidraddrehzahl zusammen (siehe Gleichung 2.9). Die Schneidraddrehzahl U beschreibt, wie viele Umdrehungen pro Minute das Schneidrad rotiert. Die Penetration p beschreibt hingegen, wie weit das Schneidrad bei einer Umdrehung in Vortriebsrichtung bewegt wird.

$$v_{TVM} = p \cdot U \quad (2.9)$$

Mit Hilfe der Schneidraddrehzahl und des Spurradius r_s in mm , der die genaue Position des Abbauwerkzeuges auf dem Schneidraddurchmesser D_{TVM} angibt, lässt sich die Schneidgeschwindigkeit der Werkzeuge v_{SC} (Bahngeschwindigkeit des Werkzeuges auf der helixförmigen Schneidspur) nach Gleichung 2.10 in m/s bestimmen:

$$v_{SC} = 2 \cdot \frac{r_s}{1000} \cdot \pi \cdot \frac{U}{60} \quad (2.10)$$

Nach KÖPPL liegt v_{SC} für die meisten Vortriebe im Bereich von 0,25-0,90 m/s [9]. Mit Hilfe dieser Parameter lässt sich nun der Laufweg eines Werkzeuges s_C nach Gleichung 2.11 in m berechnen. Dieser stellt eine zentrale Größe zur Beschreibung des Verschleißes der Werkzeuge dar.

$$s_C = 2 \cdot \pi \cdot \frac{r_s}{1000} \cdot U \cdot \frac{L_{VOR}}{v_{TVM}} \quad (2.11)$$

Bei der Bestimmung des Verschleißes der Abbauwerkzeuge sind neben dem Lauf- oder Verschleißweg die während des Bodenabbaus wirkenden Schneidkräfte F_{SC} entscheidend [9]. Die Schneidkräfte werden durch die Schneidradanpresskraft F_{Sr} und das Schneidrehmoment M_{Sr} bestimmt [9]. F_{Sr} und M_{Sr} können allerdings nur indirekt über die

Vortriebspresenkraft F_{VTP} und das Schneidraddrehmoment M_{TVM} abgeschätzt werden. KÖPPL beschreibt sämtliche Maschinenparameter und deren Zusammenhänge, weshalb an dieser Stelle nur darauf verwiesen wird [9]. Hier soll lediglich erwähnt werden, dass die verschleißbestimmenden Schneidkräfte an einem Abbauwerkzeug nicht gemessen oder genau berechnet werden können, weshalb sie nur indirekt über andere Prozessgrößen abgeschätzt werden können. Der Vollständigkeit halber sei erwähnt, dass es für Rollenmeißel sogenannte DCLM (Disc Cutter Load Monitoring) und DCWM (Disc Cutter Wear Monitoring) Systeme gibt, mit denen die Anpresskräfte gemessen und der Verschleiß abgeschätzt werden kann [41]. Dabei werden die Rollenmeißelgehäuse und -lager mit verschiedenen Sensoren ausgestattet. Diese im Rahmen eines Forschungsprojekts eingesetzten kostspieligen Systeme stellen allerdings nur eine Möglichkeit zur Messung einzelner Rollenmeißel auf dem Schneidrad dar.

Aus welchen Eingangsparametern die oben aufgeführten Prozessgrößen nun resultieren und wie die Regelung der Parameter aussieht, wird am Beispiel eines Vortriebs erläutert. Der Schildfahrer steuert durch sogenannte Aktivparameter die TVM, wobei sein Ziel die Optimierung der Maschinenleistung für den Abbauprozess ist [14]. Zu den Aktivparametern gehören:

- Vortriebspresenkraft F_{VTP} bzw. Ölvolumenstrom in den Pressen
- Schneidraddrehzahl U
- Stützdruck der Luftblase bei Hydroschild-Maschinen
- Durchflussmenge der Stützflüssigkeit

Aus diesen Aktivparametern resultieren eine Vielzahl an Passivparametern, die vom Schildfahrer überwacht werden. Üblicherweise wird versucht, die Vortriebsgeschwindigkeit bei maximaler Sicherheit (Ortsbruststabilität) und möglichst niedriger Auslastung der Maschine hoch zu halten [14]. Daraus ergeben sich nach DÜLLMANN zwei Zielparameter bei der Steuerung einer TVM [14]:

- Vortriebsgeschwindigkeit (als direkte Reaktion auf die Vorgabe des Ölvolumenstroms in den Vortriebspresen)
- Penetration (als berechneter Wert aus Vortriebsgeschwindigkeit und Drehzahl)

Einerseits werden durch die Bauleitung die Ziel- oder Maximalwerte für einzelne Vortriebsabschnitte vorgegeben, andererseits limitiert die Maschinentechnik diese Parameter (z.B. Schneidraddrehmoment oder Vortriebspresenkraft). Die Zusammenhänge und Wechselwirkungen der Steuerparameter wurden von HAMMERER und DÜLLMANN umfassend beschrieben und erläutert [34, 42]. Wie die Steuer- und Prozessparameter interagieren und sich beeinflussen ist für die Betrachtung des Werkzeugverschleißes im Rahmen des tribologischen Systems nicht notwendig. Es ist allerdings wichtig zu wissen, welche Vortriebsparameter die Schneidkräfte zwischen Abbauwerkzeug und Ortsbrust und damit das Belastungskollektiv mitbestimmen.

2.3. Grundkörper - Verschleißmechanismen und Werkzeugwerkstoffe

In der Einleitung wurden bereits die verschiedenen Werkzeugkonzepte vorgestellt und deren Abbaumechanismen erläutert. Der Verschleiß der Abbauwerkzeuge wird maßgeblich durch die abbaubedingten Schneidkräfte bestimmt. Die resultierenden Kräfte weisen neben der Werkstoff- auch eine Geometrieabhängigkeit auf (z.B. Anstellwinkel der Werkzeugschneide zur Ortsbrust). Beispielsweise können die Schneidkräfte durch die Wahl optimaler Geometrien verringert werden [43]. In dieser Arbeit wird der konstruktive Ansatz bei der Betrachtung des Werkzeugverschleißes allerdings nicht betrachtet. Jahrzehntelanges Fachwissen hinsichtlich Werkzeuggeometrien und weitreichend etablierte Werkzeugformen bilden eine fundierte Basis in Bezug auf die Werkzeugherstellung. In diesem Kapitel sollen die bereits angesprochenen Werkstoffe und Werkzeugkonzepte im Vordergrund stehen, die für Abbauwerkzeuge (sowohl im Tunnelbau als auch in der Gesteinsbohrtechnik) genutzt werden. Dabei wird zwischen den Substratwerkstoffen, aus denen der Grundkörper des Werkzeugs besteht und den Verschleißschutzschich-

ten unterschieden. Als Verschleißschutzschichten werden üblicherweise Auftragschweißungen oder Hartmetalleinsätze verwendet, die entweder eingelötet oder aufgeschraubt werden.

In der Literatur wird angenommen, dass der dominante Verschleißmechanismus für Abbauwerkzeuge die Abrasion ist [14, 44, 45]. Durch Relativbewegung zwischen einem Grund- und Gegenkörper kommt es zu diesem Verschleißmechanismus. Bei der Abrasion handelt es sich definitionsgemäß um den Materialabtrag durch furchende oder ritzende Beanspruchung [11]. An dieser Stelle sei der Vollständigkeit halber angemerkt, dass es durchaus zu abrasivem Verschleiß kommen kann, ohne dass es zu einem messbaren Oberflächenabtrag kommt (z.B. beim idealisierten Pflügen der Werkstoffoberfläche). Im Falle der Abrasion weist der Grundkörper eine niedrigere Härte als der Gegenkörper (Abrasiv) auf. Durch die Relativbewegung zwischen dem harten Abrasivpartikel und dem weicheren Grundkörper kommt es zu verschiedenen Materialumlagerungs- oder abtrennprozessen [1, 46] (Abbildung B. 22). Nach ZUM GAHR werden diese Prozesse in vier Mikromechanismen der Abrasion unterteilt [47]:

- Mikrospanen, -pflügen, -ermüden und -brechen

Beim Mikrospanen indentiert und ritzt das harte abrasive Partikel die Werkstoffoberfläche und erzeugt den Materialabtrag in Form eines Spans, dessen Volumen idealerweise gleich dem Volumen der entstandenen Furche im Grundkörper ist [1]. Das Mikropflügen beschreibt, dass der Werkstoff unter dem abrasiven Teilchen plastisch stark verformt und zu den Seiten aufgeworfen wird (siehe Abbildung B. 22). Beim idealen Mikropflügen kommt es entgegen der Definition zu keinem Materialabtrag, das gefurchte Volumen wird vollständig verdrängt und nicht gespant [1]. Das wiederholte Pflügen kann zur Schadensakkumulation in der Oberfläche führen, wodurch Ermüdungsprozesse im Werkstoff ablaufen. Der resultierende Materialabtrag wird durch das Mikroermüden beschrieben [47]. Mikrobrechen tritt vorwiegend bei spröden Werkstoffen auf. Im Bereich der Verschleißfurche kommt es aufgrund von fehlendem plastischen Verformungsvermögen zur Rissbildung und Rissausbreitung, wodurch wiederum Bereiche aus der

Oberfläche brechen (siehe Abbildung B.22) [1].

Diverse Forscher dokumentieren Verschleißschäden an den Hartmetalleinsätzen in Abbauwerkzeugen durch zyklisch schlagende Belastungen, die eine Oberflächenzerrüttung bewirken kann [44, 48–51]. Der Kontakt zweier Körper erzeugt Spannungen, die in Zusammenhang mit einer Relativbewegung beider Körper zu Verschleiß führen [1]. Der wiederholte Aufprall der abrasiven Teilchen im Baugrund auf der Werkzeugoberfläche führt zur Schadensakkumulation, die den Werkstoff durch wiederholten Kontakt ermüdet [52]. Diese Ermüdungsvorgänge können zur Bildung von Rissen und Rissnetzwerken und damit zu Ausbrüchen aus der Werkstoffoberfläche im μm -Bereich führen [51]. Die Bildung solcher kleinskaligen Ausbrüche ist in Abbildung B.14 veranschaulicht. Neben dem Materialabtrag durch Abrasion kommt es somit zusätzlich zur Schädigung durch Oberflächenzerrüttung. Nach CZICHOS ist der Abrasionsmikromechanismus Mikroermüden genau genommen ebenfalls ein Mechanismus der Oberflächenzerrüttung bzw. kann durch diese beschrieben werden [1].

Es wird ersichtlich, dass die verschiedenen Verschleißmechanismen in einem realen tribologischen System zusammenwirken. Die Oberflächenzerrüttung, die durch die zyklisch schlagende Belastung der abrasiven Teilchen im Baugrund auf der Werkzeugoberfläche resultiert, weist Ähnlichkeiten mit der volumenbezogenen Ermüdung von Massivbauteilen auf [1]. Dabei ist hervorzuheben, dass die Schädigung, die sich durch Rissbildung, Rissausbreitung oder Materialverlust an der Oberfläche (Grübchenbildung und „Pittings“) bemerkbar macht, in Abhängigkeit der Zyklenzahl und Belastungsamplitude im unterkritischen Spannungsbereich abläuft [53]. Insgesamt wird die Festigkeit der verschiedenen Werkstoffe im Belastungsfall nicht überschritten, weshalb es zu keinen Ausbrüchen oder vollständigem Versagen des Werkzeugs in Form eines Gewaltbruchs kommt. Jedoch führt die Belastung zur zyklen- und zeitabhängigen Schädigung der Oberfläche. Der Verschleißmechanismus kann somit ebenfalls auf Basis von Ermüdungsprozessen im Werkstoff beschrieben werden [52]. Der Widerstand eines Werkstoffs gegen Ermüdung und dessen Sensitivität für Ermüdungsprozesse ist stark abhängig von der

Mikrostruktur. Spröde Werkstoffe, wie die hier betrachteten Verschleißschutzschichten und Hartmetalleinlagen der Abbauwerkzeuge, sind anfälliger für Ermüdungsschädigungen, weshalb dieser Verschleißmechanismus im Unterkapitel 2.3.2 detailliert betrachtet wird. Zunächst soll im Folgenden Absatz mit der Erläuterung der Substratwerkstoffe für die Abbauwerkzeuge begonnen werden.

Der vollständigkeit halber sollen noch die beiden weiteren Verschleißmechanismen „tribochemische Reaktion“ und Adhäsion erwähnt werden. Tribochemische Reaktionen (Tribooxidation) basieren auf überlagerten Korrosions- und Verschleißprozessen (Bildung von Reaktionsschichten) [1]. Allerdings werden die durch Korrosion verursachten Verschleißraten während des Tunnelvortriebs vernachlässigbar klein sein, da Korrosionsprozesse stark zeitabhängig sind. Die Abtragsraten durch Abrasion und Oberflächenzerrüttung werden um ein Vielfaches größer sein. Adhäsion führt zur Bildung von Grenzflächen-Haftverbindungen („Kaltverschweißung“), die allerdings lediglich beim Kontakt zweier metallischer Werkstoffe auftreten [1]. Da im Regelfall kein solcher Kontakt und damit Materialübertrag im Falle des Abbauwerkzeugs auftritt, wird dieser Verschleißmechanismus ebenfalls im Folgenden vernachlässigt.

2.3.1. Substratwerkstoffe

Das Abbauwerkzeug muss teilweise extremen Bedingungen standhalten, die zu starkem Verschleiß führen. Die naheliegende Idee, das gesamte Werkzeug aus verschleißbeständigen Werkstoffen herzustellen, ist nicht zielführend. Neben den hohen Kosten für solch ein Werkzeug gestaltet sich das Anforderungsprofil an Werkstoffe für Abbauwerkzeuge komplex. Hartphasenhaltige Werkstoffe (siehe 2.3.2) weisen allgemein ein eher sprödes und nur bedingt plastisches Verhalten auf, wodurch es bei Überlasten zu starken Beschädigungen und Gewaltbruch des Werkzeugs kommen kann [54]. Daher wird das sogenannte Verbundkonzept bei Abbauwerkzeugen genutzt. Ein relativ kostengünstiges Substrat, das die Festigkeit und Zähigkeit des Gesamtwerkzeugs gewährleistet, wird

partiell „gepanzert“. Die tribologisch hoch belasteten Bereiche des Substrats werden durch Verschleißschutzschichten lokal geschützt (siehe Abbildung B.8). Die Substratwerkstoffe für Schälmesser, Räumer oder Stichel bestehen aus höherfesten Stählen wie beispielsweise Vergütungs- oder Einsatzstähle.

Höherfeste Stähle wie Vergütungs- und Einsatzstähle vereinen hohe Festigkeiten bei ausreichender Zähigkeit. Dieser Kompromiss aus den beiden gegenläufigen mechanischen Eigenschaften wird durch eine gezielte Wärmebehandlung eingestellt [17]. Der martensitisch gehärtete Werkstoff wird bei erhöhten Temperaturen angelassen, um durch mikrostrukturelle Prozesse (Ausscheidung, Phasenumwandlung, Versetzungsabbau, usw.) eine ausreichende Zähigkeit zu gewährleisten. Eine gewisse Härte sollte das Substrat zusätzlich aufweisen, um den nie vollständig vermeidbaren abrasiven Verschleiß im Einsatz entgegenzuwirken [17]. Um den abrasiven Verschleißwiderstand des Substrats zu erhöhen, wird beispielsweise bei Einsatzstählen die Randschicht aufgekohlt und anschließend gehärtet. Dadurch wird wiederum ein Eigenschaftsgradient zwischen einer harten Randschicht und einem duktilen Kern erzeugt, wie er schon im Bauteilverbund angestrebt wird [17]. So können je nach gewählter Wärmebehandlung die für das Substrat benötigten Eigenschaften eingestellt werden.

Wie bereits erwähnt, weicht das Anforderungsprofil von Schneidringen für Rollenmeißel aufgrund des Abbaumechanismus (Chipping) von den starren Abbauwerkzeugen ab (siehe Abbildung B.11). Das Abrollen auf der Ortsbrust erzeugt hohe Druckspannungen, weshalb eine hohe Festigkeit und Zähigkeit für den Werkzeugwerkstoff benötigt wird. Allerdings kommt es im Idealfall zum vollständigen Abrollen des Rings auf der Ortsbrust und damit zu keiner Relativbewegung zwischen Abrasiv und Werkzeug. Der durch Furchen und Ritzen resultierende abrasive Materialabtrag sinkt [1, 16]. Seit Jahren haben sich Schneidringe aus Warmarbeits-Werkzeugstählen bewährt, die ursprünglich für den Einsatz bei erhöhten Temperaturen wie z.B. in Hammergesenken gedacht sind [17]. Diese Werkstoffgruppe stellt allerdings auch ein geeignetes Eigenschaftsprofil für Schneidringe dar. Zu den üblich verwendeten Güten zählen die Warmarbeitsstähle

X40CrMoV5-1 und X50CrVMo5-1. Bei optimaler Wärmebehandlung weisen die Stähle eine hohe Zähigkeit bei gleichzeitig hoher Festigkeit auf. Gleichzeitig hat der Werkzeugstahl eine hohe Härte, wenn er im Sekundärhärtemaximum angelassen wurde. Die fein dispers ausgeschiedenen Sekundärkarbide vom Typ MC, M_2C , M_6C und M_7C_3 erhöhen den Widerstand gegen Korngleitverschleiß, da die Indentationstiefe der abrasiven Teilchen in die Werkstoffoberfläche mit steigender Härte und Festigkeit abnimmt [17].

2.3.2. Verschleißschutzschichten

Um den Grundkörper des Abbauwerkzeugs vor Verschleiß zu schützen, werden einzelne tribologisch hoch belastete Bereiche mit Verschleißschutzschichten versehen. Diese verschleißbeständigen Werkstoffe werden entweder in Form von Massivbauteilen (Schneidleisten, -kanten oder Stifte) oder Schichtverbunden (Auftragschweißungen) aufgebracht. Im maschinellen Tunnelbau werden vornehmlich Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe in Form von Auftragschweißungen sowie Hartmetalleinsätze benutzt (Abbildung B. 8). Allerdings rücken auch Massivbauteile aus Hartverbundwerkstoffen zunehmend in den Fokus, da diese in den letzten Jahren weiterentwickelt und in Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften deutlich verbessert wurden. Wie zuvor angesprochen, werden Auftragschweißungen in Werkzeugbereichen eingesetzt, in denen vornehmlich abrasiver Verschleiß auftritt. Die aufgrund der Herstellung rissbehafteten Schweißlagen weisen nur geringe Bruchfestigkeiten und -zähigkeiten auf [17]. Aus diesem Grund sind sie für Werkzeugbereiche, in denen schlagende Belastungen auftreten, ungeeignet (z.B. Schneidkante des Schälmessers). Für diese Bereiche werden wegen ihrer vergleichsweise hohen Bruchzähigkeit üblicherweise Hartmetalle eingesetzt.

Hartlegierungen

Die zu den hochlegierten Werkstoffen zählenden Hart- und Hartauftragslegierungen bestehen aus einer Metallmatrix auf Eisen-, Nickel-, oder Kobaltbasis und Hartphasen. Die

beispielsweise beim Gießen oder Auftragschweißen aus der Schmelze ausgeschiedenen eutektischen und/oder primären Ausscheidungen weisen Gehalte von bis zu 50 Vol.-% auf [18]. Als Hartphasen können Karbide, Boride oder Nitride entstehen, die sich anhand einer legierungsbedingten Erstarrungsreihenfolge bilden. Bei untereutektischen Legierungen erstarren primär die Metallzellen, die vom Hartphaseneutektikum netzförmig umgeben sind. Bei übereutektischen Legierungen erfolgt die Erstarrung von primären Hartphasen aus der Schmelze, deren Größe stark von der Abkühlgeschwindigkeit abhängt. Die Restschmelze erstarrt eutektisch, wodurch ein Gefüge bestehend aus groben Hartphasen in einer eutektischen Matrix entsteht [18]. Bei der eutektischen Erstarrung kommt es beim Erreichen der eutektischen Konzentration zu einer einheitlichen Erstarrung des Phasengemisches. Bei der Vielzahl an Herstellungsrouten für Hartlegierungen unterscheidet sich insbesondere die Hartphasengröße, die von $1\text{ }\mu\text{m}$ (Schmelzverdüsen) über 10-100 μm (Auftragschweißung) bis hin zu wenigen Millimetern (übereutektische Chromgusseisen) reichen kann [17]. Mit steigendem Gehalt bestimmen die Hartphasen die mechanischen Eigenschaften Härte, Festigkeit und E-Modul der Hartlegierung. Die Zähigkeit und Duktilität hängen von der Metallmatrix ab. Um die abrasive Verschleißbeständigkeit der Hartlegierung wirksam zu erhöhen, müssen die Hartphasen verschiedene Anforderungen erfüllen. In Bezug auf deren Größe müssen sie mindestens so groß wie die durch das Abrasiv erzeugte Furchenbreite sein. Zu feine Hartphasen werden mit dem Span ausgehoben [17]. Allerdings kann ein hoher Gehalt an fein dispers verteilten Hartphasen den Widerstand gegen Indentation erhöhen, wodurch der Widerstand gegen Korngleitverschleiß steigt. In Zusammenhang mit der Hartphasengröße wird daher von einer effektiven oder wirksamen Hartphasengröße gesprochen, die sich aus der Größe des angreifenden Abrasivs bedingt [17]. Die Hartphasenverteilung beeinflusst ebenfalls die Verschleißbeständigkeit.

Wie bereits angesprochen, wird eine disperse Hartphasenverteilung angestrebt. Eine netzartige Verteilung führt zum verstärkten Abtrag der Metallmatrix. Des Weiteren führt eine feine Dispersion zu einer ausreichenden Zähigkeit, wobei eine netzwerkartige Verteilung die Versprödung des Gefüges und damit den Abfall der Zähigkeit bewirkt

[55]. Entlang der Netzwerke können Risse energiearm wachsen, wodurch die Biegebruchfestigkeit und die Bruchzähigkeit sinkt [18].

Neben der Gefügeausbildung der Hartlegierung spielen die mechanischen Eigenschaften der Hartphase eine wichtige Rolle. Die Härte der Hartphase muss größer als die Härte des abrasiven Teilchens sein, damit sie nicht gefurcht wird ($H_{HP} > H_{AB}$) [17]. Die Bruchzähigkeit sollte ebenfalls größer sein ($K_{IC,HP} > K_{IC,AB}$), damit beim Kontakt eher das Abrasivpartikel und nicht die Hartphase bricht. In Eisenbasis-Legierungen finden sich beispielsweise Hartphasen vom Typ M_7C_3 ($H_i \approx 1300 - 1500 \text{ HV}_{0,05}$) und M_3C ($H_i \approx 850 - 1100 \text{ HV}_{0,05}$) [54]. Die konventionelle schmelzmetallurgische Herstellungsrouteweist allerdings Beschränkungen bezüglich der ausgeschiedenen Hartphasenmenge, -verteilung und -größe auf. Mit Hilfe der pulvermetallurgischen Herstellung lassen sich jedoch vielfältige Legierungen realisieren [56]. Im Vergleich zur schmelzmetallurgischen Route entstehen Gefüge mit feinerem Korn und disperser Hartphasenverteilung. Die resultierenden isotropen mechanischen Eigenschaften führen wiederum zur Erhöhung der Bruchzähigkeit und Festigkeit der Hartlegierung [54]. Die Pulvermetallurgie ermöglicht ebenfalls das Mischen von verschiedenen Pulvern, wodurch zwei- oder mehrstufig dispergierte Gefüge erzeugt werden können. Die Zugabe von Hartstoffpulver (z.B. WC, WSC oder TiC) zu einem Metallmatrixpulver führte zur Entwicklung der Hartverbundwerkstoffe [56].

Hartverbundwerkstoffe

Um die Verschleißbeständigkeit eines Werkstoffs gegen grobe abrasive Teilchen zu erhöhen, reicht die in Hartlegierungen ausgeschiedene Hartphasengröße oft nicht aus. Die effektive Hartphasengröße wird nicht erreicht. Bei metallischen Hartverbundwerkstoffen oder auch Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen (MMC) wird ein Metallpulver (Matrix) mit Hartstoffpartikeln im Festen vermischt [17]. Dabei können Hartstoffgrößen im Millimeterbereich und verschiedene Formen (Partikel oder Fasern) verwendet werden. Durch einen anschließenden Sinter-, Spritz- oder Schweißprozess wird das Pulvergemisch kom-

paktiert. Im Gegensatz zu Hartlegierungen, bei denen die Hartphasen in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung aus der Schmelze entstehen, können in MMCs theoretisch jegliche Hartstoffe in die metallische Matrix eingebettet werden.

Somit können Werkstoffe mit an das tribologische System angepassten Hartstoffen entwickelt und optimiert werden [18]. Dabei werden die Hartstoffe bezüglich ihrer Härte, Größe und Morphologie ausgewählt. Wie schon bei den Hartlegierungen bestimmt die Verstärkungsphase (Hartphase oder Hartstoff) die Härte, den E-Modul und die Festigkeit des Verbunds. Die Metallmatrix bedingt die Duktilität und Zähigkeit [57]. Durch den Herstellungsprozess entsteht eine gemeinsame Grenzfläche zwischen Matrix und Hartstoff [58]. Da dieser Verbund nicht im thermodynamischen Gleichgewicht vorliegt, kann es bei erhöhten Temperaturen zu unerwünschten Phasenreaktionen kommen [18]. Die Annäherung an das thermodynamische Gleichgewicht führt zu Diffusionsprozessen zwischen Hartstoff und Metallmatrix. Das zeit- und temperaturabhängige Wachstum eines Diffusionssaums führt zur Auflösung des Hartstoffpartikels [55]. Daher müssen die Prozesstemperaturen und Haltezeiten bei der Herstellung genau kontrolliert werden. Andererseits fördern die Diffusionssäume die stoffschlüssige Anbindung der Hartstoffe in die Metallmatrix. Der Saum bildet einen Gradienten der mechanischen und physikalischen Eigenschaften vom keramischen Hartstoff zur metallischen Matrix. Der Eigenschaftssprung wird verringert, wodurch die Einbindung verbessert wird [59]. Aus diesem Grund wird gefordert, dass der zeit- und temperaturabhängige Herstellungsprozess zu einer guten Einbindung der Hartstoffe in die Metallmatrix führt, ohne die Hartstoffe nennenswert zu beeinflussen oder zu verändern [55].

Als Beispiel für einen als Auftragschweißung benutzten Hartverbundwerkstoff sind die Nickelbasis-Legierungen (System Ni-B-Si oder Ni-Cr-B-Si) zu nennen, die fallweise mit Wolframschmelzkarbid (WSC) verstärkt sind. Diese werden in zahlreichen Anwendungen zur Erhöhung der Verschleißbeständigkeit eingesetzt [60]. Auch für Abbauwerkzeuge werden vielfach Hartverbundwerkstoffe eingesetzt (siehe Abbildung B. 8, Teilbild c). In Nickelmatrizes wird die Härte durch Mischkristall- und Ausscheidungshärtung ge-

steigert. Phasenumwandlungen finden im kubisch-flächenzentrierten Nickel über dem gesamten Temperaturbereich nicht statt. Die vorwiegend zulegierten Elemente Chrom, Silizium und Molybdän führen zur Mischkristallverfestigung. Das Element Bor führt aufgrund der geringen Löslichkeit in Nickel zur Bildung von Hartphasen des Typs M_3B ($H_i \approx 930 - 1150 \text{ HV}_{0,05}$) [18, 54]. Für eine Ni-Cr-B-Si Legierung mit bis zu 20 Ma.-% Cr, 4 Ma.-% B und 5 Ma.-% Si entsteht somit ein Gefüge aus Chromboriden vom Typ MB ($H_i \approx 1500 - 2400 \text{ HV}_{0,05}$), die in einer Ni-Cr-Si Metallmatrix mit eutektischen Nickelboriden eingebettet sind [61]. Diese Grundmasse bietet bereits einen hohen Widerstand gegen Furchungs- und Korngleitverschleiß, sowie gute Korrosionsbeständigkeit und Warmhärte bis 600°C . Durch die Zugabe von ungefähr 30 Vol.-% WSC wird die Verschleißbeständigkeit gegen grobe abrasive Teilchen noch einmal gesteigert. Das eutektische Gemenge aus Karbiden des Typs WC und W_2C weist eine hohe Härte ($H_i \approx 2400 - 2800 \text{ HV}_{0,05}$) und Verschleißbeständigkeit auf [54]. Bei der Herstellung des Nickelbasis-Verbundwerkstoffs ist allerdings zu beachten, dass es zu Diffusionsprozessen zwischen dem Hartstoff und der Metallmatrix kommen kann. Es bildet sich ein Diffusionssaum aus spröden η -Karbiden vom Typ M_6C , wodurch sich das WSC zunehmend auflöst und die Verschleißbeständigkeit des Verbunds sinkt [54].

Als weiteres Beispiel für einen erfolgreich genutzten Hartverbundwerkstoff sind die Ferro-Titanit[®] MMCs der Deutschen Edelstahlwerke GmbH (DEW) zu nennen. Aufgrund der Verstärkung der Metallmatrix mit ungefähr 33 Ma.-% Titankarbid (TiC) weisen sie im Vergleich zu Stahl eine höhere Härte und E-Modul bei gleichzeitig reduzierter Dichte ($\approx 6,5 \text{ g/cm}^3$) auf [62]. Die mechanischen Eigenschaften der Titankarbide sind in Tabelle A. 2 hinterlegt [63, 64]. Die insgesamt sieben Ferro-Titanit[®] Güten unterscheiden sich hinsichtlich ihrer Metallmatrizes, deren mechanische Eigenschaften für verschiedene Anwendungsfälle optimiert wurden. Dabei wird zwischen den Kohlenstoffmartensiten (Eisenbasis), Nickelmartensiten (Nickelbasis) und Austeniten (Eisenbasis) unterschieden. Im Rahmen dieser Arbeit wurde nur die Eisenbasis-Legierung WFN betrachtet. Das Gefüge dieser Güte ist exemplarisch in Abbildung B. 23 zu sehen. Die

in einer martensitischen Metallmatrix eingebetteten Titankarbide formen sich aufgrund des Sinterprozesses ein und bilden die für sie typische Ringstruktur [65, 66]. Die martensitische Matrix der Güte WFN weist eine Mikrohärte im Bereich von 700-800 HV_{0,05} auf [63]. Es resultiert ein Verbund, der neben den groben Hartstoffen eine harte und damit verschleißbeständige Matrix aufweist. Somit stellt die Güte WFN ein optimales Eigenschaftsprofil für verschleißbeanspruchte Bauteile dar.

Hartmetall

Eine weitere verschleißbeständige Werkstoffgruppe ist das Hartmetall. In dieser Arbeit werden ausschließlich Hartmetalle bestehend aus Wolframmonokarbid (WC) eingebettet in einer Kobaltmatrix (Co) betrachtet. Hierbei werden Hartstoffgehalte (WC) von bis zu 96 Ma.-% verwendet.

Die Erfindung von Hartmetall durch K. Schröter im Jahr 1922 zählt zu den wichtigsten Erfindungen des 20. Jahrhunderts [67]. Anfänglich wurden Hartmetalle durch die Friedrich Krupp AG in den 20er und 30er Jahren des 20. Jahrhunderts hauptsächlich für die Metallbearbeitung hergestellt. Der limitierte Einsatz begründete sich damals einerseits auf dem heterogenen Gefüge und andererseits auf den hohen Herstellungskosten, die Hartmetall zeitweise teurer als Gold machten [67]. Mit den Jahren gelang es, Ziehsteine aus geschmolzenem Wolframkarbid im industriellen Maßstab herzustellen und auch Herstellungsmethoden wie das Schleudergussverfahren zu etablieren [68]. Schon die ersten Gussteile waren hart, wiesen jedoch Lunker und Graphitausscheidungen auf [68]. LOHMANN entwickelte 1914 zur Lösung dieses Problems Sinterhartmetalle. Diese wurden durch das Zerkleinern von geschmolzenem Wolframkarbid zu feinstem Pulver und dem Verpressen mit anschließendem Erhitzen des Formkörpers bis nahe an die Schmelztemperatur hergestellt [69, 70]. Heutzutage ist dieses Verfahren als Flüssigphasensintern bekannt.

Das Wolframmonokarbid, das für die hohe Härte und Verschleißbeständigkeit des Hartmetalls verantwortlich ist, grenzt sich durch seine gute Benetzbarkeit mit schmelzflüs-

sigem Metall gegen andere Karbidarten ab. Die Kristallstruktur von Wolframkarbid (WC) ist hexagonal-dichtestgepackt (hdp). Die Wolframkarbide bilden sich im Sinterprozess in ihrer gleichgewichtsnahen Struktur als dreiseitige Prismen aus [71, 72]. Die Elementar- und Einheitszelle eines Wolframkarbids (hdp) sowie wichtige Kristallorientierungen sind in den Abbildungen B. 24 und B. 25 dargestellt. Die hexagonale Kristallstruktur führt zu einer ausgeprägten Anisotropie der mikromechanischen Eigenschaften. FRENCH & THOMAS haben nachgewiesen, dass die Basal-Ebenen mit $2300 \pm 200 \text{ HV}_{0,05}$ die höchsten und die Prismaflächen mit $1300 \pm 100 \text{ HV}_{0,05}$ die niedrigsten Mikrohärtungen aufweisen [73] (siehe Abbildung B. 25).

Die von ENGQVIST ET AL. gemessenen Indentations- und Ritzhärten der Kristallebenen sind in Tabelle A. 1 aufgelistet [72]. Bei den Ritzversuchen haben ENGQVIST ET AL. herausgefunden, dass die Ritzhärte der Prisma-Flächen zusätzlich richtungsabhängig ist (orthogonal oder parallel zur c -Achse, siehe Abbildung B. 25). In orthogonaler Richtung ist die Ritzhärte der Prisma-Fläche mit $1900 \pm 300 \text{ kg/mm}^2$ höher als die Ritzhärte der Basal-Ebene ($1700 \pm 300 \text{ kg/mm}^2$). In paralleler Richtung fällt die Ritzhärte der Prisma-Fläche allerdings auf $1300 \pm 200 \text{ kg/mm}^2$ ab [72]. ENGQVIST ET AL. erklären die Anisotropie mit Hilfe der Gleitrichtungen und -ebenen. Die Prisma-Flächen der WC Einheitszelle $\{10\bar{1}0\}$ stellen aufgrund der geringeren Anzahl an Bindungselektronen die energetisch bevorzugten Gleitebenen dar [74]. Das zugehörige Gleitsystem wird durch die Gleitrichtungen $\langle 0001 \rangle$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ und $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ gebildet [71]. Wie die von ENGQVIST ET AL. beschriebenen Ritzrichtungen zu den Gleitebenen liegen, ist in Abbildung B. 26 dargestellt. In der zur Prisma-Ebene parallelen Ritzrichtung ($\parallel$) verlaufen die Gleitebenen in Ritzrichtung, der Ritzwiderstand und damit die Ritzhärte fallen ab. Orthogonal zur Ritzrichtung ($\perp$) kann das Material nicht in Verformungsrichtung fließen, woraus die maximale Ritzhärte resultiert. In der Basal-Ebene stehen die Gleitebenen in verschiedenen Winkeln zur Ritzrichtung, was die relativ hohe Ritzhärte begründet [72]. BONACHE ET AL. haben bei Nanoindentationshärtmessungen allerdings ermittelt, dass die Prisma-Ebenen $\{10\bar{1}0\}$ eine doppelt so hohe Härte wie die Basal-Ebene (0001) haben [75]. Diese Umkehr der Härteverhältnisse bei Mikro- und Nanohärtmessungen ist

auf den „Indentation Size Effect“ (ISE) zurückzuführen, der auf den unterschiedlichen lastabhängigen Dehnungsgradienten im Werkstoff unter dem Indenter begründet ist [76, 77]. Aufgrund dieser starken Kristallorientierungs- und Lastabhängigkeit des Wolframkarbids, sind konkrete Aussagen zur Härte mit Vorsicht zu treffen und als Basis für makroskopische Belastungsfälle nur bedingt nutzbar. ENGQVIST schlussfolgert aufgrund des Bezugs zwischen Einzelritzversuchen und dem Furchen oder Ritzen durch Partikel, dass die Abrasionsmechanismen durch die Verformungseigenschaften eines Werkstoffs und nicht durch die Indentationseigenschaften kontrolliert werden [78].

Neben dem Wolframkarbid stellt das Bindermaterial bzw. der Matrixwerkstoff die zweite Komponente des Hartmetalls dar. Die Matrix, in der das Karbidgerüst eingebettet ist, besteht vorwiegend aus Co-, Ni-, oder Fe-Basis-Legierungen. Wie bereits erwähnt, stehen in dieser Arbeit die WC-Co Hartmetalle im Fokus, weshalb nur auf den Binderwerkstoff Kobalt genauer eingegangen wird.

Kobalt weist eine vollständige Benetzbarkeit mit WC auf (Benetzungswinkel = 0°), was zu der verhältnismäßig hohen Zähigkeit von Hartmetallen beiträgt [79, 80]. Ähnlich wie Eisen weist Kobalt eine reversible allotrope temperaturabhängige Phasentransformation auf. Bei hohen Temperaturen ist das kubisch-flächenzentrierte (kfz) α -Co stabil. Während des Abkühlens auf unter 420°C wandelt das duktile α -Co (Hochtemperaturphase) in das hexagonal-dichtestgepackte (hdp) ε -Co (Tieftemperaturphase) um. Analog zur martensitischen Phasenumwandlung in Stählen findet in Kobalt die Umwandlung ebenfalls diffusionslos statt [68]. Die Begrifflichkeiten wie Restaustenit oder Martensit-Finish (M_f) werden daher auch oft im Zusammenhang mit der Kobaltumwandlung genutzt. Die Umwandlung läuft als Scherung der Kristallstruktur ab. Die Martensit-Finish-Temperatur liegt bei reinem Kobalt unterhalb der Raumtemperatur, weshalb Restaustenit (α -Co) im ε -Co verbleibt [18]. Wird das metastabile kubisch-flächenzentrierte α -Co zunehmend unterkühlt, steigt die Triebkraft zur Phasenumwandlung gleichermaßen an. Dies führt schließlich zu einer spontanen Änderung der Kristallstruktur in die stabile hexagonal-dichtestgepackte ε -Phase, ohne dass eine Konzentrationsänderung in der

Kristallstruktur auftritt [81]. Durch die Zugabe von Legierungselementen, wie beispielsweise Chrom oder Nickel, können die Umwandlungstemperaturen verschoben werden. Dadurch kann bei Raumtemperatur ein beliebiges Phasengemisch stabilisiert werden, das je nach Legierungselementen und -konzentration zwischen reinem ε -Co und reinem α -Co liegt [82, 83]. SAILER hat in diesem Zusammenhang gezeigt, dass in Hartmetallen vorwiegend α -Co zu finden ist. Aufgrund ihrer hohen Löslichkeit diffundieren Wolfram und Kohlenstoff während des Sinterprozesses in das Kobalt. Durch das Auflegieren des Binders wird die α -Co Phase bei Raumtemperatur stabilisiert [84].

Für Verschleißbeanspruchungen ist das metastabile α -Co durchaus erwünscht, da es eine spannungsinduzierte Umwandlung ermöglicht [18, 82]. SHETTY ET AL. haben nachgewiesen, dass es bei der Verschleißbeanspruchung von Hartmetall zur spannungsinduzierten Phasenumwandlung von α - zu ε -Co und damit zur Verfestigung des Binders kommt [85]. ROA ET AL. konnte dem im Hartmetall „verspannten“ Kobaltbinder mittels Nanoindentation eine Härte von $8,1 \pm 3$ GPa nachweisen [86]. Dies entspricht einer Härte von ungefähr 750 HV10 [87]. Im Vergleich dazu weist reines α -Co eine Härte von nur ≈ 100 HV10 auf (siehe Tabelle A.2). Allerdings geht die Verfestigung auch mit einer Versprödung des Binders einher. Im hexagonal-dichtestgepackten Kristallgitter gibt es lediglich drei Gleitsysteme ($kfz = 12$ Gleitsysteme), wodurch die Zähigkeit deutlich abfällt [88]. In Abschnitt 2.3.2 wird die Phasenumwandlung des Kobalts und dessen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften genauer erläutert.

Die beiden Bestandteile (WC und Co) sind für die einzigartigen mechanischen Eigenschaften der Hartmetalle verantwortlich. Durch die Variation der Phasengehalte lassen sich zahlreiche Güten für unterschiedlichste Anwendungsbereiche herstellen [68]. Neben dem Bindergehalt V_{Co} stellt die mittlere Größe der Wolframkarbide d_{WC} die zweite Einflussgröße in Bezug auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften des Hartmetalls dar. Die mittlere Karbidgröße kann vom nm -Bereich bis in den fast 2-stelligen μm -Bereich variiert werden. Daraus hat sich eine Einteilung der Hartmetallgüten bezüglich ihrer Karbidgröße d_{WC} entwickelt, die heutzutage von den meisten

Hartmetallherstellern benutzt wird (siehe Tabelle A. 3) [89]. Allerdings sind hierbei die Grenzen fließend und nicht bindend, wodurch es oft zu Abweichungen zwischen der Benennung nach Tabelle A. 3 und den Herstellerangaben kommt.

Mit Hilfe der beiden Kenngrößen d_{WC} und V_{Co} können die mechanischen Eigenschaften einer Hartmetallgüte bereits in erster Näherung abgeschätzt werden. Im Bereich der spanenden Metallbearbeitung (z.B. Drehen oder Fräsen) werden Güten mit feiner WC-Karbidgröße und niedrigen Bindergehalten von 3-8 Ma.-% eingesetzt. Diese Güten zeichnen sich durch hohe Härten ($> 2000 \text{ HV}_{10}$), aber auch niedrige Bruchzähigkeiten ($K_{IC} \approx 8 - 10 \text{ MPa}\sqrt{m}$) aus. Der Werkstoff weist makroskopisch gesehen ein mit Keramiken vergleichbares mechanisches Verhalten auf [90]. Für Verschleißteile, die schlagenden Beanspruchungen ausgesetzt sind, werden aufgrund der erhöhten Bruchzähigkeit grobkörnige Güten mit Co-Gehalten von 15 bis 25 Ma.-% eingesetzt ($K_{IC} \approx 15 - 26 \text{ MPa}\sqrt{m}$). Mit steigendem Bindergehalt zeigt das Hartmetall ein zunehmend metallisches mechanisches Verhalten (plastisches Deformationsvermögen) [90]. Die resultierenden mechanischen Eigenschaften lassen sich auf die Gefügeausbildung der jeweiligen Güte zurückführen. In Abbildung B. 27 ist die rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines grobkörnigen Hartmetalls mit ungefähr 15 Ma.-% Kobalt dargestellt (Herstellerbezeichnung CTE30A).

Die Verteilung und Ausbildung der beiden Phasen (WC und Co) wird neben der mittleren Karbidgröße d_{WC} durch zwei weitere Gefügekenngößen charakterisiert. Der mittlere Abstand zweier Karbide bzw. die Dicke des Binders zwischen ihnen wird als freie Matrixweglänge λ_{Co} bezeichnet [91]. Es wird dabei in „nominelle freie Weglänge“ (λ_{nom}) und „wahre freie Weglänge“ (λ_{true}) unterteilt. Bei der wahren freien Weglänge wird davon ausgegangen, dass es in der Mikrostruktur des Hartmetalls einen Anteil an WC/WC Grenzflächen gibt, ohne dass Bindermaterial dazwischen auftritt. Im Unterschied dazu wird bei der nominellen freien Weglänge davon ausgegangen, dass zwischen zwei angrenzenden WC-Körner immer ein dünner Bindermaterialfilm vorliegt [91]. In der Literatur wurde viele Jahre darüber diskutiert, welcher Ansatz zur Bestimmung der freien

Matrixweglänge nun richtig sei. ENGQVIST ET AL. schlussfolgern auf Basis von hochauflösenden Gefügebildern, dass jedes Wolframkarbid von einem dünnen Binderfilm umgeben sein muss [79]. Die Aussage bekräftigen sie mit der vollständigen Benetzbarkeit des WC durch Co. Diese Argumentation spricht für die Richtigkeit der nominellen freien Weglänge [79].

Allerdings wird heutzutage meistens die wahre freie Weglänge berechnet. Der dünne Binderfilm zwischen einer vermeintlichen WC/WC Grenzfläche weicht in Bezug auf die mechanischen Eigenschaften vom restlichen Binder deutlich ab [92]. Aufgrund von Diffusionsprozessen (von W und C in den Binder) und aus der Herstellung resultierenden thermischen Spannungen verfestigt der Binderfilm. Aus diesem Grund trägt er nicht mehr zur Zähigkeitssteigernden Wirkung des Binders bei [78, 92].

Die WC/WC Grenzflächen definieren die zweite Gefügekenngroße, die Kontiguität C . Nach MINGARD ET AL. bilden die Wolframkarbide ein durchgängiges Netzwerk („WC-Skelett“), das durch die Kontiguität (Verhältnis aus WC/WC Grenzflächen zur Gesamtfläche aller Karbide) beschrieben wird [93].

In der Literatur existieren verschiedene Gleichungen zur Bestimmung von λ_{Co} und C . FRY & GARRETT beschreiben die nominelle und wahre freie Matrixweglänge durch [91]:

$$\lambda_{nom} = \frac{V_{Co} \cdot d_{WC}}{(1 - V_{Co})} \quad (2.12)$$

$$\lambda_{true} = \frac{V_{Co} \cdot d_{WC}}{(1 - V_{Co}) \cdot (1 - C)} \quad (2.13)$$

Die Kontiguität C kann nach der Definition von LEE & GURLAND bestimmt werden [94]:

$$C = 1 - \frac{V_{Co}}{\frac{(1 - V_{Co}) \cdot \lambda_{Co}}{d_{WC}}} \quad (2.14)$$

Anhand der Gleichung 2.14 haben KEUSEMANN ET AL. die Kontiguität C in Abhängigkeit des WC-Volumenanteils V_{WC} dargestellt [95]:

$$C = 1 - \frac{d_{WC}}{\lambda_{Co}} \cdot \left(\frac{1 - V_{WC}}{V_{WC}} \right) \quad (2.15)$$

Werden die Gefügekennwerte des Hartmetalls auf Basis der quantitativen Bildanalyse von mikroskopischen Aufnahmen bestimmt, kommt es allerdings häufig zu Abweichungen in den Werten für λ_{Co} und C . Je nach genutzter Methode und Auflösung der Bilder ergeben sich stark streuende Werte, die in der Literatur Gegenstand vieler Diskussionen sind [79]. Daher erscheint ein quantitativer Vergleich von Werten für λ_{Co} und C unterschiedlicher Forschungseinrichtungen nur bedingt sinnvoll. Qualitative Aussagen zum Einfluss der Kennwerte auf die mechanischen Eigenschaften des Hartmetalls lassen sich aber durchaus treffen. Grundlegend kann durch Gleichung 2.14 beispielsweise festgehalten werden, dass mit steigendem Bindergehalt und steigender Karbidgröße die freie Matrixweglänge λ_{Co} steigt [96]. Die aus den Gefügekenngrößen (d_{WC} , V_{Co} , λ_{Co} und C) resultierenden mechanischen Eigenschaften werden üblicherweise beschrieben durch:

- Härte
- Bruchzähigkeit (beschrieben durch den krit. Spannungsintensitätsfaktor K_{IC})
- Biegebruchfestigkeit
- Druckfestigkeit
- E-Modul

Zur Übersicht sind in Tabelle A.2 Werte für die mechanischen Eigenschaften des Wolframmonokarbids, des Kobalt-Binders und für WC-Co Hartmetalle im Allgemeinen dargestellt [18, 67, 92].

Härte und Zähigkeit des Hartmetalls werden ferner vom Kohlenstoffgehalt beeinflusst [68]. Trotz der Tatsache, dass der Kohlenstoffgehalt einen Einfluss auf die Eigenschaften des Hartmetalls hat, wird er nicht weiter berücksichtigt und an dieser Stelle nur der Vollständigkeit halber erwähnt. In Bezug auf dieses Thema verweist der Autor auf das Fachbuch von KIEFFER & SCHWARZKOPF („Hartstoffe und Hartmetalle“) [68].

Verschleißmechanismen in hoch hartphasenhaltigen Werkstoffen

Die im Folgenden beschriebenen Verschleißmechanismen fokussieren sich auf Verbundwerkstoffe, die hohe Gehalte an Hartphasen oder Hartstoffen enthalten. Das elastoplastische Verformungsvermögen von metallischen Werkstoffen wird mit zunehmendem Gehalt in Richtung spröder, nicht plastischer Keramiken verschoben. Der Fokus dieser Arbeit und insbesondere dieses Kapitels liegt auf den Hartmetallen, da die hohen Hartstoffgehalte (bis zu 97 Ma.-%) die obere Grenze der möglichen Zugabemenge darstellt. Aufgrund der geringen Zähigkeit von Hartmetallen spielen Rissbildungs- und Risswachstumsprozesse eine zentrale Rolle bei dem resultierenden Verschleißvorgang. Wie bereits angesprochen, kann die ermüdungsinduzierte Entstehung von Rissnetzwerken im μm -Bereich zu kleinskaligen Ausbrüchen und damit zur Oberflächenzerrüttung führen.

Aufgrund seiner technischen Relevanz werden die Verschleißvorgänge und -mechanismen in Hartmetallen bereits seit Jahrzehnten in der Literatur diskutiert [50]. Trotz weitreichender Forschung sind immer noch nicht alle Zusammenhänge in Bezug auf Schädigungen durch Ermüdungsprozesse geklärt [97]. Hartverbundwerkstoffe weisen üblicherweise bis zu 50 Vol.-% Karbide, Boride oder Nitride auf. Daher bilden sie hinsichtlich der Hartstoffgehalte das Bindeglied zwischen Hartmetallen und metallischen Legierungen wie beispielsweise hochlegierte Werkzeugstähle. Es ist naheliegend, dass sich das Verschleißverhalten dieser Werkstoffgruppen in einigen Anwendungsbereichen ähnelt und Teilaspekte aus beiden Werkstoffgruppen aufweisen wird. Im folgenden Abschnitt wird der Fokus daher auf den Hartmetallen liegen.

Beim maschinellen Tunnelvortrieb mit einer TVM ist ein mit Hartmetalleinsätzen bestücktes Abbauwerkzeug bei Rotation des Schneidrades wiederkehrenden (zyklischen) Beanspruchungen ausgesetzt. Das kann wiederum zu ermüdungsinduzierten Schädigungen und schließlich zum Versagen des Bauteils führen [44]. Neben Verschleißmechanismen wie dem abrasiven Materialabtrag (Mikrospanen und Mikrobrechen) oder Schadensbildern wie dem (Rest-)Gewaltbruch, ist die Schädigung durch Ermüdungsprozesse

(Mikroermüden und Oberflächenzerrüttung) ein weiterer Mechanismus, der bereits beschrieben wurde (siehe Abbildung B. 14).

Um die Schädigungsprozesse der verschiedenen Mechanismen zu analysieren, müssen sie im ersten Schritt isoliert voneinander betrachtet werden. Der abrasive Oberflächenabtrag ist abhängig von dem Verhältnis der Härte des abrasiven Guts zur Härte des Hartmetalls [1]. Durch harte abrasive Partikel entstehen Furchen in der Hartmetalloberfläche, die weitaus größer sein können als die mittlere Karbidgröße des Hartmetalls. Da die (Verbund-)Härte von Hartmetall meistens deutlich höher als die des Baugrunds ist, sind die Verschleißraten hervorgerufen durch Mikrospanen und Mikropflügen gering und lediglich auf einen Abtrag des weichen Binders im Hartmetall zurückzuführen [51]. Allerdings kommt es aufgrund der auftretenden Spannungsspitzen und der hohen plastischen Verformung zur Fragmentierung und zum Herausbrechen der Karbide (Mikrobrechen) [98]. Des Weiteren bewegt sich das Abrasivpartikel unter hohen Spannungen und Reibbeanspruchungen über die Oberfläche des Hartmetalls, was dazu führt, dass sich mit jedem Zyklus die Karbidkörner im Binder verschieben [99]. Diese sogenannte Binder-Extrusion bewirkt, dass der Binder zunehmend abgetragen wird (Mikrospanen). Infolgedessen reduzieren sich die herstellungsbedingten Druckspannungen in den Wolframkarbiden [100], wodurch es zur Fragmentierung der Karbide kommen kann [99]. Nach UPADHYAYA ist bei rein abrasivem Materialabtrag der dominante Mechanismus das Verdrängen von Binder aus den Karbidzwischenräumen unter hohen lokalen Spannungen (Binder-Extrusion) [99].

Neben dem Oberflächenabtrag, der einen quasistatischen Spannungszustand an der Werkstoffoberfläche darstellt, kommt es während der Verschleißbeanspruchung zu schlagenden Belastungen (beispielsweise durch Inhomogenitäten im Baugrund). Die resultierenden Spannungsspitzen können wiederum zum Versagen durch Gewaltbruch führen. Aus tribologischer Sicht ist die Untersuchung solcher Schäden auf experimenteller Basis kaum möglich und wenig zielführend. Aufgrund punktueller Überlasten kann es zum schlagartigen (Rest-)Gewaltbruch kommen. Die Überlasten können in Abhängigkeit des

Baugrunds und den darin enthaltenen Inhomogenitäten nur statistisch beschrieben werden. Lediglich die Beschreibung des Werkzeugwerkstoffs in Hinblick auf die Zähigkeit ist dabei nützlich. Die Zähigkeit beschreibt die benötigte Arbeit oder Energie, um einen Gewaltbruch zu erzeugen. Sie ist nicht mit der Duktilität des Werkstoffs zu verwechseln, die wiederum die Bruchverformung beschreibt [17]. Die Zähigkeit eines Werkstoffs hängt von seinem plastischen Deformationsvermögen ab. Aus diesem Grund wird Hartmetallen eine niedrige Zähigkeit zugesprochen.

Anfänglich wurde davon ausgegangen, dass Wolframkarbide keinerlei Plastizität aufweisen [68]. GEE, MINGARD & ROEBUCK konnten anhand von rasterelektronenmikroskopischen Analysen (EBSD) allerdings belegen, dass auch Wolframkarbide ein geringes Deformationsvermögen aufweisen [101, 102]. Allerdings wird das makroskopische Deformationsverhalten von Hartmetall primär durch den Binderwerkstoff bestimmt [103, 104]. Aufgrund der meist geringen Bindergehalte ist das Deformationsvermögen und damit die Zähigkeit von Hartmetallen limitiert. Wenn sich im Werkstoff ein Riss gebildet hat, wird die Restlebensdauer durch die Zeit bis zum Eintritt des instabilen Risswachstums bestimmt. Bei spröden Werkstoffen führt dies aufgrund der begrenzten Plastizität zum schlagartigen Versagen (Restgewaltbruch) [17]. Der mittels experimenteller Methoden bestimmte kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{IC} (in $MPa\sqrt{m}$), bei dem instabiles Risswachstum eintritt, wird als Maß für die Bruchzähigkeit genutzt. Zu den verbreitetsten Versuchsanordnungen gehört der Kompakt-Zugversuch (DIN EN ISO 12737), der Vier-Punkt-Biege-Versuch mit gekerbter Probe (SEVNB) oder die Palmqvist-Methode (Rissinitiierung durch Indentation) [105–107].

Für den ebenen Dehnungszustand lässt sich die Bruchzähigkeit nach DIN EN ISO 12737 bestimmen:

$$K_{IC} = \sigma_c \cdot \sqrt{\pi \cdot a_c} \cdot Y \quad (2.16)$$

Dabei steht σ_c für die anliegende Spannung, a_c für die kritische Risslänge und Y stellt einen Geometriefaktor dar, der die Rissform und -anordnung berücksichtigt [17]. Verallgemeinert kann festgehalten werden, dass das Eintreten eines Gewaltbruchs mit stei-

gender Bruchzähigkeit des Werkstoffs unwahrscheinlicher wird, da mehr Energie bis zum Übergang ins instabile Risswachstum benötigt wird. Hierbei ist allerdings zu beachten, dass beim sogenannten „Zeitbruch“ auch die Betriebsdauer eine entscheidende Rolle beim Risswachstum spielt [17]. Das führt zu dem bereits angesprochenen Aspekt der zyklisch schlagenden Belastungen im unterkritischen Bereich (stabiles Risswachstum), die im Abbauwerkzeug zur Schadensakkumulation führen [1]. Aufgrund des geringen plastischen Deformationsvermögens von Hartmetallen kommt es zur zeitabhängigen Rissbildung und -ausbreitung. Wodurch diese Ermüdungsprozesse im Hartmetall genau hervorgerufen werden, ist schwer festzustellen. Verschiedene Verschleißmechanismen können einen Einfluss haben und sich überlagern (Oberflächenzerrüttung, Mikroermüden, usw.).

Zahlreiche Forscher behandeln dieses Thema auf Basis der Bruchmechanik, die die Ris-sinitiiierung, -bildung und das Risswachstum analysiert und beschreibt [78, 90, 92, 105, 108–111]. Als charakteristischer Werkstoffkennwert wird hier ebenfalls die Bruchzähigkeit des Werkstoffs betrachtet (abgebildet durch K_{IC}). Um das durch Ermüdungsprozesse initiierte Risswachstum zu analysieren, muss die zur Schädigung führende Belastung betrachtet werden. Hierbei wird zwischen dem Versagen durch monoton steigende und durch zyklische Belastung unterschieden [112].

Des Weiteren wird zwischen dem stabilen und instabilen Risswachstum differenziert [17]. Bei Kompakt-Zugversuchen oder Vier-Punkt-Biegeversuchen (SEVNB) wird das Risswachstum unter monoton steigender Last an gekerbten und mit einem vordefinierten scharfen verformungsarmen Anriss versehenen Proben analysiert. Der Versuch selbst erfolgt unter monoton steigender Last bis zum Bruch. Wird dabei die Kraft über der Durchbiegung oder der Rissöffnung aufgetragen, kann der Übergang zum instabilen Risswachstum festgestellt werden. Mit dieser gemessenen Kraft kann anschließend die Bruchzähigkeit K_{IC} bestimmt werden (siehe Gleichung 2.16) [105]. Um Ermüdungsprozesse im unterkritischen Belastungsfall zu untersuchen, werden Versuche unter schwingender Belastung (z.B. Spannungsverhältnis $R = -1$) bis zum Bruch durchgeführt (Zeitbruch). Dabei sind die Belastungsamplitude und die Zyklenzahl bis zum Bruch der

Probe die resultierenden Messgrößen. Das Risswachstum und damit die Zähigkeit des Werkstoffs ist in dessen mikrostrukturellen Eigenschaften begründet. Genauer gesagt resultieren aus diesen Eigenschaften die sich bildenden Risspfade und die damit verbundenen Rissenergien [113]. Nach NDLOVU sowie SPIEGLER ET AL. kann zwischen vier verschiedenen Arten von Risspfaden in Hartmetallen unterschieden werden [111, 114]:

- transgranular durch Karbide (C)
- transgranular durch die Co-Binderphase (B)
- intergranular an Karbidgrenzflächen (C/C)
- intergranular entlang Binder/Karbid-Grenzflächen (B/C)

Bei der Betrachtung des Risswachstums wird zwischen (1) stabilem Risswachstumspfad, (2) instabilem Risswachstumspfad, (3) Risspfad unter monoton steigender Last und (4) Risspfad unter zyklischer Last unterschieden. SIGL & EXNER schlussfolgern aufgrund von Bruchflächenbetrachtungen, dass Risspfade im stabilen und instabilen Wachstum unter monoton steigender Last bezüglich Bruchmorphologie und spezifischer Brucharbeit identisch sind [104]. Während der steigenden Belastung kommt es aufgrund der Spannungsüberhöhung in den Wolframkarbiden zum Bruch eines Karbids (C) oder einer WC/WC Grenzfläche (C/C), der der Risspitze vorausgeht. Die sich zwischen den Brüchen befindliche Binderphase bleibt allerdings unbeschadet [115]. Durch die stark eingeschränkte Verformbarkeit des Binders in den Zwischenräumen der Karbide (sogenannte „Binderligamente“) entstehen während der Rissaufweitung Leerstellen und Poren. Es kommt zur lokalisierten Dehnung und zum zeitabhängigen Zusammenwachsen der Fehlstellen (Koaleszenz). Das Risswachstum in den Binderligamenten kann dabei durch den Binder (Risspfad B) oder entlang einer Karbidgrenzfläche (B/C) stattfinden [103]. Der beschriebene Vorgang des Risswachstums und der Poren-Koaleszenz ist in Abbildung B. 28 schematisch dargestellt. Das Risswachstumsmodell unter monoton steigender Last nach SIGL wurde von weiteren Forschern bestätigt [111, 116, 117].

Im Gegensatz dazu ist das Risswachstum unter zyklischer Belastung, das durch Ermü-

dungsprozesse hervorgerufen wird, weniger gut analysiert und verstanden. Die unter monoton steigender Last bevorzugt auftretende Rissbildung in den Wolframkarbiden ist bei zyklischer Belastung deutlich geringer ausgeprägt [51]. Die Schädigungsprozesse finden vorwiegend in der Binderphase statt [118]. TARRAGO ET AL. vermuten, dass der Riss anhand bestimmter kristallographischer Strukturen wächst, da er einen stufen- oder sprungartigen Verlauf aufweist (siehe Abbildung B. 29) [116]. Wodurch diese Sprünge und Richtungsänderungen hervorgerufen werden, ist allerdings noch immer unklar. Zu den möglichen mikrostrukturellen Ursachen zählen Gleitbänder, Stapelfehler oder Verformungszwillinge, die durch die in Abschnitt 2.3.2 beschriebene spannungsinduzierte Phasenumwandlung des Kobalt-Binders (kfc zu hdp) entstehen können [90]. TARRAGO ET AL. weisen allerdings darauf hin, dass ebenfalls bei WC-Ni Hartmetallen solche stufenartigen Rissverläufe nachgewiesen wurden. Bei Nickelbasis-Legierungen findet keine spannungsinduzierte Umwandlung statt, weshalb weitere Vorgänge zur Erklärung des Risswachstums in Frage kommen [119].

Trotz alledem kann festgehalten werden, dass sich das Risswachstum und die Risspfade bei monoton steigender und zyklischer Last nachweislich voneinander unterscheiden. Die mikrostrukturellen Vorgänge, die in Abhängigkeit des Belastungsfalls zum Risswachstum führen, sind komplex und auf Basis bruchmechanischer Modelle bis heute noch nicht vollständig geklärt [97]. Aus Sicht der Hartmetall- und Werkzeughersteller wird zur Beurteilung der Zähigkeit des Hartmetalls der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{IC} für sämtliche Belastungsfälle benutzt. Selbst bei der Analyse von Ermüdungsprozessen wird dieser Werkstoffkennwert als zentraler Faktor benutzt. Dies ist auch für die oben genannten labortechnischen Versuche durchaus sinnvoll, da K_{IC} mit der freien Matrixweglänge λ_{Co} von Hartmetallen korreliert [91]. Allerdings stellt der Binder auch die ermüdungssensitive Phase des Hartmetalls dar, weshalb die Korrelation zwischen dem Kennwert K_{IC} und den Ermüdungsprozessen im Gefüge fraglich ist [120].

Wie bereits in Abschnitt 2.3 angesprochen, kommt es bei den Hartmetalleinsätzen in Abbauwerkzeugen ebenfalls zur Oberflächenzerrüttung. Sie resultiert aus den zyklisch schlagenden Belastungen und den damit verbundenen Ermüdungsprozessen [52]. Ma-

makroskopisch betrachtet ist die Schädigung durch stark zerklüftete und rissbehaftete Bereiche nachweisbar (Abbildung B.14) und auch durch KOHLER ET AL. dokumentiert [44]. Die Schädigung der Oberfläche, die im unterkritischen Spannungsbereich abläuft [53], weist dabei ebenfalls stufen- und sprungartige Risspfade auf [51]. BESTE erläutert in mehreren Publikationen, wie es zum Verschleiß der Hartmetalloberfläche im Gesteinsbohrprozess kommt. Allerdings fehlt bei Hartmetallen bislang der direkte Bezug zwischen den bruchmechanischen Modellen zum Risswachstum und den beobachteten Schädigungen [92, 121–125].

MONTGOMERY und MOMENI ET AL. haben bei ihren Untersuchungen festgestellt, dass eine steigende Bruchzähigkeit des Hartmetalls nicht zu einer Erhöhung des Verschleißwiderstands gegen Oberflächenzerrüttung und damit gegen Ermüdungsprozesse führt [48, 51]. Sie konnten keine Korrelation zwischen der Bruchzähigkeit K_{IC} und dem Verschleißverhalten bei schlagender unterkritischer Belastung nachweisen. Dies ist auch bedingt nachvollziehbar, da bei der Schädigung der Oberfläche durch Oberflächenzerrüttung normalerweise kein instabiles Risswachstum oder Versagen des Bauteils auf makroskopischer Ebene erreicht wird. Der Materialverlust aus der Oberfläche findet vorwiegend in Form von „Splittern“ und Bruchstücken in der Größenordnung von $150\,\mu\text{m}$ statt (abhängig von der untersuchten Hartmetallgüte) [51]. Ähnliche Unstimmigkeiten finden sich auch bei weiteren Forschern, die das Verschleißverhalten von Hartmetallen unter anwendungsnahen Versuchsbedingungen untersuchten [97, 126].

Es wird deutlich, dass dem Verschleißverhalten und insbesondere den verschiedenen Verschleißmechanismen in Hartmetallen noch weitere Forschung gewidmet werden muss. Hierbei ist die Untersuchung der Schädigungsprozesse in Abhängigkeit der Belastungsart entscheidend, da diese zu verschiedenen Verschleißraten im Anwendungsfall führen können [48]. Daher begründet sich die Motivation, das Verschleißverhalten von Hartmetallen anhand geeigneter experimenteller Methodiken hinsichtlich der Rissbildungs- und Risswachstumsprozesse im Rahmen dieser Arbeit weiter zu untersuchen.

Kapitel 3

Experimentelle Methoden

In diesem Kapitel werden die verwendeten Werkstoffe und Untersuchungsmethoden vorgestellt, mit denen die experimentellen Ergebnisse dieser Arbeit erhoben wurden. Zu Beginn werden die verwendeten Werkstoffe vorgestellt, die im Hinblick auf Abbauwerkzeuge für den maschinellen Tunnelbau gewählt wurden. Anschließend werden die Methodiken zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Werkstoffe beschrieben. Danach erfolgt die Analyse des Baugrunds hinsichtlich der AbRASIVITÄT und der Bodenmechanik. Bildgebende Verfahren, die für Untersuchungen auf mikrostruktureller Ebene nötig waren, werden im Anschluss vorgestellt. Abschließend werden die Verschleißuntersuchungen, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden, erläutert.

3.1. Untersuchung verschlissener TVM Werkzeuge

Für die Auswahl der in dieser Arbeit betrachteten Werkstoffe wurden zur Verfügung gestellte Abbauwerkzeuge eines Tunnelvortriebs in Berlin (Erweiterung des U-Bahn-Streckennetzes U5 mittels Hydroschild-TVM) betrachtet. Dazu gehören verschlissene

Schälmesser und Räumer (siehe Abbildungen B.9, B.14 und B.15) und ein neuwertiges Schälmesser, das nicht im Einsatz war (siehe Abbildung B.8). Des Weiteren hat die Firma Kolk aus Recklinghausen verschlissene Schneidringe von Rollenmeißeln zur Verfügung gestellt (Abbildung B.12 und B.17). Anhand dieser Werkzeuge konnten die Verschleißmechanismen phänomenologisch untersucht werden (siehe Kapitel 1.1.6). Zusätzlich wurden die verschiedenen Werkstoffe analysiert. Somit konnte eingeschätzt werden, welche Werkstoffgruppen für Abbauwerkzeuge genutzt werden. Aus den Werkstoffen wurden Proben entnommen und durch verschiedene Untersuchungsmethoden, die im weiteren Verlauf erläutert werden, analysiert.

3.2. Verwendete Werkstoffe

Für die experimentellen Untersuchungen fanden Werkstoffe Anwendung, die auch in den zuvor untersuchten Abbauwerkzeugen verwendet wurden. Zusätzlich wurden Werkstoffe hinzugezogen, die im Bereich verschleißbeanspruchter Maschinenteile Anwendung finden. Die Werkstoffe werden im Folgenden in die Bereiche Substratwerkstoffe und Verschleißschutzschichten unterteilt. Die chemischen Zusammensetzungen der verschiedenen Werkstoffe sind in den Tabellen A.4 (Stähle), A.5 (MMCs) und A.6 (Hartmetalle) hinterlegt. Die verwendeten Wärmebehandlungszustände sind in den Abschnitten der jeweiligen experimentellen Methoden aufgeführt.

3.2.1. Substratwerkstoffe

Hartphasenfreie Substratwerkstoffe

Als Vergleichswerkstoffe für einfache Konstruktions- oder Maschinenteile wurden die unlegierten Baustähle S235JR (Werkstoff-Nr. 1.0038) und S275JR (Werkstoff-Nr.: 1.0044) genutzt. Die Einteilung und Benennung dieser Stähle erfolgt auf Basis ihrer Streckgrenze

in MPa. Anwendung finden diese Stähle aufgrund ihrer Schweißeignung im Fahrzeugbau, Stahlhochbau, Schiffsbau und im allgemeinen Maschinen- und Anlagenbau [17].

Überleitend zu den höherfesten Stählen wurden verschiedene Vergütungsstähle betrachtet, die beispielsweise als Grundkörper für Schälmesser Anwendung finden. Die Stähle C45 (Werkstoff-Nr. 1.0503) und C60 (Werkstoff-Nr.: 1.0601) zählen gemäß DIN EN 10083-2 zu den unlegierten Vergütungsstählen. Da sich diese Stähle martensitisch härten lassen, werden sie auch für höher belastete Teile im allgemeinen Maschinen- und Fahrzeugbau (z.B. Getriebewellen, Ketten oder Schneidwerkzeuge) verwendet [17]. Im Bereich der legierten Vergütungsstähle wurden die Stähle 42CrMo4 (Werkstoff-Nr.: 1.7225), 34CrNiMo6 (Werkstoff-Nr.: 1.6582) und 30CrNiMo8 (Werkstoff-Nr. 1.6580) untersucht. Die Stähle weisen im Ausgangszustand ein perlitisch-ferritisches Gefüge auf. Durch eine anwendungsorientierte Wärmebehandlung (Härten und Anlassen) entsteht ein Gefüge aus angelassenem Martensit, der ein geeignetes Verhältnis aus Festigkeit und Zähigkeit aufweist. Diese Stähle werden auch im Motoren- sowie allgemeinen Maschinenbau für Teile mit hohen Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften eingesetzt (z.B. Achsen oder Kurbelwellen) [17].

Hartphasenhaltige Substratwerkstoffe

Die ursprünglich für die Metall- und Kunststoffverarbeitung entwickelten Werkzeugstähle, die zu den Eisenbasis-Hartlegierungen zählen, lassen sich in drei Gruppen unterteilen: Warmarbeitsstähle (WAS), Kaltarbeitsstähle (KAS) und Schnellarbeitsstähle (HSS). Der Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1 (Werkstoff-Nr.: 1.2344), der für hochbeanspruchte Warmarbeitswerkzeuge wie Druckgussformen oder Warmarbeitsgesenke eingesetzt wird, weist ein Sekundärhärtemaximum im Bereich von 500 °C auf [17]. Dieser Stahl wird als Referenzwerkstoff für Rollenmeißel-Schneidringe eingesetzt. Neben der hohen Festigkeit bei vergleichsweise hoher Zähigkeit, zeichnet sich der Stahl durch eine hohe Gebrauchs- und Warmhärte von ungefähr 550-630 HV30 aus. Dadurch kann er

neben der abrasiven Belastung auch den hohen Anpresskräften und den teilweise hohen Werkzeugtemperaturen (nach MACIAS im Festgestein bis zu 600 °C) als Schneidring widerstehen [19].

Im Bereich der KAS wurde der ledeburitische Kaltarbeitsstahl X153CrMoV12 (Werkstoff-Nr.: 1.2379) betrachtet. Aufgrund des hohen Verschleißwiderstands wird der Werkstoff unter anderem für Fließpresswerkzeuge und Kunststoffformen bei der Verarbeitung abrasiver Polymere eingesetzt. Der hohe Kohlenstoff- sowie Chromgehalt führen zu einem erhöhten Gehalt an eutektischen Karbiden vom Typ M_7C_3 und $M_{23}C_6$ [17]. Durch die Legierungselemente Molybdän und Vanadium kommt es ebenfalls zur Ausscheidung von Sekundärkarbiden [17]. Des Weiteren ist der karbidreiche Kaltarbeitsstahl X210Cr12 (Werkstoff-Nr.: 1.2080) verwendet worden. Aufgrund der erhöhten Menge an chromreichen M_7C_3 Karbiden ist der Stahl hoch verschleißfest. Aus diesem Grund wird er für Schneid- und Stanzwerkzeuge sowie Ziehmatrizen eingesetzt.

Aus der Gruppe der Schnellarbeitsstähle wurde der Stahl HS6-5-2C (Werkstoff-Nr.: 1.3343) betrachtet. Schnellarbeitsstähle zeichnen sich durch hohe Warmfestigkeit, gute Zähigkeit und hohen Verschleißwiderstand aus. Der Stahl wird für Zerspanungswerkzeuge wie Fräser, Bohrer oder Sägeblätter verwendet [17].

3.2.2. Verschleißschutzschichten

Hartverbundwerkstoffe

Im Bereich der Hartverbundwerkstoffe wurde die Ferro-Titanit® Güte WFN und zwei Variationen dieser Güte benutzt, die von der Deutschen Edelstahlwerke GmbH zur Verfügung gestellt wurden. Die Hauptlegierungselemente des Eisenbasis-MMCs sind Kohlenstoff, Chrom und Molybdän. Daraus resultiert eine korrosionsbeständige martensitisch härtbare Matrix A. 5. Im Rahmen der pulvermetallurgischen Herstellung wurden 33 Ma.-% Titankarbide (TiC) hinzulegiert. Das Probenmaterial ist bereits durch den Hersteller wärmebehandelt worden. Der Werkstoff wurde bei 1080 °C für eine Stunde

austenitisiert und in Öl abgeschreckt. Das darauffolgende Auslagern erfolgte für 2 h bei 460 °C mit anschließender Abkühlung an Luft. Dies hat die Ausscheidung von Sekundärkarbiden vom Typ $M_{23}C_6$ und M_2C in der Matrix zur Folge.

Als Variation wurde die Güte WFN mit einem feineren Titankarbidpulver hergestellt, wodurch sich eine Änderung der mittleren TiC Größe im Gefüge ergibt. Diese Güte wird im weiteren Verlauf als WFN-Feinkorn bezeichnet.

Des Weiteren wurde eine Variante des WFN mit 60 Ma.-% Titankarbid untersucht (WFN-60%TiC). Rein definitionsgemäß zählt diese Legierung aufgrund des erhöhten Hartstoffgehalts (> 50 Ma.-%) nicht mehr zu den Hartverbundwerkstoffen [18]. Häufig wird in der Literatur der Begriff „Cermet“ verwendet. Cermets werden als Hartmetalle beschrieben, in denen ein anderer Hartstoff als WC verwendet wird (beispielsweise TiC). Allerdings gibt es hierfür keine allgemein gültige Definition, weshalb die Verwendung des Begriffes in der Literatur oft unterschiedlich ist. Die Herstellerangaben zu der chemischen Zusammensetzung der Eisenbasis-Matrix und den jeweiligen Hartstoffgehalten sind in Tabelle A. 5 hinterlegt.

Hartmetall

In dieser Arbeit wurden verschiedene Hartmetallgüten des Herstellers Ceratizit untersucht. Es sind fünf Grobkorngüten mit unterschiedlichem Bindergehalt (CTE12A, CTE20A, CTE25A, CTE30A und CTE50A) verwendet worden. Grobkorngüten werden aufgrund ihrer relativ hohen Bruchzähigkeit für Abbauwerkzeuge wie beispielsweise Schälmesser benutzt. Als Vergleichsgüten wurden ebenfalls zwei Mittelkorn (CTM12A und CTM22A) und zwei Feinkorngüten (CTF12E und CTF24E) betrachtet. Die Phasengehalte und mechanischen Eigenschaften sind nach Herstellerangaben in Tabelle A.6 aufgelistet [127]. Aus der Gütenbezeichnung kann der Bindergehalt und die mittlere Karbidgröße bereits vereinfacht abgeschätzt werden. Der Buchstabe nach „CT“ (= Ceratizit) steht für die verwendete Hartstoffgröße (F = fein, M = mittel, E = grob). Die darauffolgende Zahl bezieht sich auf den Bindergehalt in Vol.-%. Der

letzte Buchstabe in der Herstellerbezeichnung bezieht sich auf den Binderwerkstoff und auf sogenannte Inhibitoren, die während der Herstellung dem Binder zugegeben werden. „A“ steht hierbei für eine reine Kobalt-Matrix (z.B. CTM12A). Bei feinkörnigen Hartmetallen müssen geringe Gehalte ($\approx 0,1$ Ma.-%) an Legierungselementen (Inhibitoren) hinzugegeben werden, die das diffusionsbedingte Wachstum oder die Auflösung der Wolframkarbide während der Herstellung verhindern (Buchstabe „E“ in CTF12E).

3.2.3. Probenherstellung und Wärmebehandlung

Aus den vorgestellten und in Tabelle A.4 aufgeführten Werkstoffen wurden die versuchsabhängigen Probengeometrien mit Hilfe einer Feintrennmaschine am Lehrstuhl Werkstofftechnik (LWT) hergestellt. Die Wärmebehandlung der Proben fand in Laboröfen der Fa. Linn statt. Die verwendeten Wärmebehandlungsparameter werden im weiteren Verlauf in den einzelnen Abschnitten des Kapitels 4 erläutert. Die für den jeweiligen Versuch zugrunde liegende Probenpräparation wird in den Abschnitten der Untersuchungsmethoden erläutert. Grundsätzlich wurden die Probenoberflächen mit einem Schleifgerät der Fa. Buehler GmbH geschliffen und poliert. Für die Gefügecharakterisierung mittels Auflicht- und Rasterelektronenmikroskopie sind die Eisenbasis-Werkstoffe mit 3%-iger Salpetersäure (HNO_3) oder V2A-Beize bei Raumtemperatur kontrastiert worden. Die Hartmetallgüten wurden mit einer Mikrofarbätzlösung nach Murakami (100 ml dest. H_2O , 5-10 g KOH oder NaOH, 5-10 g KCN) bei Raumtemperatur angeätzt.

Die MMC Güten von DEW wurden bereits wärmebehandelt angeliefert. Das Material wurde mit einem Funken-Erodiergerät getrennt und die einzelnen Proben metallographisch präpariert. Die von Ceratizit bereitgestellten Hartmetallgüten wurden bereits in den benötigten Geometrien angeliefert und mussten somit nur präpariert werden. Um den Binder-Werkstoff der untersuchten Hartmetalle genauer zu analysieren, sind eigens dafür schmelzmetallurgisch hergestellte Proben bestehend aus Kobalt und 30 Ma.-% Chrom genutzt worden. Durch die Zugabe von Chrom konnte, wie bereits in 2.3.2 be-

schrieben, das kubisch-flächenzentrierte α -Co bei Raumtemperatur stabilisiert werden. Nach der Präparation wurden die unter Vakuum gekapselten Proben bei 800 °C für mehrere Stunden gegläht. Somit konnten Proben mit einem Gefüge bestehend aus α -Co hergestellt werden.

3.3. Mechanische Untersuchungen

3.3.1. Härtemessung und instrumentierte Eindringversuche

Zur Ermittlung der Eindringhärte der untersuchten Werkstoffe wurden Messungen an den zuvor auf 1 μm polierten Proben durchgeführt. Dazu ist der Härteprüfer KB 30 S der Fa. KB Prüftechnik GmbH benutzt worden. Die Härte der untersuchten Werkstoffe wurde nach DIN EN ISO 6507-1 mit einer Prüfkraft von 294,2 N (HV30), 98,07 N (HV10) oder 0,49 N (HV0,05) bestimmt [128]. Es sind grundsätzlich mindestens drei Messungen durchgeführt worden, weshalb die in dieser Arbeit angegebenen Härtewerte immer das arithmetische Mittel darstellen.

Mit Hilfe der Nanoindentation konnten einzelne Gefügebestandteile (beispielsweise Hartphasen) hinsichtlich ihrer Eigenschaften wie Härte, Elastizitätsmodul (E-Modul) und Bruchzähigkeit untersucht werden. Die Eindringversuche erfolgten mit einem Indentationsmodul (NHT) der Fa. CSM Instruments, zu dem ein integriertes Lichtmikroskop gehört. Der eingesetzte Indenter war ein Berkovich-Indenter aus Diamant. Die in dieser Arbeit durchgeführten Messungen wurden sowohl dehnungs-, als auch kraftkontrolliert durchgeführt. Neben der maximalen Kraft sind Be- und Entlastungsrate der Kraft und der Dehnrate sowie eine etwaige Haltestufe bei maximaler Kraft vordefiniert. Die Auswertung der Kraft-Eindringkurven erfolgte automatisch mit Hilfe der implementierten Software auf Basis der Methode nach OLIVER & PHARR [129, 130]. Parameter wie die Eindringhärte H_i oder der E-Modul wurden automatisch mit der Software berechnet. Die Umrechnung der Mikrohärte von GPa in HV erfolgte gemäß

DIN EN ISO 14577-1 [87] und PÖHL ET AL. [131] mit Hilfe der Eindringtiefe P_{max} und Furchenquerschnittsfläche A_v nach Gleichung 3.1:

$$HV = 0,0926 \cdot H_i = 0,0926 \cdot \frac{P_{max}}{A_p} \quad (3.1)$$

Zur Bestimmung der Ritzhärte der verschiedenen Werkstoffe wurden Ritzversuche mit dem Nano-Scratch Tester (NST) und der zugehörigen Scratch-Software der Fa. CSM Instruments durchgeführt. Dadurch konnte ein Einzelritzereignis, wie z.B. das Furchen eines Sandkorns über eine metallische Oberfläche nachgestellt werden (Zwei-Körper-Abrasion). Der benutzte Indenter war ein sogenannter Schneidindenter, der von der Fa. Mössner GmbH hergestellt wurde (Eingriffswinkel $\alpha = 90^\circ$; Freiwinkel $\beta = 5^\circ$; Flankenwinkel $2\Theta = 115^\circ$) [132]. Alle Ritze hatten eine Länge von $500 \mu\text{m}$ und wurden mit einer Ritzgeschwindigkeit von $200 \mu\text{m}$ pro Minute durchgeführt. Die Proben sind auf einem Reibtisch befestigt worden, wodurch die aus der Eindringtiefe P_d („Penetration depth“) resultierende Tangentialkraft F_t über die gesamte Ritzlänge gemessen werden kann. Die Prüf- oder Normalkraft F_N wird über den Kantilever, an dem der Indenter befestigt ist, auf die Probe übertragen. Für die Berechnung von weiteren Kennwerten aus den Messgrößen wurde die Furchengeometrie (Ritztiefe d und Ritzbreite w in Abhängigkeit der Indentergeometrie) mit Hilfe des im Versuchsaufbau implementierten Rasterkraftmikroskops (AFM) bestimmt. Damit ließ sich nach Gleichung 3.2 die Ritzenergie e und die Ritzhärte H_s berechnen:

$$e = \frac{F_t}{A_t} \quad ; \quad H_s = \frac{F_N}{A_N} \quad (3.2)$$

In diesen Kennwerten werden F_t und F_N auf die senkrecht zu ihrer Angriffslinie stehenden projizierten Fläche des Furchenquerschnitts (A_t und A_N) bezogen. Die tangential projizierte Fläche A_t entspricht beim verwendeten Indenter der Furchenquerschnittsfläche A_v , welche sich nach Gleichung 3.3 berechnen lässt [132]:

$$A_t = A_v = \frac{w^2}{4 \cdot \tan \Theta} \quad (3.3)$$

Die Ritzhärte wird nach Gleichung 3.4 mit der Projektion der seitlichen Flanken in Richtung der Normalkraft berechnet [132]:

$$A_N = \frac{1}{4} \cdot \frac{w^2}{\tan \beta \cdot \tan \Theta} \quad (3.4)$$

3.3.2. Druckversuche

Mit Hilfe von einaxialen Druckversuchen nach DIN 50106 wurde das E-Modul der Ferro-Titanit® Güten bestimmt [133]. Die Messungen erfolgten an der Prüfmaschine Zwick 100 von der Fa. Zwick. Die mit Dehnungsmessstreifen versehenen zylindrischen Proben (Durchmesser = 5 mm; Höhe = 8 mm) wurden zwischen zwei Druckplatten eingespannt und unter zunehmender Kraft bis zum Bruch belastet. Die während des Versuchs mittels Dehnungsmessstreifen aufgenommene Kraft-Weg-Kurve wird mit Hilfe der Probengeometrie in ein Druckspannungs-Stauchungs-Diagramm umgerechnet. Das Elastizitätsmodul kann anhand der Steigung der Hooke'schen Geraden im Diagramm bestimmt werden. Dies geschieht automatisch mit Hilfe der an der Prüfmaschine implementierten Mess- und Auswertesoftware des Herstellers.

3.3.3. Vier-Punkt-Biegeversuche

An gekerbten Proben (SEVNB = "Single-Edge-V-Notched Beam") wurde nach DIN EN ISO 23146 die Bruchzähigkeit der Ferro-Titanit® Güten mittels Vier-Punkt-Biegeversuch bestimmt [134]. Die Messungen erfolgten an einer Prüfmaschine Zwick 100 von der Fa. Zwick. Die nach Norm gekerbte und mit einem scharfen Anriss versehene quaderförmige Probe (3 x 4 x 75 mm) wurde bei einem Auflagerabstand von 27 mm mit konstanter Geschwindigkeit von 900 N/s bis zum Bruch belastet. Die aufgebrachte Kraft und der Maschinenweg werden während des Versuches kontinuierlich gemessen und aufgezeichnet.

Anschließend ließ sich die Bruchzähigkeit K_{IC} mit Hilfe der Gleichung 3.5 berechnen:

$$K_{IC} = \frac{F_C}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot \frac{L}{W} \cdot \frac{3 \cdot \sqrt{\alpha}}{2(1 - \alpha)^{1,5}} \cdot Y \quad (3.5)$$

Dabei steht F_C für die Bruchkraft in N, L für den Auflagerabstand in mm, B für die Probendicke in mm und α für den Quotienten aus Kerblänge a (mm) und Probenhöhe W (mm). Y bildet einen Geometriefaktor, der sich nach Gleichung 3.6 berechnet:

$$Y = 1,9887 - 1,326\alpha - (3,49 - 0,68\alpha + 1,35\alpha^2)\alpha(1 - \alpha)(1 + \alpha)^{-2} \quad (3.6)$$

3.4. Bestimmung der Abrasivität des Baugrunds

Die Abrasivität des Baugrunds ist ein häufig verwendeter Begriff, der auf Basis von labortechnischen Versuchen untersucht und mit dem der anstehende Baugrund klassifiziert wird. In den letzten Jahren wurden eine Vielzahl an Verfahren und Methodiken entwickelt, die zumeist auf stark vereinfachten Versuchsaufbauten beruhen und von Jakobsen et. al (2014) zusammengefasst wurden [135]. Auf dieser Grundlage sind die bekanntesten Versuchsaufbauten in Tabelle A.9 dargestellt.

Das Grundprinzip all dieser Verfahren ist die Bestimmung des Massenverlusts eines Prüfkörpers, der unter definierten Bedingungen durch eine Bodenprobe verschlissen wird. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die Bodenprobe nie „realitätsnah“, sondern gestört vorliegt. Diese sind teilweise geschüttet oder auch künstlich verdichtet, mit Wasser oder Chemikalien (Additiven) versetzt und oft auf bestimmte Korngrößenbereiche begrenzt [34]. Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei genormte Prüfverfahren zur Bestimmung der Abrasivität verwendet, die weltweit im Rahmen von Baugrunduntersuchungen Anwendung finden.

3.4.1. LCPC Versuch

Im deutschsprachigen Raum hat sich der nach dem französischen Institut „Laboratoire Central des Ponts et Chaussées“ bezeichnete und genormte LCPC Versuch (AFNOR P18-579 [7]) etabliert [136]. Seit wenigen Jahren ist er im Rahmen von geologischen Voruntersuchungen in Baugrundgutachten zwingend vorgeschrieben. In Abbildung B.31 ist der Versuchsstand dargestellt [137]. Ein Metallflügel wird durch einen Elektromotor angetrieben und rotiert mit 4500 U/min für fünf Minuten in einer gestörten und hinsichtlich Korngröße, Korngrößenverteilung und Kornform veränderten Bodenprobe. Die zu untersuchende Bodenprobe (Gewicht $M = 500 \pm 2\text{ g}$) muss auf eine Größe von 4 bis 6,3 mm gebrochen und ausgesiebt werden. Für den Metallflügel (25 x 50 x 5 mm) ist laut Norm eine Werkstoffhärte von 60-75 HRB (Härte Rockwell Skala B) vorgeschrieben [7]. Eine genauere Angabe zum Werkstoff und zur Legierungszusammensetzung ist nicht gegeben. Durch Bestimmung des Gewichtsverlusts des Metallflügels ($m_0 - m$) lässt sich nach dem Versuch der LCPC Abrasivitätskoeffizient in g/t (abgekürzt mit LAC, LAK oder auch A_{BR}) bestimmen:

$$A_{BR} = \frac{m_0 - m}{M} \cdot 2000 \quad (3.7)$$

Anschließend wird die untersuchte Bodenprobe anhand ihres Abrasivitätskoeffizienten A_{BR} in Abrasivitätsklassen eingeteilt. Die Unterteilung der Abrasivitätskoeffizienten ist in Tabelle A.8 hinterlegt.

3.4.2. Cerchar Abrasivitätstest

Der Cerchar Abrasivitätstest wurde in den 1970ern in Frankreich im „Laboratoire du Centre d'Etude et Recherches des Charbonnages“ (CERCHAR) entwickelt und erstmals 1986 publiziert [138]. Der im Versuch ermittelte Cerchar Abrasivitätsindex (CAI) dient dazu, die Abrasivität von Festgesteinen (z.B. auch Findlinge im Lockergestein) beurteilen zu können. Das Testprinzip beruht auf einem metallischen Prüfstift mit einer

90° Kegelspitze, der mit einer konstanten Auflast (70 N) eine definierte Strecke (10 mm) über eine Gesteinsprobe geführt und dabei verschlissen wird. Der Abtrag der Prüfstiftspitze wird dabei als Maß für die Abrasivität des Gesteins genutzt.

Der ursprüngliche Versuchsaufbau von 1986 und der modifizierte Aufbau nach WEST (1990) sind in Abbildung B.32 dargestellt. Der modifizierte Aufbau hat sich aufgrund seiner verbesserten Reproduzierbarkeit durchgesetzt. Der gesamte Versuchsablauf wurde ursprünglich in der französischen Norm AFNOR P 940-430-1 festgehalten [6]. In den folgenden Jahren kam eine zusätzliche Norm nach ASTM (D7625-10) hinzu [139]. Aufgrund der Unstimmigkeiten diverser Einrichtungen bei den Ergebnissen des CAI, wurde 2013 ein Vorschlag für eine ISRM Norm publiziert [140]. Das Problem bei der Reproduzierbarkeit der Testergebnisse sind die diversen Einflussfaktoren, die in den früheren Normen nur unzureichend beleuchtet wurden [141, 142]. Die Gesteinsprobenoberfläche kann gesägt oder gebrochen vorliegen und die Prüfstifte können trotz gleicher Härte aus unterschiedlichen Werkstoffen hergestellt worden sein. Ursprünglich wurde der Prüfstift nur dahingehend beschrieben, dass er eine Härte von 54-56 HRC aufweisen soll [138]. WEST schlug allerdings Stifte mit einer Härte von 40 HRC vor [143]. Angaben zur chemischen Zusammensetzung und Wärmebehandlung sind allerdings nur unzureichend beschrieben. Deshalb wurden die Normen immer wieder erweitert und konkretisiert. Der neueste Normvorschlag der ISRM verweist daher auf den Vergütungsstahl 115CrV4 [140].

In dieser Arbeit wurden Cerchar Abrasivitätstests am Versuchsaufbau nach WEST durchgeführt (Abbildung B.32b). Nach jedem Versuch ist die abgeriebene Prüfstiftspitze in der Seitenansicht lichtmikroskopisch aufgenommen und mit Hilfe der Software MicroCapture Pro ausgewertet worden (Tangenten an Prüfstiftflanken ergeben Durchmesser der abgetragenen Fläche des Kegelstumpfes d_v). Damit ließ sich der einheitenlose CAI für eine Gesteinsprobe nach Gleichung 3.8 berechnen:

$$CAI = d_v \cdot 10 \quad (3.8)$$

Anschließend wurde die Abrasivität des Gesteins nach Tabelle A. 10 klassifiziert. Hierbei gibt es je nach verwendeter Norm wiederum Unterschiede in der Klassifikation.

3.5. Bodenmechanische Untersuchungen

3.5.1. Triaxialer Druckversuch

Um die Scherparameter (Kohäsion c und Reibungswinkel φ) und die Scherfestigkeit des verwendeten Bodens zu bestimmen, wurden Druckversuche an einem Triaxialgerät nach DIN 18137 [144] durchgeführt. Die Versuche fanden am Lehrstuhl für Grundbau, Boden- und Felsmechanik (RUB) im Rahmen der kooperativen Arbeit mit dem Lehrstuhl Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (RUB) statt.

Die in einer weichen Polymerkapsel befindliche Bodenprobe wird durch einen Oberstempel mit einer definierten Normalkraft bis zum Bruch belastet [145]. Die gekapselte Bodenprobe und der Stempel befinden sich in einem flüssigkeitsgefüllten Zylinder, durch den die gesamte Probe hydrostatisch mit Druck beaufschlagt werden kann.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden konsolidierte, drainierte Versuche (CD-Versuch) durchgeführt. Zuerst wird die Bodenprobe über die Flüssigkeit unter hydrostatischen Druck gesetzt (50, 100 oder 200 kPa). Anschließend wird durch den Oberstempel eine vertikale Kraft bis zum Bruch aufgegeben. Die aufgebrachten Spannungen und die Stauchung der Probe wurden während des Versuchs aufgezeichnet. Aus den Spannungsverhältnissen beim Bruch der Probe (meist in Form einer Scherung) ließen sich anschließend die Scherparameter berechnen. Die Probe konnte aufgrund der geöffneten Drainage entwässern, wodurch sich keine Porenwasserüberdrücke bildeten. Die maximalen Scherspannungen (Scherfestigkeit des Bodens) werden in Abhängigkeit von der Normalspannung und des Scherwegs in Form von Mohr'schen Spannungskreisen in ein „p-q-Diagramm“ eingetragen. Die Spannungskreise werden durch eine Ausgleichsgrade (Schergerade) miteinander verbunden. Mit dem Neigungswinkels der Geraden α kann

der (innere) Reibungswinkel φ nach Gleichung 3.9 berechnet werden.

Zusätzlich wird mit Hilfe der Ordinate der Schergeraden b die Kohäsion c bestimmt (Gleichung 3.9) [144]:

$$\varphi = \sin^{-1}(\tan \alpha) \quad ; \quad c = \frac{b}{\cos \varphi} \quad (3.9)$$

In Kapitel 4 werden die Diagramme zu den Triaxialversuchen aufgeführt, wodurch die Bestimmung der Scherparameter ersichtlicher wird.

3.5.2. Proctor-Versuch

Der nach seinem Erfinder benannte Proctor-Versuch dient zur Abschätzung der optimalen Dichte eines Bodens. Die Dichte des Bodens ist abhängig von der Verdichtung und dem Wassergehalt. Eine Bodenprobe wird mittels Proctor-Hammer (Fallgewicht mit Führungsstange) in einem Proctor-Topf (Behälter mit definiertem Volumen) verdichtet. Dabei wird der Wassergehalt im Boden variiert. Zur Einbringung einer gleichbleibenden Verdichtungsenergie wird der Proctor-Hammer (2,5 kg Gewicht und 5 cm Durchmesser) 25 mal auf die Bodenprobe fallengelassen (Fallhöhe = 30 cm). Die Bodenprobe wird dabei in drei Schichten (je 2 kg) in den Proctor-Topf (10 cm Durchmesser) gegeben. Der Quotient aus Trockenmasse und Volumen der verdichteten Bodenprobe ergibt die Trockendichte ρ_d in g/cm^3 . Durch die Auftragung der Trockendichte über dem Wassergehalt lässt sich die Proctor-Dichte nach DIN 18127 bestimmen [28]. Diese stellt die maximal erreichbare Dichte des Bodens bei optimalem Wassergehalt dar.

3.5.3. Siebanalyse

Zur Bestimmung der Korngrößenverteilung der benutzten Böden wurden Trockensiebungen nach DIN 18123 durchgeführt [24]. Schlämmanalysen wurden aufgrund des nicht vorhandenen Feinkornanteils nicht durchgeführt. Die getrocknete Bodenprobe wurde in einen Siebturm gegeben. Die Rückstände in den einzelnen Sieben geben Rückschluss

auf die Kornverteilung in der Bodenprobe. Die Massenanteile der Siebrückstände wurden in einer Körnungs- oder Sieblinie aufgetragen (siehe Abbildung B.19). Zusätzlich ließen sich aus der Kornverteilung Kennwerte wie die Ungleichförmigkeitszahl C_U oder der mittlere Korndurchmesser d_{60} ableiten (siehe Abschnitt 2.1). Die Benennung der Bodenart erfolgte auf Basis der Korngrößenanalyse nach DIN 18196 [146] (z.B. gleich- oder ungleichförmiger Sand/Kies).

3.6. Bildgebende Verfahren

3.6.1. Lichtmikroskopie

Lichtmikroskopische Gefügeuntersuchungen wurden an einem Auflichtmikroskop des Typs BX60M der Fa. Olympus und einem Keyence Digital Microscope VHX-600 durchgeführt. Aufgrund der vergleichsweise geringen Auflösungsgrenze sind die Lichtmikroskope vornehmlich zur Voruntersuchung und für nicht metallische oder nicht leitfähige Proben benutzt worden, bei denen eine rasterelektronenmikroskopische Untersuchung nicht möglich war.

3.6.2. Rasterelektronenmikroskopie

Zur Erstellung von hochauflösenden Gefügaufnahmen mit großer Tiefenschärfe wurden rasterelektronenmikroskopische Gefügeuntersuchungen an einem REM vom Typ Leo 1530VP der Fa. Leo-Gemini und einem REM vom Typ MIRA3 der Fa. TESCAN durchgeführt (Beschleunigungsspannung = 21 kV; Arbeitsabstand = 15 mm). Die Bilderzeugung an elektrisch leitfähigen Proben erfolgte im Hochvakuum mittels Detektion von Sekundär- (SE) oder Rückstreuелеktronen (RE).

Phasenanalyse mittels EBSD

Am REM MIRA3 wurden zusätzlich Gefügeaufnahmen mit Hilfe der Beugung rückgestreuter Elektronen (Elektronenrückstreubeugung = EBSD) erstellt. Das im REM implementierte EBSD-System ermöglicht eine phasenspezifische Analyse der Gitterstrukturen und Kristallorientierungen. Die mit Hilfe eines Detektors aufgenommenen Kikuchi-Pattern werden mit hinterlegten Datenbanken abgeglichen, wodurch den Gitterstrukturen Phasen zugeordnet werden können. Dadurch konnten Gefügebestandteile in Bezug auf deren Verteilung und Kristallorientierung visualisiert werden. Für die lokale Phasenanalyse und Korngrößenbestimmung mittels EBSD sind die Proben um 70° zum Polschuh des REMs gekippt worden. Für die Analysen ist eine Aperturblenden-größe von 120 µm und ein Arbeitsabstand von 14 mm gewählt worden. Als Beschleunigungsspannung wurden 21 kV bei einer Extraktorspannung von 6,2 kV benutzt, um eine optimale Qualität der Kikuchi-Pattern zu erzielen. Datenaufnahme und Auswertung der erzeugten Pattern erfolgten mit Hilfe der Software AZtecHKL der Fa. Oxford Instruments.

3.6.3. Focused-Ion-Beam Mikroskopie

Mit Hilfe eines fokussierten Ionenstrahls (englisch Focused-Ion-Beam, FIB) können gezielt Gefügebereiche entfernt oder ausgetrennt werden. Dazu wurde eine Ionenstrahl-anlage vom Typ Fei Quanta 200 3D verwendet, mit deren Hilfe ein Graben oder eine dünne Lamelle aus einem exakt definierten Oberflächenbereich zielgenau entnommen werden kann. Zum Schutz des nicht abzutragenden Gefügebereichs wurde mit Hilfe der Wolframgas-Injektionsnadel eine Wolframschutzschicht mit einer Stromstärke von 0,5 nA auf die Oberfläche „gesputtert“ [147]. Der Kippwinkel des Probenstisches betrug für den Prozess 52 Grad. Die Dicke der Wolframschicht ist abhängig von dem abzutragenden Material und betrug in dieser Arbeit 2-4 µm. Für den Abtrag der ausgewählten Gefügebereiche wurde mit einer Stromstärke von 7 nA und einer Beschleunigungsspan-

nung von 30 kV gearbeitet. Der Arbeitsabstand betrug 30 mm.

3.6.4. Quantitative Bildanalyse

Mit Hilfe der quantitativen Bildanalyse war es möglich, die Mikrostruktur der in dieser Arbeit untersuchten Hartmetalle und die damit verbundenen Gefügeparameter anhand von rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen zu bestimmen. Der Volumengehalt des Co-Binders V_{Co} und die mittlere Karbidgröße d_{WC} wurden mit Hilfe der Software ImageJ analysiert. Für jede Hartmetallsorte sind fünf rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen bei 2.000-facher Vergrößerung im Sekundärelektronenkontrast ausgewertet worden. Zur Bestimmung der mittleren Karbidgröße d_{WC} wird in der binarisierten Gefügaufnahme der Ersatzkreisdurchmesser jeder Karbidfläche bestimmt. Daraus ließ sich der arithmetische Mittelwert des Karbiddurchmessers ermitteln. Eine derartige Bildauswertung ermöglichte die Bestimmung von Gehalt, Größe und Form (qualitativ) der Karbide und der Co-Bindermatrix. Es ist zu beachten, dass die geschnittenen Randkarbide für die Bestimmung der mittleren Karbidgröße nicht berücksichtigt worden sind. Sie wurden jedoch zur Bestimmung der Binderanteile mit einbezogen. Weiterhin ist davon auszugehen, dass sich alle Flächengehalte auch in die dritte Dimension fortsetzen und somit den Volumengehalten im Gefüge entsprechen.

Zusätzlich zur Karbidgrößenbestimmung und der Ermittlung der Volumengehalte der Phasen wurde mit Hilfe des Linienschnittverfahrens (implementiert in der Software ImageJ) die freie Matrixweglänge λ_{Co} der Hartmetallgüten bestimmt. Hierfür wurden mittels EBSD erzeugte Scans der Phasenverteilung genutzt, da eine schärfere Abgrenzung zwischen Wolframkarbid und Co-Binder möglich ist. Der Scan ist anschließend skaliert und binarisiert worden. Mittels Linienschnittverfahren konnte die Sehnenlängenverteilung ermittelt werden. Der arithmetische Mittelwert aller vermessenen Sehnenlängen ergab die freie Matrixweglänge λ_{Co} in μm . Abschließend wurde die Kontiguität C gemäß Gleichung 2.14 berechnet.

3.7. Verschleißversuche

3.7.1. Reibrad-Verfahren ASTM-G65

Der nach ASTM-G65 genormte Modellversuch („Rubber-Wheel Versuch“) wurde zur Bestimmung des abrasiven Verschleißwiderstands metallischer Werkstoffe genutzt [148]. Der Versuchsaufbau ist schematisch in Abbildung B. 30 dargestellt. In allen Versuchen wurde allerdings abweichend von der Norm ein Quarzsand der Güte F36 der Quarzwerke Frechen als Abrasiv verwendet. Der Quarzsand setzt sich zu 99,3 % aus Siliziumdioxid (SiO_2), 0,5 % Aluminiumoxid (Al_2O_3) und 0,06 % Eisen(III)-oxid (Fe_2O_3) zusammen. Die mittlere Korngröße liegt bei 0,16 mm [149]. Die Korngrößenverteilung ist in Tabelle A. 7 aufgelistet. Das Abrasiv wird mit Hilfe des Reibrads (gummibeschichtetes Stahlrad mit einer Härte von 60 Shore A) über die quaderförmige Verschleißprobe ($76 \times 25 \times 12,5$ mm) geführt (Sandfluss von 300 – 320 g/min). Das Reibrad wird während des Versuchs durch einen Elektromotor auf 200 U/min in Sandflussrichtung beschleunigt und mit einer Kraft von 130 N gegen die Probe gepresst. Der Versuch endet nach einem Verschleißweg von 1436 m (6300 Umdrehungen bei einem Raddurchmesser von 228,5 mm). Der Verschleißwiderstand der Probe gegenüber abrasivem Verschleiß wird anhand des Volumenverlusts ΔV in mm^3 nach dem Versuch bewertet. Dazu wird die Probe sowohl vor, als auch nach dem Versuch gewogen und die Massendifferenz Δm in g bestimmt. Über die zuvor bestimmte spezifische Dichte des Materials ρ in g/cm^3 wird anschließend der Volumenabtrag nach Gleichung 3.10 berechnet:

$$\Delta V = \frac{\Delta m}{\rho} \quad (3.10)$$

3.7.2. Stoßverschleiß-Versuch

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Schädigung der Hartmetalleinsätze eines Abbauwerkzeugs in Folge von schlagender unterkritischer Belastung untersucht (siehe Abschnitt 2.3.2). Dazu wurde ein neuartiger Modellversuch entwickelt, mit dem eine Stoß- bzw. Prallverschleißbeanspruchung nachgebildet werden kann. Hierbei stoßen zwei Festkörper aufeinander, wodurch aufgrund von impulsförmigen kräftemäßigen und energetischen Wechselwirkungen diese Verschleißart ausgelöst wird [1].

Mit dem Versuchsaufbau kann der Verschleißmechanismus Oberflächenzerrüttung isoliert betrachtet werden. Es findet keine Relativbewegung zwischen den beiden Festkörpern statt.

Die Basis für den Versuchsaufbau bildet eine servohydraulische Zug-/Druck-Prüfmaschine der Fa. Instron GmbH Typ E3000. Diese wurde dahingehend modifiziert, dass ein sphärischer Indenter zyklisch und kraftkontrolliert auf eine polierte Probenoberfläche prallt. Den Anstoß für einen derartigen Umbau gab die Publikation von JONES ET AL. (2012) [150]. Allerdings weichen die hier vorgestellte Zielsetzung und der Versuchsablauf davon ab.

Der in dieser Arbeit verwendete Versuchsaufbau ist in Abbildung B. 33 dargestellt. Der im Oberstempel verschraubte sphärische Indenter ist mittig über dem Probenhalter im Unterstempel positioniert. Die aufgebrachte Kraft wird über eine Kraftmessdose gemessen und kontrolliert. Der aus einer Si_3N_4 -Kugel (10 mm Durchmesser) bestehende Indenter schlägt mit einer definierten Frequenz f in Abhängigkeit von Zyklenzahl n und Last F auf die Probenoberfläche. Dabei wird ein Spannungsverhältnis von $R = -0$ genutzt. Der Indenter hebt vollständig von der Oberfläche ab und prallt dann erneut auf die Oberfläche (siehe Abbildung B. 34). Der vertikale Verfahrensweg des Oberstempels und damit des Indenters (Aktuatorweg), der aus der „Rückfederung“ während der Entlastungsphase resultiert, wird dabei aufgezeichnet. Die maximal erreichbare Last lag prozessbedingt bei 2800 N. Die zyklusabhängigen Kraftverläufe wurden mit der Software „WaveMatrix“ und „Console“ der Fa. Instron GmbH aufgezeichnet. Die Versuchs-

reihen wurden mit einer konstanten Frequenz (25 Hz) durchgeführt. Die Zyklenzahl ist zwischen 1×10^5 und 1×10^7 variiert worden. Die maximale Zyklenzahl von 1×10^7 wurde gewählt, da dieser Wert in der Literatur häufig als Grenzwert für die Lebensdauer eines Bauteils angeführt wird [90]. Die aufgebrachte Last wurde schrittweise bis zu dem Maximum von 2800 N variiert. Der Indenter (Si_3N_4 -Kugel) wurde regelmäßig erneuert, um Einflüsse durch eventuelle Schäden auszuschließen. Die quaderförmigen Proben ($10 \times 10 \times 25$ mm) sind poliert (Diamantsuspension $1 \mu\text{m}$) worden, um eine reproduzierbare und vergleichbare Oberflächenqualität zu garantieren. Die entstandene (verformte) Kontaktfläche wurde im Anschluss im REM und mittels EBSD-Technik vermessen und analysiert.

3.7.3. RUB Tunneling Device

Motivation

Die Abbildung des Verschleißes eines TVM-Werkzeugs während des Abbauprozesses der Ortsbrust stellte ein zentrales Thema dieser Arbeit dar. In den letzten Jahren wurden eine Vielzahl an Versuchsaufbauten und Methodiken entwickelt, um den durch das zu durchdringende Abrasiv hervorgerufenen Verschleiß abzubilden (siehe Tabelle A.9). Eine weit verbreitete Methodik stellen dabei die sogenannten „Verschleißtöpfe“ dar. Hierbei handelt es sich um Behälter, in denen sich eine Bodenprobe (das Abrasiv) befindet. Darüber wird ein Bohr- oder Rührwerk in vertikaler Richtung angebracht, an dem sich die zu verschleißenden Probenkörper befinden. Die Verschleißproben werden dann ähnlich einem Mischprozess in der Bodenprobe rotiert, wodurch es zum Materialabtrag an den Proben kommt. Dieser durch den Gewichtsverlust beschriebene Verschleiß wird dann in Abhängigkeit der Prozessparameter (beispielsweise Rotationsgeschwindigkeit oder Versuchsdauer), des Abrasivs und des verwendeten Probenwerkstoffs analysiert.

Problem bei diesen vertikalen Aufbauten ist, dass die Eigenschaften des Abrasivs und damit das zugrunde liegende tribologische System zeitabhängig sind. Die Lagerungs-

dichte, die Verteilung oder der Korndurchmesser verändern sich im Laufe des Versuchs (Durchmischen des Bodens, Separation aufgrund von Strömungsfeldern, Zerkleinerung und Verrundung von Partikeln).

In Bezug auf den maschinellen Tunnelvortrieb mit einer TVM wird ersichtlich, dass dieser Rühr- oder Mischvorgang nicht das Durchröhren der Ortsbrust mit einem Abbauwerkzeug darstellt. Das Wiener Abrasimeter [151] und der Turin Test [39] stellen im Prinzip Industriemischer dar (Tabelle A. 9). Hierbei kann die Bodenprobe in Bezug auf zusätzliche Medien (z.B. Wasser, Schaum oder Bentonitsuspension) konditioniert werden. Deutlich mehr Einflussfaktoren des tribologischen Systems können durch die Versuchsstände SGAT [40], PSAI [152] und SATC [153, 154] untersucht werden (Tabelle A. 9). Hierbei werden auch Umgebungsdrücke und Spannungszustände berücksichtigt. Die genannten Versuchsstände stellen allesamt vertikal angeordnete Mischer dar, deren Rührkopf in einem mit Abrasiv gefüllten Behälter rotiert. Der resultierende Verschleiß am Rührkopf bzw. an darauf befindlichen Prüfkörpern wird anhand des Massenverlustes dargestellt.

Aufbau

Aufgrund dieser Situation wurde im Rahmen dieser Arbeit ein neuer Modellversuch entwickelt, mit dem der Verschleißmechanismus Abrasion unter ähnlichen Randbedingungen wie im maschinellen Tunnelbau mit einer TVM untersucht werden kann. Des Weiteren sollen die Wechselwirkungen zwischen den tribologischen Systemkomponenten untersucht werden. Durch den im Folgenden beschriebenen Versuchsaufbau werden die Verschleißproben primär durch Furchungverschleiß belastet [1]. Daher steht hier der Verschleißmechanismus Abrasion und der damit verbundene abrasive Oberflächenabtrag im Fokus.

Das sogenannte RUB Tunneling Device weist im Gegensatz zu allen bisher publizierten Versuchsständen eine horizontale Anordnung auf. Die Basis für den Versuchsaufbau bildet eine Drehbank der Fa. Weipert (WG425). In Abbildung B.35 ist der Aufbau

mit seinen Hauptbestandteilen dargestellt. In dem Drehfutter (A) ist eine Hohlwelle montiert (B), an dessen Vorderseite der Schneidkopf oder das Schneidrad (Durchmesser 150 mm) (C) befestigt ist. In dem zylindrischen Behälter (750 mm Länge; 195 mm Durchmesser) (D) befindet sich die zuvor konditionierte Bodenprobe. Wenn die Maschine eingeschaltet wird, rotiert das Drehfutter und damit der Schneidkopf mit einer definierten Geschwindigkeit (Schneidraddrehzahl U). Über die Leitspindel der Drehbank (F) wird der Schlitten (E), auf dem der Bodenbehälter montiert ist, in Richtung Drehfutter gezogen.

Der Vorschub (in mm pro Umdrehungen) stellt die Penetration des Schneidkopfs in der Bodenprobe dar. Dieser durchörtert während eines Versuchs den gesamten Bodenbehälter und simuliert dadurch einen Tunnelvortrieb samt Ortsbrustabbau. Aufgrund der Penetration wird der Abraum hinter den Schneidkopf gefördert. Somit kann die „ungestörte“ Ortsbrust stetig abgebaut werden. Der Bodenbehälter wird durch eine verschraubbare Rückwand und einen Deckel dicht verschlossen. Ein zylindrischer federelagerter PTFE-Block sorgt nach dem Verschließen des Behälters dafür, dass ein stetiger Gegendruck (Federkonstante $c = 1,199 \text{ N/mm}$; Federkraft $\approx 300 \text{ N}$) auf die Ortsbrust und den Abraum wirkt (Stützung des gelösten Bodens). Im Anhang dieser Arbeit finden sich weitere Konstruktionsskizzen, in denen die detaillierten Bemaßungen zu finden sind.

Des Weiteren verfügt der Aufbau über eine Kraftmessdose, die mit der Hohlwelle verbunden ist. Damit kann die horizontale Kraft gemessen werden, die durch den Kontakt zwischen Ortsbrust und Schneidrad entsteht. Im weiteren Verlauf wird dabei von der gemessenen Anpresskraft F_{Sr} zwischen Schneidrad und Ortsbrust gesprochen. Die gemessene Kraft ist jedoch nicht gleichzusetzen mit der resultierenden Kontaktspannung zwischen Verschleißstift und Ortsbrust. Sich ändernde Anpresskräfte können aber als qualitatives Indiz für eine Änderung der auf die Proben wirkenden Schneidkräfte (F_{SC}) interpretiert werden.

Der als Probenhalter dienende Schneidkopf ist in Abbildung B.36 dargestellt. Auf dem

fünfarmigen Schneidkopf, der dem Speichenrad einer Lockergesteins-TVM nachgestellt ist, sind zwölf Verschleißstifte verschraubt (Abbildung B. 36b). Die Stifte (20 mm Länge; 5 mm Durchmesser) sind helixförmig über der Schneidradspur (Radius) verteilt, sodass jede Schneidspur von nur einem Stift besetzt ist (Abbildung B. 36b). Im Zentrum des Schneidrads befindet sich eine Leitung, durch die während des Vortriebs Stütz- oder Konditionierungsmittel direkt in die Ortsbrust injiziert werden können. Die Zuleitung verläuft durch die Hohlwelle bis zum Beginn der Drehbank. Dort wird die Zuleitung an einen Druckbehälter angeschlossen. Um ein Verstopfen oder unkontrolliertes Austreten des Mediums zu verhindern, befindet sich ein Leitblech über der Injektionsöffnung (Abbildung B. 36b). Die Suspension wird zur Seite umgelenkt und verteilt sich damit über die gesamte Ortsbrust. In Abbildung B. 36c ist der geöffnete Bodenbehälter mit darin liegendem Schneidrad dargestellt.

Der Bodenbehälter ist in Abbildung B. 37 vergrößert dargestellt. Bei Versuchen, die im wassergesättigten bzw. saturierten Boden unter Überdruck erfolgen, können die Porenwasserdrücke über insgesamt sechs Sensoren gemessen und aufgezeichnet werden. Der erste Sensor befindet sich im Druckbehälter, der separat neben dem Versuchsaufbau angebracht ist. In Abbildung B. 37 ist dieser Porenwasserdrucksensor (PWD) mit einem Pfeil markiert (1). Im Deckel des Bodenbehälters ist ein Anschluss für den zweiten PWD. Auf der Mantelfläche verteilt befinden sich drei weitere PWDs (3-5). An der Rückwand des Behälter befindet sich der sechste PWD. Somit kann der Porenwasserdruck und dessen Änderung über der gesamten Behälterlänge dokumentiert werden. Des Weiteren befindet sich an der Mantelfläche des Bodenbehälters ein weiterer Anschluss, der als Zuleitung für Medien (zusätzlich zu der Leitung im Schneidrad) dient. An der Rückwand ist ein Drainageanschluss vorhanden. Mit Hilfe eines Schlauchsystems und einer Messwaage kann der zeit- und wegabhängige Ausfluss aufgenommen werden. Um das Funktionsprinzip des Versuchsaufbaus zu verdeutlichen, ist in Abbildung B. 38 der schematische Querschnitt des Bodenbehälter im eingebauten Zustand dargestellt. Eine vorher eingestellte Vortriebslänge definiert die Dauer eines Versuches, der über

einen Kontaktschalter auf der Schlittenführung beendet wird. Die maximale Vortriebslänge von 465 mm resultiert aus dem Fahrweg des Schlittens in Abhängigkeit von der Behälterlänge. Die Versuchsanordnung zur Injektion von Stütz- oder Konditionierungsmitteln ist schematisch in Abbildung B. 39 dargestellt. Über die Zuleitung im Schneidrad wird das Medium während des Vortriebs direkt in die Ortsbrust geleitet. Die Zuleitung an der Behälterwandung gewährleistet, dass mögliche Verluste durch Undichtigkeiten ausgeglichen und der Druck im Behälter (Stützdruck) durchgehend kontrolliert und angepasst werden kann. Somit kommen die Randbedingungen denen eines Vortriebs mit Hydroschild-TVM nahe. Somit kann der Einfluss der Ortsbruststützung durch Bentsuspension auf den Verschleiß untersucht werden.

Durchführung

Der Übersicht halber ist der grobe Ablauf eines Versuchs kurz beschrieben:

- Mischen und konditionieren des Bodens im Freifallmischer
- Schichtweises einfüllen und verdichten der Bodenprobe im vertikal aufgestellten Behälter
- Bestimmung des Gesamtgewichts zur Dichtebestimmung
- Einspannen der vorher gewogenen Verschleißstifte in den Schneidkopf
- Einbau der Welle mit Schneidkopf, PTFE-Block, Feder und Deckel (Abb. B. 40)
- Verschließen und abdichten des Behälters
- Montage und horizontale Ausrichtung des Behälters auf dem Schlitten
- Verspannen der Welle im Drehfutter
- Einstellen der Vortriebslänge durch verschieben des Kontaktschalters
- Einstellen der Rotationsgeschwindigkeit und Penetration an der Drehbank

- Starten der Rotation (Drehfutter) und des Vorschubs (Leitspindel)
- Ausbau des Schneidkopfes und der Verschleißstifte nach Versuchsende
- Bestimmen des Massenverlusts mittels Feinmesswaage (Genauigkeit 0,01 mg)

Zur Bewertung des Verschleißes wird der Gewichtsverlust der Prüfstifte herangezogen. Mit Hilfe dieses massenmäßigen Verschleißbetrags wird unter Kenntnis der Probengeometrie und der Werkstoffdichte der volumetrische Verschleißbetrag bestimmt. Aufgrund der Versuchsanordnung sind eine Vielzahl an Parametern und Einflussfaktoren analysierbar. In Abhängigkeit der eingestellten Rotationsgeschwindigkeit des Drehfutters konnten verschiedene Werkzeug- oder Schneidgeschwindigkeiten v_{SC} abgebildet werden. In Tabelle A.12 sind die einstellbaren Umdrehungsgeschwindigkeiten und resultierenden Schneidgeschwindigkeiten dargestellt, die mit Hilfe von Gleichung 3.11 berechnet wurden:

$$v_{SC} = \frac{2 \cdot \pi \cdot r \cdot U}{60} \cdot 10^{-3} \quad (3.11)$$

Basierend auf der umfangreichen Projektdatenauswertung von KÖPPL wurden für die Versuche Schneidgeschwindigkeiten gewählt, die mit Werkzeuggeschwindigkeiten in realen Tunnelvortrieben vergleichbar sind [9]. Die Schneidgeschwindigkeit v_{SC} liegt im Bereich von 0,25 - 0,90 m/s [9]. Diese Schneidgeschwindigkeiten werden im RUB Tunneling Device durch Umdrehungsgeschwindigkeiten U im Bereich von 45 bis 140 Umdrehungen pro Minute erreicht (siehe Tabelle A.12).

Des Weiteren wurden für die Versuchsreihen drei verschiedene Penetrationraten p gewählt (0,05, 0,1 und 0,2 mm/U). In Abhängigkeit von der Vortriebsstrecke L_{VOR} ergeben sich Laufwege für die Verschleißstifte von bis zu $s_C = 4090$ m. Der Laufweg berechnet sich aus dem zurückgelegten Weg der Probe auf der Kreisbahn (in Abhängigkeit vom Spurradius) und der Versuchsdauer, die sich aus L_{VOR} , der Penetration p und der Umdrehungszahl U ergibt (siehe Gleichung 3.12). Die variierten Steuer- und Vortriebsparameter sind in Tabelle A.11 dargestellt.

$$s_C = (2 \cdot \pi \cdot r \cdot U) \cdot \frac{L_{VOR}}{p \cdot U} \cdot 10^3 \quad (3.12)$$

Bei der zugrunde liegenden Betrachtung des tribologischen Systems „TVM-Werkzeug“ können mit dem RUB Tunneling die einzelnen Systemkomponenten abgebildet und insbesondere deren Interaktionen untersucht werden. Der Modellversuch kann die Einflussgrößen und Parameter eines Tunnelvortriebs natürlich nicht realitätsnah abbilden, da die real wirkenden Kräfte und Belastungen in einem Modellversuch nicht nachstellbar sind. Mit diesem Versuch wird daher nicht der Anspruch erhoben, den Verschleiß der Abbauwerkzeuge quantitativ zu bestimmen.

Vielmehr steht die Analyse der Wechselwirkungen und Interaktion der verschiedenen Systemgrößen in Bezug auf das tribologische System im Fokus. Daher werden die verschiedenen Systemkomponenten immer im Zusammenhang mit dem wirkenden Gesamtsystem betrachtet. Für die Verschleißstifte (Grundkörper) können jegliche Werkstoffe benutzt werden. Für den Gegenkörper können Böden bis zu einer maximalen Korngröße von 12 mm genutzt werden (beispielsweise kohäsionslose sandige Kiese oder bindige tonige Schluffe).

Des Weiteren kann der Boden konditioniert (Einstellung Wassergehalt oder Lagerungsdichte) und auch in seiner Anordnung (Einbau von Wechsellagerungen oder Schichtwechseln) variiert werden. Aufgrund des Aufbaus können Stütz- und Konditionierungsmittel (Zwischenmedien im tribologischen System) unter Druck in den Versuch eingelegt werden, wodurch anwendungsnahe Vortriebstechniken abbildbar sind. Durch die als Basis verwendete Drehbank lassen sich die Steuer- und Vortriebsparameter genau einstellen und variieren (z.B. Penetration, Umdrehungsgeschwindigkeit und Vortriebsstrecke). Die verschiedenen Systemkomponenten und deren Abbildung im RUB Tunneling Device sind in Tabelle A.13 zusammengefasst dargestellt.

Kapitel 4

Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse präsentiert, die mit den in Kapitel 3 vorgestellten Methodiken ermittelt wurden. Die Ergebnisse sind nach thematischen Schwerpunkten unterteilt. Zuerst wird die Abrasivität des Bodens untersucht. Anschließend werden mit Hilfe des RUB Tunneling Devices die Wechselwirkungen der tribologischen Systemkomponenten unter verschiedenen Randbedingungen hinsichtlich des maschinellen Tunnelbaus betrachtet. Abschließend werden die durch die tribologische Belastung hervorgerufenen werkstoffabhängigen Verschleißmechanismen analysiert. Bei den Substratwerkstoffen steht hierbei die Abrasion im Vordergrund. Bezüglich der Verschleißschutzschichten steht die Oberflächenzerrüttung der Hartmetalle und die damit einhergehenden Ermüdungsprozesse im Fokus.

4.1. Methodiken zur Bewertung der Abrasivität des Baugrunds

4.1.1. LCPC Versuch

Um den Einfluss des Metallflügelwerkstoffs auf die Ergebnisse im LCPC Versuch zu analysieren, wurden die verwendeten Metallflügel aus verschiedenen Werkstoffen hergestellt. Dabei wurden auch wärmebehandelte Werkstoffe gewählt, die eine nach der Versuchsnorm [7] vorgesehene Härte von 60 - 75 HRB aufweisen. Die zusätzlichen Werkstoffe wurden genutzt, um den Einfluss der Werkstoffhärte und der Mikrostruktur auf die Versuchsergebnisse und damit den Einfluss auf die Abrasivität des Bodens zu analysieren. Die verwendeten Werkstoffe, die Wärmebehandlungszustände und -parameter sowie die resultierenden Werkstoffhärten sind in den Tabellen A. 14 und A. 15 aufgelistet. Die Umrechnung der Härtewerte von HV in HRB erfolgte nach DIN EN ISO 18265 [155].

Die Wärmebehandlungsparameter setzen sich aus Temperatur, (Halte-)Dauer und Abschreckmedium zusammen. Als abrasive Gegenkörper wurden Marmorkies (Mohshärte 3), Quarzkies (Mohshärte 6-7) und Schmelzkorund (Mohshärte 9) verwendet. Mit Marmorkies konnten aufgrund der geringen Härte und Festigkeit keine auswertbaren Ergebnisse generiert werden, da es zu keinem messbaren Abtrag an den Metallflügeln kam. Deshalb wird das Abrasiv Marmorkies in den Ergebnissen nicht weiter verfolgt. Die Ergebnisse der LCPC Versuche sind für alle verwendeten Metallflügelwerkstoffe in den Tabellen A. 16 und A. 17 und in Abbildung B. 41 dargestellt. Zusätzlich sind die verwendeten Stahlwerkstoffe hinsichtlich ihrer Gefügeausbildung in ferritisch/perlitisch, bainitisch/martensitisch und karbidreich unterteilt. Der in der Versuchsnorm [7] vorgeschlagene Härtebereich für die Metallflügel (60 - 75 HRB) ist ebenfalls eingezeichnet. Bei beiden getesteten Abrasiven fällt der LCPC-Abrasivitätskoeffizient A_{BR} mit steigender Metallflügelhärte ab (siehe Abbildung B. 41). Die Hartmetallprobe weist entsprechend ihrer hohen Härte den niedrigsten Abrasivitätskoeffizienten auf. Beim Vergleich

der Abrasivitätskoeffizienten der beiden Abrasive sind die Steigungen der annähernd linearen Verläufe in Abhängigkeit der Werkstoffhärte vergleichbar. Grundsätzlich liegt der A_{BR} Wert für das Schmelzkorund (Mohshärte 9) höher als für den Quarzkies (Mohshärte 6 - 7).

In Abbildung B. 42 sind die Ergebnisse für den genormten Härtebereich vergrößert dargestellt. Die Werkstoffe S275JR-weichgeglüht (1), S275-normalisiert (2) und C45-weichgeglüht (5) erfüllen die Vorgabe von 60 - 75 HRB. Allerdings lässt sich die Abrasivität des Quarzkieses anhand der ermittelten Abrasivitätskoeffizienten unterschiedlich klassifizieren (siehe Tabelle A. 8). Das Abrasiv ist bei Nutzung des weichgeglühten Stahls C45 als „sehr abrasiv“ einzustufen. Für die beiden anderen Stähle jedoch als „extrem abrasiv“.

Ein weiterer Aspekt, der bei den LCPC Versuchen untersucht wurde, ist die zeitliche Änderung der Abrasiv-Korngröße. In Abbildung B. 43 ist die Korngröße des Quarzkieses über der Versuchsdauer aufgetragen. Vor Versuchsbeginn wurde das Abrasiv auf eine Größe von 4 - 6,3 mm abgesiebt. Mit zunehmender Versuchsdauer steigt der Anteil der Korndurchmesser $< 0,25$ mm bis auf 35 %. Der Anteil der Korndurchmesser > 4 mm sinkt bis auf annähernd 25 % (Abbildung B. 43). Der Quarzkies wird während des Versuchs anscheinend kontinuierlich gebrochen und zunehmend zerkleinert.

4.1.2. Cerchar Abrasivitätstest

Zur Bestimmung der Abrasivität von Gesteinen wurde der Cerchar Abrasivitätsindex (CAI) von zwei Abrasiven bestimmt. Bei den Abrasiven handelt es sich um Bebertal- und Keuper-Sandstein. Die beiden Sandsteine unterscheiden sich hinsichtlich Ihrer Morphologie, die sich unter anderem in einer unterschiedlichen einaxialen Druckfestigkeit äußert (siehe Tabelle A. 18). Der äquivalente Quarzgehalt (ÄQu) und die einaxiale Druckfestigkeit (UCS) wurden im Rahmen dieser Arbeit von der Arbeitsgruppe Ingenieurgeologie und Felsbau (RUB) bestimmt. Zusätzlich wurde aus den beiden Kennwerten der „Rock Abrasivity Index“ (RAI) [10] nach Gleichung 2.4 gebildet. Die beiden

Sandsteine zeigen trotz gleicher Mohshärte deutlich abweichende äquivalente Quarzgehalte und Druckfestigkeiten (siehe Tabelle A.18). Die Abrasive lagen als Proben mit bruch- sowie sägerauer Oberfläche vor. Somit konnte der Einfluss der Oberflächenqualität auf den CAI analysiert werden. Wie schon beim LCPC Versuch wurden Prüfstifte aus verschiedenen Werkstoffen genutzt.

Es kamen Werkstoffe zum Einsatz, die für die gängigen Normbereiche (54-56 HRC [138] und 40 HRC [143]) gültig sind. Neben den bereits vorgestellten Werkstoffen (siehe Tabellen A.14 und A.15) wurden noch weitere verwendet, die separat in Tabelle A.19 aufgelistet sind. Die dort aufgeführte Nummerierung der Werkstoffe und Wärmebehandlungszustände ist in den zugehörigen Diagrammen übernommen und dient der einfacheren Zuordnung. Aufgrund des beträchtlichen Datenumfangs der Ergebnisse für die verschiedenen Abrasive und Werkstoffe sind die Abrasivitätsindizes nicht tabellarisch, sondern lediglich grafisch aufgearbeitet.

In Abbildung B.44 ist der CAI des Bebertal-Sandsteins mit sägerauer Probenoberfläche über der Härte der Prüfstifte aufgetragen. Analog zu den LCPC Versuchen sind die Werkstoffe anhand ihrer Gefügeausbildung gruppiert. Des Weiteren sind die in den Versuchsnormen [138, 143] vorgeschlagenen Härtebereiche (40 HRC und 54-56 HRC) markiert. Obwohl mindestens fünf Versuche pro Prüfstift durchgeführt wurden, fallen die hohen Standardabweichungen der Messwerte und die Streuung des CAI über der Werkstoffhärte auf. Auch in den Normbereichen zeigt der CAI signifikante Abweichungen. Beim Vergleich der Abbildungen B.44 und B.45 ist der Einfluss der Oberflächenqualität der Gesteinsprobe (gesägt oder gebrochen) zu erkennen. Durch Änderung der Gesteinsprobenoberfläche ist die Standardabweichung einzelner Messwerte zwar geringer, aber die Streuung des CAI über den gesamten Härtebereich nimmt zu. Dies lässt sich insbesondere im Normbereich nach WEST (40 HRC) [143] erkennen (siehe Abbildung B.45).

Der CAI des Keuper-Sandsteins mit sägerauer Probenoberfläche ist in Abbildung B.46 und mit bruchrauer Oberfläche in Abbildung B.47 dargestellt. Wieder ist die star-

ke Streuung des CAI in Abhängigkeit der Prüfstifthärte zu erkennen. Auf bruchrauer Oberfläche variiert der CAI zwischen den Werten 1-4. Auf sägerauer Oberfläche schwankt er im Bereich von 1-7. Dadurch ergeben sich unterschiedliche Abrasivitäten für das gleiche Gestein (siehe Tabelle A. 10).

4.2. Untersuchung der tribologischen Wechselwirkungen

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse und ergänzende Untersuchungen zum RUB Tunneling Device erläutert. Ziel ist es, den Versuchsaufbau und dessen experimentelle Nutzbarkeit zu validieren und die gewonnenen Ergebnisse in Bezug zum tribologischen System TVM-Werkzeug zu analysieren. Zur Bewertung des Verschleißes wurde wie bereits erwähnt, der volumetrische Verschleißbetrag der Prüfstifte bestimmt. Daher wird in den folgenden Diagrammen die „Verschleißmasse in %“ (Gewichtsverlust bezogen auf das Volumen unter Berücksichtigung der Werkstoffdichte) als Verschleiß-Messgröße angegeben.

4.2.1. Bodenmechanische Untersuchungen

Um den im RUB Tunneling Device genutzten Boden zu charakterisieren, sind ergänzende bodenmechanische Untersuchungen durchgeführt worden. Damit können baugrundabhängige Verschleißeinflussgrößen analysiert und anschließend diskutiert werden.

Kornverteilung

Die Kornverteilungen der verwendeten Böden wurden durch Trockensiebung nach DIN 18123 bestimmt [24]. Die dazugehörigen Sieblinien sind in Abbildung B. 19 dargestellt. Bei den getesteten Böden handelt es sich um Quarzsand ($\ddot{A}_{Qu} = 100\%$). Die Böden unterscheiden sich hinsichtlich der gewählten Kornfraktionen. Die maximale Korngröße

variiert von 0,5 bis 4 mm. In Tabelle A.20 sind die aus den Sieblinien bestimmten Korndurchmesser d_{60} und d_{10} aufgelistet. Mit Hilfe von Gleichung 2.1 konnte daraus die Ungleichförmigkeitszahl C_U berechnet werden. Mit steigender maximaler Korngröße (minimal bei Boden A, maximal bei Boden D) steigt d_{60} an. Der Durchmesser d_{10} bleibt allerdings aufgrund des gleichbleibenden Anteils an kleinstem Korn (0,063 mm) annähernd konstant. Somit ergibt sich analog zum Durchmesser d_{60} ein Anstieg für C_U mit steigender maximaler Korngröße (siehe Tabelle A.20). Nach DIN EN ISO 14688 [25] lässt sich der Boden A als gleichförmig, die Böden B und C als ungleichförmig und der Boden D als sehr ungleichförmig beschreiben.

Proctor-Versuch

Zur Bestimmung der Verdichtbarkeit und der Trockendichte ρ_d des verwendeten Bodens wurden Proctor-Versuche durchgeführt. Der Einfluss des steigenden Wassergehalts auf die Verdichtbarkeit des Bodens D (0,063–4 mm) ist in Abbildung B.48 aufgetragen. Die Trockendichte des Bodens steigt an und erreicht bei einem Wassergehalt von ungefähr 10 % ihr Maximum. Bei höheren Wassergehalten fällt die Trockendichte wieder ab. Zusätzlich wurde eine Proctor-Kurve für den Boden D ermittelt, bei der kein Wasser, sondern 6 %-ige Bentonitsuspension sukzessive hinzugegeben wurde (siehe Abbildung B.49). Wie schon bei der Kurve zuvor, erreicht die Trockendichte ein Maximum und fällt danach wieder ab. Allerdings ist dieses Maximum durch die Zugabe von Bentonitsuspension zu einem Gehalt von 12,5 % verschoben (Abbildung B.49).

Triaxialer Druckversuch

Im Triaxialversuch wurden die Scherparameter (Kohäsion c und Reibungswinkel φ) des Bodens D (0,063–4 mm) unter drainierten Bedingungen bestimmt. In den Versuchen wurde der Einfluss von Wasser und Bentonitsuspension auf die Scherfestigkeit des Bodens untersucht (siehe Abschnitt 3.5). Dabei wurde die Scherspannung in Abhängigkeit

des Scherwegs bis zum Bruch gemessen. In Tabelle A. 21 sind die maximalen Scherspannungen und damit die Scherfestigkeit der Bodenprobe in Abhängigkeit des hydrostatischen Drucks hinterlegt. Durch die Auftragung der Scherfestigkeiten in Abhängigkeit vom Scherweg resultiert die Schergerade für den vollständig mit Wasser gesättigten Boden (siehe Abbildung B. 50) [145]. Wie für einen kohäsionslosen Boden zu erwarten war, läuft die Schergerade durch den Koordinatenursprung (Kohäsion $c = 0$ kPa). Nach Gleichung 3.9 ergibt sich der Reibungswinkel $\varphi = 40,6^\circ$. In der zweiten Versuchsreihe wurde der Boden mit Bentonitsuspension saturiert. Im drainierten Versuch ergibt sich nun eine veränderte Schergerade (siehe Abbildung B. 51). Der Reibungswinkel reduziert sich auf $39,9^\circ$ und Kohäsionsspannungen sind im Boden nachweisbar ($c = 28$ kPa).

4.2.2. Einfluss der Steuer- und Vortriebsparameter

Zurückkommend zu den Versuchen am RUB Tunneling Device, wird als erstes der Einfluss des durch die Steuer- und Vortriebsparameter vorgegebenen Belastungskollektivs auf den Verschleiß betrachtet. Dazu wurde immer der Baustahl S275JR im normalisierten Zustand verwendet.

Einfluss der Vortriebsstrecke

Die aufzufahrende Tunnellänge oder Vortriebsstrecke stellt den maßgeblichen Eingangsparameter für einen Tunnelvortrieb und die damit verbundene tribologische Belastung der Abbauwerkzeuge dar. In den Abbildungen B. 52 und B. 53 sind die Verschleißmassen des äußersten Probenstifts (Position 12 in Abbildung B. 36) für eine Vortriebsstrecke von 232 und 465 mm dargestellt. Die Vortriebsstrecke wurde mit verschiedenen Penetrationen p und Schneidraddrehzahlen U aufgefahren, wodurch unterschiedliche Laufwege s_C für die Probenstifte resultieren (bis zu 4090 m). Es wird ersichtlich, dass der Einfluss der Vortriebsstrecke auf den Verschleiß nur in Abhängigkeit einzelner definierter

Vortriebsparameter betrachtet werden kann. Somit muss zuerst der Einfluss dieser Parameter isoliert untersucht werden.

Einfluss des Laufwegs

An dieser Stelle wird der Einfluss des Laufwegs s_C betrachtet, den ein Abbauwerkzeug auf seiner helixförmigen Bahn zurücklegt. In Abbildung B.54 ist der Verschleiß für eine konstante Penetration und verschiedene Schneidraddrehzahlen über dem Laufweg aufgetragen. Mit steigendem Laufweg steigt die Verschleißmasse linear an. Die Steigung der Kurven ist für alle Schneidraddrehzahlen annähernd konstant.

Einfluss der Schneidraddrehzahl

Im nächsten Schritt wird der Einfluss der Schneidraddrehzahl und damit der Werkzeuggeschwindigkeit v_{SC} betrachtet (siehe Gleichung 2.10). In den Abbildungen B.55 und B.56 sind die Verschleißmassen für jeweils zwei Laufwege und Penetrationen dargestellt. Mit steigender Schneidraddrehzahl ändert sich der Verschleiß nur geringfügig. Für den kürzeren Laufweg (Abbildung B.55) stellt sich ein nahezu konstanter Verlauf über der Schneidraddrehzahl ein. Durch die Erhöhung des Laufwegs (Abbildung B.56) ist eine leichte Abnahme des Verschleißes bei steigender Drehzahl zu erkennen. Unter Berücksichtigung der Standardabweichungen ist dieser Unterschied allerdings nicht signifikant.

Einfluss der Penetration

Übergehend zu Abbildung B.57 ist ein signifikanter Einfluss der Penetration p auf den Verschleiß zu erkennen. Bei konstanter Schneidraddrehzahl ist ein deutlicher Anstieg des Verschleißes mit steigender Penetration ersichtlich. Ein Unterschied in der Steigung der annähernd linearen Verläufe ist für die beiden Laufwege ebenfalls erkennbar.

Einfluss der Anpresskraft

Die zwischen Schneidrad und Ortsbrust wirkende Anpresskraft F_{Sr} ist der nächste untersuchte Parameter, der das Belastungskollektiv und damit den Verschleiß beeinflusst. F_{Sr} spiegelt nicht die Schneidkraft F_{SC} wider, die zwischen einem einzelnen Abbauwerkzeug und der Ortsbrust wirkt. Neben der horizontalen und axialen Kraftkomponente wirken noch tangentielle Kräfte auf die Werkzeuge, die in F_{Sr} nicht berücksichtigt werden. Die Änderung der Anpresskraft F_{Sr} kann aber als Anhaltspunkt für die wirkenden Schneidkräfte dienen. Im RUB Tunneling Device wird die axiale Schneidradanpresskraft, die bei einer TVM aus den Vortriebspresenkräften F_{VTP} resultiert, mit Hilfe einer Kraftmessdose gemessen (siehe Abschnitt 3.7.3). In Abbildung B. 58 ist der Einfluss der Schneidraddrehzahl auf die Anpresskraft F_{Sr} für drei Penetrationen dargestellt. Die Anpresskraft bleibt bei steigender Drehzahl annähernd konstant. Ein Einfluss von U auf F_{Sr} scheint daher für die hier untersuchten Parameter nicht vorhanden zu sein. Wenn die Anpresskraft für eine konstante Schneidraddrehzahl über der Penetration aufgetragen wird, ist ein linearer Anstieg mit steigender Penetration zu erkennen (siehe Abbildung B. 59).

4.2.3. Einfluss des Baugrunds

In diesem Abschnitt wird der Einfluss des Baugrunds und damit des tribologischen Gegenkörpers auf den Verschleiß der Probenstifte untersucht.

Einfluss der Kornverteilung

Die in Abbildung B. 19 dargestellten Böden werden hinsichtlich des Durchmessers d_{60} und der Ungleichförmigkeitszahl C_U unterschieden. In Abbildung B. 60 ist der Einfluss des Korndurchmessers d_{60} auf den Verschleiß des äußersten Probenstifts (Position 12

auf dem Schneidrad) abgebildet. Mit steigendem Durchmesser steigt der Verschleiß annähernd linear an. Der gleiche Trend ist für die Ungleichförmigkeitszahl C_U zu erkennen (siehe Abbildung B. 61). Dies bedingt sich aus Gleichung 2.1, da C_U der Quotient aus den Durchmessern d_{10} und d_{60} ist.

Einfluss der Dichte

Der zweite analysierte Bodenparameter ist die Dichte der Bodenprobe. Da in dieser Arbeit ausschließlich nichtbindige (kohäsionslose) Böden genutzt werden, wird die Lagerungsdichte D betrachtet (siehe Abschnitt 2.2). Die Lagerungsdichte wurde während des Einbaus im RUB Tunneling Device in Abhängigkeit des Durchmessers d_{60} und der Ungleichförmigkeitszahl C_U bestimmt (siehe Abbildung B. 62). Mit steigendem Durchmesser d_{60} oder C_U steigt der Verschleiß an. Außerdem wurden im Vorfeld Proctor-Versuche durchgeführt (siehe Abbildung B. 48). Somit konnte der Einfluss der Dichte auch indirekt über die Proctor-Versuche und damit über die Wasserzugabe untersucht werden. Die Änderung des Werkzeugverschleißes in Abhängigkeit von der Verdichtbarkeit des Bodens ist daher im folgenden Abschnitt dargestellt.

4.2.4. Einfluss von Stütz- und Konditionierungsmitteln

Die während eines Vortriebs eingesetzten Stütz- und Konditionierungsmittel, aber auch natürlich vorkommende Medien wie Grund- und Bergwasser beeinflussen die bodenmechanischen Eigenschaften des Baugrunds und damit das vorliegende tribologische System.

Einfluss von Wasser

Wie im vorherigen Abschnitt erläutert, beeinflusst bereits im Baugrund vorhandenes oder zusätzlich im Rahmen der Vortriebstechnik zugegebenes Wasser die Verdichtbar-

keit von kohäsionslosen Böden (siehe Abbildung B. 48). Dieser Einfluss ist ebenfalls im RUB Tunneling Device nachweisbar. Dafür wurde die untersuchte Bodenprobe vorab mit einem definierten Wassergehalt (in Ma.-%) gemischt und anschließend eingebaut. Die Versuche wurden undrainiert gefahren. Der Verschleiß des Probenstifts 12 ist in Abbildung B. 63 über dem Wassergehalt dargestellt. Der Verschleiß weist bei einem Wassergehalt von ungefähr 7,5 % ein Maximum auf. Danach fällt der Verschleiß wieder ab und verbleibt ab einem Gehalt von 15 % konstant auf einem niedrigen Niveau. In dem Diagramm ist ebenfalls der berechnete Sättigungsgehalt bzw. die Löslichkeitsgrenze eingezeichnet. Dieser gibt an, bei welchem Wassergehalt der Porenraum des Bodens vollständig mit Wasser gefüllt ist ($S_r = 1$). Höhere Wassergehalte („übersättigt“) führen zu keiner weiteren Veränderung der eingebauten Bodenprobe, da das überschüssige Wasser während des vertikalen Einbaus aufschwimmt.

Einfluss von Schaum

Im Rahmen der kooperativen Arbeit mit dem Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (RUB) wurde der Einfluss des in der EPB-Vortriebstechnik verwendeten Konditionierungsmittels Schaum untersucht. Dazu wurde die Bodenprobe A (0,063-0,5 mm) vorab mit einem Tensidgemisch vermengt. Die Schaumzugabe wurde hinsichtlich der Aufschäumrate (FER) und der Injektionsrate (FIR) variiert. Zu den drei verwendeten Aufschäumraten (FER = 10, 15 und 20) wurden je zwei Injektionsraten getestet. Die Injektionsraten wurden vom Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb mit Hilfe von Setzversuchen nach DIN EN 12350-2 bestimmt [156]. Als Grenzen für FIR wurden Setzmaße (siehe Abbildung B. 64) von 10 und 20 cm gewählt. Diese bilden die für EPB-Vortriebe üblicherweise verwendeten Bodenkonsistenzbereiche ab. Eine Übersicht zu den verwendeten Parametern findet sich in Tabelle A. 22.

Für die Versuche am RUB Tunneling Device wurden die Bodenproben vor der Schaumzugabe mit 6 Ma.-% Wasser vermischt. Dadurch sollte ein vergleichsweise hohes Verschleißniveau erzeugt werden (siehe Abbildung B. 63). Nach der Hinzugabe des Schaums

wurden die Versuche undrainiert gefahren. In Abbildung B.65 sind die Ergebnisse der Versuche mit Schaumzugabe dargestellt. Die Verschleißmasse ist in Abhängigkeit der Aufschäumrate (FER), der Injektionsrate (FIR) und dem Setzmaß aufgetragen. Zusätzlich ist die Dichte der konditionierten Bodenprobe angegeben. Die Verschleißmasse und Dichte ohne Schaumzugabe (Bodenprobe mit 6 Ma.-% Wasser) dient als Vergleichswert. Für alle genutzten FER und FIR ist zu erkennen, dass der Verschleiß der Probenstifte durch die Zugabe des Tensidgemisches abfällt und fast gegen Null läuft (siehe Abbildung B.65). Es ist keine messbare Abhängigkeit des Verschleißes von der Aufschäum- und Injektionsrate zu erkennen. Lediglich bei der Betrachtung der Dichte der Bodenprobe sind Schwankungen erkennbar. Ein geringes Setzmaß (10 cm), das aus einer geringeren Schaumzugabemenge resultiert, führt zur Erhöhung der Dichte. Bei der Aufschäumrate lassen sich keine signifikanten Unterschiede oder Korrelationen erkennen. Lediglich die Dichte bei $\text{FER} = 20$ und $\text{Setzmaß} = 10 \text{ cm}$ fällt geringer aus. Beim Vergleich der drei Aufschäumraten mit identischer Injektionsrate ($\text{FIR} = 50 \%$) ist eine annähernd gleiche Dichte zu erkennen.

Einfluss von Bentonitsuspension

Der Einfluss von Bentonitsuspension auf den Verschleiß wurde ebenfalls in Zusammenarbeit mit dem Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (RUB) untersucht. In der ersten Versuchsreihe zur Untersuchung des Einflusses wurde analog zu der Versuchsreihe mit Schaumzugabe vorgegangen. Die feuchte Bodenprobe (Wassergehalt von 2,5 Ma.-%) wurde mit einer definierten Menge an Bentonitsuspension vorab vermengt. Die hierfür verwendete Bentonitsuspension wurde vom Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (RUB) rheologisch charakterisiert (siehe Tabelle A.23). Für die verwendete 6 %-ige Suspension (Feststoffgehalt = 6 %) wurde Aktivbentonit B1 der Firma IBECO verwendet. Die mit Wasser und Bentonitsuspension vermengte Bodenprobe wird in den Bodenbehälter des RUB Tunneling Device eingefüllt und verdichtet. Die Versuche wurden wie zuvor undrainiert gefahren. Die Versuchsergebnisse sind in

Abbildung B. 66 dargestellt. Der Verschleiß des Probenstifts 12 ist in Abhängigkeit von der Suspensionsmenge für den Boden D (0,063-4 mm) aufgetragen. Zusätzlich ist die Einbaudichte in Abhängigkeit des Flüssigkeitsgehalts dargestellt. Die Verschleißmasse bei 2,5 Ma.-% Flüssigkeitsgehalt (Boden mit 2,5 Ma.-% Wassergehalt) dient als Vergleichswert, da noch keine Suspension hinzugegeben wurde.

Durch die Zugabe von Bentonitsuspension fällt der Verschleiß zunehmend ab. Die Dichte verhält sich bis zu einem Flüssigkeitsgehalt von 12,5 % gegenläufig. Die Dichte der im Behälter eingebauten Bodenprobe steigt bis zu diesem Gehalt an und fällt danach wieder ab (siehe Abbildung B. 66).

Die vorgestellten undrainierten Versuche spiegeln nicht den Abbau der durch Stütz- und Konditionierungsmittel gestützten Ortsbrust wider. Die vorherige Vermengung der Bodenprobe mit Schaum oder Bentonitsuspension ähnelt den Durchmischungsprozessen des bereits gelösten Bodens in der Abbaukammer einer TVM. Um nun den Abbauprozess der Ortsbrust unter Zugabe von Stütz- und Konditionierungsmittel zu simulieren, wurde das RUB Tunneling Device umgebaut (siehe Abschnitt 3.7.3). Dadurch kann ein Hydroschild-Vortrieb nachgebildet werden. Die Ortsbrust eines vollständig saturierten Bodens kann durch Injektion von Bentonitsuspension gestützt werden. Mit Hilfe von Porenwasserdrucksensoren (PWD) und der Messung des drainierten Ausflusses konnte die Ortsbruststützung nachgewiesen werden. Bei geschlossener Drainage wird ein durch die Suspensionszugabe definierter Überdruck im Bodenbehälter des RUB Tunneling Device erzeugt (Kurve A in Abbildung B. 67). Der aufgegebene Druck wird im weiteren Verlauf als Injektions- oder Stützdruck bezeichnet. An den am Bodenbehälter verteilten PWDs wird der Druck kontinuierlich aufgezeichnet und kontrolliert. Sobald die Drainage an der Rückwand des Behälters geöffnet wird, strömt solange Wasser aus, bis sich der Stützmechanismus an der Ortsbrust aufgebaut hat. Danach ist anhand des Porenwasserdrucks nachweisbar, dass der Injektionsdruck vor der Ortsbrust weiterhin konstant ist. Hinter der Ortsbrust ist jedoch kein Überdruck mehr vorhanden (Kurve B in Abbildung B. 67).

Mit Hilfe des RUB Tunneling Device ist es daher möglich, einen flüssigkeitsgestützten

Schildvortrieb abzubilden. Die Abbauwerkzeuge oder Probenstifte bauen während des Vortriebs nun die „infiltrierte“ Ortsbrust ab. Somit ist der Gegenkörper des tribologischen Systems ein anderer als in den zuvor erläuterten Versuchen mit dem vorkonditionierten Bodengemisch. Um die Nomenklatur dieser Versuchsvarianten zu vereinheitlichen, werden die Versuche mit dem zuvor konditionierten Bodengemisch (Mischen des Bodens vor dem Einbau mit Wasser / Schaum / Bentonitsuspension) im weiteren Verlauf als „ex-situ“ Versuche bezeichnet. Die Versuche, bei denen das Stütz- oder Konditionierungsmittel direkt während des Vortriebs injiziert wird, werden als „in-situ“ Versuche beschrieben.

Die Ergebnisse der in-situ Versuche mit Bentonitsuspension sind in Abbildung B. 68 dargestellt. Der Referenz- oder Vergleichswert für die Verschleißmasse („ohne Bentonitinjektion“) ist der Abbildung B. 63 entnommen (Wassergehalt $> 15\%$). Der vollständig mit Wasser saturierte Boden wurde ohne Zugabe oder Injektion von Bentonitsuspension durchörtet. Anschließend wurden Versuche bei einem Injektionsdruck von 0,2 und 0,8 bar (Überdruck) durchgeführt. Der Verschleiß steigt durch die Injektion von Bentonitsuspension und dem damit verbundenen Stützmechanismus der Ortsbrust an. Bei einem Überdruck von 0,8 bar hat sich der Verschleiß im Vergleich zum Referenzwert mehr als verdoppelt (siehe Abbildung B. 68). Die durch die Zugabe von Bentonitsuspension in den ex-situ Versuchen nachgewiesene verschleißmindernde Wirkung ist hier umgekehrt (Vergleich Abbildungen B. 66 und B. 68).

4.2.5. Einfluss des Werkzeugwerkstoffs

Bei allen bisher aufgeführten Versuchsreihen am RUB Tunneling Device wurden Probenstifte aus dem Baustahl S275JR verwendet (Wärmebehandlungszustand: normalisiert). Um den Einfluss des Probenwerkstoffs und damit des Grundkörpers im tribologischen System zu analysieren, wurden Versuche mit diversen weiteren Probenwerkstoffen durchgeführt. Die verwendeten Werkstoffe und deren aus der Wärmebehandlung resultierenden Härten sind in Tabelle A. 24 hinterlegt. Diese wurden in Bezug zu

den zuvor erläuterten Werkstoffen aus Abschnitt 3.2 gewählt. Als Gegenkörper wurde der Boden D (0,063-4 mm) mit einem Wassergehalt von 2,5 Ma.-% genutzt. Vortriebsstrecke (465 mm), Penetration (0,1 mm/U) und Schneidraddrehzahl (71 U/min) wurden ebenfalls konstant gehalten. Die Ergebnisse der Versuchsreihe sind in Abbildung B. 69 dargestellt. Der Baustahl S275JR weist von allen Werkstoffen den höchsten Verschleiß auf. Mit steigender Werkstoffhärte fällt die Verschleißmasse ab. Bei den Stählen ist zu erkennen, dass der Verschleiß mit steigender Härte gleichförmig sinkt. Die Verschleißmassen der Verschleißschutzschichten (Hartmetalle und Ferro-Titanit[®] MMCs) liegen trotz teilweise geringerer Härte (siehe Werkstoff CTE50A in Abbildung B. 69) auf einem niedrigeren Niveau. Verallgemeinert lässt sich aber festhalten, dass der Verschleiß mit steigender Werkstoffhärte abnimmt.

4.3. Werkstoffkundliche Analyse der Verschleißmechanismen

In diesem letzten Abschnitt werden die Ergebnisse dargestellt, die zur Analyse und Diskussion der werkstoffabhängigen Verschleißmechanismen nötig sind. Hierbei liegt der Fokus auf werkstoffkundlichen Untersuchungsmethoden, mit denen die durch Verschleißvorgänge initiierten mikrostrukturellen Prozesse analysiert werden können.

4.3.1. Härtemessung und Nanoindentation

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Härtemessungen wurden bereits in den vorangegangenen Abschnitten und Tabellen ergänzend aufgeführt (siehe Tabellen A. 14, A. 15, A. 19 und A. 24). Da die Härte in mehreren Versuchsmethodiken oft als Vergleichswert für den Verschleißwiderstand der Probenwerkstoffe dient, wird diese hier nicht noch einmal separat erläutert.

Die Nanoindentation wurde vornehmlich genutzt, um die anisotropen mechanischen Eigenschaften der in den Hartmetallen vorkommenden Wolframmonokarbiden zu unter-

suchen. Den indentierten Wolframkarbiden wurden Eindringhärten und E-Module zugeordnet. Anschließend ist die Kornorientierung dieser Karbide mittels EBSD-Technik bestimmt worden. Somit können die richtungsabhängigen mechanischen Eigenschaften der Wolframkarbide dargestellt werden. Diese bilden im späteren Verlauf die Basis für weitere Ergebnisse und Diskussionen (siehe Abschnitt 4.3.7). Die richtungsabhängigen Eigenschaften der Wolframkarbide werden mit Hilfe von inversen Polfiguren (IPF) grafisch dargestellt. Die inversen Polfiguren werden in Abhängigkeit der drei Raumrichtungen (x-, y-, und z-Richtung) erstellt. Die ausgegebene Kornorientierung ist dementsprechend richtungsabhängig.

In den hier präsentierten Ergebnissen wird ausschließlich die Kornorientierung in z-Richtung aufgeführt. Die z-Richtung stellt die Aufsicht auf die Probenoberfläche dar. Die in den unterschiedlichen Versuchen aufgebrachte mechanische Belastung wirkt ebenfalls in diese Raumrichtung. Die mechanischen Eigenschaften dieser Orientierung sind somit für das Verschleißverhalten entscheidend. In den inversen Polfiguren (Abbildungen B. 70 und B. 71) sind die richtungsabhängige Eindringhärte und der E-Modul der Wolframmonokarbide in GPa dargestellt. Die $\langle 0001 \rangle$ Richtung, die mit der Basal-Ebene ein Gleitsystem bildet (siehe Abbildung B. 24), hat mit 30 GPa die höchste Härte. Die den Prismaflächen zugehörigen Gleitrichtungen $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ und $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ weisen die geringsten Härten auf (15 und 21 GPa). Der E-Modul zeigt die gleichen Abhängigkeiten (Abbildung B. 71). Die $\langle 0001 \rangle$ Richtung hat den höchsten und die Richtungen $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ und $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ haben die niedrigsten E-Moduln.

4.3.2. Nanoritzversuche

Um den Bogen von der lokalen Indentation zum Einzelritzereignis zu spannen, werden in diesem Abschnitt die Ergebnisse der Ritzversuche mit dem Nano-Scratch Tester (NST) dargestellt. Diese stellen, wie schon die Eindringversuche (Makro- und Mikrohärtete), Referenzwerte dar, mit denen das Verschleißverhalten der Werkstoffe auf mikrostruktureller Ebene analysiert werden kann. Die mittels Gleichung 3.2 ermittelten

Ritzhärten (H_s) der verwendeten Werkstoffe sind in Tabelle A. 25 aufgeführt. Die Ritzhärten aller Hartmetallgüten sind zusätzlich über der Eindringhärte in Abbildung B. 72 grafisch dargestellt. Mit sinkendem Bindergehalt V_{Co} steigt die Ritz- sowie Eindringhärte an. Allerdings ist kein linearer Zusammenhang zwischen der Ritzhärte H_s und der Eindringhärte zu erkennen. Die Ritzhärten für die weiteren untersuchten Werkstoffe sind in Abbildung B. 73 vergleichend dargestellt. Hierbei wurde H_s im Vergleich zur Verschleißmasse im RUB Tunneling Device aufgetragen. Die Verschleißmasse fällt mit steigender Ritzhärte annähernd exponentiell ab. Für das RUB Tunneling Device lagen nur Hartmetallproben der grobkörnigen Güten vor (CTE50A, CTE30A, CTE20A und CTE12A).

4.3.3. Druckversuche

Mit Proben aus den verschiedenen Ferro-Titanit® Güten wurden zur Bestimmung des E-Moduls und der Druckfestigkeit Druckversuche durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle A. 26 dargestellt. Die Güte mit 60 Ma.-% Titankarbid (WFN-60%TiC) hat mit 374 ± 7 GPa den höchsten E-Modul. Die beiden anderen Güten mit jeweils 33 Ma.-% TiC (WFN und WFN-Feinkorn) weisen mit 309 ± 5 und 310 ± 3 GPa vergleichbare E-Moduln auf. Bei den Druckfestigkeiten verhält es sich analog zum E-Modul. Die Güte WFN-60%TiC hat mit 4112 ± 66 MPa die höchste Druckfestigkeit. Die Druckfestigkeiten der Güten WFN und WFN-Feinkorn liegen bei 3497 ± 53 MPa und 3655 ± 71 MPa.

4.3.4. Vier-Punkt-Biegeversuche

Die Bruchzähigkeit (K_{IC}) der drei untersuchten Ferro-Titanit® Güten wurde mit Vier-Punkt-Biegeversuchen (SEVNB) bestimmt. Die Ergebnisse sind in Tabelle A. 26 dargestellt. Die Güte mit 60 Ma.-% Titankarbid (WFN-60%TiC) weist mit $9,1 \pm 1,3 \text{ MPa}\sqrt{m}$ die niedrigste Bruchzähigkeit auf. Die beiden anderen Güten (WFN

und WFN-Feinkorn) haben annähernd gleiche Bruchzähigkeiten ($15,4 \pm 0,8 \text{ MPa}\sqrt{m}$ und $15,9 \pm 0,6 \text{ MPa}\sqrt{m}$).

4.3.5. Reibradversuch ASTM-G65

Der genormte Reibradversuch [148] wurde genutzt, um den Verschleißwiderstand der Werkstoffe gegen Abrasion zu untersuchen. Die Ergebnisse für die nach Gleichung 3.10 bestimmten Volumenabträge sind in Abbildung B.74 dargestellt. Die genutzten Probenwerkstoffe und Wärmebehandlungszustände lassen sich wie schon zuvor anhand der Nummerierung zuordnen (siehe Tabellen A. 16 und A. 19). Mit zunehmender Werkstoffhärte sinkt das Verschleißvolumen ab. Wie bei den Versuchen zur Bestimmung der Abrasivität (siehe Abschnitt 4.1) fallen zum Teil deutliche Streuungen und Schwankungen in den Messwerten auf.

4.3.6. Stoßverschleiß-Versuche

Zur Untersuchung der Schädigung der Verschleißschutzschichten eines Abbauwerkzeugs in Folge von schlagender unterkritischer Belastung, wurden Stoß-Versuche durchgeführt (siehe Abschnitt 3.7.2). Ein sphärischer Indenter prallt zyklisch und kraftkontrolliert auf eine polierte Probenoberfläche. Untersucht wurden die Hartmetalle und Ferro-Titanit[®] MMCs, da diese in solch belasteten Werkzeugbereichen eingesetzt werden (siehe Abschnitt 3.2).

Eine durch den Versuch entstandene kugelkalottenförmige Kontaktfläche ist in Abbildung B.75a exemplarisch dargestellt. Die Geometrie der Kontaktfläche wird in den beiden anderen Teilbildern ersichtlich. Die plastisch verformte Fläche lässt sich hinsichtlich des Durchmessers und der Tiefe (Höhe der Kugelkalotte) beschreiben. Mit Hilfe der geometrischen Größen und der aufgebrachten Kraft können die resultierenden Spannungen abgeschätzt werden. Allerdings ist zu beachten, dass die Kontaktflächengeometrie

zeit- und lastabhängig ist. Aus diesem Grund sind die mit Hilfe der Kontaktflächengeometrie berechneten Spannungen mit Vorsicht zu verwenden oder zu interpretieren. Sie sollen lediglich einen Eindruck über die Größenordnung der auftretenden Spannungen vermitteln. Die resultierenden Spannungen sind in Tabelle A. 27 hinterlegt. Bei allen Hartmetallen und Ferro-Titanit[®] MMCs weisen die entstehenden Kontaktflächen reproduzierbare Geometrien und damit Spannungen auf.

Die Aktuatorwege, die die Rückfederung des Indenters während der Entlastungsphase darstellen, sind ebenfalls reproduzierbar. Die resultierenden Aktuatorwege sind in Tabelle A. 28 dargestellt. Zur Verdeutlichung der Reproduzierbarkeit wurden die Aktuatorwege für die Ferro-Titanit[®] MMCs separat aufgelistet. Dem gegenüber stehen die Aktuatorwege für die Hartmetalle. Für sämtliche Hartmetallgüten ergaben sich gleichbleibende Aktuatorwege. Die gleichbleibenden Kontaktflächen, Spannungen und Aktuatorwege validieren die Reproduzierbarkeit der Versuchsmethodik. In den Fokus der Betrachtung kann einerseits die Kontaktfläche zwischen Indenter und Probenoberfläche rücken, oder andererseits der Bereich außerhalb dieser „Prallfläche“. In Abhängigkeit des Probenwerkstoffs und der Versuchsparameter (Zyklenzahl und Kraft) entstehen konzentrische Risse außerhalb der Prallfläche. In Abbildung B. 76 ist solch ein umlaufender Riss ausschnittsweise dargestellt. Im weiteren Verlauf werden diese wie in der Literatur als Ringbruch bezeichnet [157].

Bei allen untersuchten Hartmetallgüten entstehen die Ringbrüche in einem Radiusverhältnis von $r/a = 1,05 \pm 0,02$ (r = Radius Ringbruch; a = Radius Kontaktfläche). Bei den Ferro-Titanit[®] MMCs stellt sich ein reproduzierbares Radiusverhältnis von $r/a = 1,09 \pm 0,01$ ein. Die Bildung des vollständig geschlossenen Ringbruchs in Abhängigkeit von der aufgebrachten Kraft und Zyklenzahl stellt somit ein reproduzierbares Kriterium („Verschleiß-Messgröße“) zur Beurteilung des Ermüdungsverhaltens der untersuchten Werkstoffe dar. Wie bereits in den Grundlagen erläutert, kann die ermüdungsinduzierte Schädigung zu kleinskaligen Ausbrüchen führen. Die resultierende Oberflächenzerrüttung bewirkt den Materialabtrag aus der Werkstoffoberfläche und damit den Verschleiß des Werkzeugs (siehe Abbildung B. 14).

Um den Ringbruch und sein Wachstum ins Volumen zu analysieren, wurde in dem Bereich des Ringbruchs ein Ausschnitt mittels FIB erzeugt. In Abbildung B. 77 ist dieser „Graben“ und der von der Oberfläche ins Volumen wachsende Riss zu erkennen. Da das mittels FIB präparierte Volumen geometrisch stark begrenzt ist, wurde zusätzlich eine zuvor geteilte Hartmetall-Probe genutzt. Diese ermöglicht das Betrachten des gesamten Prallflächenquerschnitts nach dem Versuch. In Abbildung B. 78 ist die Prallfläche in der Aufsicht zu sehen. Die ursprünglich verspannten Probenhälften wurden zur Sichtbarmachung der Trennfläche bereits voneinander entfernt. Der in Abbildung B. 79 dargestellte Querschnitt lässt erkennen, dass sich die Risse ins Volumen ausbreiten und konisch vom Kontaktflächenzentrum nach Außen wachsen.

Zur Beurteilung des werkstoffabhängigen Stoßverschleißes wurde die Zyklenzahl und Kraft dokumentiert, bei der ein vollständiger Ringbruch entstand. Daraus lassen sich Spannungs-Zyklenzahl (S-N) Diagramme ableiten. Dieser Diagrammtyp ist auch als Wöhler-Kurve bekannt. Die werkstoffabhängigen Wöhler-Kurven sind in den Abbildungen B. 80 bis B. 83 dargestellt. Bei allen grobkörnigen Hartmetallgüten nimmt die zur Ringbruchbildung benötigte Kraft mit steigender Zyklenzahl ab (siehe Abbildung B. 80). Mit steigendem Kobalt-Bindergehalt V_{Co} liegt die Kurve auf einem höheren Niveau. Daher weist die Hartmetallgüte mit dem höchsten Bindergehalt von 25 Ma.-% (CTE50A) die größten Kräfte in Bezug auf die Ringbruchbildung auf. Für diese Güte entstehen selbst bei maximaler Kraft (2800 N) erst ab 1×10^6 Zyklen nachweisbare Ringbrüche. Daher finden sich keine Messpunkte bei kleinerer Zyklenzahl. Der angedeutete Kurvenverlauf bei Zyklenzahlen $< 1 \times 10^6$ ist extrapoliert. Die gleichen Abhängigkeiten sind bei der Betrachtung der Wöhler-Kurven für die Fein- und Mittelkorgüten zu erkennen (siehe Abbildungen B. 81 und B. 82). Mit steigender Zyklenzahl sinkt die benötigte Kraft und mit steigendem Bindergehalt wird das Niveau der Kurve angehoben. Die Wöhler-Kurven für die drei Ferro-Titanit® Güten sind in Abbildung B. 83 dargestellt. Wie schon bei den Hartmetallgüten nimmt die zur Ringbruchbildung benötigte Kraft mit steigender Zyklenzahl ab. Die beiden Güten WFN und WFN-Feinkorn zei-

gen einen annähernd identischen Verlauf. Vergleichend dazu liegt die Wöhler-Kurve für die Güte mit dem erhöhten Titankarbidgehalt (WFN-60%TiC) auf einem niedrigeren Niveau.

4.3.7. Quantitative Bildanalyse und EBSD

Neben der Bestimmung des vollständigen Ringbruchs mit Hilfe rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen wurde die quantitative Bildanalyse genutzt, um die Mikrostruktur der untersuchten Werkstoffe und die entstandenen Ringbrüche und Risse zu analysieren.

Um das Verschleißverhalten der untersuchten Hartmetalle diskutieren zu können, wurden die in Abschnitt 2.3.2 beschriebenen Gefügekenngrößen bestimmt. Der werkstoffabhängige Bindervolumengehalt V_{Co} , die mittlere Karbidgröße d_{WC} , die freie Matrixweglänge λ_{Co} und die mit Gleichung 2.14 berechnete Kontiguität C sind in Tabelle A. 29 hinterlegt. Die in dieser Arbeit bestimmten mittleren Karbidgrößen der vom Hersteller als grobkörnig beschriebenen Güten (CTE) liegen im Vergleich zu der Einteilung nach Tabelle A.3 eher zwischen den Mittel- und Grobkorngüten. Mit zunehmender Karbidgröße und Bindergehalt steigt die freie Matrixweglänge λ_{Co} an. Aufgrund des formelmäßigen Zusammenhangs zur Berechnung der Kontiguität ist der Einfluss von V_{Co} , d_{WC} und λ_{Co} nachvollziehbar. Die Gefügekennwerte und die resultierenden mechanischen Eigenschaften (siehe Tabelle A.6) bilden die Basis für die spätere Analyse des Verschleißverhaltens der Hartmetalle.

Des Weiteren wurde die quantitative Bildanalyse genutzt, um die entstandenen Ringbrüche zu vermessen. Die Gesamtrisslänge wurde anhand der in Abschnitt 2.3.2 beschriebenen Risspfade unterteilt (siehe Abbildung B.28). Dazu wurden EBSD-Aufnahmen genutzt, mit denen die unterschiedlichen Korngrenzen (WC/WC) und Risspfade besser unterscheidbar sind. Die Analyse eines Rissverlaufs ist exemplarisch in Abbildung B.84 dargestellt. Die mittels EBSD-Aufnahmen analysierten Gesamtrisslängen sind für jede Hartmetallgüte in Tabelle A.30 hinterlegt. Die Unterteilung der Risspfade

ist für die grobkörnigen Hartmetalle in Abbildung B.85 grafisch aufgetragen.

Mit steigendem Bindergehalt steigt der Anteil der transgranularen Risse durch die Binderphase (Risspfad B) und der Anteil der intergranularen Risse entlang der Grenzfläche WC/Co (Risspfad B/C) an. Dementsprechend sinken die Anteile der beiden anderen Risspfade (transgranular durch WC und intergranular entlang Grenzfläche WC/WC). Mit steigendem Bindergehalt wächst der Riss zunehmend unter Beteiligung der Binderphase Co. Dies erscheint aufgrund geometrischer Zusammenhänge (λ_{Co} wird erhöht und C wird verringert) plausibel. In den Abbildungen B.86 und B.87 ist der Einfluss der mittleren Karbidgröße d_{WC} dargestellt. Bei konstantem Bindergehalt V_{Co} sind die Risspfadanteile für grob-, mittel- und feinkörnige Hartmetalle annähernd gleich und unterliegen nur geringen Abweichungen. Beim Vergleich der beiden Abbildungen B.86 und B.87 wird wiederum bestätigt, dass die Anteile der Risspfade B und B/C mit steigendem Bindergehalt steigen, sowie die Anteile der Risspfade C und C/C sinken.

Zusätzlich wurden mittels EBSD-Technik die inversen Polfiguren (IPF) in z-Richtung bestimmt. Damit konnten die Kristallorientierungen der im Rissverlauf liegenden Wolframkarbide bestimmt werden. Mittels Nanoindentation konnten den Wolframkarbiden, an denen der Riss trans- oder intergranular verlief, Härten und E-Moduln zugeordnet werden (siehe Abschnitt 4.3.1). Die grafische Auswertung der Ergebnisse ist in den Abbildungen B.88 und B.89 zu sehen.

Die Wolframkarbide mit der höchsten Härte (30 GPa) und E-Modul (660 GPa) weisen den geringsten prozentualen Anteil an transgranularen Rissen (Risspfad C) auf. Das transgranulare Risswachstum scheint die weicheren Karbide zu bevorzugen (Abbildung B.88). Hierbei sind allerdings keine eindeutigen Korrelationen zwischen prozentualem Anteil und Härte zu erkennen. Die Anteile sind annähernd gleich verteilt. Bei den Rissanteilen, die entlang von Grenzflächen laufen (Risspfad B/C und C/C) stellen sich ähnliche Zusammenhänge dar (siehe Abbildung B.89). Den geringsten prozentualen Anteil weisen die angrenzenden Wolframkarbide mit der höchsten Härte auf. Bei den weicheren Karbiden ist der Trend zu erkennen, dass der prozentuale Anteil am Risswachstum mit sinkender Härte abnimmt.

Kapitel 5

Diskussion

Auf Basis der in Kapitel 4 aufgeführten Ergebnisse werden die verschiedenen Fragestellungen dieser Arbeit nachfolgend diskutiert. Des Weiteren werden ergänzende Untersuchungen und Analysen für die Interpretation und Bestätigung der Ergebnisse herangezogen (z.B. Eigenspannungsmessungen). Die Gliederung der Diskussion orientiert sich an dem dreiteiligen Aufbau der Ergebnisse. Abschließend wird der Fokus auf die Synthese und Analyse der experimentellen Ergebnisse aus den drei Themenblöcken hinsichtlich der Verschleißbewertung gelegt. Die diskutierten Zusammenhänge und Abhängigkeiten werden bezüglich ihrer Nutzbarkeit für Prognosemodelle und Werkzeugoptimierungen bewertet. Durch die abschließende gesamtheitliche Diskussion der Ergebnisse soll ein umfassendes Verständnis bezüglich der verschleißauslösenden Vorgänge im tribologischen System von Abbauwerkzeugen vermittelt werden.

5.1. Bewertung der Abrasivität des Baugrunds mit Indexwerten

In Abschnitt 1.1.1 wurde erläutert, dass der Verschleiß von Abbauwerkzeugen bei Tunnelbauprojekten primär über die Beurteilung des Verschleißpotentials des Baugrunds abgeschätzt wird. Diese Vorgehensweise führt häufig zu ungenauen und fehlerhaften Einschätzungen, was wiederum zu unplanmäßigen Vortriebsstillständen und damit zu hohen Mehrkosten führt [2, 5]. Im folgenden Abschnitt wird analysiert, weshalb die Prognose des Abbauwerkzeugverschleißes auf Basis von experimentell bestimmten Indexwerten zur Beschreibung der Baugrundabrasivität unzureichend ist.

Dafür wurden Versuchsreihen mit dem LCPC Versuch, dem Cerchar Abrasivitätstest und dem Reibrad-Verfahren nach ASTM-G65 durchgeführt. Die genormten Versuchsmethodiken unterscheiden sich dahingehend, dass beim Cerchar und LCPC Versuch die verschiedenen Böden (Gegenkörper) mit gleichbleibenden Grundkörpern getestet werden. Der Materialabtrag am Grundkörper stellt das Maß für die Abrasivität des Baugrunds dar. Bei dem Reibrad-Verfahren nach ASTM-G65 werden die Grundkörper variiert, wobei der Gegenkörper nicht verändert wird. Hierbei wird die Verschleißbeständigkeit des Grundkörpers und nicht die Abrasivität des Baugrunds ermittelt. Um die Schwächen dieser Testverfahren aufzuzeigen, wurden Testreihen mit verschiedenen Grund- und Gegenkörpern durchgeführt.

Beim LCPC Versuch wurden das Abrasiv (Quarkies und Schmelzkorund mit Körnung 4-6,3mm) und die Versuchsparameter (Belastungskollektiv) konstant gehalten. Zusätzliche Zwischenstoffe oder Umgebungsmedien wurden nicht verwendet. Lediglich der Grundkörper (Metallflügelwerkstoff) wurde variiert (Tabellen A. 14 und A. 15). In Abbildung B. 41 sind die Ergebnisse aus den Tabellen A. 16 und A. 17 grafisch aufgetragen. Global betrachtet wird eine annähernd lineare Korrelation zwischen Werkstoffhärte und Verschleißkoeffizient A_{BR} für Quarkies sichtbar. Der Verschleißkoeffizient für Schmelzkorund zeigt eine höhere Standardabweichung in Bezug auf die Abhängigkeit von der Werkstoffhärte.

Allerdings werden auch Unstimmigkeiten in Bezug auf die Versuchsergebnisse deutlich. Wenn verschiedene Werkstoffe mit annähernd identischer Härte verglichen werden, sollte der resultierende A_{BR} ebenfalls gleich sein. Für die Stähle 42CrMoV4-gehärtet (Nr. 11), 34CrNiMo6-gehärtet (Nr. 14) und X40CrMoV5-1-SHM (Nr. 15) fällt auf, dass trotz identischer Härte (600 HV10) der Abrasivitätskoeffizient A_{BR} für beide Abrasive variiert (siehe Abbildung B.41). Die Abrasivität des getesteten Bodens ist somit abhängig vom verwendeten Prüfwerkstoff. Diese Aussage lässt sich auch anhand von Werkstoffen im genormten Härtebereich [7] nachweisen. Die Stähle S275JR-weichgeglüht (Nr. 1), S275JR-normalisiert (Nr. 2) und C45-weichgeglüht (Nr. 5) haben die nach Norm geforderte Härte von 60-75 HRB (Abbildungen B.41 und B.42), allerdings ist der resultierende A_{BR} unterschiedlich.

Wenn die Grenzen zur Klassifizierung der Abrasivität nach Tabelle A.8 eingezeichnet werden, lässt sich der Quarzkies unterschiedlich klassifizieren (siehe Abbildung B.42). Durch Nutzung des Stahls C45-weichgeglüht (Nr. 5) ist der Quarzkies als „sehr abrasiv“ einzustufen. Wenn jedoch mit Metallflügeln aus den beiden anderen Stählen getestet wird (Nr. 1 und 2), gilt der Quarzkies als „extrem abrasiv“. Um diese Unstimmigkeiten in Bezug auf die Bestimmung des Abrasivitätskoeffizienten A_{BR} zu analysieren, werden die Gefüge der verwendeten Stähle genauer betrachtet.

In Abbildung B.90 sind die Gefüge der drei „normgerechten“ Werkstoffe abgebildet. Das Gefüge des Baustahls S275JR (weichgeglüht und normalisiert) und des weichgeglühten Vergütungsstahl C45 besteht aus Ferrit- (hell) und Perlitkörnern (dunkel). Die Phase Perlit stellt dabei ein eutektoides Gemisch aus Ferrit und Zementitlamellen (Fe_3C) dar (siehe Abbildung B.90d) [17]. Perlit weist eine mittlere Härte von ungefähr 200-250 HV0,05 auf [17]. Die mittlere Härte der Phase Ferrit beträgt ungefähr 90-120 HV0,05 [17]. Wie in Abbildung B.90a und B.90b zu sehen ist, sind die Perlitkörner im Baustahl S275JR in Umformrichtung gestreckt.

Unterschiede zwischen den wärmebehandlungsabhängigen Baustahlgefügen können in der Morphologie (Lamellendicke und -abstand) und im Volumengehalt des Perlits und des Fe_3C gefunden werden. Im Falle des normalisierten Zustands ist der Perlitgehalt

höher als im weichgeglühten Zustand. Im Vergleich zum Baustahl besitzt der weichgeglühte Vergütungsstahl C45 (Abbildung B. 90c und d) ein ferritisch-perlitisches Gefüge mit einem erhöhten Perlitgehalt von ungefähr 50 Vol.-%. Trotz des dispers verteilten Perlits haben die drei Werkstoffe eine annähernd gleiche Eindringhärte (68 bis 72 HRB). Allerdings trägt der erhöhte Perlitgehalt und dessen gleichmäßige Verteilung zum Verschleißwiderstand gegen die angreifenden Korund- oder Quarzpartikel bei. Der Furchungswiderstand wird im Vergleich zur vorzugsweise weichen ferritischen Matrix des Baustahls S275JR erhöht. Aus diesem Grund resultiert ein höherer Massenabtrag des Baustahls (S275JR-weichgeglüht und -normalisiert) und damit ein höherer A_{BR} im Vergleich zum Vergütungsstahl C45 im Zustand weichgeglüht.

Hinsichtlich des Gefügeeinflusses wurden die verwendeten Werkstoffe anhand ihrer Phasenzusammensetzung in die Gruppen „Ferrit / Perlit“, „Bainit / Martensit“, „karbidreich“ oder „Hartmetall“ eingeteilt (siehe Abbildung B. 41). Die Unterschiede in den experimentell bestimmten Abrasivitäten lassen sich somit auf die unterschiedlichen Werkstoffgefüge und den damit verbundenen verschleißbestimmenden mechanischen Eigenschaften zurückführen. In der Versuchsnorm [7] werden die zu verwendenden Werkstoffe lediglich anhand ihrer (Eindring-)Härte beschrieben. Im LCPC Versuch tritt vorwiegend Furchungverschleiß (Zwei-Körper-Abrasion) auf. Abrasivpartikel indentieren und furchen die Oberfläche [18]. Der Widerstand gegen Furchungverschleiß wird maßgeblich von Hartphasengehalt, -größe und -verteilung bestimmt („wirksame Hartphasengröße“, Abschnitt 2.3). Daher führen grobe Hartphasen zu einem hohen Widerstand gegen Furchungverschleiß. Wie bereits gezeigt, muss der Hartphasengehalt und die Gefügeausbildung nicht zwingend mit der makroskopischen Härte korrelieren.

Der Vollständigkeit halber sei erwähnt, dass es im LCPC Versuch auch zum Korngleitverschleiß (Drei-Körper-Abrasion) kommen kann, der durch das Indentieren und Abrollen der (ungebundenen) Abrasivpartikel auf der Probenoberfläche gekennzeichnet ist [1]. Der Widerstand gegen Korngleitverschleiß wird primär durch die Eindringhärte des Werkstoffs definiert. Je höher die Härte, desto geringer ist die mögliche Indentationstiefe der Abrasivpartikel. Daher werden im Falle des Korngleitverschleißes Werkstoffe mit

dispers verteilten feinen Hartphasen eingesetzt (beispielsweise pulvermetallurgisch hergestellte Werkstoffe) [18]. Um nun den Grundkörper im LCPC Versuch reproduzierbar zu gestalten, sollte die Versuchsnorm [7] präzisiert werden, da die isolierte Betrachtung der (Eindring-)Härte nicht ausreichend ist. Hierbei müssen Angaben zur chemischen Zusammensetzung, zum Urformverfahren und zum Wärmebehandlungszustand gemacht werden.

Um ein weiteres Problem bezüglich der Verwendbarkeit des LCPC Versuches zu analysieren, wurde der fünfmünütige Versuchsablauf inkrementell analysiert. Dazu werden die Abrasivpartikeldurchmesser, die zu Beginn eine Größe von 4-6,3 mm aufweisen, zu verschiedenen Zeitpunkten untersucht. Die Ergebnisse sind in Abbildung B. 43 dargestellt. Bereits nach einer Minute hat sich der Anteil an Körnern > 4 mm von 100 auf 61 % verringert. Mit zunehmender Versuchsdauer sinkt der Anteil bis auf 24 %. Der Anteil an feinem Korn ($< 0,25$ mm) nimmt entgegengesetzt zu. Nach fünf Minuten weisen 35 % der Körner eine Größe $< 0,25$ mm auf. Der Quarzkies wird aufgrund der hohen Rotationsgeschwindigkeit des Metallflügels (4500 U/min) zunehmend gebrochen und zerkleinert. Bezüglich des tribologischen Systems bedeutet dies eine Zeitabhängigkeit der Abrasivkorngröße und Sphärizität.

Beim Furchungsverschleiß ist die Abtragsrate allerdings abhängig von der Abrasivkorngröße und Sphärizität, da hierdurch die Kontaktspannungen zwischen Oberfläche und Abrasiv beeinflusst werden [1]. DRUCKER hat diese Wechselwirkungen ebenfalls aufgedeckt (Einfluss „Rund-/Bruchkorn“ und Korngröße) [158]. Mit abnehmender Abrasivpartikelgröße nimmt die Eindringtiefe des Abrasivs in das Gefüge ab, wodurch wiederum die Furchungsbreite und der damit verbundene Volumenabtrag sinkt. Wenn die Abrasivkorngröße während des Versuchs variiert, ist der resultierende Materialabtrag ebenfalls nicht konstant. Das tribologische System des LCPC Versuchs weist somit eine Zeitabhängigkeit auf. Hinsichtlich der Sphärizität wurde festgestellt, dass die ursprünglich gebrochenen und damit scharfkantigen Abrasivpartikel durch die sehr hohen Rotationsgeschwindigkeiten zunehmend zerkleinert und abgerundet werden. Dies führt ebenfalls

zur Verringerung des Furchungverschleißes, da die Eindringtiefe der Partikel und das abgetragene Volumen sinken.

Die Zusammenhänge verdeutlichen, dass der Versuchsaufbau und der resultierende Abrasivitätskoeffizient A_{BR} lediglich einzelne Systemkomponenten des tribologischen Systems abbildet und dass dieses sich aufgrund der Zeitabhängigkeit stetig ändert.

Als zweiter Modellversuch wurde der Cerchar Abrasivitätstest untersucht. Durch das Führen eines Metallprüfstiftes über eine Gesteinsoberfläche lässt sich die Abrasivität des Gesteins mit Hilfe des Cerchar Abrasivitätsindex (CAI) beschreiben. Die Abnutzung bzw. Verrundung der Prüfstiftspitze während des Versuches stellt somit ein Maß für die verschleißende Wirkung der Gesteinsprobe dar (siehe Abschnitt 3.4). Die Versuchsparameter und das Belastungskollektiv wurden bei den Versuchsreihen konstant gehalten. Wie schon beim LCPC Versuch wurden die Prüfstiftwerkstoffe variiert (siehe Tabelle A.19), um deren Einfluss auf den CAI abzubilden. Getestet wurden zwei Abrasive mit jeweils zwei Oberflächengüten (siehe Tabelle A.18). Bezüglich der Versuchsnormen [6, 138] werden die zu verwendenden Prüfstiftwerkstoffe wie schon beim LCPC Versuch anhand der (Eindring-)Härte beschrieben.

Das Führen der Prüfstiftspitze über die Gesteinsoberfläche führt an der Spitze zu Furchungverschleiß (Zwei-Körper-Abrasion). Die werkstoffabhängigen Einflussgrößen auf den Widerstand gegen Furchung wurden bereits erläutert. Somit ergibt sich hier ebenfalls ein Einfluss der Gefügeausbildung auf den Materialabtrag und den CAI. In den Abbildungen B.44 bis B.47 wird dieser Zusammenhang ersichtlich. In Abbildung B.44 ist im Bereich der karbidreichen Werkstoffe eine ausgeprägte Streuung der Messwerte zu erkennen.

Die Werkstoffe X210Cr12-gehärtet (Nr. 19), X153CrMoV12-gehärtet (Nr. 22) und HS6-5-2C-SHM (Nr. 23) weisen eine annähernd gleiche Härte auf. Jedoch resultieren mit diesen Werkstoffen für den Bebertal-Sandstein mit sägerauer Oberfläche Abrasivitätsindizes von 1,5 bis 3,8 (Abbildung B.44). Hierbei wird wieder der Einfluss des Hartphasengehalts, der -größe und der -verteilung deutlich. Der Schnellarbeitsstahl HS6-5-2C-

SHM (Nr. 23) weist neben Hartphasen vom Typ MC, M_2C und M_6C feinste chrom- und vanadiumreiche Sekundärkarbide auf (Größe $\approx 100\text{ nm}$), die die makroskopische Werkstoffhärte ansteigen lassen, ohne dass die Sekundärkarbide bei Angriff grober abrasiver Teilchen eine direkte Wirkung haben. Sie erhöhen zwar die Makrohärte, werden aber mit der Matrix aus der Oberfläche herausgefurcht [18].

Die beiden Kaltarbeitsstähle X210Cr12-gehärtet (Nr. 19) und X153CrMoV12-gehärtet (Nr. 22) weisen größere Hartphasen vom Typ M_7C_3 im μm -Bereich auf, die die Furchungsbreite der Abrasivpartikel in der Oberfläche und damit den Volumenabtrag reduzieren. Die Wechselwirkung zwischen Abrasivpartikel, Metallmatrix und Hartphase ist in Abbildung B. 91 schematisch dargestellt. Zur Ableitung grundsätzlicher Einflussgrößen wurde mit Hilfe der Nanoritzversuche (siehe Abschnitt 3.3) die Probenoberfläche des Kaltarbeitsstahls X153CrMoV12 geritzt. Die Furchenbreite w ist ein Maß dafür, wie tief der (geometrisch bestimmte) Indenter in das Gefüge eindringt. Die Furchenbreite w_{HP} im Bereich der chromreichen Karbide vom Typ M_7C_3 ($\approx 1500\text{ HV}_{0,05}$ [18]) ist im Vergleich zur Furchenbreite in der Metallmatrix (w_{MM}) deutlich verringert. Der Furchungswiderstand der Hartphasen ist größer als der der Metallmatrix. Des Weiteren sind die Hartphasen größer als die Furchungsbreite des Abrasivs, weshalb die Karbide in der vorliegenden Größe verschleißmindernd wirken.

Somit wird verdeutlicht, weshalb es bei den karbidreichen Werkstoffen trotz gleicher Härte zu Unterschieden im CAI kommt (siehe Abbildung B. 44). Diese Erkenntnisse lassen sich auch in den „genormten“ Härtebereichen erkennen. Wie schon beim LCPC Versuch lässt sich die Abrasivität des getesteten Gesteins je nach verwendetem Prüfstiftwerkstoff unterschiedlich klassifizieren (siehe Tabelle A. 10) [159].

Um den Einfluss des Abrasivs auf den CAI abzubilden, wurden Bebertal- und Keuper-Sandstein genutzt. In der Literatur wird der CAI für alle Sandsteine zusammengefasst, da die Mohshärte allgemein mit 6-7 beschrieben wird. Eine weitere Unterteilung ist meist nicht zu finden. Die beiden genutzten Sandsteine unterscheiden sich im äquivalenten Quarzgehalt $\check{A}_{Qu}$ und in der einaxialen Druckfestigkeit UCS (siehe Tabelle A. 18).

In der Literatur wird häufig angeführt, dass der CAI mit steigendem $\ddot{A}_{Qu}$ ansteigt [160]. Trotz des deutlich höheren äquivalenten Quarzgehalts des Keuper-Sandsteins sind die Abrasivitätsindizes des Bebertal-Sandsteins annähernd gleich. Auf bruchrauer Oberfläche liegt der CAI des Bebertal-Sandsteins sogar höher als der des Keuper-Sandsteins (siehe Abbildungen B.45 und B.47). Allerdings ist die einaxiale Druckfestigkeit des Bebertal-Sandsteins um Faktor drei höher als die des Keuper-Sandsteins (siehe Tabelle A.18). Die beim Lösen der Gesteinspartikel zwischen Prüfstift und Gesteinsoberfläche wirkenden Schneidkräfte werden beim Bebertal- höher als beim Keuper-Sandstein sein. Dadurch erhöht sich der Verschleiß der Prüfstiftspitze und somit der CAI [161].

Diesen Zusammenhang hat PLINNINGER (2002) in seinem „Rock Abrasivity Index“ (RAI) berücksichtigt [10]. Der einheitenlose Kennwert wird durch Multiplikation des äquivalenten Quarzgehalts $\ddot{A}_{Qu}$ mit der einaxialen Druckfestigkeit UCS gebildet (siehe Gleichung 2.4). Der RAI des Bebertal-Sandsteins ist annähernd doppelt so hoch wie der des Keuper-Sandsteins (siehe Tabelle A.18). Aus diesem Grund ist der CAI des Bebertal-Sandsteins für die meisten Werkstoffe höher als der des Keuper-Sandsteins.

Die dritte untersuchte Einflussgröße ist die Oberflächenbeschaffenheit der Gesteinsprobe. In den Versuchsnormen ist nicht genau definiert, ob die Gesteinsprobenoberfläche getrennt (sägerau) oder gebrochen (brauchrau) verwendet werden sollte. Je nach Literaturquelle werden teilweise sägeraue oder bruchraue Oberflächen genutzt [162].

Bei beiden Abrasiven (Bebertal- und Keuper-Sandstein) werden auf sägerauer Oberfläche (Abbildungen B.44 und B.46) höhere Abrasivitäten als auf bruchrauer Oberfläche gemessen (Abbildungen B.45 und B.47). Die Abhängigkeit des CAI von der Oberflächenqualität der Gesteinsprobe ist in der Literatur bekannt [160, 161]. Die Abweichungen im CAI werden darauf zurückgeführt, dass die Festigkeit des Korngerüsts bei sägerauer Oberfläche höher ist [161]. Dadurch sind die Flächenpressungen zwischen Prüfstiftspitze und Gesteinsoberfläche und der daraus resultierende Verschleiß höher.

Wie schon beim LCPC Versuch zuvor, ergibt sich somit auch für den Cerchar Abrasivitätstest weiterer Bedarf bei der Spezifikation der in den Normen beschriebenen Versuchsbedingungen [163].

Die Analyse des LCPC Versuchs und Cerchar Abrasivitätstests verdeutlichen, dass solche Testverfahren aus tribologischer Sicht eher fragwürdig sind. Die isolierte Betrachtung einer Komponente des übergeordneten tribologischen Systems führt zwar zu Ergebnissen, allerdings ist die Aussagekraft stark beschränkt. Diese Schwäche ist nicht nur für Testverfahren zur Bestimmung der Abrasivität des Baugrunds nachweisbar. Zur Bestimmung des Verschleißwiderstands gegen Abrasion ist das nach ASTM-G65 genormte Reibrad-Verfahren im Bereich der Werkstofftechnik und -charakterisierung weit verbreitet [148].

In diesem Versuch wird der Volumenabtrag der Werkstoffoberfläche und damit der abrasive Verschleißwiderstand des metallischen Prüfwerkstoffs bestimmt. Der Gegenkörper und das Belastungskollektiv werden konstant gehalten, damit es zu keiner Veränderung des tribologischen Systems kommt (siehe Abschnitt 3.7.1). Der Volumenabtrag ΔV ist in Abbildung B. 74 über der Werkstoffhärte aufgetragen. Wie schon bei den Versuchen zuvor ergeben sich Unstimmigkeiten bei der direkten Korrelation zwischen Eindringhärte des Probenwerkstoffs und Volumenabtrag. Da beim Reibrad-Verfahren vorwiegend Furchungverschleiß auftritt (Abrasivepartikel „gebunden“ in Gummirad wird über die Probenoberfläche gezogen), sind die mikrostrukturellen Zusammenhänge und Einflüsse analog zu denen der beiden zuvor erläuterten Versuchsmethodiken (grobe Hartphasen erhöhen Furchungswiderstand).

Der Stahl S275JR weist im abgeschreckten Zustand eine höhere Eindringhärte als der Stahl C45 im weichgeglühten Zustand auf, jedoch ist sein Volumenabtrag größer (siehe Abbildung B. 74). Wie schon zuvor erläutert, lässt sich hier wieder die verschleißmindernde Wirkung der Hartphasen im Gefüge des Vergütungsstahls C45 nachweisen. Die Hartphasen verringern die Eindringtiefe der abrasiven Teilchen bzw. heben diese während des Furchungsprozesses aus der Oberfläche, wodurch die Furchungsbreite und damit der Materialabtrag reduziert wird [1]. Im vergüteten Zustand steigt der martensitische Anteil des Stahls C45, wodurch die Eindringhärte des Gefüges zunimmt (siehe Abbildung B. 74). Der Verschleißwiderstand erhöht sich im Vergleich zur weichgeglühten Matrix des gleichen Stahls, die vermehrt perlitische und ferritische Bereiche

aufweist. Die verschleißmindernde Wirkung der Hartphasen wird bei den höher legierten Stählen in Abbildung B.74 deutlich. Der Schnellarbeitsstahl HS6-5-2C weist im gehärteten Zustand aufgrund seiner vollständig martensitischen Matrix und dem hohen Hartphasengehalt den niedrigsten Volumenabtrag auf. Im weichgeglühten Zustand ist die Eindringhärte mehr als halbiert, jedoch nimmt der Volumenabtrag nur geringfügig zu. Die Härte der martensitischen Matrix wird durch die Wärmebehandlung reduziert, allerdings bildet der hohe Hartphasengehalt immer noch einen effektiven Schutz gegen Furchungsverschleiß. Durch das Weichglühen formen sich die Hartphasen ein bzw. vergrößern, jedoch stellen sie weiterhin ein Hindernis für das Eindringen und Furchen der abrasiven Teilchen in der Matrix dar [18]. Dieser Zusammenhang kann auch bei der Betrachtung des Kaltarbeitsstahls X210Cr12 bestätigt werden (siehe Abbildung B.74). Im hoch angelassenen Zustand ist die Eindringhärte zwar höher als im weichgeglühten Zustand, der Volumenabtrag hingegen ändert sich aber nur wenig.

Es wurde gezeigt, dass die beschriebenen Korrelationen zwischen Hartphasengehalt, -größe und -verteilung anhand der Versuchsergebnisse umfassend dargestellt und analysiert werden können. Dies begründet die weite Verbreitung des Testverfahrens und dessen allgemeine Akzeptanz in Forschung und Industrie. Jedoch sind ebenfalls Schwächen in Bezug auf die Versuchsdurchführung bekannt. Beispielsweise die zeit- und werkstoffabhängige Änderung der Kontakt- bzw. Reibfläche und damit Flächenpressung zwischen Gummirad und Probe während des Versuchs. Des Weiteren kann dieser Versuch nicht dahingehend genutzt werden, den Verschleißwiderstand metallischer Werkstoffe unter anderen tribologischen Randbedingungen abzubilden. Er bietet aber eine Grundlage, um die Wechselwirkungen im Zwei-Körper-Abrasivverschleiß betrachten zu können und um metallische Werkstoffe in dieser Versuchsanordnung hinsichtlich ihres Verschleißwiderstands untereinander zu bewerten. Aus weiteren Versuchsreihen am Lehrstuhl Werkstofftechnik (RUB) ist bekannt, dass bei Änderung des Belastungskollektivs (z.B. Anpresskraft zwischen Reibrad und Probenoberfläche oder Rotationsgeschwindigkeit) oder des Gegenkörpers (Nutzung eines anderen Abrasivs) andere Ergebnisse erzeugt werden.

Die Verschleißwiderstände der Werkstoffe sind nicht mit denen aus den ursprünglichen Versuchen vergleichbar [164].

Die hier aufgeführten Ergebnisse und deren Analyse haben gezeigt, dass die in vielen Bereichen angewendeten Versuchsmethodiken zur Abrasivitätsbewertung von Böden und Beschreibung des Verschleißverhaltens von Werkstoffen und Bauteilen anhand von Indexwerten nicht zielführend sind. Basierend auf der Abrasivität des Gegenkörpers lässt sich nicht auf den Verschleißwiderstand des Werkstoffs schließen und umgekehrt. Solche schnell und einfach durchführbaren Versuche können genutzt werden, um Vergleiche zwischen Werkstoffen innerhalb einer konstant durchgeführten Versuchsreihe zu ziehen. Der Wunsch von Seiten der Industrie nach möglichst einfachen Methodiken zur Beschreibung des Verschleißverhaltens mit Indexwerten ist nachvollziehbar. Allerdings muss dabei klar sein, dass die Aussagekraft solcher Indexwerte begrenzt ist. Sobald das zugrunde liegende tribologische System wenig mit dem des verwendeten Testverfahrens gemeinsam hat, führen Interpretationen und Korrelationen zu keinem Mehrwert.

Diese Problematik verdeutlicht den Drang nach neuen geeigneten Versuchsmethodiken und Ansätzen, mit denen das tribologische System TVM-Werkzeug möglichst gut abgebildet werden kann. Unter Umständen muss hingenommen werden, dass nicht sämtliche Systemkomponenten des tribologischen Systems nachgestellt werden können. Beispielsweise können das Belastungskollektiv und die daraus resultierenden Schneidkräfte im Labormaßstab nur angenähert und damit nicht quantitativ dargestellt werden. Aber das ist auch nicht der Anspruch dieser Arbeit. Das Ziel ist es nicht, quantitative Verschleißraten zu generieren, sondern die diversen Einflussfaktoren und insbesondere deren Interaktionen unter ähnlichen tribologischen Randbedingungen qualitativ zu analysieren und zu bewerten. Aus diesem Grund soll das tribologische System TVM-Werkzeug nachfolgend diskutiert werden.

5.2. Analyse der Systemkomponenten des Tribosystems

Aus der zuvor erläuterten Problematik entstand die Forderung, einen Versuchsstand zu entwickeln, mit dem das tribologische System TVM-Werkzeug zielführend untersucht und die dominierenden Verschleißmechanismen möglichst realitätsnah abgebildet werden können. Das im Rahmen dieser Arbeit entwickelte und aufgebaute RUB Tunneling Device (siehe Abschnitt 3.7.3) sollte diesem Anspruch gerecht werden.

Die in Abschnitt 4.2 aufbereiteten Ergebnisse werden im Folgenden diskutiert. Die Gliederung orientiert sich dabei erneut an den Systemkomponenten des tribologischen Systems (Belastungskollektiv, Gegenkörper, Zwischenmedium und Grundkörper).

5.2.1. Einfluss des Belastungskollektivs

Das Belastungskollektiv des tribologischen Systems kann im RUB Tunneling Device anhand der Versuchsparameter Vortriebslänge L_{VOR} , Schneidraddrehzahl U und Penetration p variiert werden. Die Betrachtung des tribologischen Einflusses der Vortriebslänge (Abbildungen B. 52 und B. 53) zeigt, dass eine eindeutige Aussage bezüglich des resultierenden Verschleißes nicht möglich ist. Der Einfluss mehrerer Versuchsparameter überlagert sich. Das Auffahren eines Tunnels mit einer bestimmten Vortriebslänge geschieht in Abhängigkeit der Vortriebsgeschwindigkeit v_{TVM} . Sie setzt sich aus der Schneidraddrehzahl U und der aus den Vortriebspresenkräften resultierenden Penetration p zusammen. Diese Parameterkombination bedingt wiederum die Laufwege der Werkzeuge (siehe Gleichungen 2.9 und 2.11). Die isolierte Betrachtung von L_{VOR} liefert somit keine eindeutige Aussage zum Laufweg s_C und damit zum resultierenden Verschleiß.

Durch die Auftragung verschiedener Laufwege wird der Zusammenhang in den Abbildungen B. 52 und B. 53 ersichtlich. Nach Gleichung 2.11 ergibt sich der Verschleiß der Werkzeuge und deren Laufweg s_C aus der Schneidgeschwindigkeit v_{SC} (in Abhängig-

keit von der Schneidraddrehzahl U), der Vortriebslänge L_{VOR} und aus der Schneidkraft F_{SC} (in Abhängigkeit von der Penetration p). Der Einfluss dieser Versuchsparameter wird im Folgenden analysiert.

In Abbildung B. 54 ist zu erkennen, dass der Verschleiß der Werkzeuge mit dem Laufweg s_C linear ansteigt. Die Penetration und die Schneidraddrehzahl wurden für diese Versuchsreihen konstant gehalten. Es wird somit angenommen, dass die resultierenden Schneidkräfte F_{SC} ebenfalls konstant sind. Dadurch lässt sich der Einfluss des Laufweges isoliert betrachten. Allerdings gilt diese Korrelation nur unter der Annahme eines homogenen Baugrunds. In Abbildung B. 54 wird durch die Auftragung unterschiedlicher Schneidgeschwindigkeiten v_{SC} bereits der Einfluss der Schneidraddrehzahl U auf den Verschleiß angedeutet. Der Einfluss der Drehzahl ist in den Abbildungen B. 55 und B. 56 herausgestellt.

Durch die Wahl eines definierten Laufweges (1022 oder 2045 m) und einer konstanten Penetration (0,05 und 0,10 mm/U) ist zu erkennen, dass U einen untergeordneten Einfluss auf den Verschleiß der Werkzeuge hat. Für alle getesteten Drehzahlen bleibt der Verschleiß unter Berücksichtigung der Standardabweichung annähernd konstant bzw. sinkt mit steigender Drehzahl nur leicht ab. Die Abnahme des Verschleißes mit hoher Geschwindigkeit wird auf versuchsbedingte Randeffekte zurückgeführt. Eine Abnahme des Verschleißes mit steigender Geschwindigkeit ist aus werkstofftechnischer Sicht nicht plausibel. Viel mehr wird davon ausgegangen, dass es zu Änderungen in den Strömungsverhältnissen an den Verschleißproben kommt, wodurch der resultierende Verschleiß verfälscht wird (beispielsweise „Freischlag“ der Proben im Boden durch hohe Geschwindigkeiten). Von daher wird im weiteren Verlauf mit der Aussage fortgefahren, dass die Schneidraddrehzahl U keinen signifikanten Einfluss auf den abrasiven Verschleiß im RUB Tunneling Device hat. Diesen untergeordneten Einfluss der Drehzahl konnte KÖPPL in seinem auf realen Tunnelvortriebsdaten basierenden Verschleißprognosemodell ebenfalls bestätigen [9].

Im RUB Tunneling Device wird mit Hilfe einer in der Welle implementierten Kraft-

messdose die horizontale Kraftkomponente gemessen. Diese ist qualitativ vergleichbar mit der Anpresskraft des Schneidrades an der Ortsbrust (F_{Sr}). Der Einfluss der Schneidraddrehzahl auf F_{Sr} ist in Abbildung B. 58 dargestellt. Die Anpresskraft, die als Maß oder Indiz für die verschleißbestimmende Schneidkraft F_{SC} herangezogen werden kann, ist in Abhängigkeit von U annähernd konstant bzw. zeigt wie schon zuvor nur einen untergeordneten Einfluss mit steigender Geschwindigkeit. Die Schneidgeschwindigkeit der Werkzeuge, die eine radiale Bewegungs- und damit Kraftkomponente darstellt, hat einen nur geringen Einfluss auf die resultierenden (axialen) Kräfte zwischen Ortsbrust und Schneidrad. Diese Aussage ist allerdings nur in Bezug auf den abrasiven Materialabtrag gültig. Sobald weitere Verschleißmechanismen (z.B. Oberflächenzerrüttung) oder Schadensbilder (z.B. Gewaltbruch) betrachtet werden, können die Werkzeuggeschwindigkeiten bezüglich der entstehenden Stöße/Schläge (Impulse) einen signifikanten Einfluss auf den Verschleiß haben.

Zurückkommend zur in Vortriebsrichtung wirkenden axialen Kraftkomponente, wird nun der Einfluss der Penetration analysiert. Die Penetration ist für eine konstante Drehzahl (71 U/min) und zwei Laufwege in Abbildung B. 57 dargestellt. Mit steigender Penetration nimmt der Verschleiß der Werkzeuge zu. Die Steigung ist bei dem kürzeren Laufweg ($s_C = 1022$ m) geringer. Dies wird wie schon zuvor auf mögliche Rand- und Strömungseffekte zurückgeführt, die sich aufgrund des geringeren Laufweges und der damit geringeren repräsentativen Datenmenge weniger auf den Verschleiß auswirken. Hier sollen aber nicht die quantitativen Verschleißwerte zur Übertragung auf andere Systeme im Vordergrund stehen, sondern die qualitativen Werte und damit der Einfluss und die Wechselwirkungen der verschiedenen Versuchsparameter. Der Trend, dass der Verschleiß mit der Penetration steigt, lässt sich mit Abbildung B. 59 bestätigen. Mit steigender Penetration steigt die (axiale) Anpresskraft F_{Sr} zwischen Schneidrad und Ortsbrust. Daraus kann vereinfacht angenommen werden, dass die nicht messbare Schneidkraft F_{SC} zwischen Werkzeug und Baugrund ebenfalls steigt. Dies erklärt den Anstieg des Verschleißes mit steigender Penetration. Die Korrelation zwischen Penetration und Ersatzgrößen zur Abschätzung der Schneidkraft (z.B. Anpresskraft und

Drehmoment) wurde durch zahlreiche experimentelle Untersuchungen weiterer Forscher und durch reale Tunnelvortriebe bestätigt [9, 135, 165].

Die bisher vorgestellten Ergebnisse belegen, dass das Belastungskollektiv des tribologischen Systems TVM-Werkzeug mit dem RUB Tunneling Device bezüglich der Einflussfaktoren Schneidradzahl, Penetration und Laufweg zielführend abgebildet werden kann. Die Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit denen aus realen Tunnelvortrieben und aus experimentellen Untersuchungen internationaler Forscher belegt die Aussagekraft und Nutzbarkeit des entwickelten Versuchsstandes. Beim Übertrag der Ergebnisse auf den Vortrieb einer TVM kann gezeigt werden, dass es zu Konflikten bei der Wahl der Vortriebsparameter kommt. Auf diesen Punkt wird in Abschnitt 5.4 noch einmal vertieft eingegangen.

Auf Basis der erhobenen Daten kann in erster Annäherung geschlussfolgert werden, dass der Laufweg der Werkzeuge beim Auffahren einer definierter Vortriebslänge so kurz wie möglich gehalten werden sollte. Je höher die Penetration für eine konstante Vortriebslänge L_{VOR} gewählt wird, desto geringer ist der resultierende Laufweg der einzelnen Werkzeuge (siehe Abbildungen B. 52 und B. 53). Somit ist der laufwegabhängige Verschleißbeitrag minimiert (siehe Abbildung B. 54). Die Erhöhung der Penetration führt jedoch zu einem gegenläufigen Verschleißbeitrag. Mit steigender Penetration steigt die Schneidkraft F_{SC} und damit der Verschleiß der Werkzeuge (siehe Abbildung B. 59).

Des Weiteren muss beachtet werden, dass die Ergebnisse des RUB Tunneling Device nur den Verschleiß durch abrasiven Materialabtrag in einem homogenen Baugrund darstellt. Die Erhöhung der Schneidkräfte kann bei weiteren Verschleißmechanismen zur deutlichen Erhöhung der Verschleißrate führen. Dieser Zusammenhang wird in späteren Abschnitten wieder aufgegriffen (siehe Abschnitt 5.3).

Der Zielkonflikt zwischen dem Laufweg s_C und der Penetration p zeigt, wie essentiell die genaue Analyse des Belastungskollektivs im Kontext des tribologischen Systems ist. Um die Wechselwirkungen zwischen einzelnen Einflussgrößen zu verstehen, wird der Baugrund und dessen verschleißende Wirkung im Folgenden diskutiert.

5.2.2. Einfluss des Gegenkörpers

Im Rahmen dieser Arbeit wurden kohäsionslose Sande und Kiese verwendet (siehe Abbildung B. 19 und Tabelle A. 20). Über der gesamten Vortriebsstrecke lagen gleichbleibende bodenmechanische Verhältnisse vor. Somit wurde ein homogener und reproduzierbarer Baugrund und damit Gegenkörper im tribologischen System gewährleistet. Für sämtliche Böden wurde reiner Quarzsand und -kies benutzt ($\ddot{A}_{Qu} = 100\%$). Die vier verwendeten Böden unterscheiden sich nur anhand ihrer Korngrößenverteilungen (siehe Abbildung B. 19).

Die einhergehenden Änderungen des Durchmessers d_{60} und der Ungleichförmigkeitszahl C_U in Abhängigkeit vom resultierenden Verschleiß der Werkzeuge sind in den Abbildungen B. 60 und B. 61 dargestellt. Mit steigendem Durchmesser d_{60} steigt der Verschleiß annähernd linear an. Da mit zunehmender Körnungsbreite (von Boden A bis Boden D) lediglich der Anteil an grobem Korn erhöht wurde, ändert sich der Durchmesser d_{10} nur geringfügig. Nach Gleichung 2.1 führt dies zum gleichförmigen Anstieg der Ungleichförmigkeitszahl C_U mit dem Durchmesser d_{60} (siehe Tabelle A. 20). Unter Berücksichtigung der aus der Korngrößenverteilung resultierenden Einbaudichte wird ersichtlich, weshalb der Verschleiß ansteigt (siehe Abbildung B. 62). Durch Erhöhung des Durchmessers d_{60} oder der Ungleichförmigkeitszahl wird die Einbaudichte von ungefähr $1,66$ auf $1,94\text{ g/cm}^3$ erhöht.

Die erhöhte Körnungsbreite und die steigende Ungleichförmigkeit des Bodens führt zur verbesserten Verdichtbarkeit des Bodens und damit zur Erhöhung der Lagerungsdichte. Der Dichteanstieg führt zu erhöhten Schneidkräften zwischen Baugrund und Abbauwerkzeug und damit zum erhöhten Verschleiß (Eindringtiefe und Furchenbreite steigen) [22, 135].

In dieser Arbeit wurden nur multimodale Korngrößenverteilungen gewählt, weshalb der direkte Einfluss der Partikelgröße auf den Verschleiß nicht nachgewiesen werden kann. Dafür wäre eine unimodale Korngrößenverteilung notwendig. Solche Böden sind allerdings kaum verdichtbar, wodurch es beim Einbau nicht möglich ist, eine standfeste

und damit reproduzierbare Ortsbrust einzustellen. Allerdings ist der Einfluss der Partikelgröße auf den abrasiven Furchungverschleiß aus der werkstofftechnischen Literatur bekannt [166–168].

Mit steigender Abrasivpartikelgröße nehmen die Kontaktspannungen zwischen dem Partikel und der Werkzeugoberfläche zu, wodurch die Indentations- und Furchungsbreite und damit der abrasive Materialabtrag erhöht wird [166–168]. Der während eines Vortriebs angetroffene Baugrund liegt aber meistens nicht trocken und homogen verteilt vor. Die Anwesenheit von Wasser (z.B. Erdfeuchte, Berg- oder Grundwasser) oder aber die durch die Vortriebstechnik bedingte Zugabe von Stütz- und Konditionierungsmitteln führt zur Veränderung der bodenmechanischen Eigenschaften des Gegenkörpers im tribologischen Systems. Diese Wechselwirkung zwischen Gegenkörper, Zwischen- und Umgebungsmedium wird im Folgenden genauer analysiert.

5.2.3. Einfluss von Zwischen- und Umgebungsmedien

Bei der Analyse der Zwischen- und Umgebungsmedien im tribologischen System TVM-Werkzeug wurde im ersten Schritt der Einfluss des Bodenwassergehalts auf den Verschleiß untersucht. Dazu wurde der Boden vor seinem Einbau in den Bodenbehälter des RUB Tunneling Device mit einer definierten Menge an Wasser im Freifallmischer vermischt. Unter Zuhilfenahme des theoretischen Porenvolumens im Baugrund (resultierend aus der Korngrößenverteilung) wird der Wassergehalt in der verwendeten Bodenprobe nachfolgend in Ma.-% angegeben. In Abbildung B. 63 sind die Ergebnisse der Versuchsreihe dargestellt. Der Verschleiß erreicht bei einem Wassergehalt von ungefähr 7,5 % sein Maximum. Danach fällt er wieder ab und geht ab einem Wassergehalt von ungefähr 15 % in einen konstanten Verlauf über.

Dieses Verhalten lässt sich anhand des Proctor-Versuchs, der die Verdichtbarkeit eines Bodens beschreibt, erklären. In Abbildung B. 48 ist die Proctor-Kurve des getesteten Bodens über dem Wassergehalt aufgetragen. Die Trockendichte und somit die Verdichtbarkeit des Bodens erreicht bei einem Wassergehalt von ungefähr 10 % ihr Maximum

und fällt danach wieder ab. Durch die Verdichtung wird der Porenraum verkleinert. Das Wasser füllt einerseits den verbleibenden Porenraum, andererseits setzt es die Reibungskräfte zwischen den Bodenpartikeln herab, wodurch die Verdichtbarkeit bis zum optimalen Wassergehalt ansteigt.

Der optimale Wassergehalt liegt für die in dieser Arbeit betrachteten kohäsionslosen Sande und Kiese bei $S_r \approx 0,85$ [145]. Das bedeutet, dass $\approx 85\%$ des Porenraums mit Wasser gefüllt sind. Die Sättigungslinie ($S_r = 1$) ist in Abbildung B.63 eingezeichnet. Nach dem Überschreiten des optimalen Wassergehalts sinkt die Verdichtbarkeit des Bodens wieder ab, da die eingebrachte Verdichtungsenergie durch die überschüssige Wassermenge dissipiert wird.

Die Abhängigkeit der Verdichtbarkeit vom Wassergehalt in kohäsionslosen Böden ist bekannt und in der Literatur ausführlich beschrieben [169, 170]. Durch das im Porenraum vorhandene Wasser und die damit verringerte Fließgrenze der Kornschüttung, werden durch die mechanisch eingebrachte Verdichtungsarbeit höhere Lagerungsdichten erzielt. Wie bereits zuvor beschrieben, führt die erhöhte Dichte des Baugrunds zur Erhöhung der Schneidkräfte während des Vortriebs und damit zum Anstieg des Verschleißes. Allerdings kehrt sich die dichtesteigernde Wirkung des Wassers ab $S_r > 0,85$ wieder um. Bei höheren Wassergehalten wird die eingebrachte Verdichtungsenergie durch das inkompressible Porenwasser kompensiert, weshalb es zu keiner weiteren Verdichtung kommt. Die Löslichkeitsgrenze oder der Sättigungsgehalt S_r lassen sich über das theoretische Porenvolumen des Bodens abschätzen. Der Sättigungsgehalt liegt bei einem Wassergehalt von ungefähr 12 % ($S_r = 1$). Das Verschleißmaximum stellt sich bei einem Gehalt von 7,5 % ($S_r \approx 0,63$) ein. Im Proctor-Versuch stellt sich hingegen ein Dichtemaximum bei ungefähr 10 % ein ($S_r \approx 0,83$). Diese Abweichungen bezüglich der maximal erreichbaren Dichte und des daraus resultierenden Verschleißes lässt sich auf das komplexe bodenmechanische Verhalten von teil- und vollständig saturierten Böden zurückführen [171, 172].

Die Verdichtung und die damit eingebrachte Energie sind im Proctor-Versuch und im RUB Tunneling Device unterschiedlich und nicht direkt vergleichbar. Aus diesen Grün-

den können die Abweichungen zwischen den beiden experimentellen Versuchen resultieren. Die berechnete Löslichkeitsgrenze des verwendeten Bodens ist ebenfalls nicht als exakt anzusehen. Bei der Berechnung wird von einer idealisierten Verteilung und (sphärischen) Form der Partikelfractionen und nicht von einer experimentellen Schüttung ausgegangen. Allerdings ist bei den experimentellen Versuchen und der Berechnung zu erkennen, dass sich aufgrund der Wasserzugabe ein Dichte- und damit Verschleißmaximum im Bereich von 7,5-10 % einstellt. Bei höheren Wassergehalten kommt es zur Abnahme der beiden Größen. Im vollsaturierten Zustand bleibt der Verschleiß auf einem niedrigen Niveau. Die weitere Zugabe von Wasser führt zu keiner Veränderung des Verschleißes, da der Porenraum im Korngerüst bereits vollständig gefüllt ist.

Die Abhängigkeit des Verschleißes vom Wassergehalt in kohäsionslosen Sanden und Kiesen wurde durch andere Forscher in experimentellen Arbeiten bestätigt. Somit wird die Nutzbarkeit und Aussagekraft des RUB Tunneling Devices wieder bekräftigt [169, 170, 173].

In Abschnitt 2.1.2 wurde erläutert, dass der Vortrieb bei anstehendem Grund- oder Bergwasser häufig den Einsatz von Stütz- und Konditionierungsmitteln erfordert. Wie bereits in Abschnitt 2.1.2 erläutert, können der Ortsbrust oder dem bereits gelösten Boden während des Vortriebs verschiedene Medien zugesetzt werden (beispielsweise Wasser, Schaum oder Bentonitsuspension). Im Folgenden wird analysiert, inwiefern die Zusätze das tribologische System TVM-Werkzeug als Zwischenmedien beeinflussen. Dafür wurden verschiedene „Versuchsszenarien“ am RUB Tunneling Device abgebildet, mit denen sich der tribologische Einfluss der Stütz- und Konditionierungsmittel analysieren lässt.

Beim EPB-Vortrieb kann dem Baugrund beispielsweise Schaum zugeführt werden, um eine geeignete Bodenkonsistenz zur Stützung der Ortsbrust zu realisieren. Es stellt sich die Frage, inwiefern sich die Schaumzugabe auf die bodenmechanischen Eigenschaften und damit auf das tribologische System TVM-Werkzeug auswirkt.

Diese Wechselwirkung untersuchten bereits mehrere Forscher [39, 154, 174, 175]. Alle

bisherigen Untersuchungen haben gemeinsam, dass dem Boden ein definiertes Tensidgemisch vorab zugegeben wurde. Die vorkonditionierte Bodenprobe wurde anschließend bezüglich des resultierenden Verschleißes untersucht. Der Gegenkörper des vorliegenden tribologischen Systems besteht bei diesem Versuchsablauf somit aus einem Boden-Schaum-Gemisch. Hinsichtlich eines realen EPB-Tunnelvortriebs lässt sich nachvollziehen, dass hierbei das tribologische System in der Abbaukammer einer TVM abgebildet wird. In der Abbaukammer befindet sich der bereits gelöste Boden, der mit Schaum vermischt wurde.

An der Ortsbrust sind die Abbauwerkzeuge aber einem anderen tribologischen System ausgesetzt. Mittels Schaumdüsen auf dem Schneidrad wird zwar ebenfalls Schaum in den Boden injiziert, allerdings trifft das Werkzeug auf ein „intaktes“ Korngerüst und nicht auf losen Boden. Aus diesem Grund entstehen erste Zweifel, ob die bodenmechanischen Verhältnisse und damit das tribologische System in den beiden dargestellten Fällen vergleichbar sind. Allerdings werden diese beiden Systeme in der Literatur grundsätzlich vereinheitlicht und nicht eindeutig unterschieden [39, 174].

Um zu beweisen, dass es signifikante Unterschiede zwischen dem tribologischen System TVM-Werkzeug und dem System „Abbaukammer“ gibt, werden im Folgenden mehrere Versuchsreihen am RUB Tunneling Device analysiert. Wie bereits in Abschnitt 4.2.4 erläutert, werden im Rahmen dieser Arbeit die Untersuchungen mit vorkonditionierten Böden als „ex-situ Versuche“ (tribologisches System Abbaukammer) bezeichnet. Diese fanden unter undrainierten Bedingungen statt und wurden in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (RUB) durchgeführt.

In Abbildung B. 65 ist der Einfluss des Konditionierungsmittels Schaum auf den Verschleiß im RUB Tunneling Device dargestellt. Der Boden wurde vor Versuchsbeginn mit einem Tensidgemisch unter Verwendung einer definierten Aufschäum- (FER) und Injektionsrate (FIR) vermischt. Im Vergleich zu dem Verschleißwert ohne Schaumzugabe ist zu erkennen, dass das Hinzufügen von Schaum zu einer signifikanten Verringerung des Verschleißes führt. Unabhängig von FER und FIR ist nahezu keine Verschleißmasse mehr bestimmbar. Unterschiede in der resultierenden Einbaudichte führen ebenfalls

zu keiner messbaren Änderung des Verschleißes. Die Verringerung der Injektionsrate führt zu einer Erhöhung der Dichte, aber deren zuvor belegte verschleißsteigernde Wirkung bleibt aus. Für die Aufschäumrate ist ebenfalls keine Abhängigkeit in Bezug auf den Verschleiß zu messen. Als Anmerkung sei erwähnt, dass das beobachtete Verhalten nur für die untersuchten kohäsionslosen Böden gilt. Bei kohäsiven Böden können die Zusammenhänge aufgrund des veränderten bodenmechanischen Verhaltens signifikant abweichen.

Die verschleißmindernde Wirkung des Schaums in den ex-situ Versuchen wurde durch weitere Forscher bestätigt. Mittels rheologischer Untersuchungen wurde nachgewiesen, dass die Schaumzugabe zur Reduzierung der Fließgrenze des Bodens führt [176]. Die innere Reibung zwischen den Partikeln sinkt, wodurch die Schneidkräfte zwischen Schneidrad und Ortsbrust sinken [37]. Der Einfluss des Tensidgemisches auf die bodenmechanischen Eigenschaften des Bodens verdeutlicht, weshalb das Konditionierungsmittel in der Vortriebstechnik als unkritisch angesehen oder teilweise als „Anti-Verschleiß-Mittel“ beschrieben wird [38, 175].

Die Änderungen der bodenmechanischen Eigenschaften des Baugrunds sollen anhand eines zweiten Beispiels untersucht werden. Beim Hydro- oder Mixschildvortrieb wird zur Stützung der Ortsbrust Bentonitsuspension injiziert. Analog zu der ex-situ Versuchsreihe mit dem Tensidgemisch, wurde dem Boden vor Versuchsbeginn Bentonitsuspension zugegeben (siehe Abschnitt 4.2.4). Der vorkonditionierte Boden wurde wiederum im RUB Tunneling Device getestet.

In Abbildung B.66 ist der resultierende Verschleiß in Abhängigkeit des Suspensionsgehalts dargestellt. Der erste Wert dient als Referenzwert, da hier lediglich 2,5 Ma.-% Wasser und noch keine Bentonitsuspension zugegeben wurde. Sobald Bentonitsuspension hinzugegeben wird, fällt der Verschleiß trotz steigender Einbaudichte kontinuierlich ab. Der Verlauf der Dichte ähnelt dem der Proctor-Kurven für Wasser und Bentonit (siehe Abbildung B.92).

In beiden experimentellen Versuchen (Proctor-Versuch und RUB Tunneling Device)

stellt sich ein Dichtemaximum bei ungefähr 12,5 Ma.-% Bentonitsuspension ein. Damit ist wie schon bei der Zugabe von Wasser nachgewiesen, dass die Flüssigkeitszugabe zu einer erhöhten Verdichtbarkeit des kohäsionslosen Bodens führt. Die Proctor-Kurve zeigt ebenfalls ein Dichtemaximum, das im Vergleich zu dem Maximum bei Wasserzugabe deutlich ausgeprägter ist.

Zusätzlich ist das Maximum zu höheren Zugabemengen verschoben, was auf die Einbringung von feinen Suspensionspartikeln in das Korngerüst und dem damit veränderten Porenraum des Bodens zurückzuführen ist [171, 177]. Allerdings ist dieser für die Verdichtbarkeit positive Effekt nicht im resultierenden Verschleiß nachzuweisen (Abbildung B.66). Der Einfluss der Bentonitsuspension lässt sich auf den molekularen Aufbau und die daraus resultierenden thixotropen Eigenschaften der Suspension zurückführen (siehe Abschnitt 2.1.2) [178]. Die Scherfestigkeit und Fließgrenze der Suspension fällt bei äußerer Belastung stark ab, weshalb Bentonitsuspensionen in zahlreichen industriellen Anwendungen als Schmiermittel eingesetzt werden [179]. Die undrainierten ex-situ Versuchsreihen verdeutlichen den signifikanten Einfluss der bodenmechanischen Eigenschaften des Baugrunds auf den Verschleiß und damit auf das tribologische System.

Bezüglich der angesprochenen Differenzierung des zugrunde liegenden tribologischen Systems (TVM-Werkzeug oder Abbaukammer) stellt sich die Frage, ob die dargestellten ex-situ Versuche aussagekräftig sind, um den Verschleiß der Abbauwerkzeuge zu analysieren. Um dieser Fragestellung nachzugehen, bietet der Aufbau des RUB Tunneling Device die Möglichkeit, einen flüssigkeitsgestützten Vortrieb abzubilden (siehe Abschnitt 3.7.3). Die Einleitung und Zugabe der Stütz- und Konditionierungsmittel erfolgt nicht vorab (ex-situ), sondern direkt während des Ortsbrustabbaus (in-situ). Somit ist gewährleistet, dass der anstehende Boden dem Gegenkörper im tribologischen System TVM-Werkzeug nachempfunden ist.

Wie bereits angesprochen, werden im Rahmen dieser Arbeit primär kohäsionslose Böden betrachtet. Zur Ortsbruststützung in nichtbindigen Böden wird vorwiegend die Hydro- bzw. Mixschildtechnik eingesetzt, bei der Bentonitsuspension verwendet wird. Aus die-

sem Grund wird die in-situ Injektion von Schaum, die bei EPB-Vortrieben in bindigen Böden Anwendung findet, nicht weiter untersucht. Nachfolgend wird der Einfluss der in-situ Versuche mit Bentonitsuspension erläutert.

Ausgangspunkt für diese Versuchsreihe stellte ein vollständig mit Wasser saturierter Boden dar, der in das RUB Tunneling Device eingebaut wurde. Die Versuchsanordnung ist in Abbildung B. 39 dargestellt. Im undrainierten Zustand wird der geschlossene Bodenbehälter über die Zuleitungen mit einem definierten Überdruck beaufschlagt. Im saturierten Boden und in der Bentonitsuspension, die das Restvolumen des Behälters füllt, stellt sich ein gleichmäßiger Druck ein. Dieser wird mit Hilfe der implementierten Porenwasserdrucksensoren (PWD) gemessen und kontrolliert (siehe Abbildungen B. 37 und B. 67). Im nächsten Schritt wird die Drainage an der Rückwand geöffnet. Das Porenwasser fließt solange aus, bis sich durch die Penetration der Bentonitsuspension in die Ortsbrust eine undurchlässige und damit druckhaltende Schicht im Boden gebildet hat (siehe Abschnitt 2.1.2). Bei Betrachtung des gemessenen Porenwasserdrucks ist die Stützwirkung der Suspension nachweisbar (siehe Abbildung B. 67).

Die hinter dem Schneidrad liegende mit Suspension gefüllte „Abbaukammer“ weist weiterhin den voreingestellten Injektionsdruck auf. In der Ortsbrust ist bis in wenige Zentimeter Tiefe ein identischer Porenwasserdruck zu verzeichnen. Anschließend folgt ein Übergangsbereich, in dem der Porenwasserdruck vollständig abfällt (kein Überdruck mehr messbar). Durch die Penetration der Suspension in die Ortsbrust wird die Durchlässigkeit des Bodens reduziert. Die anstehenden Drücke stehen in diesem Bereich im Gleichgewicht und die Ortsbrust wird gestützt (siehe Abbildung B. 21) [180]. Hierbei kann noch unterschieden werden, inwiefern sich die häufig als Filterkuchen bezeichnete druckhaltende Zone ausbildet.

Wenn die Partikelgrößen der in der Bentonitsuspension dispergierten Feststoffe größer als die Porendurchmesser in der Ortsbrust sind, bildet sich ein äußerer Filterkuchen [181]. Die Suspensionspartikel werden direkt an der Oberfläche angelagert und bilden an der Ortsbrust eine Membran (siehe Abbildung B. 94a). Hierbei wird die hydrostatische Druckdifferenz direkt auf das Korngerüst übertragen [182]. Dieser Fall tritt allerdings

meist nur bei bindigen Böden auf, da der Porenraum im Vergleich zu nichtbindigen (kohäsionslosen) Böden deutlich kleiner ist.

Wenn der Porendurchmesser größer als die Feststoffpartikelgröße ist, kommt es zur Ausbildung einer Penetrationszone (innerer Filterkuchen) [183]. Die Suspension dringt in die Ortsbrust ein und die darin enthaltenen Feststoffe werden im Korngerüst abgefiltert (siehe Abbildung B.94b). Der Porenraum verkleinert sich zunehmend, wodurch die Durchlässigkeit des Bodens sinkt. Die Übertragung der Druckdifferenz findet dabei einerseits wie beim äußeren Filterkuchen und andererseits entlang der Porenkanäle in Abhängigkeit von der Fließgrenze der Suspension statt [182].

Die zeitabhängige Eindringtiefe der Suspension bedingt sich aus dem Verhältnis der Suspensionspartikelgröße und des Porendurchmessers [179]. Der dritte Fall beschreibt die sogenannte „reine Eindringung“ (siehe Abbildung B.94c). Die Suspensionspartikelgröße ist hierbei geringer als die der kleinsten Porenkanäle. In Abhängigkeit von der Penetrationstiefe wird die Druckdifferenz mit Hilfe von Schubspannungen zwischen Suspensions- und Bodenpartikeln übertragen [181]. Aufgrund der im Versuch gemessenen Porenwasserdruckverläufe wird davon ausgegangen, dass sich in den durchgeführten Versuchen am RUB Tunneling Device eine Penetrationszone und damit ein innerer Filterkuchen bildet (siehe Abbildungen B.67 und B.94).

Die Diskussion der bodenmechanischen Vorgänge soll verständlich machen, dass es durch die Injektion der Suspension in die Ortsbrust zur Einbringung von Feststoffen in das Korngerüst kommt. Durch die Verringerung der Durchlässigkeit des Bodens wird der Spannungszustand des Bodens verändert [184]. Dieser setzt sich aus hydrostatischen (Porenwasserdruck) und effektiven („Korn-zu-Korn“) Spannungen zusammen. Die Injektion des Stützmediums kann zur Verfestigung des Bodens führen [184]. Aus diesem Grund lässt sich vermuten, dass der Gegenkörper des tribologischen Systems TVM-Werkzeug nicht identisch zu dem des Systems Abbaukammer ist (ex-situ Versuchsanordnung).

Sobald der (in-situ) Vortrieb gestartet und der Boden abgebaut wird, besteht der tribologische Gegenkörper aus der suspensionsinfiltrierten Ortsbrust und nicht aus einem (undrainierten) Boden-Suspensions-Gemisch. Um die bodenmechanischen Verhältnisse genauer zu untersuchen, wurden in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (RUB) Triaxialversuche am Lehrstuhl für Grundbau, Boden- und Felsmechanik (RUB) durchgeführt. Wie in Abschnitt 3.5 beschrieben, wurden die Versuche unter drainierten Bedingungen durchgeführt. Somit konnten zu den in-situ Versuchen am RUB Tunneling Device vergleichbare bodenmechanische Randbedingungen geschaffen werden. Die Zugabe von Bentonitsuspension unter drainierten Bedingungen führt zur Erhöhung der Scherfestigkeit des Korngerüsts. In Abbildung B. 51 sind die daraus resultierenden Scherparameter dargestellt.

Die zuvor erwähnte Abfilterung und Einlagerung der Bentonitpartikel in das Korngerüst führt zur Bildung von Kohäsionskräften in dem ursprünglich kohäsionslosen Boden. Dieser sogenannte Konsolidierungsprozess, der die Änderung des Spannungszustands und die damit verbundene Verfestigung des Bodens beschreibt, wurde in der Literatur ebenfalls nachgewiesen [171, 181, 184]. Durch die entstehende Stützschrift wird die Druckdifferenz in Form von effektiven Spannungen auf das Korngerüst übertragen [181].

Auf Basis der bodenmechanischen Wechselwirkung zwischen Bentonitsuspension und Korngerüst werden nun die Ergebnisse der in-situ Versuche am RUB Tunneling Device betrachtet. Die Verschleißwerte der flüssigkeitsgestützten Versuche sind in Abbildung B. 68 für zwei Injektionsdrücke dargestellt. Der aufgeführte Referenzwert wurde mit Hilfe eines vollständig saturierten Bodens ohne Bentonitinjektion ermittelt. Hierbei wurden undrainierte Versuche mit verschiedenen Überdrücken gefahren. Es konnte dabei keine Druckabhängigkeit des Verschleißes verzeichnet werden, weshalb der Referenzwert ohne die Nennung eines Druckes angegeben ist. Die Druckunabhängigkeit ist im undrainierten Zustand nachvollziehbar. Der aufgebrauchte Druck erhöht lediglich den Porenwasserdruck des vollständig saturierten Bodens und nicht die effektiven Spannungen im Korngerüst [171]. Die Änderung der Porenwasserdrücke konnte mit Hilfe der

PWDs bestätigt werden.

Sobald allerdings Bentonitsuspension in die Ortsbrust injiziert wird, steigen die Verschleißwerte im drainierten Experiment an (siehe Abbildung B.68). Bei einem Überdruck von 0,8 bar hat sich der Verschleiß mehr als verdoppelt. Wie in den vorangegangenen Abschnitten erläutert, führt die Verfestigung des Bodens zur Erhöhung der Schneidkräfte und damit zur Erhöhung des Verschleißes. Außerdem wird ersichtlich, dass eine Druckabhängigkeit des Verschleißes im drainierten Versuch besteht. Bei einem Injektionsdruck von 0,2 bar fällt der Verschleiß geringer aus als bei 0,8 bar.

Um die entstandene Druckabhängigkeit zu belegen, wurde das kontinuierlich gemessene drainierte Volumen (Ausfluss) in Abbildung B.93 dargestellt. Das von der Versuchsdauer abhängige abgebaute Porenvolumen dient hierbei als Referenzwert. Dieses wurde mit Hilfe der Porosität des Korngerüsts und des durchströmten Querschnitts berechnet. Der druckabhängige Ausfluss korreliert mit der Menge an „gefilterter“ Suspension in der Ortsbrust.

Dadurch können qualitative Aussagen zur Menge an eingelagerten Partikeln im Korngerüst getroffen werden. Das abgefilterte Volumen nimmt mit steigendem Injektionsdruck zu (siehe Abbildung B.93), weshalb der Konsolidierungsprozess und damit die Verfestigung des Bodens zunimmt. Die Schneidkräfte zwischen Werkzeug und Ortsbrust und somit der Verschleiß steigen wieder an.

Die diskutierte Versuchsreihe zeigt, wie komplex der Einfluss und die Wechselwirkung der tribologischen Systemkomponenten sein können. Der Gegenkörper und insbesondere dessen bodenmechanische Eigenschaften werden durch die Zugabe eines Zwischen- oder Umgebungsmediums signifikant beeinflusst. Der resultierende Verschleiß kann dadurch um mehrere Größenordnungen variieren. Die vortriebsbedingte Injektion von Schaum oder Bentonitsuspension führt zur Wechselwirkung zwischen Gegenkörper und Zwischenmedium. Am Beispiel der ex-situ und in-situ Versuche mit Bentonitsuspension wird das Ausmaß dieser Wechselwirkung veranschaulicht.

Das „reaktionsfähige Zwischenmedium“ führt bei den ex-situ Versuchen zu einer verschleißmindernden und bei den in-situ Versuchen zu einer verschleißsteigernden Wir-

kung. Die auch in der Literatur verwendeten realitätsfernen undrainierten Versuche an vorkonditionierten Bodengemischen eignen sich aus diesem Grund nicht dazu, das tribologische System TVM-Werkzeug abzubilden. Die in-situ Versuchsanordnung und die Bildung des Stützmechanismus verdeutlichen die vielversprechende Gestaltung des RUB Tunneling Devices. Zum Zeitpunkt dieser Arbeit ist dies der einzige publizierte „Verschleiß-Versuchsstand“, mit dem die Flüssigkeitsstützung abbildbar ist.

5.2.4. Einfluss des Grundkörpers

Der Grundkörper oder das Abbauwerkzeug stellt die letzte zu betrachtende tribologische Systemkomponente dar. Der Fokus liegt auf den verwendeten (Werkzeug-)Werkstoffen. Geometrisch bedingte Einflüsse werden im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht. In Abbildung B. 69 ist der Einfluss der Probenstiftwerkstoffe auf den Verschleiß im RUB Tunneling Device dargestellt. Die Werkstoffe sind in Abhängigkeit der (Eindring-)Härte aufgetragen.

Der Verschleiß der Hartmetallgüten fällt am geringsten aus, obwohl die Härte der Werkzeugstähle und der Ferro-Titanit[®] MMC Güten teilweise gleich oder höher ist. Wenn der Verschleiß allerdings über der Ritzhärte H_s aufgetragen wird, sinkt der Verschleiß erwartungsgemäß mit steigender (Ritz-)Härte (siehe Abbildung B. 73). Somit ist nachgewiesen, dass im RUB Tunneling Device primär Furchungverschleiß auftritt. Anteile von Korngleitverschleiß werden auch auftreten, stellen aber nicht die dominante Verschleißart dar. Die auch im Cerchar oder LCPC Versuch genutzte (Eindring-)Härte ist somit auch hier nicht der optimale Werkstoffkennwert, um den Verschleißwiderstand abzuschätzen.

Hartphasengehalt, -größe und -verteilung haben ebenfalls Einfluss auf den abrasiven Verschleißwiderstand (siehe Abschnitt 2.3). Der nachfolgende Abschnitt befasst sich ausführlich mit den mikrostrukturellen Zusammenhängen und Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Gefügebestandteilen. Der Einfluss des Werkzeugwerkstoffs auf den Verschleiß im RUB Tunneling Device soll daher an dieser Stelle nur bezüglich der Nutz-

barkeit der Versuchsergebnisse diskutiert werden.

Die aufgezeigte Unstimmigkeit hinsichtlich der (Eindring-)Härte und des Verschleißes ist ebenfalls in den Ergebnissen des Reibradversuchs (ASTM-G65) nachzuweisen (siehe Abbildung B.74). Der Werkstoff mit der Nummer 17a (X210Cr12-weichgeglüht) hat eine höhere Härte als der Werkstoff mit der Nummer 23a (HS6-5-2C-weichgeglüht), jedoch ist der Verschleißbetrag des härteren Werkstoffs größer.

Die sich in ihrer Aussage deckenden Ergebnisse des RUB Tunneling Device und des Reibradversuchs verdeutlichen, dass die (Eindring-)Härte nicht uneingeschränkt nutzbar ist, um den Widerstand gegen Furchungverschleiß abzubilden. Diese Aussage lässt sich zusätzlich mit Abbildung B.72 belegen. Es besteht kein linearer Zusammenhang zwischen der Ritz- und der Eindringhärte der untersuchten Hartmetallgüten. Der ersichtlich gewordene Einfluss der Gefügeausbildung wird im folgenden Abschnitt auf mikrostruktureller Ebene diskutiert.

5.3. Werkstoffabhängige Analyse der Verschleißmechanismen

Die Analyse des tribologischen Systems TVM-Werkzeug mit dem RUB Tunneling Device hat erste Fragen in Bezug auf die werkstoffabhängigen Verschleißvorgänge und -mechanismen aufgeworfen. Aus diesem Grund werden die verschiedenen Verschleißmechanismen in diesem Abschnitt analysiert und unter Berücksichtigung der einzelnen Gefügebestandteile diskutiert. Dabei wird zwischen dem abrasiven Materialabtrag, der vornehmlich durch Furchungverschleiß an den Substratwerkstoffen der Abbauwerkzeuge auftritt und der zyklisch induzierten Oberflächenzerrüttung differenziert. Die Oberflächenzerrüttung tritt aufgrund der mechanischen Werkstoffeigenschaften vornehmlich bei den Verschleißschutzschichten auf [44]. Hierbei liegt der Fokus auf den Hartmetallen, da diese in Werkzeugbereichen eingesetzt werden, die verstärkt zyklisch schlagenden Belastungen ausgesetzt sind.

5.3.1. Materialabtrag in Folge von Furchungverschleiß

An dieser Stelle werden die Ergebnisse aus Abschnitt 5.2.4 wieder aufgegriffen. Es folgt die Analyse des Werkstoffeinflusses am RUB Tunneling Device und die angesprochenen mikrostrukturellen Zusammenhänge. Der Materialabtrag in Folge von Furchungverschleiß beschreibt den Oberflächenabtrag durch ritzende und furchende Partikel (siehe Abschnitt 2.3) [1, 18]. Am RUB Tunneling Device werden die Verschleißvorgänge makroskopisch abgebildet und als integraler Verschleißbetrag dargestellt. Um den Verschleißvorgang auf mikrostruktureller Ebene zu analysieren, wurden Nanoritzversuche durchgeführt.

Damit kann das Einzelritzereignis in der Werkzeugoberfläche durch ein einziges idealisiertes abrasives Partikel (Indenter) dargestellt werden. Wie bereits in Abschnitt 5.1 angesprochen, wird der Widerstand gegen Furchungverschleiß maßgeblich vom Hartphasengehalt, -größe und deren Verteilung auf mikrostruktureller Ebene bestimmt.

In Abbildung B. 91 ist die Wechselwirkung zwischen dem Ritz-Indenter und dem Werkstoffgefüge des Kaltarbeitsstahls X153CrMoV12 dargestellt. Die Furchenbreite w ist ein Maß für die Eindringtiefe des Indenters in dem Gefüge. Die Furchenbreite in der Hartphase (w_{HP}) ist im Vergleich zur Furchenbreite in der Metallmatrix (w_{MM}) geringer. Der Furchungswiderstand der Hartphasen ist somit größer als der der Metallmatrix [18]. Des Weiteren ist sehen, dass die Matrix vorwiegend durch Mikrospanen und Mikropflügen abgetragen wird. Die Furche zeigt eine gleichmäßige und homogene Ausbildung, weshalb Mikrobrechen auszuschließen ist. Mikroermüden liegt wegen des einmaligen Ritzereignisses nicht vor. Bei der mikrostrukturellen Betrachtung eines Ritzes an einem Hartverbundwerkstoff werden die Unterschiede zu dem gezeigten Ritz deutlich.

In Abbildung B. 95 ist die geritzte Oberfläche einer Nickelbasis-Auftragschweißlegierung (Ni-B-Si) mit eingelagerten Wolframschmelzkarbiden (WSC) in zwei Vergrößerungen dargestellt. Dieser Werkstoff wird für verschleißbeständige Auftragschweißungen an Abbauwerkzeugen eingesetzt. In Teilbild a wird der Furchenbreitenunterschied zwischen Matrix (w_{MM}) und Hartphase (w_{HP}) sichtbar. Die nach Gleichung 3.2 resultierende

Ritzhärte ist für den Hartstoff WSC deutlich höher als für die Matrix. Von daher müssen Ritzhärten in hartphasenhaltigen Werkstoffen als integrale Werte betrachtet werden (in Abhängigkeit vom Hartphasen- und Hartstoffgehalt) [132].

In Abbildung B.95b ist die markierte Grenzfläche zwischen Karbid und Matrix vergrößert dargestellt. Die phasenabhängigen Mikromechanismen der Abrasion werden veranschaulicht. Die Matrix wird aufgrund ihrer verhältnismäßigen hohen Zähigkeit und geringen Härte gespannt und gepflügt, wodurch Aufwürfe an den Ritzflanken und eine relativ geringe Oberflächenrauheit im Ritzgrund vorliegen. Die Risse im Wolfram-schmelzkarbid weisen auf Mikrobrechen hin [18]. Die geringe Bruchzähigkeit des Karbids führt zur Bildung von senkrecht zum Ritz liegenden Rissen. Der Übergang im Ritzverlauf vom duktilen Furchen des Gefüges zum spröden Brechen der Karbide wird bei Betrachtung eines Nanoritzes in Hartmetall veranschaulicht (siehe Abbildung B.96). Die Ritzflanken sind unregelmäßig und der Ritzgrund weist eine hohe Oberflächenrauheit auf.

Das für das Mikrobrechen charakteristische Erscheinungsbild der Furche bedingt sich aus dem hohen Gehalt an spröden Hartstoffpartikeln. Hartmetalle bestehen zu 75 bis 96 Ma.-% aus Wolframmonokarbid, weshalb der Furchungswiderstand primär aus den Eigenschaften der Karbide resultiert. Der Einfluss des zähen Binder- oder Matrixwerkstoffs nimmt mit sinkendem Gehalt (V_{Co}) ab. Aus diesem Grund ist in dem Ritzverlauf der Hartmetallprobe vorwiegend Mikrobrechen zu erkennen. Die Karbide werden gebrochen und aus der Matrix gefurcht.

Andererseits führt die hohe Härte der Wolframkarbide zu einer geringen Eindringtiefe und damit geringeren Furchungsbreite w , wodurch der Ritzwiderstand von Hartmetallen gegenüber dem zuvor vorgestellten Gefüge der Nickelbasis-Auftragschweißlegierung überlegen ist. Die Ritzhärten der untersuchten Werkstoffe sind in Tabelle A.25 aufgelistet. Die martensitischen Stähle (C45 Q&T, C60 Q&T und 42CrMo4 Q&T) weisen geringe Ritzhärten auf, da sie keine oder nur geringe Mengen an Hartphasen enthalten. Der steigende Hartphasengehalt der Werkzeugstähle (X40CrMoV5-1 SHM, X153CrMoV12 Q&T und HS6-5-2C SHM) führt zur signifikanten Erhöhung der Ritz-

härte H_s .

Die Verschleißschutzschichten (MMCs und Hartmetalle) weisen aufgrund der hohen Hartstoffgehalte die höchsten Ritzhärten auf. Die Ritzhärte der Hartmetalle ist unter Berücksichtigung des Hartstoffgehalts und der Hartstoffgröße in Abbildung B.72 dargestellt. Die niedrigste Ritzhärte hat das Hartmetall mit dem höchsten Bindergehalt (CTE50A). Bei den Ferro-Titanit® Güten besitzt die Güte mit dem höchsten TiC-Gehalt (WFN-60%-TiC) und damit geringsten Matrixgehalt die höchste Ritzhärte (siehe Tabelle A.25).

Auf Basis dieser Erkenntnisse werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen (RUB Tunneling Device und Reibradversuch) plausibel. Die Auftragung des Verschleißes über der Ritzhärte verdeutlicht die Wechselwirkungen zwischen Abrasivpartikel und Gefügeausbildung des Werkzeugs (Abbildung B.73).

Der Furchungswiderstand im Einzelritzereignis (Nanoritzen) kann mit Hilfe des RUB Tunneling Devices skalenübergreifend auf den abrasiven Materialabtrag eines Abbauwerkzeugs (Furchungverschleiß) dargestellt werden. Die Ergebnisse belegen, dass der abrasive Materialabtrag durch die Gefügeausbildung bestimmt wird. Die hoch hartphasen- und hartstoffhaltigen Werkstoffe stellen somit eine optimale Lösung zum Schutz des Substrats vor Furchungverschleiß dar. Wie bereits in Abschnitt 2.3 angesprochen, sind die Abrasion und insbesondere die Mikromechanismen Furchen und Spanen nicht die einzigen zu berücksichtigenden Verschleißmechanismen. Die in Abschnitt 2.3.2 beschriebene zyklisch induzierte Oberflächenzerrüttung, die primär bei den Hartmetalleinsätzen eines Abbauwerkzeugs auftritt, wird im folgenden Abschnitt analysiert [44, 51].

5.3.2. Zyklisch induzierte Oberflächenzerrüttung

Der wiederkehrende Aufprall abrasiver Bodenpartikel auf die Abbauwerkzeugoberfläche führt zur Schädigung, die in den folgenden Abschnitten diskutiert werden soll. Die Ergebnisse aus den Abschnitten 4.3.6 und 4.3.7 werden hier wieder aufgegriffen,

um den Einfluss der resultierenden Ermüdungsprozesse zu untersuchen. Zuerst werden die im Stoßverschleiß-Versuch resultierenden mikrostrukturellen Schädigungen analysiert. Anschließend wird das werkstoffabhängige Ermüdungsverhalten und dessen Einflussfaktoren diskutiert. Ziel ist es wiederum, ein skalenübergreifendes Verständnis von den mikrostrukturellen Schädigungen und dem resultierenden „makroskopischen“ Werkstoffverhalten unter zyklisch schlagender unterkritischer Belastung zu erhalten. Zuletzt werden die signifikanten Ergebnisse und Korrelationen noch einmal zusammenfassend gegenübergestellt.

Analyse der mikrostrukturellen Schädigung

Mit Hilfe des Stoßverschleiß-Versuchs wurden die Hartmetall- und Ferro-Titanit®-Proben zyklisch schlagend belastet, um die ermüdungsinduzierten Schädigungen im Gefüge zu untersuchen (siehe Abbildung B.34). In Abhängigkeit der Zyklenzahl und der aufgebrachten Lastamplitude führt die zyklische Belastung mit dem sphärischen Indenter zur Bildung einer kugelkalottenförmigen Kontaktfläche. Außerhalb dieser „Prallfläche“ bildet sich an der Oberfläche ein Ringbruch (siehe Abschnitt 4.3.6). Mit Hilfe der FIB-Technik und einer geteilten Probe konnte der Probenquerschnitt und damit die Rissausbreitung im Volumen untersucht werden (siehe Abbildungen B.77, B.78 und B.79). Die durch die Versuche entstehende (volumetrische) Rissgeometrie ist in Abbildung B.97 schematisch dargestellt.

Der sich bildende Kegelstumpf, der als Ringbruch an der Probenoberfläche beginnt, ist in der Literatur als Hertz'scher Kegelbruch bekannt [185, 186]. Dieser wird auf Basis der Hertz'schen Theorie für elastische Kontakte („Hertz'sche Pressung“) beschrieben [187]. Wenn die Oberfläche eines spröden Materials durch einen sphärischen Indenter belastet wird, bildet sich aufgrund des radialen Zugspannungsmaximums an der Oberfläche ein Ringbruch [185]. Anschließend wächst der konzentrische Riss in Form eines Kegelstumpfes in das Volumen (siehe Abbildung B.97) [188, 189]. Die Bildung und das Wachstum des Ring- sowie Kegelbruchs findet während der Entlastungsphase statt. In

dieser Phase kommt es zur Überlagerung (Superposition) der Zugspannungen mit den maximalen Druckspannungen [188]. DAVIES und ROESLER haben nachgewiesen, dass sich Ring- und Kegelbrüche im Bereich des stabilen (unterkritischen) Risswachstums ausbreiten [157, 190]. Der in Abschnitt 3.7.2 präsentierte Stoßverschleiß-Versuch bildet genau dieses unterkritische Risswachstum in Folge zyklischer Stoßbelastungen ab und erscheint somit geeignet, das Ermüdungsverhalten der Verschleißschutzschichten bei zyklisch schlagender Belastung abzubilden [191, 192].

Um Rissbildung und -wachstum genauer zu verstehen, ist der Querschnitt der Kontaktfläche (Kontaktflächenradius a) zwischen Indenter und Probenoberfläche in Abbildung B.98 schematisch dargestellt. Der Aufprall des Indenters (Belastungsphase) und die elasto-plastische Deformation der Oberfläche erzeugen unterhalb der Kontaktfläche Druckspannungen. Außerhalb davon resultieren Zugspannungen. Wie bereits erwähnt, führt Überlagerung der Spannungen zum Risswachstum während der Entlastungsphase. Beim ideal elastischen Kontakt würde die maximale Zugspannung und damit der Ringbruch am Kontaktflächenradius entstehen ($r = a$) [157, 193]. Aufgrund der plastischen Verformung der Probenoberfläche ist der Ringbruchradius r zu höheren Werten verschoben ($r > a$ bzw. $r = a + \Delta r$) [194, 195]. Für die untersuchten Hartmetall-Proben ergab sich ein reproduzierbares Radiusverhältnis von $r/a = 1,05 \pm 0,02$ und für die Ferro-Titanit[®] Proben ein Verhältnis von $r/a = 1,09 \pm 0,01$. Der ermittelte prozentuale Anstieg des Ringbruchradius wird in der Literatur ebenfalls bestätigt [188, 196].

Die Kontakt- oder Prallfläche resultiert aus den elastischen Eigenschaften des Indenters (Si_3N_4 -Kugel mit einem E-Modul von ≈ 320 GPa) und der elasto-plastischen Verformung des Probenwerkstoffs. Untersuchungen zeigten, dass es bei den Versuchen zu keiner plastischen Verformung des Indenters kam (siehe Abbildung B.99). Lediglich Wolframkarbidfragmente drückten sich in die Oberfläche des Indenters. Diese sind auf den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen insbesondere im Rückstreuelektronenkontrast zu erkennen (siehe Abbildung B.99c). Durch das regelmäßige Wechseln des Indenters konnte somit gewährleistet werden, dass es zu keiner Beeinflussung der Ergebnisse durch den Indenter kommt. Die Reproduzierbarkeit der Versuchsbedingungen

bestätigt sich auch durch die gleichbleibenden Aktuatorwege, die eine Art Rückfederung des Indenters während der Entlastungsphase darstellen (siehe Tabelle A. 28).

Unter Nutzung einer definierten Kraft und Zyklenzahl ist die plastisch verformte Kontaktfläche für alle Hartmetallgüten annähernd gleich (ebenso für die Ferro-Titanit® Güten). Aus diesem Grund erscheint die plastische Verformung der Proben und damit der Ringbruchradius nur von der aufgebrachten Last abhängig zu sein. Diese Aussage wurde durch MONTGOMERY bestätigt [51].

Die ebenfalls zu berücksichtigende elastische Verformung des Indenters führt zu einer geometrischen Änderung der Kontaktfläche. Anhand der residualen plastischen Deformationszone ist diese nach dem Versuch allerdings nicht mehr nachvollziehbar. Jedoch belegen die Ergebnisse, dass der Einfluss für alle untersuchten Werkstoffe gleich sein muss, weshalb die Unterschiede in den E-Moduln (Indenter und Probenwerkstoff) für die Versuchsreihen in dieser Arbeit vernachlässigbar sind. Basierend auf diesem Wissen, dass die in dieser Arbeit verwendete Methodik zur Abbildung und Analyse der ermüdungsinduzierten Oberflächenzerrüttung zielführend ist, wird die Rissbildung und das Risswachstum im Folgenden weiter untersucht.

Die sich bildenden Ringbrüche und Prallflächen werden auf Basis von rasterelektronenmikroskopischen Analysemethoden (quantitative Bildanalyse und EBSD) und Nanoindentationsmappings untersucht. Zuerst werden die Ergebnisse für die Hartmetallgüten betrachtet und diskutiert. Die Ergebnisse für die Ferro-Titanit® Güten werden abschließend vergleichend gegenübergestellt.

Begonnen wird mit der Betrachtung der Prallfläche der Hartmetallproben (siehe Abbildung B. 100). In den vier Teilbildern ist mit steigender Vergrößerung von Teilbild a bis d zu erkennen, dass die Wolframkarbide im Vergleich zum Kobalt-Binder hervorstehen. Dieser Vorgang ähnelt der von UPADHYAYA beschriebenen Binder-Extrusion (siehe Abschnitt 2.3.2). Die Karbide werden verschoben und der Binder aus den Karbidzwischenräumen gedrängt [99]. In Folge der Spannungsänderung innerhalb der Wolframkarbide kommt es zur verstärkten Fragmentierung [100]. Außerdem ist in den Teilbildern c und

d (Abbildung B. 100) die heterogene Oberflächenstruktur der Karbide auffällig. Dies ist auf das Zerrütten und Fragmentieren der Karbide zurückzuführen.

Zur Analyse der oberflächennahen Verformung des Hartmetalls in der Prallfläche wurden Nanoindentationsversuche durchgeführt, um das Deformationsverhalten der beiden Gefügebestandteile (WC und Binder) isoliert voneinander betrachten zu können. Unter Berücksichtigung der Gefügaufnahmen von Nanoindents in Hartmetall wird neben dem Zerrütten ein weiterer Grund für die heterogene Oberflächenstruktur der Wolframkarbide ersichtlich (siehe Abbildung B. 101). Die verformungsinduzierten Spannungen führen zur Bildung von Gleitlinien, die insbesondere in Teilbild d (Abbildung B. 101) zu erkennen sind. Dies bestätigt die Aussage von GEE & MINGARD, dass Wolframkarbide ebenfalls ein geringes elasto-plastisches Deformationsvermögen aufweisen [101, 102]. In Bezug auf den Verbund (WC-Co Hartmetall) spielt die Plastizität der Karbide im Vergleich zur Plastizität des Binders allerdings nur eine untergeordnete Rolle [103, 104]. Im Bereich des Binders sind in Abbildung B. 101 ebenfalls lokalisierte Verformungen erkennbar (Gleitlinien und -bänder).

Um die Verformungsstrukturen auf mikrostruktureller Ebene genauer zu betrachten, wurden Referenzproben aus Kobalt hergestellt. Der dafür hergestellten Testlegierung wurden 30 Ma.-% Chrom zulegiert, um die kfz-Struktur (α -Co) bei Raumtemperatur zu stabilisieren [83]. Da davon ausgegangen werden kann, dass der Kobalt-Binder in einem Hartmetall aufgrund von Diffusionsprozessen ebenfalls eine kfz-Struktur aufweist (W und C diffundieren in den Binder) [84], werden die Proben zur näherungsweisen Abbildung des Deformationsverhaltens des Binders im Hartmetall genutzt. Natürlich ist die verwendete Referenzlegierung nicht mit dem Binder in einem Hartmetall gleichzusetzen. Der aus der Gefügebildung und Herstellung resultierende Spannungszustand und das Verformungsverhalten wird auf mikrostruktureller Ebene abweichend sein. Die chemische Zusammensetzung (W und C gelöst in Co), der Lösungszustand (Bildung von feinsten Ausscheidungen im *nm*-Bereich, z.B. Co_3W) und auch die Verspannung des Binders im WC-Gerüst führen zu signifikanten Änderungen im Verformungsvermögen des Binders. Allerdings geht es hier um die qualitative Abbildung der mikrostrukturel-

len Vorgänge, weshalb die „Binder-Referenzproben“ genutzt wurden.

An den Proben wurden Nanoindentationsmappings erstellt (siehe Abbildung B.102), um das Deformationsverhalten und die resultierenden Verformungsstrukturen isoliert vom WC betrachten zu können. Im Bereich des Indents sind ausgeprägte lokalisierte Verformungen erkennbar, die auf Gleitbänder, Stapelfehler oder Verformungszwillinge hinweisen [73]. Diese können wiederum aus der spannungsinduzierten Phasenumwandlung (α - ε -Umwandlung) resultieren [82, 116]. Die lokalisierte Verformung des Binders ist auch im Stoßverschleiß-Versuch nachweisbar. Die Gefügeaufnahmen der getesteten Binder-Referenzproben sind in Abbildung B.103 dargestellt.

In den dargestellten Bereichen, die außerhalb der Prallfläche liegen, sind wieder Verformungsstrukturen und sogar Risse auf der Oberfläche zu registrieren. Anhand der Ausbildung ist davon auszugehen, dass die Risse entlang kristallographischer Strukturen laufen (z.B. Korn- und Phasengrenzen oder Gleitbänder).

Die ergänzende Betrachtung der Binder-Referenzproben soll verdeutlichen, dass es zu signifikanten lokalisierten Verformungen kommt, die die mechanischen Eigenschaften des Binders beeinflussen können [85]. Beispielsweise haben ROA ET AL. für Hartmetalle nachgewiesen, dass der Kobaltbinder Härten im Bereich von 750 HV10 aufweist [86]. Reines α -Co weist hingegen nur eine Härte von 100 HV10 auf. Somit wird das resultierende Deformationsverhalten des Binders signifikant abweichen.

Zurückkommend auf die Stoßverschleiß-Versuche, wird die angesprochene Wolframkarbid-Fragmentierung noch einmal aufgegriffen (siehe Abbildung B.104). Die Bruchstücke der Karbide finden sich angehäuft im Randbereich der Prallfläche. Da die Fragmentierungen allerdings lediglich durch den direkten Kontakt mit dem Indenter entstehen und der Fokus dieser Untersuchungen auf den ermüdungsinduzierten Rissen außerhalb der Prallfläche liegt, wurden diese nur ergänzend betrachtet. Die folgenden Analysen befassen sich mit der Ausbildung der Ringbrüche und deren Verlauf bzw. Ausbreitung auf mikrostruktureller Ebene.

In Abbildung B.105 sind diverse rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von

Ringbrüchen dargestellt. Beim Vergleich der Rissverläufe in den Wolframkarbiden und dem Binder werden Unterschiede in der Ausbildung deutlich. Wenn ein Riss transgranular durch ein WC oder intergranular entlang der Grenzfläche WC/Co läuft, ist ein geradliniger Verlauf zu beobachten. Im Binder ist ein sprunghafter oder stufenartiger Verlauf der Risse zu sehen [116, 119]. Bei der qualitativen Betrachtung der Rissverläufe lässt sich die Aussage von FISCHMEISTER & SIGL bestätigen, dass die Schädigungsprozesse und das Risswachstum bei unterkritischer zyklisch schlagender Belastung vorwiegend in der Binderphase stattfinden [104, 118].

Um die durch den Stoßverschleiß resultierende Rissausbildung genauer zu charakterisieren, wurde die quantitative Bildanalyse und EBSD-Technik (Analyse der verschiedenen Risspfade) genutzt. Die Verwendung der EBSD-Technik zur Sichtbarmachung des Rissverlaufs ist in Abbildung B.84 beispielhaft dargestellt. Basierend auf diesen Aufnahmen wurde der Riss anhand der verschiedenen Risspfadanteile separiert. Die Risspfade wurden wie in Abschnitt 2.3.2 eingeführt in C (transgranular durch WC), B (transgranular durch Co), B/C (intergranular entlang WC/Co Grenzfläche) und C/C (intergranular entlang WC/WC Grenzfläche) unterteilt. In Abbildung B.28 sind die verschiedenen Pfade schematisch dargestellt. Durch die Nutzung der EBSD-Aufnahmen konnten die Grenzflächen zwischen Wolframkarbiden besser aufgelöst und sichtbar gemacht werden. Bei regulären rasterelektronenmikroskopischen Gefügeaufnahmen sind die WC/WC Grenzflächen häufig nicht voneinander separier- und unterscheidbar. Anschließend wurden mittels quantitativer Bildanalyse die Gesamtrisslängen für die verschiedenen Hartmetallgüten anhand der EBSD-Riss-Aufnahmen ermittelt (siehe Tabelle A.30). In Abbildung B.85 sind die resultierenden Risspfadanteile in Abhängigkeit des Bindergehalts V_{Co} dargestellt. Mit steigendem Bindergehalt nehmen die prozentualen Anteile der beiden Risspfade, an denen die Binderphase beteiligt ist (B und B/C), prozentual zu. Dementsprechend nimmt der prozentuale Anteil der Risspfade ab, an denen die Karbide beteiligt sind (C und C/C). Diese Korrelation scheint die geometrischen Verhältnisse im Gefüge abzubilden. Mit steigendem Bindergehalt steigt die freie Matrixweglänge λ_{Co} an, weshalb die Wahrscheinlichkeit abnimmt, dass die

Risspitze auf ein Wolframkarbid trifft (siehe Tabelle A. 29) [67]. Um diesen Ansatz zu verfolgen, sind in den Abbildungen B. 86 und B. 87 die Anteile an der Gesamtrisslänge in Abhängigkeit der mittleren Karbidgröße d_{WC} dargestellt (siehe Tabelle A. 3).

Die Güten CTF12E (Feinkorngröße), CTM12A (Mittelkorngröße) und CTE12A (Grobkorngröße) haben einen Bindergehalt von ungefähr 6 Ma.-% (Abbildung B. 86). Ihr Gefüge weist unterschiedliche mittlere Karbidgrößen d_{WC} (fein, mittel, grob) auf. Die resultierenden Risspfadanteile sind jedoch annähernd gleich. Die mittlere Größe des Wolframkarbids scheint demnach keinen Einfluss auf die Verteilung der Risspfade in und entlang der jeweiligen Gefügebestandteile zu haben. Dies unterstützt wiederum die Aussage von SIGL & TARRAGO, dass die durch unterkritische zyklische Lasten induzierten Rissbildungs- und Risswachstumsvorgänge vorwiegend im Binder stattfinden [103, 116]. Die Unabhängigkeit der Risspfadverteilung von der Karbidgröße wird auch in Abbildung B. 87 bestätigt. Hier wurden die Güten mit ungefähr 12 Ma.-% Binder verglichen: CTF24E (Feinkorn), CTM22A (Mittelkorn) und CTE25A (Grobkorn). Zusätzlich lässt sich die Beobachtung aus Abbildung B. 85 bestätigen, dass der prozentuale Anteil der Risspfade C und C/C mit steigendem Bindergehalt abnimmt sowie der Anteil der Risspfade B und B/C zunimmt.

Der quantitativen Auswertung der Risspfade folgt nun die Analyse des phasenabhängigen Risswachstums. In der Literatur konnte die Frage, warum das stabile Risswachstum die Binderphase bevorzugt, bisher nicht vollständig geklärt werden [67]. Basierend auf bruchmechanischen oder energetischen Betrachtungen ist das binderdominierte Risswachstum nicht zu belegen. Um ein Wolframkarbid oder eine WC/WC Grenzfläche zu spalten, ist eine (Bruch-)Energie von ungefähr 50 Jm^{-2} nötig [103, 196]. Der Risswiderstand bzw. die Bruchenergie für den Binder liegt dagegen im Bereich von $10^2 - 10^3 \text{ Jm}^{-2}$ [67, 103].

Um diesem Sachverhalt nachzugehen, wurden mittels Nanoindentationsversuchen und EBSD-Aufnahmen „Mappings“ erstellt. Mit diesen kann die richtungsabhängige Härte und das E-Modul der Wolframkarbide bestimmt werden (siehe Abschnitt 4.3.7). Ziel ist es, Korrelationen bezüglich der mechanischen Eigenschaften und der Rissausbildung

aufzudecken, die wiederum Rückschlüsse auf das binderdominierte Risswachstum geben könnten. Die Mappings der richtungsabhängigen (anisotropen) mechanischen Eigenschaften der Wolframmonokarbide sind in Form von inversen Polfiguren in den Abbildungen B. 70 und B. 71 dargestellt.

Wie bereits bei der Risspfadanalyse wurde der Rissverlauf in Abhängigkeit der Kor-
norientierung analysiert. Den Kristallorientierungen der transgranular geschnittenen
Wolframkarbide (Risspfad C) wurden mit Hilfe der inversen Polfiguren Härtewerte
und E-Moduln zugeordnet. Die Auswertung ist in Abbildung B. 88 aufgetragen. Die
weiche Karbidorientierungen scheinen bevorzugt geschnitten und gespalten zu
werden. Spaltung der Basal-Ebene ($H_i = 30 \text{ GPa}$, $E = 660 \text{ GPa}$) tritt nur bei 8 % der
Körner ein. Die anderen Orientierungen weisen vergleichbare prozentuale Anteile im
Bereich von 20-25 % auf. Der gleiche Trend zeigt sich bei den Kristallorientierungen
der Wolframkarbide, an deren Grenzfläche der Riss entlang läuft (intergranulare
Risspfade C/C und B/C) (siehe Abbildung B. 89). Die Abnahme des prozentualen
Anteils mit sinkender Härte ist dabei nicht direkt erklärbar. Unter Berücksichtigung
des prozentualen Anteils der Basal-Ebene ($\approx 6\%$) wäre zu erwarten, dass der Riss-
pfadanteil mit sinkender Härte zunimmt. Im Rahmen der Schwankungsbreite und des
Stichprobenumfangs der analysierten Gesamtrisslänge sind die Werte aber durchaus
vergleichbar. Festzuhalten ist hierbei, dass der Riss die Basal-Orientierung „meidet“.

Die quantitative Analyse der Risspfade und deren Verläufe vermitteln kein eindeutiges
Bild in Bezug auf die Vorgänge, die das Risswachstum bestimmen. Es konnte gezeigt
werden, dass das ermüdungsinduzierte stabile Risswachstum vorwiegend in der Bin-
derphase des Hartmetalls abläuft und dadurch eine nachweisbare Korrelation zwischen
Bindergehalt V_{Co} und Risswachstum besteht. Die mittlere Karbidgröße d_{WC} scheint
nur im direkten Zusammenhang mit dem Bindergehalt und des damit verbundenen
geometrischen Aufbaus des Gefüges einen Einfluss zu haben (siehe Gleichung 2.13).

Wie schon durch SIGL angenommen, belegen die vorgestellten Ergebnisse, dass das
unterkritische Risswachstum in Hartmetallen nicht mit dem überkritischen Wachstum
zu vergleichen ist [103]. Außerdem weicht die Rissausbreitung unter zyklischer Last

von der unter monoton steigender Last ab. Zur genaueren Analyse des Risswachstums wären weitreichende energetische und bruchmechanische Berechnungen und Simulationen nötig. Im Fokus würde dabei stehen, warum das Risswachstum primär im Binder stattfindet, obwohl die dafür benötigte Rissenergie im Vergleich zur Spaltung der Karbide deutlich höher ist. Neben den bereits angeführten theoretischen Erklärungen (Verfestigung des Binders durch Phasenumwandlung, Verformungsstrukturen, usw.) wurden solche Ansätze aber im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter verfolgt. Wie in der Motivation dieser Arbeit erläutert, liegt der Fokus auf der skalenübergreifenden Betrachtung der mikrostrukturellen Schädigungsprozesse und dem daraus resultierenden Verschleißverhalten der Abbauwerkzeuge. Deshalb werden im folgenden Abschnitt die Ergebnisse des Stoßverschleiß-Versuchs bezüglich des Ermüdungsverhaltens der untersuchten Werkstoffe analysiert.

Analyse des werkstoffabhängigen Ermüdungsverhalten

Um den Verschleiß und die damit verbundene Schädigung des Werkstoffs aufgrund von Oberflächenzerrüttung „makroskopisch“ zu beurteilen, wurden die Ergebnisse der Stoßverschleiß-Versuche in Form von Spannungs-Zyklenzahl (S-N) Diagrammen (Wöhler-Kurven) aufbereitet. Wie in Abschnitt 4.3.6 beschrieben, wurde das Auftreten des vollständig geschlossenen Ringbruchs an der Probenoberfläche als Kriterium für die Ermüdungslebensdauer definiert. In Abbildung B.80 sind die resultierenden Wöhler-Kurven für die untersuchten grobkörnigen Hartmetallgüten dargestellt. Jede Kurve gibt an, bei welcher Kombination aus Zyklenzahl und Last es zur Bildung des vollständigen Ringbruchs kommt. Bei allen Güten fällt die benötigte Last mit steigender Zyklenzahl stetig ab. Dies ist wiederum für eine ermüdungsinduzierte Schädigung charakteristisch [1].

Des Weiteren ist zu erkennen, dass die Lage bzw. die Höhe der Wöhler-Kurven mit steigendem Bindergehalt V_{Co} zunimmt. Somit nimmt die Ermüdungslebensdauer und damit der Widerstand gegen Oberflächenzerrüttung mit steigendem Bindergehalt zu.

Die Abbildungen B.81 und B.82 bestätigen diesen Zusammenhang ebenfalls für die fein- und mittelkörnigen Hartmetallgüten. Die positive Wirkung des duktilen Binders auf das Ermüdungsverhalten erscheint bezüglich der häufig angeführten freien Matrixweglänge λ_{Co} und der damit verbundenen Bruchzähigkeit nachvollziehbar [67, 68]. In Abbildung B.106 ist der Einfluss der mittleren Karbidgröße d_{WC} auf das Ermüdungsverhalten dargestellt.

Die Güten mit einem Bindergehalt von jeweils $\approx 6 \text{ Ma.-%}$ oder $\approx 12 \text{ Ma.-%}$ wurden vergleichend gegenübergestellt. Dadurch wird eine Korrelation aufgedeckt, die bereits bei der Analyse der Risspfade auffiel (siehe Abbildungen B.86 und B.87). Die Wöhlerkurven und damit die Ermüdungslebensdauer zeigen keine Abhängigkeit von der Karbidgröße. Jedoch zeigt sich ein deutlicher Zusammenhang zwischen Ermüdungslebensdauer und Bindergehalt V_{Co} . Die Unabhängigkeit der Lebensdauer von der Karbidgröße d_{WC} verwundert, da diese die freie Matrixweglänge λ_{Co} indirekt mitbestimmt (siehe Tabelle A.29 und Gleichung 2.13). Die Unstimmigkeit zwischen λ_{Co} und Ermüdungslebensdauer ist in Abbildung B.107a angedeutet. Insbesondere im Bereich niedriger freier Matrixweglängen ist zu erkennen, dass es keinen eindeutigen Zusammenhang zwischen λ_{Co} und Ermüdungsgrenze gibt. In Abbildung B.107b ist der lineare Zusammenhang zwischen der freien Matrixweglänge und der Bruchzähigkeit K_{IC} dargestellt.

Somit entstehen erste Zweifel an der allgemein akzeptierten Korrelation zwischen K_{IC} und dem durch Ermüdungsprozesse initiierten unterkritischen Risswachstum [120]. Die gleiche Beobachtung machten HEINRICHS ET AL. im Falle von Gesteinsbohrprozessen [97]. Bei schlagender Belastung im unterkritischen Bereich führte die Nutzung von Hartmetallgüten mit erhöhtem λ_{Co} nicht zur Verringerung, sondern zur Erhöhung der Verschleißrate durch Oberflächenzerrüttung [97].

Um das „makroskopische“ Ermüdungsverhalten weiter zu analysieren, wurde der Einfluss diverser mechanischer Eigenschaften und Gefügekenngößen auf die Ermüdungslebensdauer untersucht (siehe Abbildung B.108). Die ebenfalls in der Anwendung häufig angeführten Druck- und Biegebruchfestigkeiten zeigen ebenfalls keinen eindeutigen Zusammenhang zum Ermüdungsverhalten im unterkritischen Spannungsbereich (siehe

Teilbilder a und b in Abbildung B. 108). Dies ist durchaus nachvollziehbar, da die zur Bestimmung der Druck- und Biegebruchfestigkeit aufgebrachten Belastungen anderer Natur sind. Die „quasistatisch“ schwellenden Belastungen bis zum Bruch bilden nicht das Werkstoffverhalten unter zyklischer Belastung ab. Die Aussage lässt sich auch im Fall der Bruchzähigkeit K_{IC} übertragen (siehe Abbildung B. 108c). Der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{IC} beschreibt den Übergang vom stabilen zum instabilen und damit kritischen Risswachstum anhand einer wechselnden Belastung (Spannungsverhältnis $R = 1$). In dem hier abgebildeten Belastungsfall ($R = -0$) findet das Risswachstum allerdings nachweislich im unterkritischen Bereich statt.

Es drängt sich die Vermutung auf, dass der Riss auf kristallographischer Ebene durchaus instabil wächst, indem er sich zwischen zwei Belastungszyklen im Gefüge schlagartig ausbreitet, stoppt und entlang energetisch günstigeren Richtungen fortsetzt. Aber auch diese „mikrostrukturelle Bruchzähigkeit“ (z.B. Bruchzähigkeiten von Grenzflächen oder Verformungsstrukturen) wird nicht direkt durch die „makroskopisch“ bestimmte Bruchzähigkeit K_{IC} abgebildet. Bruchmechanische Größen wie die kritische Energiefreisetzungsrate G_{IC} oder auch andere gefügeabhängige Kenngrößen (Kontiguität und Härte) zeigen keine allgemeingültig verwendbaren Abhängigkeiten zur Ermüdungsgrenze (siehe Teilbilder d, e und f in Abbildung B. 108). Aus diesem Grund stellt sich die Frage, welche mikrostrukturellen Gegebenheiten und welche damit verbundenen mechanischen Eigenschaften oder Kennwerte das Ermüdungsverhalten unter zyklisch schlagender unterkritischer Belastung beschreiben können. Lassen sich die komplexen Schädigungsprozesse überhaupt mit einzelnen statischen oder dynamischen Kenngrößen, die wiederum immer eine starke Gefügeabhängigkeit aufweisen, zielführend beschreiben?

Die Abbildungen B. 86, B. 87 und B. 106 haben bereits die Vermutung nahe gelegt, dass der Bindergehalt V_{Co} das Ermüdungsverhalten der untersuchten Hartmetallgüten entscheidend beeinflusst. Der in dieser Arbeit betrachtete Kobalt-Binder stellt den „ermüdungssensitiven“ Bestandteil der Hartmetalle dar, da das Risswachstum vorwiegend in dieser Phase stattfindet [90, 96]. Bezüglich des Deformationsvermögens und der Plas-

tizität des Verbunds ist der Bindergehalt ausschlaggebend [86, 94]. Mit zunehmendem Bindergehalt nimmt die prozentuale Menge an gelöstem W und C in der Co-Matrix ab [197, 198]. Dadurch verringert sich die Stabilität und Stapelfehlerenergie der kfz-Matrix, wodurch das Verfestigungs- und damit Verformungsvermögen des Binders signifikant zunimmt [88].

Es besteht die Vermutung, dass das Verfestigungsvermögen des Binders mit steigendem Bindergehalt erhöht wird, weshalb wiederum der steigende Widerstand gegen Oberflächenzerrüttung resultiert [18]. Auf der anderen Seite führt die spannungsinduzierte Phasenumwandlung (α - ϵ -Umwandlung) zur Versprödung des Binders, die das Risswachstum durch den Binder begünstigt [116]. Diese mikrostrukturellen Vorgänge könnten wiederum zur Klärung des von der bruchmechanischen Theorie abweichenden Risswachstums bei zyklisch unterkritischer Belastung beitragen. Bezüglich der Zielsetzungen dieser Arbeit steht aber die skalenübergreifende Beschreibung der gefundenen Zusammenhänge im Vordergrund.

Die zur Schädigung führenden mikrostrukturellen Vorgänge sollen auf das makroskopische Bauteilverhalten übertragen werden. Es wurde gezeigt, dass der Bindergehalt V_{Co} die entscheidende Größe zur Beschreibung des Widerstands gegen ermüdungsinduzierte Oberflächenzerrüttung ist. Aufgrund der Nähe zur technischen Anwendung wird häufig die Forderung gestellt, das Werkstoffverhalten in erster Annäherung anhand einzelner Kennwerte abzuschätzen. Die Ergebnisse zeigen, dass die Bruchzähigkeit K_{IC} nicht als die optimale Kenngröße zur Abschätzung des Ermüdungswiderstandes in Hartmetallen ist. Die Bruchzähigkeit wird den Ermüdungswiderstand durchaus beeinflussen, allerdings wurde keine eindeutige Abhängigkeit nachgewiesen (siehe Abbildung B. 108), wodurch sich diese Größe nicht zur vereinfachten Bewertung eignet.

Somit erscheint der angesprochene Bindergehalt der Hartmetallgüte als geeignet, um das Ermüdungsverhalten auf mikrostruktureller sowie makroskopischer Ebene abzuschätzen. In Abbildung B. 109 ist der annähernd lineare Zusammenhang und die damit vereinfachte Nutzbarkeit zwischen Bindergehalt und Ermüdungsgrenze im Stoßverschleiß-Versuch dargestellt. Mit sinkendem V_{Co} nimmt die Ermüdungsgrenze der Hartmetall-

güten ab. Der Bindergehalt beeinflusst ebenfalls den E-Modul, der die Steifigkeit und den Widerstand gegen elastische Verformung darstellt und somit als Maß für die atomaren Bindungskräfte herangezogen werden kann. Aus diesem Grund steht V_{Co} auch im Zusammenhang mit den Oberflächen- und Grenzflächenenergien auf mikrostruktureller Ebene [17]. Natürlich wird durch die Änderung des E-Moduls wiederum die Bruchzähigkeit aufgrund der gemeinsamen Abhängigkeit von der Querkontraktionszahl beeinflusst (Risskriterien nach Irwin und Griffith [199]), allerdings werden hier die mechanischen Eigenschaften unterschiedlicher Gefügebestandteile berücksichtigt. Das mikrostrukturelle Risswachstum wird durch den Bindergehalt bestimmt, weshalb wiederum der E-Modul und die Bruchzähigkeit dieser Phase entscheidend sind.

Um jedoch das skalenübergreifende makroskopische Ermüdungsverhalten des Verbundes abzubilden, ist die Betrachtung der Verbundeigenschaften und deren Abhängigkeiten notwendig. Somit erscheint der Bindergehalt des Verbundes als Maß für das Ermüdungs- und somit Verschleißverhaltens des Hartmetalls bei zyklisch induzierter Oberflächenzerrüttung geeignet (im Falle der unterkritischen Rissausbreitung). Auf mikrostruktureller Ebene steht der Bindergehalt und dessen nachgewiesene Wirkung auf das Risswachstum und die einhergehenden Vorgänge ganz eindeutig im Fokus. An dieser Stelle soll herausgestellt werden, dass der Bindergehalt des Verbundes lediglich als vereinfachtes Maß für die Abschätzung des Ermüdungswiderstandes eines Werkstoffs dient.

Die erarbeiteten Zusammenhänge lassen sich auch anhand der experimentellen Untersuchungen von MONTGOMERY und MOMENI ET AL. belegen [48, 51]. Sie konnten ebenfalls keine direkte Korrelation zwischen der üblicherweise genutzten Verbundeigenschaft K_{IC} und dem Verschleißverhalten bei schlagender unterkritischer Belastung (Schlag- und Hammerbohrprozesse) nachweisen.

Nicht die Hartmetallgüten mit der höchsten Bruchzähigkeit weisen den höchsten Widerstand gegen Oberflächenzerrüttung auf, sondern die Güten mit dem höchsten Bindergehalt. Ebenfalls nachgewiesen wurde, dass die Erhöhung der freien Matrixweglänge λ_{Co} durch die Steigerung der mittleren Karbidgröße d_{WC} zu keiner Erhöhung des Ermüdungswiderstands führt [48], was wiederum die fehlende Korrelation zur Bruchzähigkeit

K_{IC} belegt (siehe Abbildung B.108).

Die aufgeführten Ergebnisse und deren Diskussion haben die mikrostrukturellen Vorgänge und das resultierende Werkstoffverhalten der Hartmetalle bei zyklisch schlagender unterkritischer Belastung umfassend dargestellt. Es wurde ersichtlich, wie sich die Risse im Gefüge ausbreiten und welche mechanischen Kenngrößen das Ermüdungs- und somit im Falle der Oberflächenzerrüttung das Verschleißverhalten des Verbundes zielführend beschreiben oder welche dazu nicht geeignet erscheinen.

Zurückkommend zum Konzept der mittels Verschleißschuttschichten verstärkten Abbauwerkzeuge, sollen die gefundenen Zusammenhänge bezüglich der zyklisch induzierten Oberflächenzerrüttung mit Hilfe einer weiteren Werkstoffgruppe überprüft werden. Das Ermüdungsverhalten der bereits vorgestellten Ferro-Titanit[®] MMCs wird im nächsten Abschnitt genauer analysiert. Da diese als Alternative zum Hartmetall für Verschleißschuttschichten betrachtet werden, liegt der Fokus auf dem Vergleich der beiden Werkstoffgruppen.

Oberflächenzerrüttung der Ferro-Titanit[®] MMCs

Die mit Titankarbiden (TiC) verstärkten martensitischen Eisenbasis-Hartverbundwerkstoffe wurden wie die Hartmetallgüten im Stoßverschleiß-Versuch getestet. Als erstes wird die Kontaktfläche zwischen Indenter und Probenoberfläche betrachtet. In Abbildung B.110 sind Prallflächen in verschiedenen Auflösungen dargestellt. Die Schädigung des Gefüges wird im Vergleich mit dem Ausgangsgefüge in Abbildung B.23 ersichtlich. Das TiC wird wie das WC im Hartmetall fragmentiert und abgetragen. Der Unterschied zu den Hartmetall-Prallflächen fällt bei der Betrachtung der Matrix auf (siehe Abbildung B.100). Die MMC-Matrix ragt über der Karbidstruktur hervor. Der extrudierte und stark verformte Binder im Hartmetall ist nicht vergleichbar mit der hervorstehenden martensitischen Metallmatrix (Vergleich der Abbildungen B.110 und B.100). Wie von BERNIS beschrieben, wird durch eine

steigende Matrixhärte der elastisch ertragbare Anteil bei Beanspruchung oder Verformung erhöht [17]. Die damit verbundene hohe Fließgrenze der martensitischen Matrix führt zum erhöhten Widerstand gegen Ermüdungsvorgänge und Oberflächenzerrüttung [17]. In der verformten Metallmatrix der MMCs sind außerdem keine Verformungsstrukturen (beispielsweise Gleitbänder) zu erkennen. BERNs hat nachgewiesen, dass in Eisenbasis-Matrizes mit einer Härte $\geq 600 \text{ HV}_{10}$ keine Gleitbänder oder andere Verformungsstrukturen im Gefüge mehr zu finden sind [18]. Allerdings führt dies zu einer mit der Matrixhärte steigenden Spannungskonzentration in den Hartphasen, die wiederum rissauslösend wirkt [17]. Aus diesem Grund kommt es im Vergleich zum Hartmetall zur ausgeprägteren Fragmentierung der Titankarbide. Wie schon beim Hartmetall liegt jedoch nicht die Prallfläche im Fokus, sondern der Bereich außerhalb. Hier konnten ebenfalls ermüdungsinduzierte Ring- und Kegelbrüche beobachtet werden. In Abbildung B.111 sind mehrere Ringbruchausschnitte dargestellt. Wie schon zuvor ist ein für das stabile Risswachstum charakteristischer sprunghafter und stufenartiger Verlauf zu verzeichnen [116].

Aufgrund der Gefügeausbildung konnten die Risspfade nicht wie bei den Hartmetallen ausgewertet werden. Gründe hierfür sind die Metallmatrix, die selber wiederum feine Ausscheidungen aufweist, sowie die durch den Sinterprozess ringförmig ausgebildeten Titankarbide. Aus diesen Gründen ist eine eindeutige Separierung der Rissanteile nicht möglich. Der Riss lässt sich lediglich in die transgranularen Pfade innerhalb der Matrix oder des Karbids unterscheiden. Mittels quantitativer Bildanalyse wurde für alle drei untersuchten Ferro-Titanit[®] Güten (WFN, WFN-Feinkorn und WFN-60%TiC) ermittelt, dass $76 \pm 8\%$ der Gesamtrisslänge transgranular durch die Titankarbide läuft. Zwischen den Güten konnten keine Unterschiede im Rissverlauf nachgewiesen werden.

Der Hartstoff scheint somit der ermüdungssensitive Bestandteil der MMCs zu sein, da die Rissausbreitung in dieser Phase dominiert. Bei den untersuchten Hartmetallgüten war hingegen der Binder der ermüdungssensitive Bestandteil. Um zu untersuchen, warum das Risswachstum nun den Hartstoff und nicht mehr die Matrix bevorzugt,

wurden die Mikroeigenstressungen (2. Art) der beiden Werkstoffgruppen mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) bestimmt. Der Spannungszustand konnte qualitativ (Zug oder Druck), jedoch aufgrund der Streuungen in den Ergebnissen nicht quantitativ bestimmt werden.

Grundsätzlich ist bei Hartverbundwerkstoffen und Hartmetallen zu erwarten, dass während der Abkühlung im Herstellungsprozess die Metallmatrix oder der Binder auf die Hartphasen „aufschumpft“. Dieses Verhalten wird darauf zurückgeführt, dass der thermische Ausdehnungskoeffizient der metallischen Matrix größer als der des Hartstoffs ist ($\alpha_{th, MM} > \alpha_{th, HP}$) [200, 201]. Im Falle des Hartmetalls resultieren somit Druckeigenstressungen im Wolframmonokarbid und Zugeigenstressungen im (Kobalt-)Binder [100, 202]. Die Zugeigenstressungen im Binder können sich mit den makroskopischen Belastungen überlagern, was wiederum das Risswachstum in der Phase begünstigt.

Mit Hilfe der Eigenstressmessungen konnte nachgewiesen werden, dass das WC Druck- und der Binder Zugeigenstressungen aufweist. Im Falle der MMCs ergeben die Messungen allerdings umgekehrte Spannungszustände. Die Titankarbide weisen Zug- und die Metallmatrix Druckeigenstressungen auf. BERNs hat diese Besonderheit bei martensitisch gehärteten Hartverbundwerkstoffen ebenfalls nachgewiesen [18].

Während der Herstellung laufen die gleichen Vorgänge wie beim Hartmetall ab. Die Matrix schrumpft auf den Hartstoff ($\alpha_{th, MM} > \alpha_{th, HP}$). Die anschließende martensitische Härtung und die damit verbundene Phasenumwandlung ist jedoch wieder mit einer Volumenzunahme verbunden (0,5-5 %). Die umwandlungsbedingte Volumenzunahme wirkt der thermisch bedingten Volumenreduzierung (0,4-2 %) entgegen [18]. Der damit verbundene Abbau der Zugeigenstressungen im Binder führt zum gleichgewichtsbedingten Abbau der Druckeigenstressungen in der Hartphase. Zu erwähnen sind ebenfalls Volumenänderungen durch die Bildung von Ausscheidungen und weiteren Phasen während der Wärmebehandlung.

Wenn die thermischen die umwandlungsbedingten Volumenänderungen und Dehnungen überwiegen, kommt es lediglich zur Verringerung der (Mikro-)Eigenstressungen.

Falls die umwandlungsbedingten Dehnungen überwiegen, kann es zu einem (Mikro-)Spannungswechsel in den Gefügebestandteilen kommen, weshalb die Matrix schließlich Druck- und die Hartstoffe Zugeigenspannungen aufweisen [18].

Die mikrostrukturelle Betrachtung der Ferro-Titanit® Güten und deren Mikroeingenspannungszustand wirft nun die Frage auf, inwiefern sich das „makroskopische“ Ermüdungsverhalten ändert. Für die MMCs wurden aus den Ergebnissen der Stoßverschleiß-Versuche Wöhler-Kurven erstellt (siehe Abbildung B.83). Analog zu den Wöhler-Kurven der Hartmetalle lässt sich festhalten, dass die zur vollständigen Ringbruchbildung aufzubringende Kraft mit steigender Zyklenzahl absinkt. Des Weiteren fällt auf, dass die Abnahme der Kurven und deren Neigung flacher ist. Der zyklenabhängige Ermüdungswiderstand der Ferro-Titanit® Güten ist somit höher als der der Hartmetalle. Dies erscheint vor der von BERNs angeführten Erklärung, dass der Widerstand gegen Ermüdungsvorgänge und Oberflächenzerrüttung mit steigender Matrixhärte bzw. Fließgrenze zunimmt, plausibel [17].

Beim Vergleich der drei Güten untereinander ist erkennbar, dass die Kurven der Güten mit 33 Ma.-% TiC (WFN und WFN-Feinkorn) identisch verlaufen. Die beiden Güten unterscheiden sich hinsichtlich ihrer mittleren Karbidgröße. Die Wöhler-Kurve der Güte mit 60 Ma.-% TiC (WFN-60%TiC) verläuft auf einem niedrigeren Niveau (siehe Abbildung B.83). Um die Unterschiede zwischen den drei Güten anhand der mechanischen Eigenschaften zu analysieren, wurden Druck- und Vier-Punkt-Biegeversuche (SEVNB) durchgeführt (siehe Tabelle A.26).

Analog zu den diskutierten Ergebnissen der Hartmetallgüten wird somit verständlich, warum die Wöhler-Kurven der beiden Güten identisch sind. Der gleichbleibende Matrixvolumengehalt (67 Vol.-%) führt zum vergleichbaren Widerstand des Verbundes gegen zyklisch induzierte Oberflächenzerrüttung (siehe Abbildung B.83). Durch die Verringerung des Matrixvolumengehalts beim WFN-60%TiC sinkt der Ermüdungswiderstand ab. Somit scheint der für die Hartmetalle erarbeitete Zusammenhang zwischen Bindergehalt und Ermüdungsgrenze ebenfalls für die betrachteten TiC-verstärkten Kohlenstoffmartensite zuzutreffen.

Interessant ist nun der Vergleich der Wöhler-Kurven der Hartmetalle und der MMCs. Hinsichtlich der bisherigen Ergebnisse wäre zu erwarten, dass die Ferro-Titanit[®] Güten aufgrund der deutlich höheren Binder- bzw. Matrixgehalte einen höheren Widerstand gegen zyklisch induzierte Oberflächenzerrüttung und die damit verbundenen Ermüdungsvorgänge aufweisen (siehe Tabellen A.6 und A.26). In Abbildung B.112 sind die Wöhler-Kurven der MMCs und von drei grobkörnigen Hartmetallen (CTE20A, CTE30A und CTE50A) dargestellt. Die MMCs zeigen zwar einen zum Hartmetall vergleichbaren Ermüdungswiderstand, allerdings liegen die Kurven unter den zuvor erläuterten Erwartungen. Bei der Betrachtung der beiden unterschiedlichen Werkstoffgruppen scheinen weitere Einflussfaktoren eine Rolle spielen. Die Gefügeausbildung und die mechanischen Eigenschaften der einzelnen Phasen weichen stark voneinander ab, weshalb sich ein direkter Vergleich als schwierig erweist. Bei Betrachtung der Hartstoffe ist anzumerken, dass die Bruchzähigkeit von WC mit $5\text{--}6\text{ MPa}\sqrt{m}$ weit über der des TiC mit $1,5\text{--}2,8\text{ MPa}\sqrt{m}$ liegt (siehe Tabelle A.2). In Kombination mit dem abweichenden Spannungszustand (WC = Druck- und TiC = Zugeigenspannungen) kann dies die ausgeprägtere Fragmentierung der Titankarbide erklären.

Das Ermüdungsverhalten der Werkstoffgruppen und damit der Widerstand gegen Oberflächenzerrüttung kann auf makroskopischer Ebene als integrale Eigenschaft des Hartverbundes dargestellt werden. Auf mikrostruktureller Ebene müssen allerdings weitere zur Oberflächenzerrüttung führende Vorgänge berücksichtigt werden. Hierbei spielt das Verformungs- und Verfestigungsverhalten des Binders eine zentrale Rolle. Dieses wird durch mehrere Aspekte beeinflusst, z.B. die α - ε -Umwandlung und Phasenstabilität des Kobalts, die Stapelfehlerenergie, die W und C Gehalte im Binder, die geometrische Anordnung des Binders im Karbidskelett und der Mikroeigenspannungszustand in WC und Co. Hierfür sind umfangreiche bruchmechanische sowie energetische Berechnungen und Simulationen nötig. Bezüglich der fokussierten skalenübergreifenden Betrachtung des Verschleißverhaltens sind die hier diskutierten Ergebnisse allerdings ausreichend.

Aspekte der ermüdungsinduzierten Oberflächenzerrüttung

Aufgrund des Umfangs der diskutierten Inhalte zur zyklisch induzierten Oberflächenzerrüttung sollen die zentralen Ergebnisse und Erkenntnisse noch einmal zusammengefasst dargestellt werden. Hartmetalleinsätze (Schneidkanten, -leisten, Zähne, usw.) von TVM-Abbauwerkzeugen werden primär durch ermüdungsinduzierte Oberflächenzerrüttung verschlissen. Der wirkende Verschleißmechanismus wurde mit Hilfe des Stoßverschleiß-Versuchs und weiterer Untersuchungsmethoden analysiert.

Entgegen der Annahme aus der Literatur eignet sich die durch den kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_{IC} beschriebene Bruchzähigkeit nicht als Kennwert des Verbundes zur Beschreibung des Ermüdungswiderstands gegen zyklisch schlagende unterkritische Belastungen. Der Bindergehalt V_{Co} spielt hierbei eine zentrale Rolle. Mit zunehmendem Bindergehalt steigt der Ermüdungswiderstand und damit der Widerstand gegen zyklisch induzierte Oberflächenzerrüttung an. Diese Korrelation konnte anhand der experimentellen Untersuchung und der mikrostrukturellen Analyse belegt werden. Als Alternative zum Hartmetall wurden Ferro-Titanit[®] MMCs untersucht. Hier konnten die mikrostrukturellen und experimentellen Ergebnisse ebenfalls die Korrelation zum Binder- bzw. Matrixgehalt belegen. Allerdings wurde deutlich, dass ein direkter Vergleich zwischen Hartmetall und MMC nicht möglich ist, da noch weitere Einflussfaktoren, wie zum Beispiel die Gefügeausbildung oder die mechanischen Eigenschaften der einzelnen Phasen berücksichtigt werden müssen.

Abschließend lässt sich festhalten, dass der hier verwendete Stoßverschleiß-Versuch neue und höchst interessante Korrelationen in Bezug auf das ermüdungsinduzierte Verschleißverhalten der Werkstoffe aufgedeckt hat. Die Ergebnisse decken sich mit Beobachtungen aus der Anwendung [48, 51, 97]. Somit konnte wiederum die „globale“ Forderung nach einer skalenübergreifenden Betrachtung des Verschleißverhaltens erfüllt werden.

5.4. Synthese und Bewertung der Ergebnisse aus tribologischer Sicht

Zu den anfänglichen Zielen dieser Arbeit gehört die Bewertung des Abbauwerkzeugverschleißes hinsichtlich aussagekräftiger Verschleißprognosen (siehe Abbildung B. 18). Die Aufarbeitung der aktuell gängigen Vorgehensweise hat gezeigt, dass die Erstellung von Prognosemodellen basierend auf Indexwerten zur Abrasivität des Bodens (z.B. A_{BR} , CAI oder $\ddot{A}_{Qu}$) unzureichend ist (siehe Abschnitt 5.1).

Aus diesem Grund rückt die tribologische Analyse und werkstoffabhängige Betrachtung der Verschleißmechanismen in den Fokus dieser Arbeit. Bezüglich der Abbauwerkzeuge für Lockergestein (Schälmesser, Räumer und Stichel) konnten drei primäre Verschleißmechanismen und Schadensbilder identifiziert werden: Abrasion, Oberflächenzerrüttung und Gewaltbruch. Zur umfassenden Analyse des tribologischen Systems TVM-Werkzeug müssen die verschiedenen Verschleißmechanismen gezielt untersucht werden. Nur so können die gewonnenen Ergebnisse eine fundierte Basis für zukünftige Verschleißprognosen bilden.

Um den abrasiven Materialabtrag am Abbauwerkzeug (Furchungverschleiß) zu untersuchen, wurde das RUB Tunneling Device entwickelt. Die Ergebnisse dieser Arbeit belegen, dass der Abrasionsverschleiß in Abhängigkeit der verschiedenen tribologischen Systemkomponenten skalenübergreifend abbildbar ist (siehe Abschnitt 5.2). Mit dem Versuchsaufbau kann die Wechselwirkung zwischen einzelnen Komponenten analysiert werden. Beispielsweise der Einfluss des Stütz- oder Konditionierungsmittels (Zwischenmedium) auf die bodenmechanischen Eigenschaften des Baugrunds (Gegenkörper).

Des Weiteren wurde ein Stoßverschleiß-Versuch aufgebaut, mit dem die zyklisch induzierte Oberflächenzerrüttung der Verschleißschutzschichten untersucht wurde. Auch hier konnte bewiesen werden, dass üblich verwendete Ansätze zur Bewertung des Verschleißwiderstandes nur bedingt nutzbar sind (Einfluss des kritischen Spannungsintensitätsfaktors K_{IC} auf den Ermüdungswiderstand). In Abschnitt 5.3.2 wurde gezeigt, dass der Verschleiß der Abbauwerkzeuge in Folge von Oberflächenzerrüttung mit dem

vorgestellten experimentellen Ansatz skalenübergreifend betrachtet werden kann [48, 51].

Es stellt sich die Frage, inwiefern der technische Prozess durch die erarbeiteten Ergebnisse und Erkenntnisse optimiert werden kann. Einerseits können Ansätze zur Erstellung und Verbesserung von Verschleißprognosen verfolgt werden. Andererseits können Anpassungen an den Werkzeugkonzepten vorgenommen werden, die wiederum zur Effizienzsteigerung des Vortriebs beitragen.

Verschleißbewertung basierend auf experimentellen Daten

In diesem Abschnitt wird der Ansatz zur Bewertung und Abschätzung des Verschleißes von Abbauwerkzeugen diskutiert. Das aktuell umfassendste und fundierteste Verschleißprognosemodell für den Vortrieb im Lockergestein stellt das empirische Modell von KÖPPL dar [9]. Grundlage hierfür ist eine auf zahlreichen Vortrieben basierende Datenbasis. In dem Modell werden eine Vielzahl an Einflussfaktoren direkt oder indirekt abgebildet. Allerdings ist nicht für alle Einflüsse nachvollziehbar, in welcher Form sie berücksichtigt werden. In diesem Kontext sind geo- oder maschinentechnische Einflüsse zu nennen, die die empirischen Daten zwar beeinflussen, sich aber nicht in konkreten Parametern oder Modellgrößen widerspiegeln. Untersuchungen bezüglich der Unschärfe haben auch für dieses Verschleißprognosemodell die grundlegende Schwäche empirischer Modelle aufgezeigt [203]. Streuungen in den Eingangsparametern, die nicht direkt in den Modelldaten implementiert sind, führen zu Abweichungen im prognostizierten Laufweg der Werkzeuge um mehrere tausend Meter [203].

Diese Problematik hatte KÖPPL bereits angesprochen und darauf aufmerksam gemacht [9]. Deshalb begründet sich der Wunsch nach einem Prognosemodell, das auf experimentellen Daten basiert und einen Übertrag auf den realen Tunnelbohrprozess erlaubt. Hinsichtlich der Verwendbarkeit sind die Schwächen solcher Modelle ebenfalls bekannt (z.B. Größen- und Skalierungseffekte sowie die begrenzte Anzahl an berücksichtigten Einflussfaktoren). Die Schwierigkeit besteht daher in der Identifizierung der für den

Verschleiß dominanten Modellparameter, die zwingend berücksichtigt werden müssen. Wenn die experimentellen Daten dennoch zur Entwicklung eines Prognosemodells genutzt werden, ergibt sich eine weitere Problematik hinsichtlich der Validierung der gefundenen Zusammenhänge.

Jegliche Modelle, die auf Basis der Ergebnisse dieser Arbeit erstellt werden, können momentan nicht validiert werden. Einerseits fehlt der Zugang zu Vortriebsdaten und andererseits werden Vortriebsdaten nicht in der Form gesammelt, die zur Validierung vonnöten wäre. Die Daten von KÖPPL haben gezeigt, dass die Werkzeugwechsel während des Vortriebs zwar dokumentiert, der Werkzeugzustand und die Verschleißschäden aber nur selten beschrieben werden [9]. Die zuständige Person wechselt nach zum Teil subjektivem Empfinden die Werkzeuge. Zusätzlich kann es dazu kommen, dass Werkzeuge nur „strategisch“ gewechselt werden. Bei solch einem stillstandsbedingten Einstieg in die Abbaukammer werden häufig alle Werkzeuge gewechselt, auch wenn sie nicht verschlissen sind. Es gibt kein einheitliches Bewertungskriterium für den Verschleiß oder die auftretenden Verschleißmechanismen, keine Vorgehensweise oder Richtlinie, wie Schäden zu dokumentieren sind oder welche Daten erfasst werden müssen. Ausnahme hierbei stellen Schneidringe von Rollenmeißeln dar. Diese wurden aber im Rahmen dieser Arbeit aufgrund ihrer untergeordneten Rolle im Lockergesteinsvortrieb nicht weiter behandelt.

Aktuell ist somit keine Validierungsbasis vorhanden oder generierbar, mit denen experimentelle Modelle beurteilt werden können. Um dieses Problem zu überwinden ist eine „Sensibilisierung“ auf Seiten der Bauherren und ausführenden Firmen hinsichtlich der Dokumentation des Abbauwerkzeugverschleißes nötig. Bei solch einer Dokumentation müssten beispielsweise die beobachteten Verschleißmechanismen an den verschiedenen Werkzeugwerkstoffen in Abhängigkeit der Werkzeugposition auf dem Schneidrad und der wirkenden tribologischen Systemkomponenten (Gegenkörper, Belastungskollektiv und Zwischenmedium) erfasst werden. Ausgehend von solch einer fundierten Datenbasis könnten zukünftige Modelle zielführend validiert werden.

Aus diesem Grund wird im weiteren Verlauf kein Prognosemodell vorgestellt, das den Anspruch erhebt, den Verschleiß während eines Lockergesteinsvortriebs in Form von quantitativen Werkzeuglaufwegen abzubilden. Viel mehr sollen die Ergebnisse dieser Arbeit in einer gewichteten Aufsummierung und damit Gewichtung der Einflussfaktoren dargestellt werden. Die einfließenden Parameter werden hinsichtlich der Verschleißmechanismen unterteilt und anhand der experimentellen Ergebnisse faktorisiert und gewichtet. Darüber wird ein formelmäßiger Zusammenhang zwischen den einzelnen Einflussgrößen aufgestellt, mit dem der Einfluss auf den Verschleiß qualitativ dargestellt werden kann. Die berücksichtigten Parameter sind in Tabelle A. 31 aufgelistet. Für den abrasiven Verschleiß ergibt sich ein Formelzusammenhang nach Gleichung 5.1:

$$V_{Abr} = x_v \cdot v_{SC} + x_s \cdot s_C + x_p \cdot p + x_c \cdot C_U + x_Q \cdot \ddot{A}_{Qu} + x_S \cdot \tau + x_H \cdot H_s \quad (5.1)$$

Dabei steht τ für die Scherfestigkeit des Bodens, die aus den Scherparametern resultiert. Die Ritzhärte H_s stellt beim abrasiven Verschleiß die dominante Werkstoffeigenschaft des Abbauwerkzeugs dar. Die Vorfaktoren x_i bilden Gewichtungsfaktoren in Abhängigkeit der experimentellen Ergebnisse dieser Arbeit. Zur Bestimmung der Vorfaktoren können die Steigungen der Geradengleichungen genutzt werden, da diese für die untersuchten Eingangsparameter vorhanden sind (z.B. die Steigung für p in Abbildung B. 57). Für den abrasiven Verschleiß ergibt sich die Gleichung 5.2:

$$V_{Abr} = 0,01 \cdot v_{SC} + 1,36 \cdot s_C + 16,01 \cdot p + 2,93 \cdot C_U + x_Q \cdot \ddot{A}_{Qu} + x_S \cdot \tau - 0,89 \cdot H_s \quad (5.2)$$

Die Vorfaktoren für den äquivalenten Quarzgehalt und die Scherfestigkeit (x_Q und x_S) konnten in dieser Arbeit nicht bestimmt werden. Die eingesetzten Faktoren lassen nun eine rein qualitative Betrachtung der verschleißsteigernden Wirkung der jeweiligen Eingangsparameter zu. Die Untersuchungen am RUB Tunneling Device haben gezeigt, dass die Schneidraddrehzahl U und die damit verbundene Werkzeuggeschwindigkeit v_{SC} keinen signifikanten Einfluss auf den abrasiven Verschleiß hat ($x_v = 0,01$). KÖPPL konnte die Unabhängigkeit des Verschleißes von U in seinen empirischen Daten ebenfalls

nachweisen [9]. Die Penetration p und die daraus resultierende Anpresskraft F_{SC} zeigt hingegen einen signifikanten Einfluss auf den abrasiven Verschleiß ($x_p = 16,01$).

Mit der gleichen Vorgehensweise soll nun ein Formelzusammenhang für den Verschleißmechanismus Oberflächenzerrüttung erstellt (Gleichung 5.3) und gewichtet werden (Gleichung 5.4):

$$V_{Obz} = y_v \cdot v_{SC} + y_s \cdot \tau + y_s \cdot s_C (y_p \cdot p + y_v \cdot V_{Co}) \quad (5.3)$$

$$V_{Obz} = y_v \cdot v_{SC} + y_s \cdot \tau + (9,76 \cdot p + 10,28 \cdot V_{Co}) s_C \quad (5.4)$$

Der Einfluss der Werkzeuggeschwindigkeit und Scherfestigkeit konnte nicht bestimmt werden, weshalb y_v und y_s unbestimmt bleiben. Somit bestimmen in dieser Formel nur der Binder- bzw. Matrixgehalt des Werkzeugwerkstoffs und die Schneidkraft F_{SC} in Abhängigkeit vom Laufweg s_C den Verschleiß durch zyklisch induzierte Oberflächenzerrüttung. In den Gleichungen wird die Summe aus Penetration und Bindergehalt mit dem Laufweg multipliziert, da s_C und dessen Vorfaktor y_s mit der Zyklenzahl im Stoßverschleiß-Versuch korreliert. Allerdings ist nachvollziehbar, dass die Werkzeuggeschwindigkeit einen Einfluss auf den wirkenden Impuls und damit auf die auftretenden Spannungen am Werkzeug hat.

Für den Fall des Gewaltbruchs ist nur eine analytische Vorgehensweise möglich, da keine experimentellen Ergebnisse zugrunde liegen. Anfänglich wurde erläutert, dass dies mit der stochastischen Abhängigkeit des Schadensbildes zu tun hat. Ob Gewaltschäden auftreten, bedingt sich primär durch das Auftreten und das Erscheinungsbild von Inhomogenitäten im Baugrund. In Gleichung 5.5 wurde dennoch versucht, die Einflussfaktoren des Verschleißmechanismus Gewaltbruch darzustellen:

$$V_{Gew} = z_v \cdot v_{SC} + z_p \cdot p + z_s \cdot s_C + z_K \cdot K_{IC} \quad (5.5)$$

Die Werkzeuggeschwindigkeit v_{SC} beeinflusst den Impuls, der beim Auftreffen des Werkzeugs auf eine Inhomogenität entsteht (radiale Kraftkomponente). Die Penetration p ist

wie zuvor ein Maß für die Schneidkraft F_{SC} (axiale Kraftkomponente). Die Bruchzähigkeit K_{IC} stellt im Falle des Gewaltbruchs die entscheidende Werkstoffkenngröße des Werkzeugs dar.

Diese vereinfachte Darstellung der Zusammenhänge erlaubt eine erste Abschätzung der berücksichtigten Einflussfaktoren, wenn der Verschleiß der Abbauwerkzeuge analysiert werden soll. Verdeutlicht wird aber auch, dass die Beschreibung des tribologischen Systems sehr komplex ist und nicht anhand weniger Eingangsparameter geschehen kann. Die Ergebnisse und hergeleiteten Formeln erlauben eine qualitative Abschätzung des Verschleißes und der Wirkung einzelner Eingangsgrößen.

Für eine quantitative Abschätzung muss unter Berücksichtigung realer Tunnelbauprojekte und der vorhandenen spezifischen Kenngrößen aller beteiligten Einflussfaktoren eine Validierungsgrundlage geschaffen werden. Mit solch einer Basis könnte versucht werden, die experimentellen Ergebnisse in eine geeignete Modellstruktur zu überführen. Bis dahin können die dargestellten formelmäßigen Zusammenhänge genutzt werden, um Einflüsse verschiedener Eingangsparameter zu bewerten. Diese könnten während eines Vortriebs vom Bediener der TVM (Schildfahrer) berücksichtigt werden. Beispielsweise würde die Zielvorgabe, eine definierte Vortriebslänge in möglichst kurzer Zeit aufzufahren, zu einer Maximierung der Penetration führen. Der aus dem Laufweg der Werkzeuge (s_C) resultierende abrasive Verschleißbeitrag ($x_s = 1,36$) würde zwar geringer werden, aber der aus der erhöhten Penetration resultierende abrasive Verschleißbeitrag ($x_p = 16,01$) wäre um ein Vielfaches größer (siehe Gleichung 5.2).

Mit Gleichung 5.4 sind für den Verschleißmechanismus Oberflächenzerrüttung ebenfalls Zusammenhänge ablesbar. Auch wenn der abrasive Materialabtrag in einem spezifischen Vortrieb gering ausfällt und daher die Idee resultiert, die Schneidraddrehzahl und Penetration zu maximieren, kann dies zur signifikanten Erhöhung der Verschleißbeitrags durch Oberflächenzerrüttung führen ($y_p = 9,76$). Die mit der Werkzeuggeschwindigkeit zunehmende schlagende Belastung führt nach Gleichung 5.5 ebenfalls zum gesteigerten Risiko von Gewaltbrüchen. Der Zielkonflikt zwischen den unterschiedlichen Verschleißmechanismen und Vortriebsparametern wird ersichtlich. Diese Beispiele sollen die Be-

deutung und den Nutzen der angeführten formelmäßigen Gewichtungen verdeutlichen.

Optimierung der Werkzeug- und Werkstoffkonzepte

Der zweite angesprochene Aspekt zielt auf die Optimierung der Abbauwerkzeuge ab. Hierbei können wiederum verschiedene Schwerpunkte verfolgt werden. Einerseits kann eine Verbesserung der Standzeit oder eine Optimierung im Sinne einer Kostenreduktion bei vergleichbarer Standzeit erzielt werden. Bezüglich der dargestellten Werkzeugkonzepte, die aus einem preisgünstigen und duktilen Substrat sowie Verschleißschutzschichten bestehen, ist die Erhöhung der Standzeit ein nur schwer zu realisierendes Ziel.

Grund hierfür ist die Komplexität des tribologischen Systems. Jahrzehntelange Erfahrung und Forschung haben gezeigt, dass die Kombination aus duktilem Substrat und Hartmetalleinsätzen in Bezug auf die Verschleißbeständigkeit kaum zu übertreffen ist. Allerdings ist der Einsatz von Hartmetall in mehrerlei Hinsicht „umstritten“. Zum einen sind die Herstellungskosten für Hartmetalle hoch, da es nicht oder nur schwer zerspanbar und lediglich pulvermetallurgisch herstellbar ist. Dadurch ist die Formgebung ebenfalls eingeschränkt.

Der nächste Grund sind die Rohstoffkosten und die damit verbundene Verfügbarkeit. Wolfram zählt aufgrund des Versorgungsrisikos („Monopolstellung Chinas“) zu den kritischen Elementen [204]. Ungefähr 80 % des weltweit geförderten Wolframs stammen aus der Volksrepublik China [205]. Durch die Einführung von hohen Exportzöllen und begrenzten Ausfuhrmengen erzeugt China ein Versorgungsrisiko, das für die vom Rohstoffimport stark abhängige Bundesrepublik Deutschland ein großes Problem darstellt. Aus diesem Grund ist Wolfram als „kritisches Element“ gelistet [204].

Des Weiteren erweist sich das Metall Kobalt ebenfalls als kritisch. Ungefähr 66 % des weltweit geförderten Kobalts stammen aus der Demokratischen Republik Kongo [206]. Die Abbau- und Arbeitsbedingungen sind dort mehr als fragwürdig, weshalb die Kobaltgewinnung immer wieder in der Kritik steht. Außerdem wurde die karzinogene Wirkung von Kobalt und dessen Verbindungen bei der Verarbeitung nachgewiesen. Daher

sind im Umgang mit Kobalt zusätzliche Sicherheits- und Schutzmaßnahmen notwendig [206]. Hinsichtlich der heutzutage immer wieder angesprochenen Ressourceneffizienz stellt Hartmetall somit einen problematischen Werkstoff dar. Das Bestreben, Hartmetalle durch andere Werkstoffe zu substituieren, ist bereits heute Gegenstand zahlreicher Forschungsaktivitäten und internationaler Projekte.

Hartmetall wird vorwiegend aufgrund seines überragenden Widerstands gegen abrasiven Verschleiß eingesetzt. Zusätzlich weist Hartmetall eine vergleichsweise hohe Bruchzähigkeit auf, weshalb es im Bereich der Verschleißschichten bisher nicht substituierbar war. Im Rahmen dieser Arbeit wurden neben Hartmetall auch Eisenbasis Ferro-Titanit® MMCs untersucht. Bezüglich des abrasiven Verschleißwiderstands zeigte sich, dass die martensitischen WFN-Güten mit den Hartmetallgüten konkurrieren können (siehe Ritzhärten in Abbildung B. 73).

Im Falle der Oberflächenzerrüttung wurden ebenfalls vergleichbare Ergebnisse und Ermüdungswiderstände nachgewiesen (siehe Ermüdungsgrenzen in Abbildung B. 112). Ein einziger signifikanter Unterschied ergibt sich bei der Betrachtung der Bruchzähigkeit K_{IC} . Zwar zeigen die Ferro-Titanit® Güten WFN und WFN-Feinkorn eine für Hartverbundwerkstoffe durchaus hohe Bruchzähigkeit ($\approx 15 \text{ MPa}\sqrt{m}$), jedoch übertreffen die verwendeten Hartmetallgüten diese Werte. Daher ergibt sich bei den Hartverbundwerkstoffen ein erhöhtes Risiko für Gewaltbruch. Für TVM-Abbauwerkzeuge werden üblicherweise mittel- und grobkörnige Hartmetalle mit einem Bindergehalt von 10 - 15 Ma.-% eingesetzt, wodurch sich Bruchzähigkeiten im Bereich von $20 \text{ MPa}\sqrt{m}$ einstellen.

Anhand eines einfachen Beispiels soll das Potential der martensitischen Ferro-Titanit® MMCs als Alternative zum Hartmetall aufgezeigt werden. In Abbildung B. 8 wurde ein Schälmesser vorgestellt, das einen üblich verwendeten Aufbau vorweist. Zwei Hartmetallschneidkanten und drei -leisten sind auf der Rückenfläche in das Substrat eingelötet. Aus der Untersuchung verschlissener Werkzeuge ging hervor, dass die verschiedenen Werkzeugbereiche unterschiedlichen geometrieabhängigen Belastungen ausgesetzt sind. Im Bereich der Schneidkanten treten die größten Kräfte auf. Aufgrund von Bodenin-

homogenitäten kommt es zu schlagenden Belastungen, die zu hohen Spannungsspitzen und damit zum Gewaltbruch führen. Der Werkzeugrücken hingegen weist deutlich geringere Belastungen auf. Hier kommt es vornehmlich zur Oberflächenzerrüttung durch das zyklische Aufprallen und Abrollen der Bodenpartikel. In Abbildung B.113 sind verschlissene Schälmesser und die zwei beschriebenen Belastungsbereiche dargestellt. Abrasion tritt im gesamten Werkzeugbereich auf, weshalb dieser „globale“ Verschleißmechanismus nicht separat eingezeichnet ist. Beide Werkstoffgruppen (MMC und Hartmetall) weisen einen vergleichbar hohen Widerstand gegen Abrasion auf, weshalb der Verschleißmechanismus bei diesem Vergleich vernachlässigt werden kann.

Aus der Werkzeugbeschreibung geht hervor, dass die Verschleißschutzschichten und die dafür verwendeten Werkstoffe positionsabhängigen Belastungen ausgesetzt sind und daher deren benötigtes Eigenschaftsprofil ebenfalls variiert. Die Schneidkanten müssen eine hohe Bruchzähigkeit aufweisen, um die Gefahr des großflächigen Ausbrechens in Form eines Gewaltbruchs zu minimieren. Bei den Verschleißschutzschichten im Rückenbereich stehen die Bindergehalte im Vordergrund, um den Widerstand gegen Oberflächenzerrüttung zu erhöhen. Die Bruchzähigkeit spielt in diesem Bereich nur eine untergeordnete Rolle, da die auftretenden Spannungsspitzen geringer sind.

In Abbildung B.114 sind die Hartmetalleinsätze eines baugleichen Schälmessers und deren Abmaße dargestellt. Damit soll verdeutlicht werden, wie ein Austausch der Hartmetalleinsätze durch die Ferro-Titanit[®] Güte WFN gestaltet werden könnte. Der Wechsel der Schneidkanten erscheint nicht sinnvoll. Aufgrund der hohen Bruchzähigkeit stellt Hartmetall hier weiterhin die optimale Lösung dar. Allerdings kann die gewählte Hartmetallgüte variiert werden. Ziel sollte die maximale Bruchzähigkeit bei ausreichender Härte sein ($H_{Hartmetall} > H_{Abrasive}$). Aufgrund der gegenläufigen Beziehung zwischen Härte und Bruchzähigkeit muss zwischen diesen beiden Zielgrößen ein Kompromiss gefunden werden.

Werden nun allerdings die Hartmetallleisten auf der Rückenfläche des Schälmessers betrachtet, stellt sich die Frage nach der Notwendigkeit. Die Betrachtung von verschlis-

senen Werkzeugen zeigt, dass es auf der Rückenfläche nur im Randbereich zu kleineren Ausbrüchen kommt (siehe Abbildungen B. 14 und B. 15). Somit steht der Widerstand gegen Abrasion und Oberflächenzerrüttung im Vordergrund. Durch den Wechsel der Leisten ergibt sich aufgrund des Dichteunterschieds zwischen Hartmetall und Ferro-Titanit[®] zusätzlich ein Gewichtsunterschied. Die beispielhafte grobkörnige Hartmetallgüte CTE25A hat eine Dichte von $14,3 \text{ g/cm}^3$ (siehe Tabelle A. 6). Die Dichte der Ferro-Titanit[®] Güte WFN liegt allerdings nur bei $6,5 \text{ g/cm}^3$ [63].

Das Ersetzen von Hartmetall durch den Hartverbundwerkstoff führt bei gleicher Geometrie zu einer Gewichtsersparnis von 54,5 %. Die Gewichtsersparnis mag für das hier vorgestellte Beispiel nicht relevant zu sein, jedoch führt eine Gewichtsreduktion auch immer zu einer Änderung der Kosten. Inwiefern sich die Kosten quantitativ ändern, kann im Rahmen dieser Arbeit nicht abgeschätzt werden. Hierbei müssen diverse Einflussfaktoren berücksichtigt werden, die von den Herstellern abhängen (Stückzahlen, Fertigungsroute, Geometrien, usw.). Wenn berücksichtigt wird, wie viele Werkzeuge während eines Vortriebs gewechselt werden, kann eine Preisänderung durchaus relevant werden. In den Daten von KÖPPL sind Vortriebe zu finden, bei denen lediglich ≈ 200 Schälmesser gewechselt wurden, aber auch Vortriebe bei denen bis zu 1350 Wechsel stattfanden [9].

Das vorgestellte Beispiel soll das Potential von Werkstoffoptimierungen verdeutlichen. Die belastungs- und damit positionsabhängige Gestaltung des Abbauwerkzeuges und der verwendeten Werkstoffe weist einen großen Spielraum für Anpassungen auf. Projektbezogene Werkstoff- und Werkzeugkonzepte könnten zur Steigerung der Abbauleistung, des Laufweges und damit zur Effizienz des gesamten Vortriebs führen.

Kapitel 6

Zusammenfassung

Der Verschleiß von Abbauwerkzeugen für Tunnelvortriebsmaschinen (TVM) stellt einen wichtigen Eingangsparameter für die Auslegung und Planung eines Tunnelbauprojekts dar. Verschleiß spielt neben den resultierenden Mehrkosten für Material und unplanmäßige Stillstände auch in der Logistik eine zentrale Rolle. Vortriebsstopps für Werkzeugwechsel müssen im Zeitplan berücksichtigt werden und an geeigneten Streckenabschnitten erfolgen. Aus diesen Gründen besteht ein großes Interesse an der Analyse der Verschleißvorgänge an Abbauwerkzeugen. Im Rahmen des Teilprojekts C5 im Sonderforschungsbereich 837: „Interaktionsmodelle für den maschinellen Tunnelbau“ wurde dieser Thematik in einem eigenen Teilprojekt nachgegangen, dessen Ergebnisse in dieser Arbeit aufbereitet wurden.

Im Fokus der vorliegenden Arbeit steht die skalenübergreifende Darstellung des Abbauwerkzeugverschleißes in nichtbindigen Böden. Ziel war es, das tribologische System TVM-Werkzeug bzw. die hier auftretenden Verschleißmechanismen mit Hilfe von experimentellen Methodiken zu untersuchen (siehe Abbildung B.18). Aus der Analyse von verschlissenen Abbauwerkzeugen ging hervor, dass neben den dominanten Verschleißmechanismen Abrasion und Oberflächenzerrüttung noch das Schadensbild des

Gewaltbruchs auftreten kann. Abrasion tritt vorwiegend an den Substratwerkstoffen der Verbundwerkzeuge auf. Die harten und spröden Verschleißschutzschichten werden vorwiegend durch Oberflächenzerrüttung verschlissen. Gewaltbruch wird durch Inhomogenitäten im Baugrund ausgelöst, wodurch es zum partiellen oder vollständigen Versagen des Werkzeugs kommen kann.

Die vorliegende Arbeit wurde in vier Schwerpunkte unterteilt. Der erste Teil befasste sich mit der aktuell gängigen Praxis zur Abschätzung des Verschleißes während eines Tunnelvortriebs. Im zweiten Teil wurde der Verschleißmechanismus Abrasion mit Hilfe des eigens entwickelten RUB Tunneling Device analysiert. Hierbei stand ebenfalls die umfassende Abbildung des tribologischen Systems TVM-Werkzeug und die Untersuchung der Wechselwirkungen innerhalb des Systems im Fokus. Der Verschleißmechanismus Oberflächenzerrüttung wurde mit Hilfe eines Stoßverschleiß-Versuches im dritten Teil abgebildet. Im letzten Abschnitt erfolgte die Synthese und Zusammenführung der Ergebnisse hinsichtlich zukünftiger Verschleißprognosen und Werkzeugoptimierungen. Bei allen Untersuchungen standen materialkundliche Analysen und Betrachtungen im Vordergrund, um die werkstofftechnischen und tribologischen Zusammenhänge skalenübergreifend darzulegen.

Die momentane Vorgehensweise zur Abschätzung des Werkzeugverschleißes beruht auf der Betrachtung der Abrasivität des Bodens. Die Materialeigenschaft soll ein Maß für das Verschleißpotential des Baugrunds darstellen. Aus tribologischer Sicht ergibt sich aus dieser Definition ein Konflikt, da Verschleiß eine Systemeigenschaft ist. Das prozessbedingte tribologische System muss berücksichtigt werden, um einen zum Verschleiß führenden Vorgang zu analysieren. Die Durchführung von Testreihen mit dem Cerchar und LCPC Versuch haben gezeigt, dass die Bewertung der Abrasivität des Bodens mit diesen Versuchen nicht zielführend ist. Die isolierte Betrachtung von einzelnen tribologischen Systemkomponenten führt zu keinen aussagekräftigen Ergebnissen. Die Zusammenhänge begründen die Notwendigkeit der gesamtheitlichen tribologischen Betrachtungsweise.

Der Furchungsverschleiß (Verschleißmechanismus Abrasion) wurde mit Hilfe des im Rahmen dieser Arbeit entwickelten RUB Tunneling Device untersucht. Die Ergebnisse belegten, dass der Versuchsstand nützliche Aussagen über Verschleißerscheinungsformen an TVM-Abbauwerkzeugen liefert. Mit Hilfe von Untersuchungen auf mikrostruktureller Ebene konnten die Zusammenhänge zwischen dem auftretenden Furchungsverschleiß und den verwendeten Werkzeugwerkstoffen umfassend analysiert werden.

Des Weiteren wurde der Einfluss und die Wechselwirkung der verschiedenen tribologischen Systemkomponenten untersucht. Die zahlreichen Versuchsreihen und Ergebnisse haben belegt, wie essentiell die tribologische Betrachtung des Abbauwerkzeugverschleißes ist. Zur Verdeutlichung seien zwei Beispiele erwähnt. Bei der Werkstoffwahl für Abbauwerkzeuge wird primär die (Eindring-)Härte als Maß für die Verschleißbeständigkeit betrachtet. Die Untersuchungen auf makroskopischer (RUB Tunneling Device) und mikroskopischer (Nanoritzer) Ebene zeigten aber, dass die Ritzhärte für den Widerstand gegen Furchungsverschleiß entscheidender ist. Diese wird wiederum durch die Gefügeausbildung des Werkstoffs bestimmt. Das zweite Beispiel bezieht sich auf die vortriebsbedingte Ortsbruststützung durch Bentonitsuspension. Das RUB Tunneling Device stellt den aktuell ersten und einzigen Versuchsstand dar, mit dem ein flüssigkeitsgestützter Vortrieb abgebildet werden kann. Die häufig als Schmiermittel eingesetzte Bentonitsuspension bewirkt eine Änderung der bodenmechanischen Eigenschaften des Baugrunds. Die Injektion und Abfilterung der Suspension führt zur Verfestigung des ursprünglich kohäsionslosen Korngerüsts. Die Schneidkräfte zwischen Abbauwerkzeug und Ortsbrust und somit der Verschleiß werden erhöht.

Die ermüdungsinduzierte Oberflächenzerrüttung, die aufgrund von zyklisch schlagenden unterkritischen Belastungen (z.B. durch das Auftreffen mineralischer Partikel) entsteht, konnte ebenfalls experimentell und skalenübergreifend untersucht werden. Der im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Stoßverschleiß-Versuch liefert reproduzier- und validierbare Ergebnisse auf Basis von Hertz'schen Kegelbrüchen. Die auf dem stabilen Risswachstum beruhenden Brüche wurden als Bewertungskriterium für die Ermüdungs-

lebensdauer der untersuchten Werkstoffe genutzt. Es konnte gezeigt werden, dass die Bruchzähigkeit (K_{IC}) nicht der optimale Kennwert zur Beschreibung des Ermüdungswiderstands bei zyklisch induzierter unterkritischer Belastung ist. Für Hartmetalle und Hartverbundwerkstoffe konnte die eindeutige Korrelation zwischen der Ermüdungslebensdauer und dem Binder- oder Matrixgehalt nachgewiesen werden.

Die komplexen Zusammenhänge und Wechselwirkungen der Rissbildung und des Risswachstums konnten sowohl makroskopisch als auch mikroskopisch analysiert und erläutert werden. Die Ergebnisse ließen sich ebenfalls auf Beobachtungen aus der Anwendung übertragen, wodurch deren Signifikanz und Aussagekraft belegt wurde. Die Untersuchungen zeigten ebenfalls das Potential von Hartverbundwerkstoffen als Alternative zum üblicherweise verwendeten Hartmetall auf.

Abschließend wurden die Ergebnisse dieser Arbeit hinsichtlich möglicher Verbesserungen für den maschinellen Tunnelbau bewertet. Hierbei stand die Forderung nach einer aussagekräftigen Verschleißprognose im Vordergrund. Es konnte verdeutlicht werden, welche Schwierigkeiten bezüglich der Bewertung und insbesondere der Validierung der Laborexperimente bestehen. Mit Hilfe der Ergebnisse konnten qualitative Zusammenhänge zwischen den tribologischen Systemkomponenten ermittelt werden. Allerdings wurde ersichtlich, dass eine quantitative Bewertung des Verschleißes oder gar eine Prognose bisher kaum möglich ist. Hierfür bedarf es Daten aus einem vergleichbaren Tunnelvortrieb. Daher ist noch Raum für weitergehende Untersuchungen. In Bezug auf Werkzeug- und Werkstoffoptimierung konnte gezeigt werden, dass hier Verbesserungen realisierbar sind, wenn die Werkzeugkonzepte mit Blick auf die lokalen und spezifischen Belastungs- oder Anforderungsprofile ausgelegt werden. Die positions- und belastungsorientierte Anwendung der Werkstoff- und Werkzeugkonzepte kann schließlich zur Steigerung der Laufzeit und damit zur Effizienzsteigerung des gesamten Vortriebs führen.

Kapitel 7

Ausblick

Auf Grundlage der in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse lassen sich zusätzliche Fragestellungen ableiten, die im Fokus zukünftiger Untersuchungen stehen können. Die umfangreiche Aufarbeitung der tribologischen Zusammenhänge im maschinellen Tunnelbau ermöglicht die Ausweitung der Untersuchungen am RUB Tunneling Device. Der Versuchsaufbau stellt ein vielversprechendes Instrument zur Analyse des tribologischen Systems TVM-Werkzeug dar.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden lediglich nichtbindige Böden verwendet. Die Berücksichtigung von bindigen und damit kohäsiven Böden würde die Einbindung der Bodenmechanik noch weiter vorantreiben. Die komplexen bodenmechanischen Verhältnisse in bindigen Böden würden zu weiteren interessanten Erkenntnissen bezüglich des Abbauwerkzeugverschleißes führen. Die Wechselwirkungen zwischen den tribologischen Systemkomponenten gilt es zu untersuchen und mit denen für nichtbindige Böden zu vergleichen. Es ist ersichtlich, dass der durch den Baugrund dargestellte tribologische Gegenkörper vielfach variiert werden kann.

Dementsprechend ist die Wechselwirkung mit vortriebsbedingten Stütz- und Konditionierungsmitteln von großem Interesse. BEZUIJEN hat in Labor- und Felduntersuchungen

nachgewiesen, dass es beim EPB-Vortrieb in nichtbindigen Böden durch die Injektion von Schaum in die Ortsbrust zu einer Erhöhung der effektiven (Korn-zu-Korn) Spannungen im Korngerüst kommen kann [207]. In dem untersuchten Vortrieb verdrängte der mit Druck injizierte Schaum das Porenwasser aus dem kohäsionslosen Boden. Die steigenden Korn-zu-Korn Spannungen führten zur Erhöhung des Schneidraddrehmoments. Der Verschleiß wurde jedoch nicht dokumentiert. Allerdings lässt sich auf Basis des erhöhten Drehmoments schlussfolgern, dass die Schneidkräfte zwischen Abbauwerkzeug und Ortsbrust ebenfalls ansteigen. Das würde wiederum zum Anstieg des Verschleißes führen. Diese Beobachtung begründet das große Interesse an der in-situ Injektion von Tensidgemischen im RUB Tunneling Device. Diesbezügliche Versuchsreihen sind in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (RUB) bereits in Planung. Ein weiterer Aspekt, der nach erfolgreichen Aufbau des RUB Tunneling Devices zukünftig im Fokus stehen sollte, ist der Einfluss der Schneidrad- und Werkzeuggeometrie. Die resultierende Variation des tribologischen Grundkörpers führt zur Veränderung der Strömungs- und Spannungsverhältnisse während des Ortsbrustabbaus. Der modulare Aufbau des RUB Tunneling Device ermöglicht außerdem eine stetige Modifikation und Adaption der Messinstrumente. Einen weiteren Erkenntnisgewinn würde die Messung des Schneidraddrehmoments darstellen. Das Drehmoment kann als zuverlässiges Maß für die Schneidkräfte zwischen Abbauwerkzeug und Ortsbrust herangezogen werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden aufgrund des thematischen Bezugs zum Lockergestein lediglich starre Abbauwerkzeuge (Räumer, Schälmesser und Stichel) betrachtet. Für Festgestein eingesetzte Rollenmeißel standen nicht im Fokus der Untersuchungen, da ihnen im Lockergestein keine direkte Löseleistung zugesprochen wird. Allerdings befinden sich auch auf Schneidrädern für Lockergestein Rollenmeißel, die für das Durchfahren von Hindernissen (Dichtblöcke, Inhomogenitäten im Baugrund, usw.) genutzt werden.

Rollenmeißel weisen im Vergleich zu den starren Werkzeugen einen grundsätzlich ande-

ren Abbaumechanismus auf. Das Abrollen des Schneidrings auf der Ortsbrust resultiert in einem Belastungsprofil, das nicht mit dem der starren Werkzeuge vergleichbar ist. Daher sind die genutzten Werkzeug- und Werkstoffkonzepte anders. Die dabei verwendeten Werkstoffe weisen ein speziell abgestimmtes Eigenschaftsprofil auf. Aufgrund der hohen Anpresskräfte stehen hier die Festigkeit und Zähigkeit des Schneidrings im Vordergrund. Die tribologische Betrachtung von Rollenmeißeln stellt einen neuen thematischen Schwerpunkt dar, der mit zahlreichen Untersuchungen analysiert werden kann. Beginnend mit der grundlegenden Beschreibung des Abbaumechanismus und der resultierenden Belastung am Werkzeug, kann im nächsten Schritt das tribologische System „Rollenmeißel“ mit Hilfe von geeigneten experimentellen Versuchsaufbauten charakterisiert werden. Diesbezüglich könnte das RUB Tunneling Device modifiziert bzw. adaptiert werden. Die nötigen Umbauten sind zum Zeitpunkt der Fertigstellung dieser Arbeit bereits in Planung.

Die Analyse verschlissener Rollenmeißeln hat ein Optimierungspotential im Bereich der Legierungsentwicklung und Herstellung von Schneidringen erkennen lassen. Die verwendeten Ringwerkstoffe sowie die Herstellungsrouten und Wärmebehandlung können noch deutlich verbessert werden. Hierbei sollte wiederum die vortriebsbezogene Auslegung der Werkzeuge im Fokus stehen. Die Optimierung der Rollenmeißel ist aus Sicht der Bauherren von großem Interesse, da der Meißelverbrauch während eines Vortriebs auch heute noch einen signifikanten (Mehr-)Kostenfaktor darstellt [208]. Verschlossene Rollenmeißel führen zur drastischen Verminderung der Vortriebsleistung, wodurch die Prozesseffizienz des Tunnelvortriebs sinkt und die Projektkosten steigen [208].

In dieser Arbeit wurden ebenfalls Werkstoffoptimierungen diskutiert. Die (Weiter-)Entwicklung von Werkstoffkonzepten, Werkzeuggeometrien oder Verbundkonzepten stellt sowohl für starre Werkzeuge als auch für Rollenmeißel ein weitreichendes Forschungsthema dar. Im Bereich der Verschleißschutzschichten stellt die Substituierung von Hartmetall durch alternative Hartverbundwerkstoffe auf Eisenbasis solch ein Beispiel dar. Durch Analyse der positions- und werkzeugabhängigen Belastungsprofile kön-

nen Eigenschaftsprofile für die zu verwendenden Werkstoffe erstellt werden. Mit diesen „Anforderungsprofilen“ für die jeweiligen Werkzeugbereiche können Werkstoffe mit optimierten mechanischen und physikalischen Eigenschaften gefunden werden. Die Idee der positionsabhängigen Anforderungsprofile kann auch global auf das gesamte Schneidrad einer TVM ausgeweitet werden.

Beispielsweise hat die vom Spurradius abhängige Werkzeuggeschwindigkeit großen Einfluss auf die resultierenden radialen Schneidkräfte und Werkzeugbelastungen. Somit kann die Werkzeugwahl und das verwendete Werkstoffkonzept für den jeweiligen Spurradius optimiert werden.

Im Bereich der Schneidringe für Rollenmeißel sollte der Fokus auch auf der Fertigung liegen. Schneidringrohlinge werden z.B. im Gesenk geschmiedet und anschließend wärmebehandelt. Hierbei sind nur Werkstoffe nutzbar, die sich auch schmieden lassen (z.B. Warmarbeitsstähle). Alternative Fertigungsrouten könnten zur Nutzung neuer Werkstoffgruppen führen (z.B. Hartverbundwerkstoffe). Damit würde sich das Eigenschaftsprofil und die Einsatzmöglichkeit des Schneidrings erweitern.

Ein weiteres werkstofftechnisches Thema, das in dieser Arbeit nur am Rande Erwähnung fand, sind die Auftragschweißlegierungen, die zum Schutz der Abbauwerkzeuge und des Schneidrads genutzt werden. Hierbei werden üblicherweise Nickelbasis-Werkstoffe des Systems Ni-B-Si oder Ni-Cr-B-Si verwendet (siehe Abschnitt 2.3.2). Legierungssysteme auf Eisenbasis stellen aus Kostengründen und aufgrund der martensitischen Härtung eine vielversprechende Alternative dar. Am Lehrstuhl für Werkstofftechnik (RUB) wird dieser Fragestellung bereits im Rahmen anderer Forschungsaktivitäten nachgegangen. Hartmetalleinsätze werden üblicherweise eingelötet. In diesem Kontext können die verwendeten Lote bezüglich der Eignung für die verschiedenen Substratwerkstoffe untersucht werden. Dies kann zu einer verbesserten Einbindung führen, wodurch dem Versagen der Fügezone entgegengewirkt werden kann. Die Ausfallwahrscheinlichkeit der Werkzeuge würde sinken.

Das letzte Kapitel dieser Arbeit befasst sich mit der Verschleißprognose für Abbauwerk-

zeuge (siehe Abschnitt 5.4). Die projektbezogene Prognose und Bewertung des auftretenden Verschleißes hat großen Einfluss auf die Planung und Auslegung eines Vortriebs. Die Probleme hinsichtlich der Erstellung eines zielführenden Modells wurden ausführlich erläutert. Es resultieren Überlegungen, wie dieser Fragestellung zukünftig begegnet werden kann. Eine Möglichkeit stellt die Ausweitung der experimentellen Datenbasis dar. Weitere Versuchsreihen am RUB Tunneling Device würden zu einer stetigen Erweiterung der verfügbaren Datenmenge führen. Somit könnten weitere Einflussfaktoren analysiert und bewertet werden (z.B. in-situ Schauminjektion, bindige Böden, usw.). Wie bereits angesprochen, kann diese Datenbasis zur Erstellung eines Prognosemodells verwendet werden. Dabei wären analytische Ansätze denkbar, bei denen die Ergebnisse auf Basis von mathematischen Gleichungen verknüpft werden.

Hier könnten „neuronale Netze“ helfen. Dabei werden die experimentellen Daten genutzt, um ein numerisches Modell zu erstellen, das zu einer eigenständigen Verknüpfung der Zusammenhänge und Beziehungen innerhalb der Datenbasis führt [209]. Dieser Ansatz wird bereits zusammen mit Dr. R. Kaunda von der Colorado School of Mines (USA) verfolgt und untersucht. Neben der Erstellung eines Modells wurde die Notwendigkeit einer Validierungsbasis angesprochen. Für zukünftige Forschungsaktivitäten ist es daher zwingend erforderlich, Zugang zu Vortrieben und den dabei gesammelten Projektdaten zu bekommen, um die experimentellen Ergebnisse und resultierenden Modelle zu validieren.

Die angeführten Punkte zeigen, dass es im Bereich der Analyse des Abbauwerkzeugverschleißes noch einen großen Raum für weitergehende wissenschaftliche Themenstellungen gibt. Das komplexe und variantenreiche Verfahren des maschinellen Tunnelbaus birgt somit noch für viele Jahre ein großes Forschungspotential.

Anhang A

Tabellen

Tabelle A.1.: Mikro- und Ritzhärte der Basal- und Prisma-Ebenen von WC nach ENGQVIST ET AL. [72]. Bei den Ritzrichtungen auf der Prisma-Ebene wird zwischen orthogonal ($\perp$) und parallel ($\parallel$) unterschieden.

Kristallrichtung	Mikrohärte HV0,05	Ritzhärte kg/mm^2
Basal-Ebene	2300 ± 200	1700 ± 300
Prisma-Ebene ($\perp$)	1300 ± 100	1900 ± 300
Prisma-Ebene ($\parallel$)	1300 ± 100	1200 ± 200

Tabelle A.2.: Mechanische Eigenschaften von Titan- (TiC) und Wolframmonokarbid (WC) [64, 210], α -Co sowie von WC-Co Hartmetall [18, 67, 92].

mech. Eigenschaft	Einheit	TiC	WC	α -Co (kfz)	WC-Co HM
Dichte	g/cm^3	4,93	15,7	8,9	13-15
Härte	HV10	3200	2200-3600	≈ 100	700-2200
E-Modul	GPa	450	625-700	207	400-650
Druckfestigkeit	MPa	-	3350-6830	-	3000-9000
Biegebruchfestigkeit	MPa	-	-	-	2000-4000
Bruchzähigkeit	MPa $\sqrt{m}$	1,5-2,8	5-6	-	8-20

Tabelle A.3.: Benennung der Hartmetall-Güten in Abhängigkeit von der mittleren Karbidgröße d_{WC} [89].

Korngröße	Bezeichnung
μm	
< 0,2	nano
0,2 - 0,5	ultrafein
0,5 - 0,8	feinst
0,8 - 1,3	fein
1,3 - 2,5	mittel
2,5 - 6,0	grob
> 6,0	extragrob

Tabelle A.4.: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Stähle in Ma.-%.

Stahl	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Fe
S235JR	0,16	0,18	0,76	-	0,10	-	-	-	Rest
S275JR	0,21	0,14	0,97	-	0,15	-	-	-	Rest
C45	0,46	0,23	0,77	0,35	0,33	-	-	-	Rest
C60	0,61	0,37	0,64	0,45	0,49	-	-	-	Rest
42CrMo4	0,43	0,31	0,71	0,24	1,14	0,24	-	-	Rest
34CrNiMo6	0,34	0,21	0,45	1,48	1,55	0,32	-	-	Rest
30CrNiMo8	0,29	0,38	0,44	1,97	2,14	0,44	-	-	Rest
X40CrMoV5-1	0,42	0,47	0,66	-	5,21	1,37	1,06	-	Rest
X153CrMoV12	1,55	0,30	0,41	0,17	12,21	0,77	0,74	0,14	Rest
X210Cr12	2,08	0,21	0,37	-	11,94	-	-	-	Rest
HS6-5-2C	0,92	0,46	0,51	-	4,10	5,20	1,77	6,59	Rest

Tabelle A.5.: Herstellerangaben zum Hartstoffgehalt und zu der chemischen Zusammensetzung der Matrix der verwendeten Ferrotitanit® Güten in Ma.-%.

*Entnommen aus [63].

Güte	Hartstoff	Hartstoffgehalt	C	Cr	Mo	Fe
WFN	TiC	33,0	0,75	13,5	3,0	Rest
WFN-Feinkorn	TiC	33,0	0,75	13,5	3,0	Rest
WFN-60%TiC	TiC	60,0	-	10,9*	0,1*	Rest

Tabelle A. 6.: Herstellerangaben zur Phasenzusammensetzung und zu den mechanischen Eigenschaften der verwendeten WC-Co Hartmetallgütern [127].

Güte	Korngröße	Co-Gehalt	Härte	Biegebruch- festigkeit	Druck- festigkeit	E-Modul	Bruch- zähigkeit
	μm	Ma.-%	HV10	MPa	MPa	GPa	$\text{MPa}\sqrt{m}$
CTE12A	Grobkorn	6,0	1200	2400	4300	630	16,0
CTE20A	"	10,0	1130	2600	4000	580	18,0
CTE25A	"	12,5	1050	2700	3500	555	20,0
CTE30A	"	15	970	2800	3600	530	22,0
CTE50A	"	25	760	2800	3200	450	26,0
CTM12A	Mittelkorn	6	1430	3000	5400	630	12,6
CTM22A	"	11	1260	2900	4600	560	13,5
CTF12E	Feinkorn	6	1640	2200	6400	625	9,9
CTF24E	"	12	1330	3000	4900	560	12,0

Tabelle A.7.: Die Korngrößenverteilung des Quarzsandes F36 der Quarzwerke Frechen, der für den Reibrad-Versuch nach ASTM-G65 benutzt wurde.

Kornklasse in μm	< 90	90-125	125-180	180-250	250-355	> 355
Mengenanteil in Ma.-%	1	11	60	26	2	0

Tabelle A.8.: Klassifikation der Abrasivität des Baugrunds anhand des LCPC-Abrasivitätskoeffizienten A_{BR} [7, 136].

A_{BR}	Klassifikation
g/t	
0 - 50	nicht abrasiv
50 - 100	kaum abrasiv
100 - 250	gering abrasiv
250 - 500	mittel abrasiv
500 - 1250	sehr abrasiv
1250 - 2000	extrem abrasiv

Tabelle A. 9.: Übersicht der publizierten Versuchsmethodiken zur Bestimmung der Abrasivität des Baugrunds [135].

Versuch	maximale Korngröße der Bodenprobe in mm	Quelle
LCPC Versuch	6,3	AFNOR P18-579 (1990) [7]
Cerchar Abrasivitätstest	Festgesteinsprobe	AFNOR NF P 94-430-1 (2000) [6]
TU Wien Abrasimeter	31,5	Drucker (2013) [151]
Nordic Ball Mill Test	16	DIN EN 1097-9 (2014) [211]
Los Angeles Abrasion Test	2,5- 40	Ugur et al. (2010) [212]
Micro Deval Test	untersch. Fraktionen	Fowler et al. (2006) [213]
Dorry Abrasion Test	10,2- 14	EN 1097-8 (2009) [214]
Miller Slurry Test	Suspension	ASTM G75 (2007) [215]
Penn State Soil Abrasivity Test (PSAI)	10	Gharahbagh et al. (2011) [152]
Turin Test	40	Peila et al. (2012) [39]
Soil Abrasion Test (SAT)	4	Nilson et al. (2006) [216]
Soft Ground Abrasion Tester (SGAT)	10	Jakobsen et al. (2013) [40]
Soil Abrasion Testing Chamber (SATC)	10	Barzegari et al. (2015) [153, 154]

Tabelle A.10.: Klassifikation der Abrasivität des Baugrunds anhand des Cerchar-Abrasivitätsindex CAI in Abhängigkeit der beiden gültigen Normen [140, 148].

CAI		Klassifikation
ASTM (2010)	ISRM (2014)	
nicht definiert	0,1 - 0,4	nicht abrasiv
0,3 - 0,5	0,5 - 0,9	sehr gering abrasiv
0,5 - 1,0	1,0 - 1,9	gering abrasiv
1,0 - 2,0	2,0 - 2,9	mittel abrasiv
2,0 - 4,0	3,0 - 3,9	hoch abrasiv
4,0 - 6,0	4,0 - 4,9	extrem / sehr abrasiv
6,0 - 7,0	≥ 5	quarzitisch / extrem abrasiv

Tabelle A.11.: Die innerhalb der Versuchsreihen am RUB Tunneling Device benutzten Wertebereiche für die Steuer- und Vortriebsparameter. Penetration p , Schneidraddrehzahl U und Vortriebsstrecke L_{VOR} werden an der Drehbank eingestellt. Aus den drei Eingangsparametern resultiert der Laufweg der Verschleißstifte s_C .

p	U	L_{VOR}	s_C
mm/U	min^{-1}	mm	m
0,05 - 0,20	45 - 140	0 - 465	146 - 4090

Tabelle A.12.: Am RUB Tunneling Device verwendete Schneidradrehzahlen U und resultierende Schneidgeschwindigkeiten der Verschleißstifte (v_{SC}) auf der Kreisbahn des Schneidrads. Der Spurradius gibt den Abstand des Verschleißstiftes vom Schneidradzentrum an.

Proben- position	Spurradius mm	v_{SC} in m/s für $U = 45$	$U = 56$	$U = 71$	$U = 90$	$U = 112$	$U = 140$
1	15	0,071	0,088	0,112	0,141	0,176	0,220
2	20	0,094	0,117	0,149	0,188	0,235	0,293
3	25	0,118	0,147	0,186	0,236	0,293	0,367
4	30	0,141	0,176	0,233	0,283	0,352	0,440
5	35	0,165	0,205	0,260	0,330	0,411	0,513
6	40	0,188	0,235	0,297	0,377	0,469	0,586
7	45	0,212	0,264	0,335	0,424	0,528	0,660
8	50	0,236	0,293	0,372	0,471	0,586	0,733
9	55	0,259	0,323	0,409	0,518	0,645	0,806
10	60	0,283	0,352	0,446	0,565	0,704	0,880
11	65	0,306	0,381	0,483	0,613	0,762	0,953
12	70	0,330	0,411	0,520	0,660	0,821	1,026

Tabelle A. 13.: Aufistung der im RUB Tunneling Device abgebildeten Systemkomponenten des tribologischen Systems „TVM-Werkzeug“.

Grundkörper Abbauwerkzeug	Gegenkörper Baugrund	Belastungskollektiv Steuer- und Vortriebsparameter	Zwischen-,Umgebungsmedium Stütz- und Konditionierungsmittel
verschiedene Werkstoffe und Wärmebehandlungs- zustände	Zusammensetzung ($\ddot{A}Qu$), Sieblinie (d_{60},d_{10},C_U), Lagerungsdichte, Wassergehalt, kohäsionlose und bindige Böden	p , U , vsC , L_{VOR} , s_C , F_{Sr} ,	Bentonit, Schaum, Wasser, vorab mit dem Boden gemischt oder während des Versuchs injiziert (Aufbau Stützmechanismus)

Tabelle A. 14.: Für den LCPC Versuch verwendete Werkstoffe, Wärmebehandlungszustände und resultierende Härten (Umrechnung nach DIN EN ISO 18265 [155]). Vergütete Werkstoffe wurden zuerst gehärtet und anschließend bei der genannten Temperatur angelassen (SHM = Sekundärhärtemaximum).

Werkstoff	Wärmebehand-	Wärmebehand-		Härte	
	lungszustand	lungsparameter	HRB	HV10	
S275JR	weichgeglüht	670 °C; 5 h; Ofen	68	125	
"	normalisiert	900 °C; 20 min; Luft	74	137	
"	ausgelagert	200 °C; 1 h; Wasser	92	202	
"	abgeschreckt	920 °C; 20 min; Wasser	100	255	
C45	weichgeglüht	700 °C; 5 h; Ofen	71	130	
"	normalisiert	860 °C; 20 min; Luft	86	173	
"	gehärtet	850 °C; 20 min; Wasser	-	440	
"	vergütet	400 °C; 1 h; Wasser	-	320	
42CrMo4	normalisiert	850 °C; 20 min; Luft	-	310	
"	gehärtet	850 °C; 20 min; Öl	-	600	
"	vergütet	400 °C; 1 h; Öl	-	450	
34CrNiMo6	normalisiert	850 °C; 20 min; Luft	-	450	
"	gehärtet	850 °C; 20 min; Öl	-	600	
"	vergütet	400 °C; 1 h; Öl	-	570	

Tabelle A. 15.: Fortsetzung der Tabelle A. 14 mit den für den LCPC Versuch verwendeten Werkstoffen, Wärmebehandlungszuständen und resultierenden Härten.

Werkstoff	Wärmebehandlungs- zustand	Wärmebehand- lungsparameter	Härte HRB	HV10
X40CrMoV5-1	gehärtet	1030 °C; 20 min; Öl	-	640
“	SHM	480 °C; 3 x 2 h; Öl	-	600
X210Cr12	gehärtet	970 °C; 20 min; Öl	-	865
“	hoch angel.	400 °C; 1 h; Öl	-	680
“	niedrig angel.	200 °C; 1 h; Öl	-	780
X153CrMoV12	gehärtet	1050 °C; 20 min; Öl	-	860
“	niedrig angel.	200 °C; 1 h; Öl	-	685
“	SHM	500 °C; 3 x 2 h; Öl	-	750
HS6-5-2C	gehärtet	1210 °C; 20 min; Öl	-	900
“	SHM	530 °C; 3 x 2 h; Öl	-	860
Hartmetall K40	-	-	-	1309

Tabelle A. 16.: Ergebnisse für den LCPC Abrasivitätskoeffizienten A_{BR} in Abhängigkeit der verwendeten Metallflügelwerkstoffe und Abrasive. Die Nummerierung ist auf Abbildung B.41 bezogen.

Werkstoff	Wärmebehand- lungszustand	Nr.	Härte HV10	A_{BR} in g/t	Quarz Kies	Schmelzkorund
S275JR	weichgeglüht	1	125	1419		2073
“	normalisiert	2	137	1373		2015
“	ausgelagert	3	202	1306		1988
“	abgeschreckt	4	255	1238		1927
C45	weichgeglüht	5	130	1204		1918
“	normalisiert	6	173	1139		1783
“	vergütet	7	320	1021		1654
“	gehärtet	8	440	1071		1696
42CrMo4	normalisiert	9	310	1051		1875
“	vergütet	10	450	995		1859
“	gehärtet	11	600	816		1750
34CrNiMo6	normalisiert	12	450	1051		1845
“	vergütet	13	570	839		1642
“	gehärtet	14	600	868		1883

Tabelle A.17.: Fortsetzung der Tabelle A.16 mit den Ergebnissen für den LCPC Abrasivitätskoeffizienten A_{BR} .

Werkstoff	Wärmebehand- lungszustand	Nr.	Härte HV10	A_{BR} in g/t	Quarz Kies	Schmelzkorund
X40CrMoV5-1	SHM	15	600	1002		1781
“	gehärtet	16	640	1012		1804
X210Cr12	hoch angel.	17	680	624		1540
“	niedrig angel.	18	780	512		1351
“	gehärtet	19	865	561		1405
X153CrMoV12	niedrig angel.	20	685	626		1358
“	SHM	21	750	668		1523
“	gehärtet	22	860	673		1480
HS6-5-2C	SHM	23	860	598		1382
“	gehärtet	24	900	765		1459
Hartmetall K40	-	25	1309	42		607

Tabelle A.18.: Eigenschaften der im Cerchar Abrasivitätstest verwendeten Abrasive.
Mit Hilfe des äquivalenten Quarzgehalts (ÄQu) und der einaxialen
Druckfestigkeit (UCS) konnte RAI berechnet werden.

Abrasiv	Mohs- härte	ÄQu %	UCS MPa	RAI -
Bebertal-Sandstein	6 - 7	65	72	46,9
Keuper-Sandstein	6 - 7	90 - 95	26	23,4 - 24,7

Tabelle A.19.: Für den Cerchar Abrasivitätstest zusätzlich verwendete Werkstoffe,
Wärmebehandlungszustände und resultierende Härten, die in Tabelle
A.14 noch nicht aufgeführt sind. Die Umrechnung der Härtewerte er-
folgte nach DIN EN ISO 18265 [155].

Werkstoff	Wärmebeh.- zustand	Wärmebeh.- parameter	Nr.	Härte HRC	HV10
42CrMo4	weichgegl.	700 °C;5 h;Ofen	9a	-	189
34CrNiMo6	“	670 °C;5 h;Ofen	12a	-	155
X40CrMoV5-1	“	770 °C;5 h;Ofen	15a	-	145
X210Cr12	“	820 °C;5 h;Ofen	17a	47	476
X153CrMoV12	“	840 °C;5 h;Ofen	20a	39	386
HS6-5-2C	“	830 °C;5 h;Ofen	23a	41	404

Tabelle A.20.: Kennwerte der verschiedenen Quarzsande, die für die Versuche am RUB Tunneling Device genutzt wurden. Die Ungleichförmigkeitszahl C_U lässt sich nach Gleichung 2.1 mit Hilfe der d_{60} und d_{10} Durchmesser berechnen.

Boden	Kornfraktion	d_{60}	d_{10}	C_U
	mm	mm	mm	-
A	0,063 - 0,5	0,31	0,07	4,43
B	0,063 - 1	0,58	0,06	9,67
C	0,063 - 2	0,91	0,06	15,17
D	0,063 - 4	1,44	0,07	20,57

Tabelle A.21.: Maximale Scherspannungen des Bodens D im drainierten Triaxialversuch. Die in Abhängigkeit von dem hydrostatischen Druck gemessenen Scherfestigkeiten wurden für den a) vollständig mit Wasser und b) vollständig mit Bentonitsuspension gesättigten Boden ermittelt.

hydrostat. Druck	Scherfestigkeit	Scherfestigkeit
kPa	kPa	kPa
	Boden D + Wasser	Boden D + Bentonitsusp.
50	226	290
100	415	505
200	707	825

Tabelle A.22.: Eigenschaften der verwendeten Tensidgemische im RUB Tunneling Device. Die Injektionsrate (FIR) resultiert aus den Setzmaßen. Der Wassergehalt des Bodens lag für alle Versuche bei 6 Ma.-%.

FER	Setzmaß	FIR
-	cm	%
10	10	40
„	20	50
15	10	45
„	20	50
20	10	50
„	20	55

Tabelle A.23.: Eigenschaften der in dieser Arbeit verwendeten 6%-igen Bentonitsuspension. Diese wurde am Lehrstuhl für Tunnelbau, Leitungsbau und Baubetrieb (RUB) angemischt und charakterisiert.

Dichte	Wichte	$t_{M,1000}$	$t_{M,1500}$	Δt_M	pH-Wert	dynamische Fließgrenze τ_F
g/cm^3	N/m^2	s	s	s		N/m^2
1,039	10,188	53,17	117,33	64,17	10,79	6,75

Tabelle A.24.: Die für den RUB Tunneling Device benutzten Werkstoffe und deren wärmebehandlungsabhängige (Eindring-) Härte in HV10. Vergütete Werkstoffe wurden zuerst gehärtet und anschließend angelassen (Q&T = quenched and tempered; SHM = Sekundärhärtemaximum).

Werkstoff	Wärmebehand- lungszustand	Härte HV10
S275JR	normalisiert	137
C45	vergütet (Q&T)	285
C60	“	452
42CrMo4	“	400
X40CrMoV5-1	SHM	600
X153CrMoV12	vergütet (Q&T)	749
HS6-5-2C	SHM	860
CTE50A	-	760
CTE30A	-	970
CTE20A	-	1130
CTE12A	-	1200
WFN	ausgelagert	1030
WFN-Feinkorn	“	1058
WFN-60%TiC	“	1392

Tabelle A. 25.: Ritzhärten der verschiedenen Werkstoffe, die mit Hilfe der Nano-ritzversuche bestimmt wurden. Die Wärmebehandlungsparameter der Eisenbasis-Legierungen sind den vorherigen Tabellen zu entnehmen.

Werkstoff	Ritzhärte H_s
	GPa
S275JR normalisiert	0,26
C45 Q&T	0,34
C60 Q&T	0,43
42CrMo4 Q&T	0,39
X40CrMoV5-1 SHM	0,78
X153CrMoV12 Q&T	1,69
HS6-5-2C SHM	2,20
CTE50A	3,63
CTE30A	4,26
CTE25A	4,63
CTE20A	5,07
CTE12A	5,57
CTM12A	6,45
CTM22A	4,67
CTF12E	6,14
CTF24E	5,07
WFN	3,81
WFN-Feinkorn	3,94
WFN-60%TiC	4,51

Tabelle A. 26.: Mechanische Eigenschaften der drei Ferro-Titanit® Güten. E-Modul und Druckfestigkeit wurden mittels Druckversuch und die Bruchzähigkeit (K_{IC}) mittels Vier-Punkt-Biegeversuch (SEVNB) bestimmt.

Werkstoff	E-Modul	Druckfestigkeit	K_{IC}
	GPa	MPa	$\text{MPa}\sqrt{m}$
WFN	301 ± 7	3497 ± 53	$15,9 \pm 0,63$
WFN-Feinkorn	304 ± 6	3655 ± 71	$15,4 \pm 0,77$
WFN-60%TiC	372 ± 3	4112 ± 66	$9,1 \pm 1,30$

Tabelle A. 27.: Mit der Instron E3000 aufgebrachte Kraft und daraus resultierende Spannungen für die Proben aus Hartmetall und Ferro-Titanit®. Die Spannungen wurden mit Hilfe der Kontaktflächengeometrie nach Versuchsende berechnet.

Kraft	Hartmetall	MMC
	Spannung	Spannung
N	MPa	MPa
750	2560	2974
1000	3183	3536
1250	3617	3978
1500	3978	4291
1750	4420	4642
2000	4681	4750
2250	4801	4839
2500	4973	5036
2750	5242	5210

Tabelle A. 28.: Aktuatorwege des sphärischen Indenters für die verschiedenen untersuchten Werkstoffe. Diese stellen eine Art Rückfederung des Indenters während der Entlastungsphase dar.

Aktuatorweg in μm				
Last	Hartmetall	WFN	WFN-Feinkorn	WFN-60%TiC
2800	165 ± 5	199 ± 5	202 ± 6	205 ± 4
2400	145 ± 6	175 ± 5	183 ± 5	171 ± 6
2250	138 ± 4	166 ± 4	174 ± 3	158 ± 7
2000	129 ± 9	150 ± 5	154 ± 5	154 ± 6
1750	110 ± 5	132 ± 3	129 ± 5	128 ± 5
1500	99 ± 5	120 ± 5	123 ± 5	121 ± 5
1000	65 ± 4	71 ± 5	73 ± 2	74 ± 5

Tabelle A. 29.: Mittels quantitativer Bildanalyse bestimmte Gefügekennwerte der untersuchten Hartmetallgüten. Die Kontiguität C wurde mit Gleichung 2.14 berechnet.

HM-Güte	V_{Co}	d_{WC}	λ_{Co}	C
	Vol.-%	μm	μm	-
CTF12E	16,34	0,51	0,22	0,56
CTM12A	15,96	1,17	0,43	0,48
CTE12A	15,34	2,03	0,67	0,51
CTF24E	24,99	0,61	0,39	0,48
CTM22A	23,70	1,01	0,56	0,43
CTE25A	26,15	2,25	1,31	0,40
CTE20A	22,25	2,17	1,07	0,43
CTE30A	30,53	2,56	1,52	0,28
CTE50A	41,11	2,91	2,26	0,11

Tabelle A.30.: Mittels quantitativer Bildanalyse ausgewertete Gesamtrisslängen der verschiedenen Hartmetallgüten.

HM-Güte	Risslänge
	μm
CTF12E	364,4
CTM12A	402,7
CTE12A	580,5
CTF24E	361,4
CTM22A	375,9
CTE25A	385,1
CTE20A	615,4
CTE30A	354,1
CTE50A	221,3

Tabelle A.31.: Eingangsgrößen für eine analytische Aufsummierung der Verschleißeinflussgrößen. Diese wurden auf Basis der experimentellen Untersuchungen in Abhängigkeit des betrachteten Verschleißmechanismus ermittelt.

System- komponente	Abrasion	Oberflächen- zerrüttung	Gewaltbruch
Bel.-kollektiv		U, v_{SC}	U, v_{SC}
„	s_C	s_C	s_C
„	p, F_{SC}	p, F_{SC}	p, F_{SC}
Gegenkörper	d_{60}, C_U		
„	c, φ	c, φ	
„	$\ddot{A}_{Qu}$		
Grundkörper	H_s	E	K_{IC}

Anhang B

Bildanhang



Abbildung B.1.: Bild einer Tunnelvortriebsmaschine (EPB-Schild) der Fa. Herrenknecht [217].

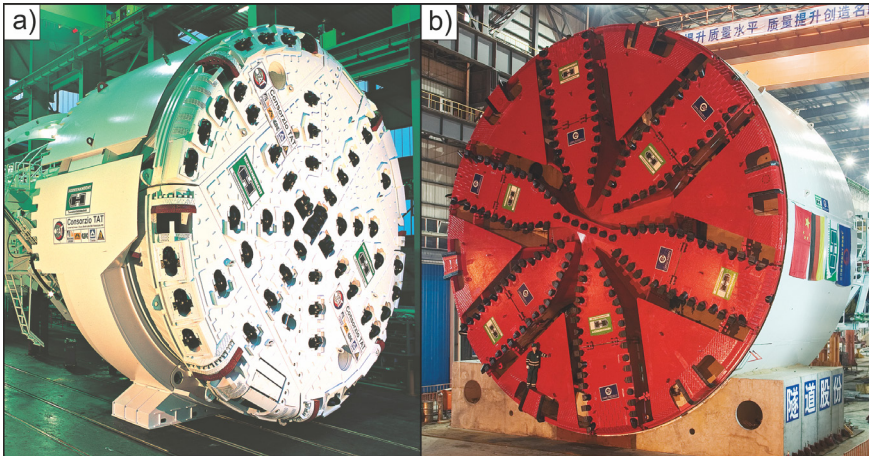


Abbildung B.2.: Schneidräder von Herrenknecht TVMs. a) Schneidrad bestückt mit Rollenmeißeln für den Einsatz in Festgestein [217]. b) sogenanntes Mixschild bestückt mit Schälmessern [217].

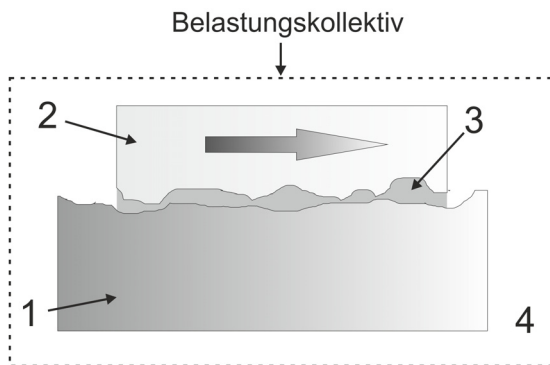


Abbildung B.3.: Schematische Darstellung eines tribologischen Systems mit den vier zugehörigen Komponenten und dem Belastungskollektiv: (1) Grundkörper, (2) Gegenkörper, (3) Zwischenmedium und (4) Umgebungsmedium [11].

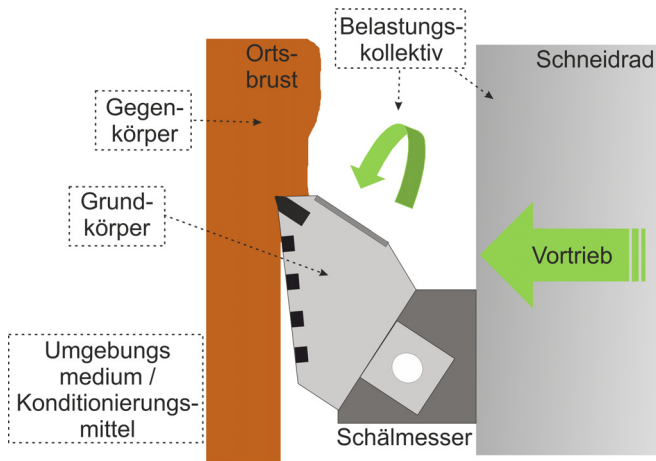


Abbildung B.4.: Beispielhafter Übertrag der Struktur eines tribologischen Systems auf ein TVM Abbauwerkzeug (Schälmesser).

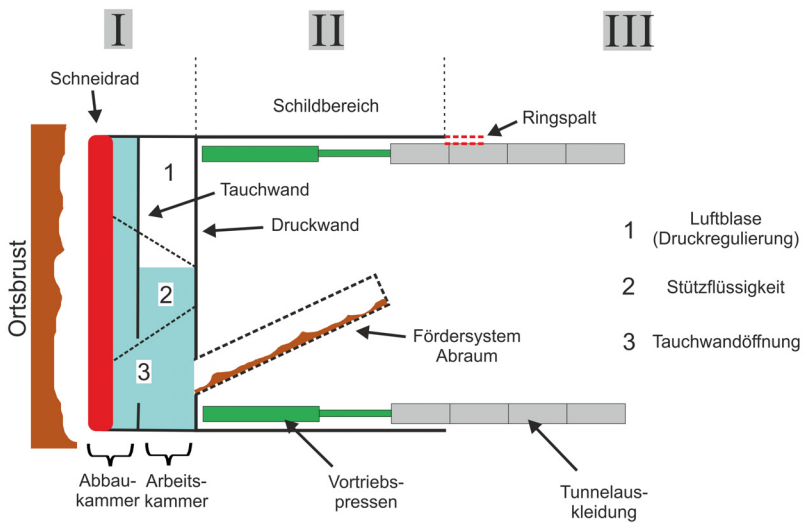


Abbildung B.5.: Schematischer Querschnitt einer Hydroschild-Maschine und deren unterschiedliche Maschinenbereiche.

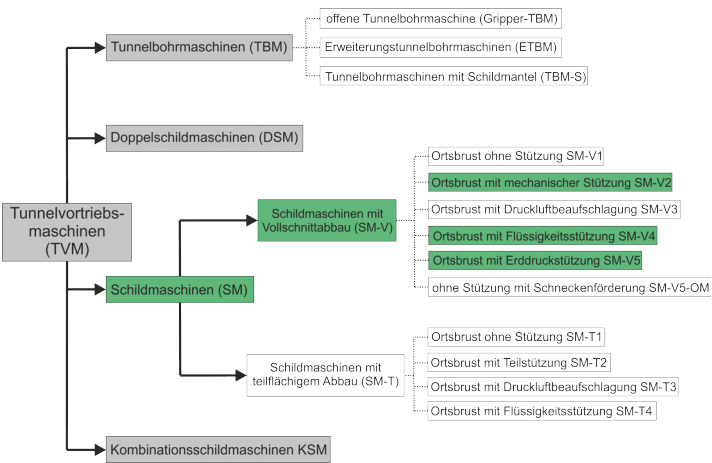


Abbildung B. 6.: Einteilung der unterschiedlichen Tunnelvortriebsmaschinen [13] und Hervorhebung der angesprochenen Vortriebstechniken.

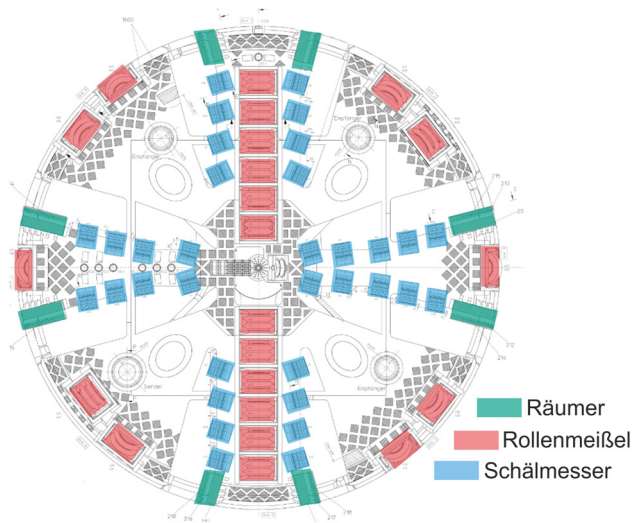


Abbildung B. 7.: Aufsicht eines Schneidrades mit den unterschiedlich angeordneten Werkzeugtypen.

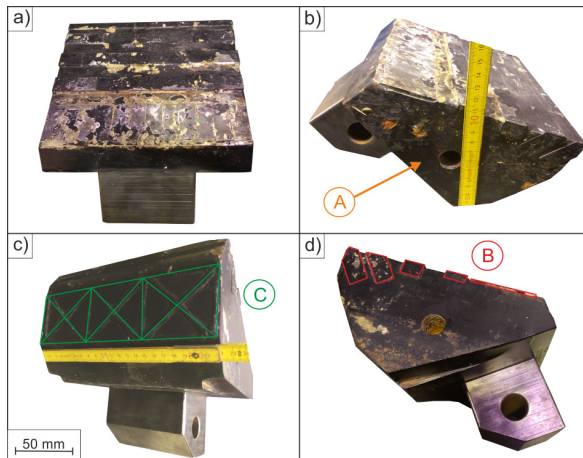


Abbildung B.8.: Schälmesser in verschiedenen Ansichten (a bis d). A) Substrat aus Vergütungsstahl; B) Leisten, Einsätze und Schneidkanten aus Hartmetall; C) Auftragschweißung aus einer Hartlegierung oder einem Hartverbundwerkstoff.

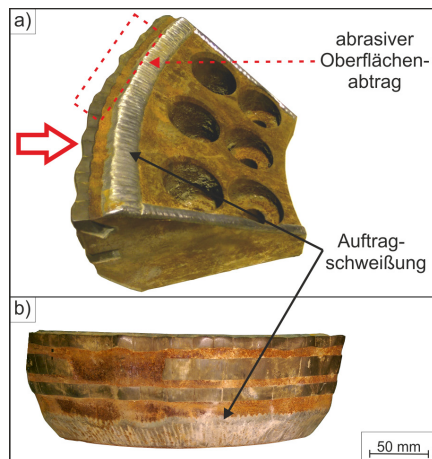


Abbildung B.9.: Verschlissenes Räumersegment. Die verschiedenen Werkstoffe und der abrasive Abtrag der Hartmetallschneidkante sind zu erkennen. Das Teilbild b) stellt die Ansicht markiert durch den großen Pfeil in Teilbild a) dar.

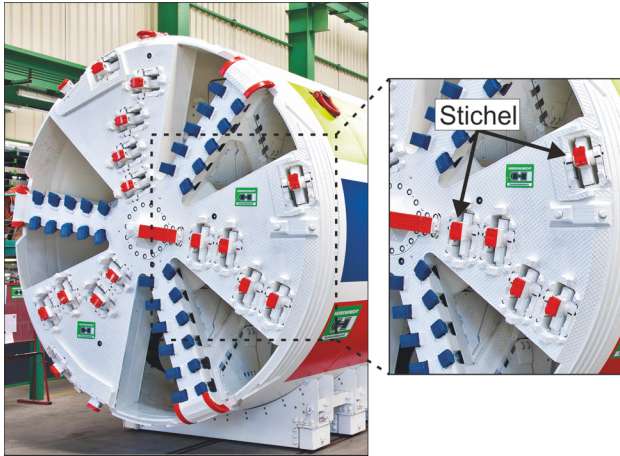


Abbildung B.10.: Schnittdrad bestückt mit Stacheln, die häufig direkt in den Schneidrollengehäusen montiert sind [217]. Zusätzliche vergrößerte Darstellung der Stachel.

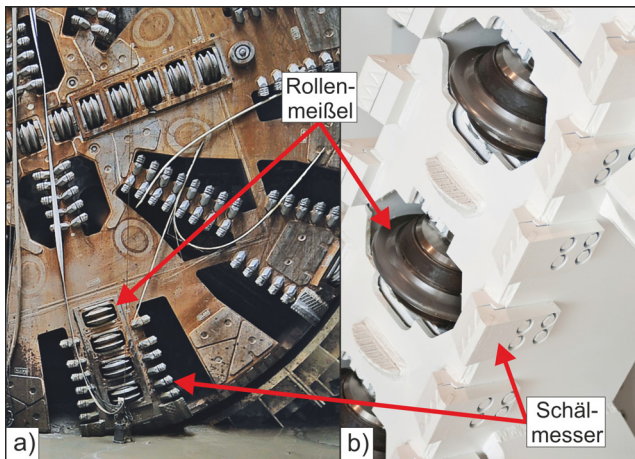


Abbildung B.11.: Rollenmeißel auf einem Schnittdrad. In Teilbild a) sind die Lagergehäuse und Rollenmeißel sichtbar [217]. b) Vergrößerte Darstellung der Rollenmeißel mit den montierten Schneidringen [217].

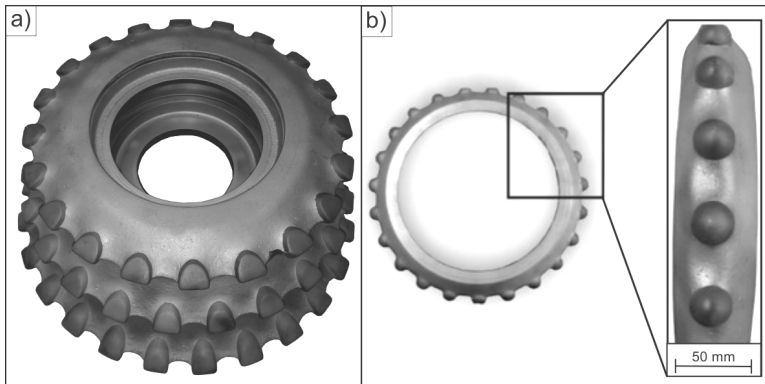


Abbildung B.12.: Darstellung eines verschlissenen a) Dreifach- und b) Einfach-Warzenrings mit eingesetzten Hartmetallstiften („Studs“).

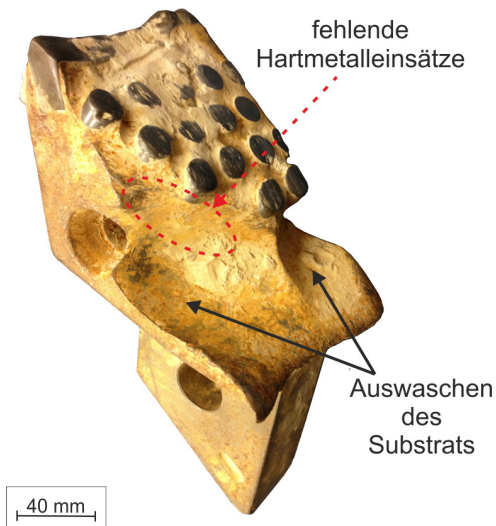


Abbildung B.13.: Verschlossenes Schälmesser. Der Materialabtrag des Substrats führt zum Ausfallen der Hartmetalleinsätze.

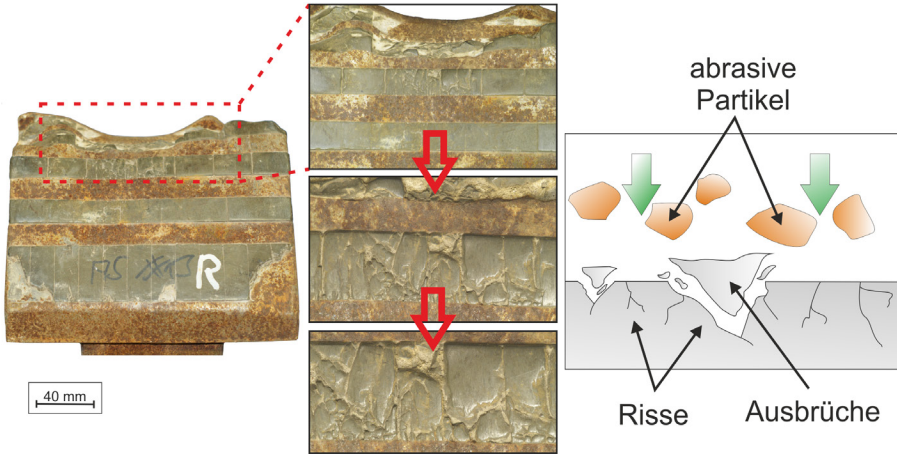


Abbildung B. 14.: Durch Oberflächenzerrüttung geschädigte Hartmetallleiten eines Schälmessers. Zusätzliche schematische Darstellung der ermüdungsinduzierten Schädigung der Werkzeugoberfläche durch zyklisch aufprallende abrasive Partikel. Durch das Zusammenwachsen von Rissen kommt es zu kleinskaligen Ausbrüchen.

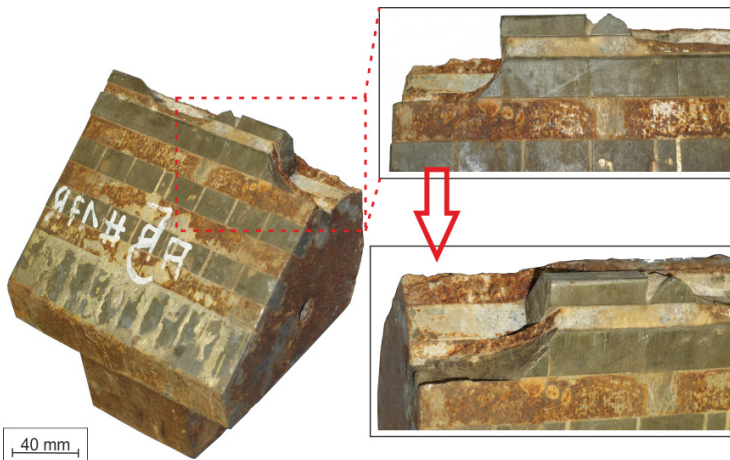


Abbildung B. 15.: Gewaltschaden bzw. großflächiger Ausbruch an einem verschlissenen Schälmesser. Der ausgebrochene Bereich der Schneidkante ist vergrößert dargestellt.

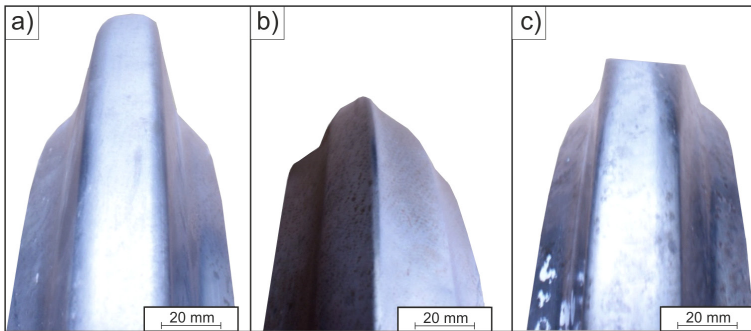


Abbildung B.16.: Drei Verschleißbilder bei Schneidringen von Rollenmeißeln: a) Abtrag der Schneidringspitze (Idealfall), b) starker Verschleiß der Schneidringflanken (Schneidenzuspitzung) und c) einseitiger Abtrag des Rings, wenn der Rollenmeißel z.B. aufgrund eines Lagerschadens blockiert.



Abbildung B.17.: Verschlossener Warzenring, bei dem die Hartmetalleinsätze durch den verstärkten Abtrag des Substrats freigelegt wurden.

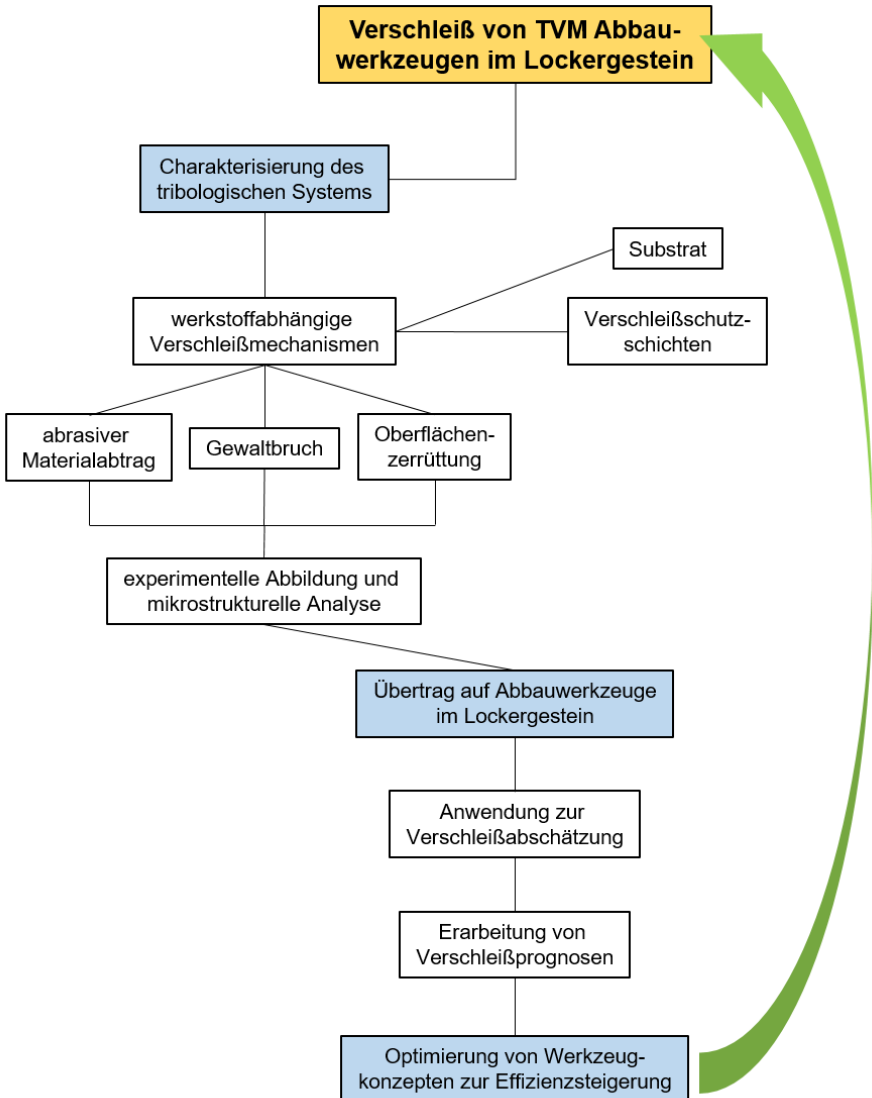


Abbildung B. 18.: Übersichtsdiagramm zur Vorgehensweise und den daraus resultierenden Zielen dieser Arbeit.

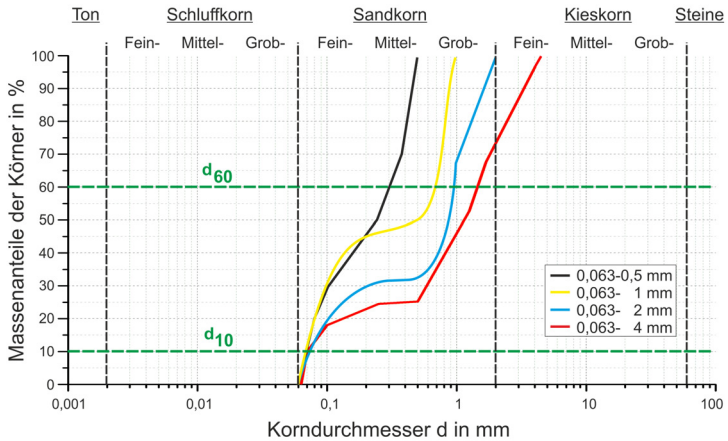


Abbildung B.19.: Exemplarische Darstellung der Sieblinien (Kornverteilung) von nichtbindigen Sanden und sandigen Kiesen. Die Durchmesser d_{10} und d_{60} sind zusätzlich eingezeichnet.

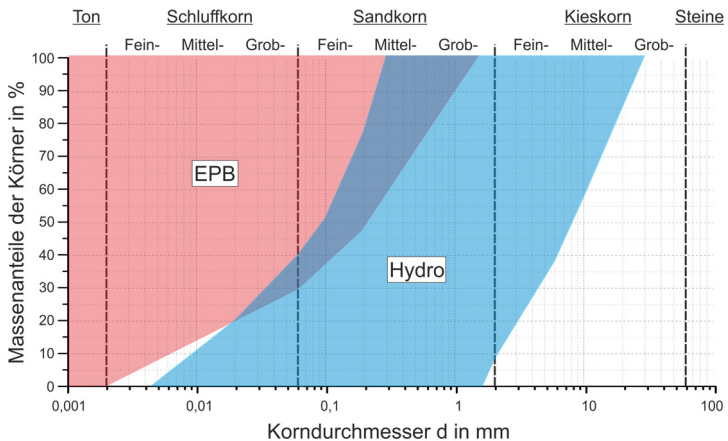


Abbildung B.20.: Übliche Anwendungsbereiche von Erddruck- und Hydroschild-Maschinen in Abhängigkeit der Kornverteilung nach MAIDL [218].

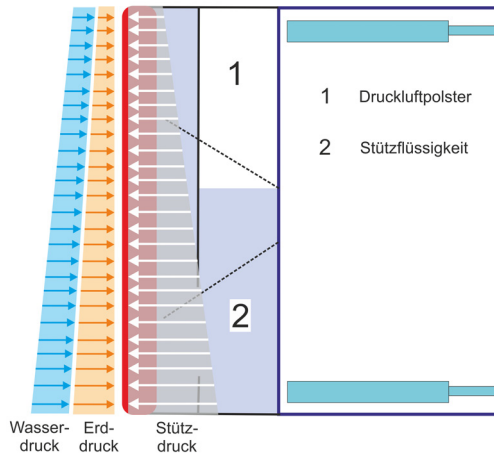


Abbildung B. 21.: Stützmechanismus einer Hydroschild-Maschine. Das Druckluftpolster erzeugt den benötigten Druck auf die Suspension, wodurch der Stützdruck auf die Ortsbrust übertragen werden kann. Dadurch stehen die dargestellten Drücke im Gleichgewicht [5].

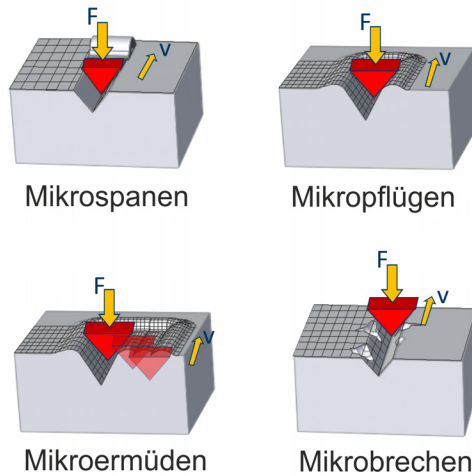


Abbildung B. 22.: Mikromechanismen der Abrasion nach ZUM GAHR [47].

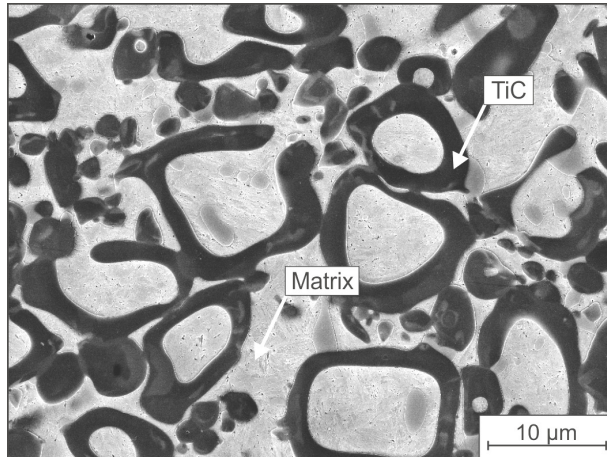


Abbildung B.23.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Ferrotitanit® Güte WFN bei 5.500-facher Vergrößerung. Zu sehen sind die ringförmigen TiC-Karbide, die in einer martensitischen Matrix eingebettet sind.

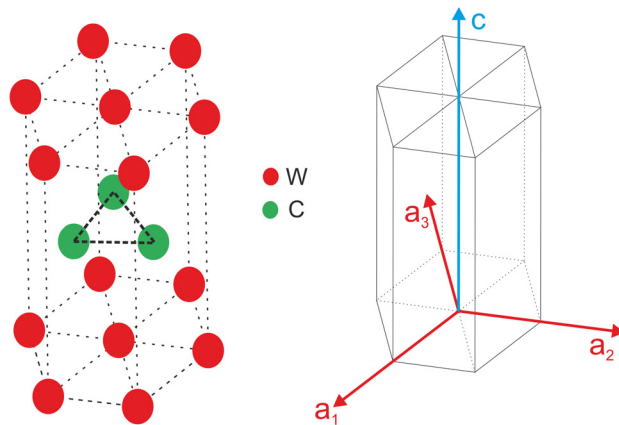


Abbildung B.24.: Elementarzelle und Atomanordnung eines hexagonalen dichtest gepackten Wolframkarbids mit den zugehörigen Hauptachsen [71].

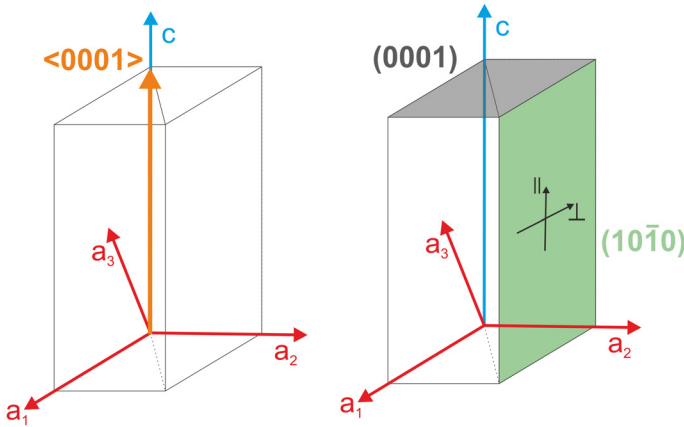


Abbildung B. 25.: Einheitszelle eines hexagonalen Wolframkarbids. Die Basal- $\{0001\}$ sowie Prisma-Ebenen $\{10\bar{1}0\}$ und die $\langle 0001 \rangle$ Richtung sind eingezeichnet [71]. Zusätzlich ist die orthogonale ($\perp$) und parallele ($\parallel$) Ritzrichtung auf der Prisma Fläche nach ENGQVIST ET AL. markiert [72].

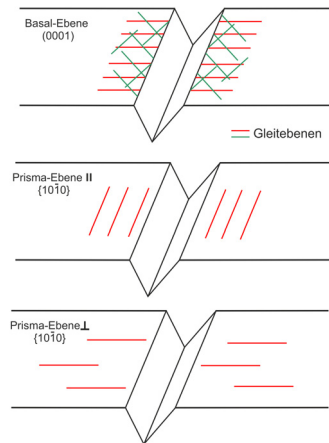


Abbildung B. 26.: Schematische Darstellung der drei Ritzrichtungen und Lage der Gleitebenen [72].

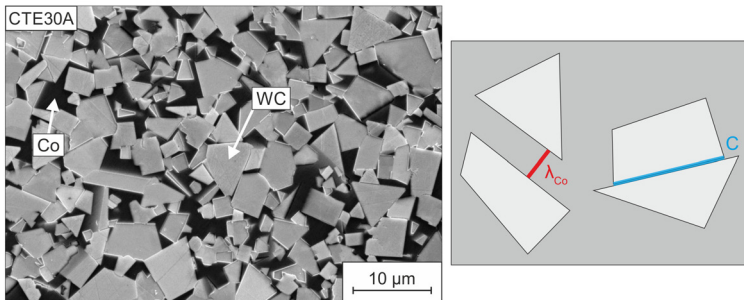


Abbildung B. 27.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer mit Murakami-Lösung angeätzten Hartmetallgüte. Die Wolframkarbide sind hell dargestellt und die Co-Matrix dunkel. Zusätzliche schematische Darstellung der freien Matrixweglänge λ_{Co} , welche den Abstand zwischen zwei Wolframkarbiden darstellt. Die Kontiguität C beschreibt die Summe aller WC-WC Grenzflächen.

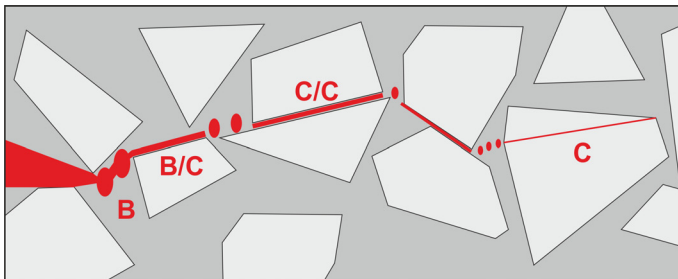


Abbildung B. 28.: Schematische Darstellung des Risswachstums und der Poren-Koaleszenz in den Binderligamenten eines Hartmetalls unter monoton steigender Last [103].

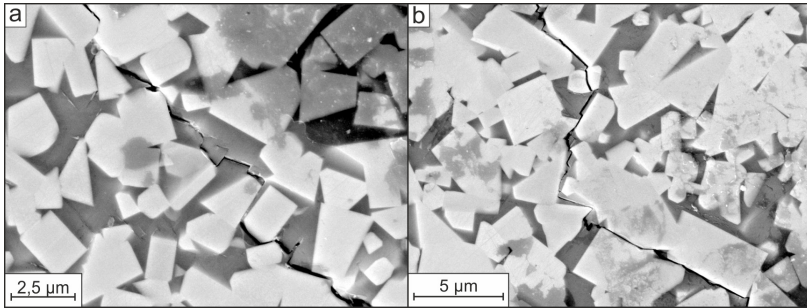


Abbildung B. 29.: Rasterelektronenmikroskopische Gefügaufnahmen eines Risses im Hartmetall bei a) 17.500-facher und b) 12.000-facher Vergrößerung. Der durch zyklische unterkritische Belastung entstandene stufenartige und sprunghafte Rissverlauf verläuft vorwiegend im Binder (Risspfad B) und entlang der Grenzfläche zum Binder (Risspfad B/C).

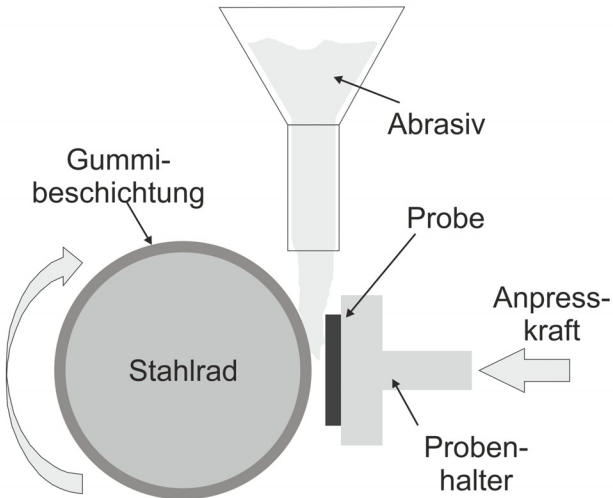


Abbildung B. 30.: Schematische Darstellung des Rubber-Wheel Versuchs nach ASTM-G65.

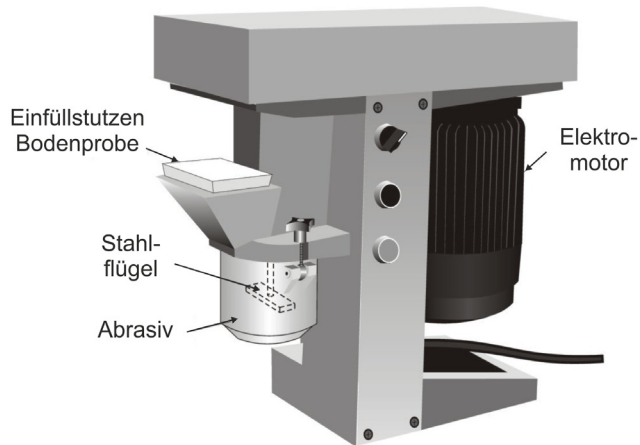


Abbildung B.31.: Aufbau des LCPC Versuchs. Die in dem mit Abrasiv gefüllten Behälter (93 x 100 mm) rotierende Verschleißprobe (Stahlflügel) wird über einen Elektromotor angetrieben [137]

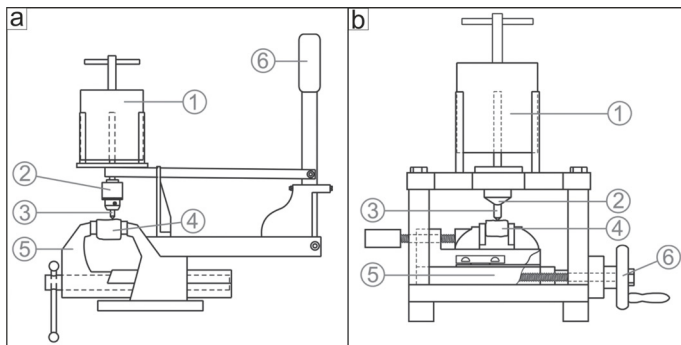


Abbildung B.32.: Darstellung der Cerchar Versuchsaufbauten [219]. a) Der ursprüngliche [138] und b) der modifizierte Aufbau [143]. Der durch das Gewicht (1) belastete, im Bohrfutter (3) eingespannte Prüfstift (2) wird über die im Schraubstock (5) fixierte Gesteinsprobe (4) mit Hilfe einer Handkurbel bzw. eines Hebels (6) geführt.

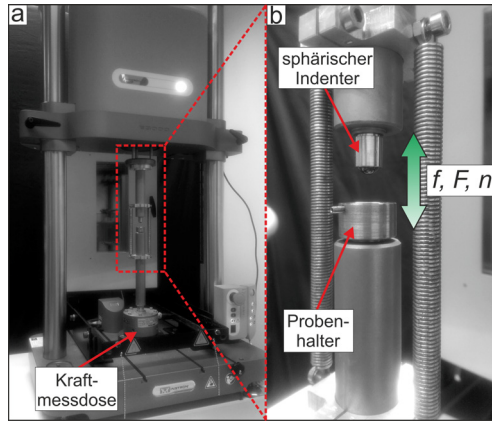


Abbildung B.33.: a) Servo-hydraulische Zug-/Druck-Prüfmaschine Instron Electropuls E3000 der Fa. Instron GmbH. b) Aufbau zur Untersuchung von Stoßverschleiß. Der sphärische Indenter prallt kraftkontrolliert in Abhängigkeit von Frequenz f , Zyklenzahl n und Kraft F auf die Probenoberfläche. Die Kraftmessdose befindet sich am Unterstempel.

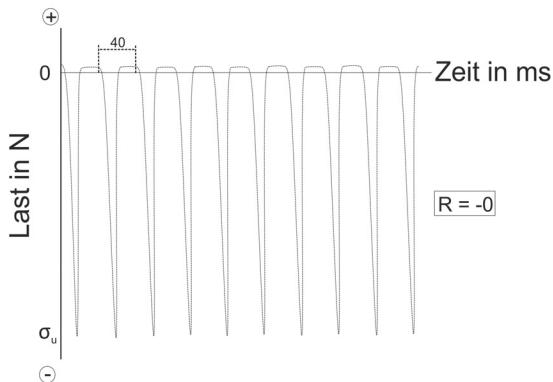


Abbildung B.34.: Das im Prallversuch genutzte Spannungsverhältnis $R = -0$. Der Indenter hebt von der Probenoberfläche ab (vollständige Entlastung) und prallt kraftkontrolliert (σ_u) auf die Probenoberfläche. Ein Gesamtzyklus dauert 40 ms ($f = 25$ Hz).

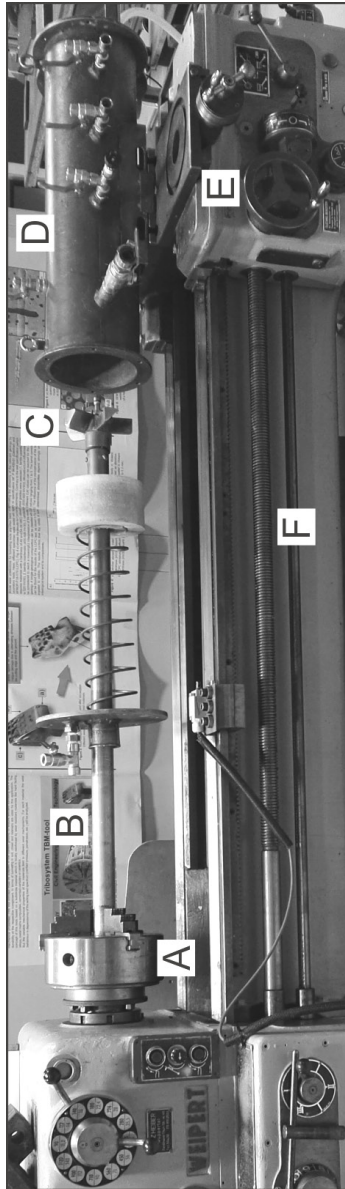


Abbildung B. 35.: Gesamtansicht des RUB Tunneling Device. Im Drehfutter (A) ist die Hohlwelle (B) verspannt, an dessen Vorderseite sich das Schneidrad (C) befindet. Im zylindrischen Behälter (D) befindet sich die Bodenprobe. Über den Schlitten (E) und die Leit- bzw. Zugspindel (F) wird der Bodenbehälter in Richtung Drehfutter gezogen, wodurch das rotierende Schneidrad den Boden durchörtert.

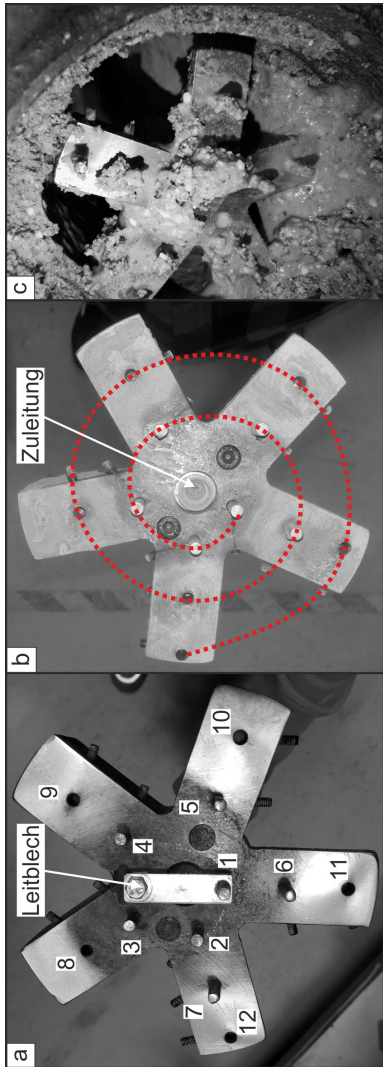


Abbildung B. 36.: Der Schneidkopf bzw. das Schneidrad dient als Probenhalter für zwölf Verschleißstifte. a) Nummerierung der Stifte in Bezug zur Schneidspur (Radius des Schneidrads). b) Verdeutlichung der he-
lixförmigen Anordnung der Verschleißstifte (einfacher Spurbesatz).
Ebenfalls ist die Zuleitung im Zentrum des Schneidrades zu erken-
nen, welche in a) durch das Leitblech abgedeckt wird. c) Ansicht
des Schneidrads direkt nach einem Versuch, wenn die Rückwand des
Bodenbehälters entfernt wird.

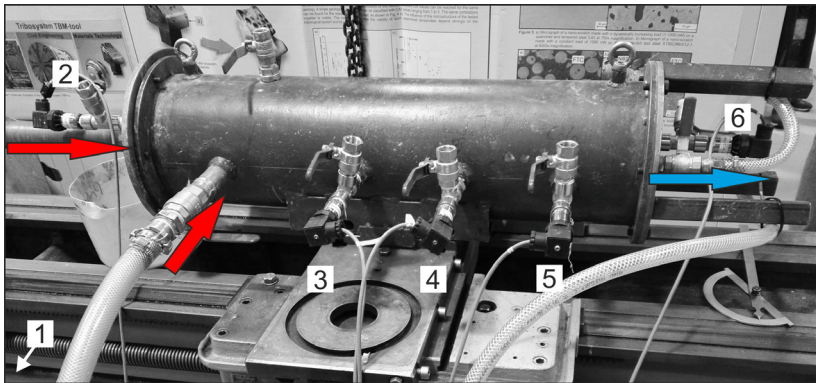


Abbildung B.37.: Gesamtansicht des Bodenbehälters mit den sechs Porenwasserdrucksensoren (PWDs). Sensor 1 befindet sich am Druckbehälter, der auf diesem Bild nicht sichtbar ist. Die Zuleitungen und der Drainageanschluss sind mit Pfeilen markiert.

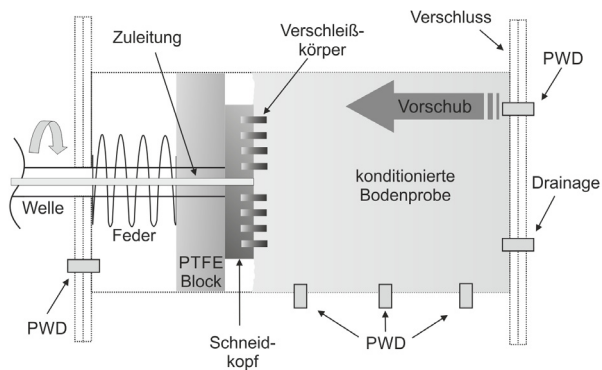


Abbildung B.38.: Schematischer Querschnitt des Bodenbehälters. Das an der Ortsbrust anliegende Schneidrad baut durch die Rotation der Hohlwelle und den Vorschub des Bodenbehälters die Ortsbrust ab. Der PTFE-Block stützt den Abraum mit Hilfe der Feder. Die verschiedenen PWDs und Zuleitungen sowie der Drainageanschluss sind ebenfalls eingezeichnet.

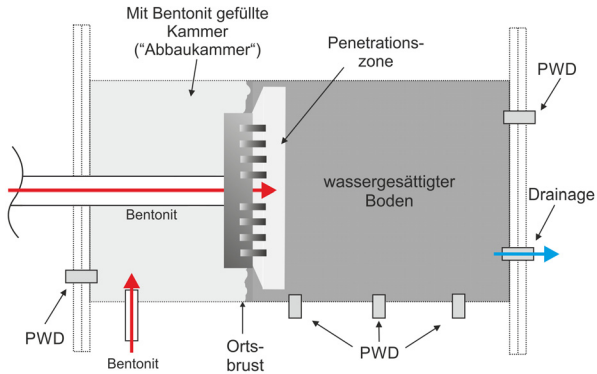


Abbildung B. 39.: Bei den Versuchsreihen zur Simulation der Ortsbruststützung wird Bentonitsuspension durch die Zuleitungen in die Ortsbrust injiziert. Es entsteht eine Penetrationszone, in der die Bentonitsuspension in den wassergesättigten (saturierten) Boden eindringt. Über die mit Bentonitsuspension gefüllte Kammer kann ein kontrollierter Überdruck erzeugt werden.

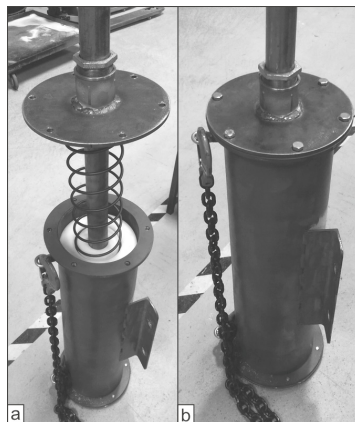


Abbildung B. 40.: Vertikal aufgestellter Behälter zum Einbau der Bodenprobe. a) Befüllt mit Boden und aufgesetztem Schneidrad, Hohlwelle, PTFE-Block und Feder. b) Verschlossener und abgedichteter Behälter. In diesem Zustand wird der Behälter auf dem Drehbankschlitten montiert.

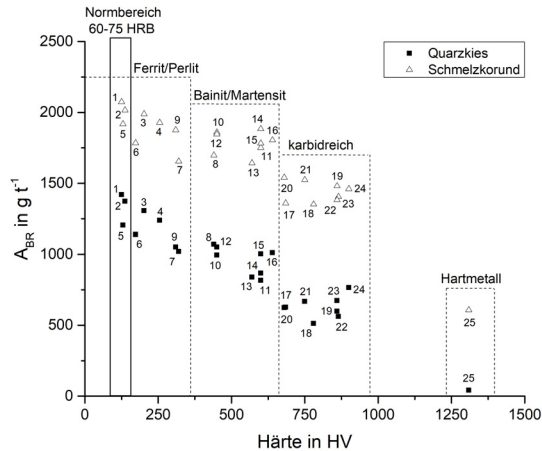


Abbildung B.41.: Auftragung des LCPC Abrasivitätskoeffizienten A_{BR} über der Werkstoffhärte für die Abrasive Quarzkies und Schmelzkorund. Die Nummerierung bezieht sich auf die verwendeten Werkstoff und Wärmebehandlungszustände in Tabelle A. 16.

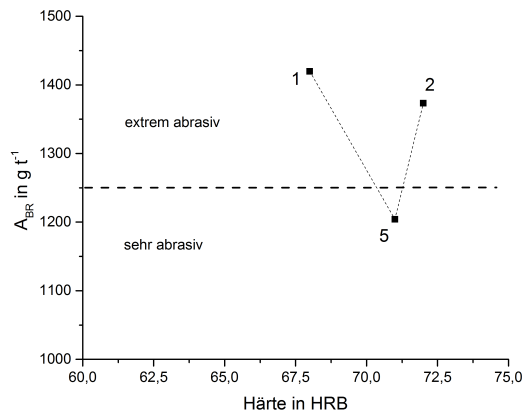


Abbildung B.42.: Darstellung des LCPC Abrasivitätskoeffizienten A_{BR} für Quarzkies in Abhängigkeit der normgerechten Werkstoffe (60 - 75 HRB) [7]. In Bezug zu der Klassifizierung der Abrasivität nach Tabelle A. 8 wurde die Grenze zwischen „sehr und extrem abrasiv“ eingezeichnet.

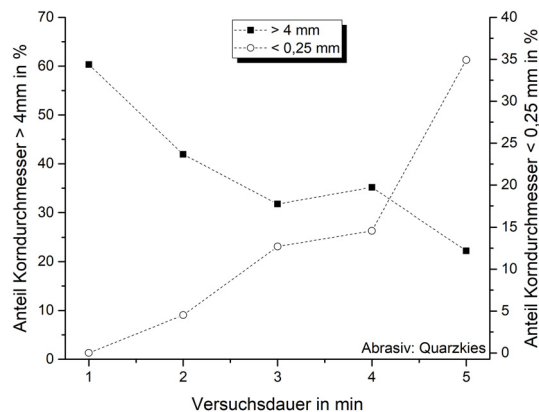


Abbildung B. 43.: Zerkleinerung des Abrasivs im LCPC Versuch in Abhängigkeit der Versuchsdauer. Zu Beginn besteht die Bodenprobe aus dem gesiebten Abrasiv mit der Korngröße 4- 6,3 mm.

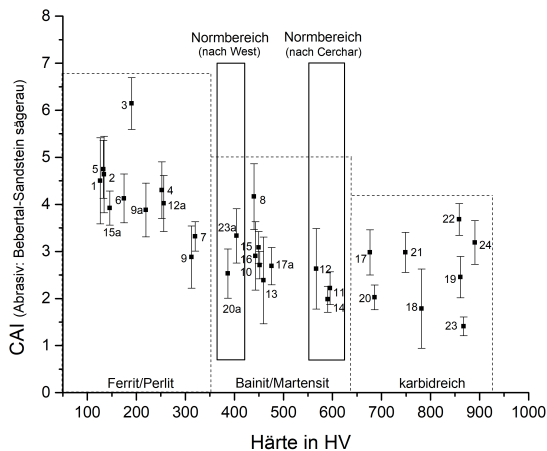


Abbildung B. 44.: Auftragung des Cerchar Abrasivitätskoeffizienten (CAI) über der Härte der Prüfstifte. Bei der Gesteinsprobe handelt es sich um Bebertal-Sandstein mit sägerauer Oberfläche. Analog zu den LCPC Versuchen wurden die verschiedenen Werkstoffgruppen und die in den Normen [138, 143] vorgeschlagenen Härtebereiche markiert.

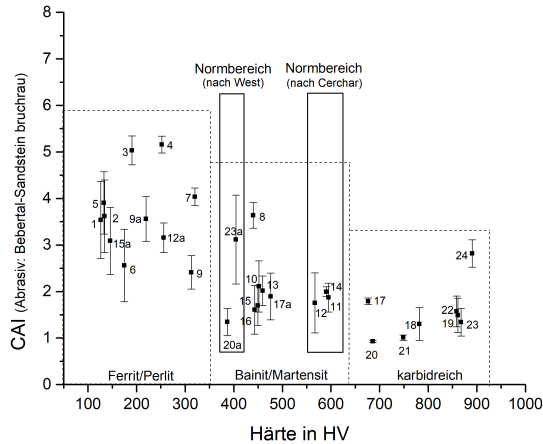


Abbildung B.45.: Auftragung des CAI über der Härte der Prüfstifte. Getestet wurde Bebertal-Sandstein mit bruchrauer Oberfläche.

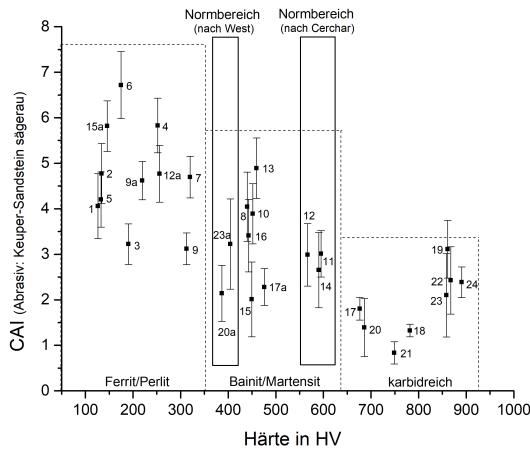


Abbildung B.46.: Auftragung des CAI über der Härte der Prüfstifte. Getestet wurde Keuper-Sandstein mit sägerauer Oberfläche.

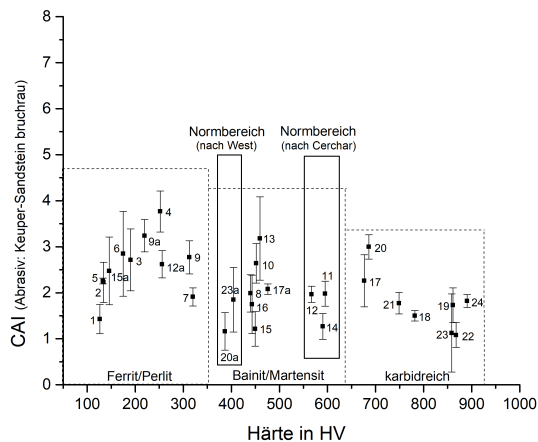


Abbildung B. 47.: Auftragung des CAI über der Härte der Prüfstifte. Getestet wurde Keuper-Sandstein mit bruchrauer Oberfläche.

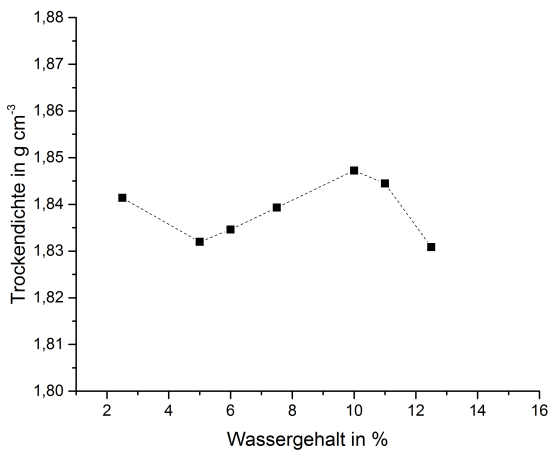


Abbildung B. 48.: Ergebnisse der Proctor-Versuche, die mit der Bodenprobe D (0,063-4 mm) ermittelt wurden. Zur Ermittlung der Verdichtbarkeit des Bodens wird die Dichte in Abhängigkeit des Wassergehalts aufgetragen.

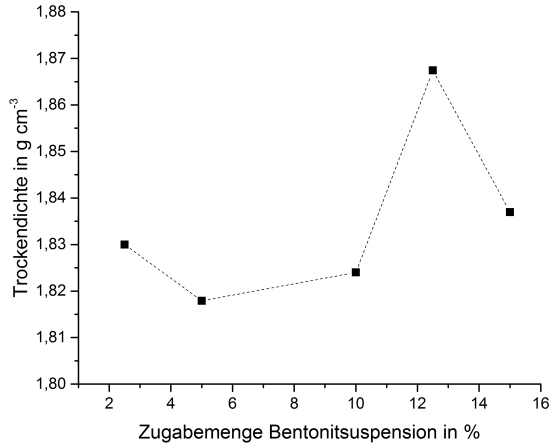


Abbildung B. 49.: Ergebnisse der Proctor-Versuche, die mit der Bodenprobe D (0,063-4 mm) ermittelt wurden. Hierbei wurde allerdings nicht Wasser, sondern Bentonitsuspension zugegeben.

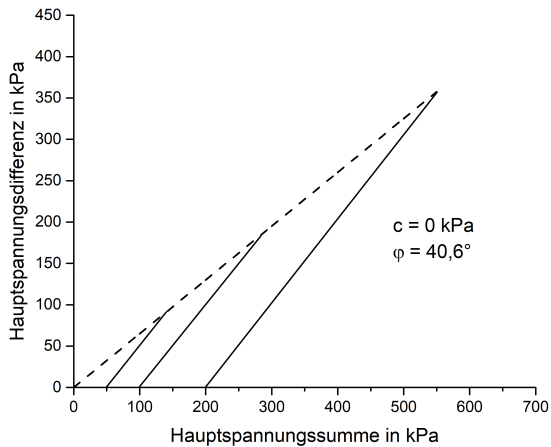


Abbildung B. 50.: Kohäsion c und Reibungswinkel φ des vollständig mit Wasser saturierten Bodens D (0,063-4 mm). Diese wurden mit Hilfe der im drainierten Triaxialversuch ermittelten spannungsabhängigen Scherfestigkeiten bestimmt.

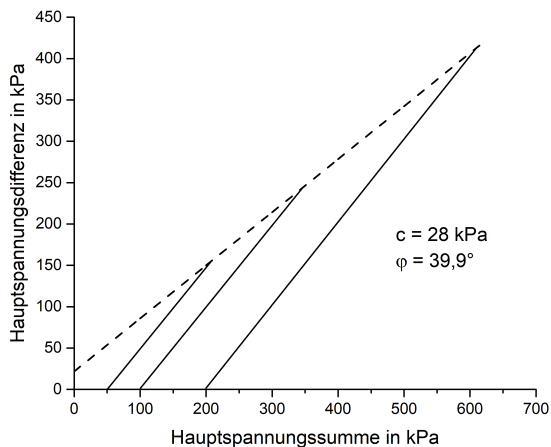


Abbildung B. 51.: Kohäsion c und Reibungswinkel φ des vollständig mit Bentonitsuspension saturierten Bodens D (0,063- 4 mm). Diese wurden mit Hilfe der im drainierten Triaxialversuch ermittelten spannungsabhängigen Scherfestigkeiten bestimmt.

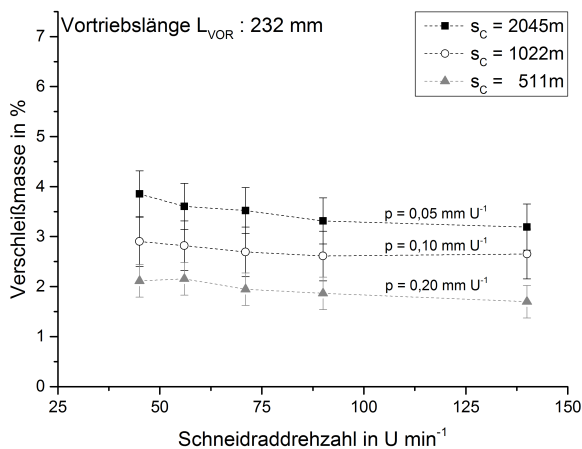


Abbildung B. 52.: Einfluss der Prozessparameter bei gleicher Vortriebslänge L_{VOR} (232 mm) auf die Verschleißmasse der Probenstifte. In Abhängigkeit von p und U ergeben sich die Laufwege s_c . Probenwerkstoff: S275JR normalisiert.

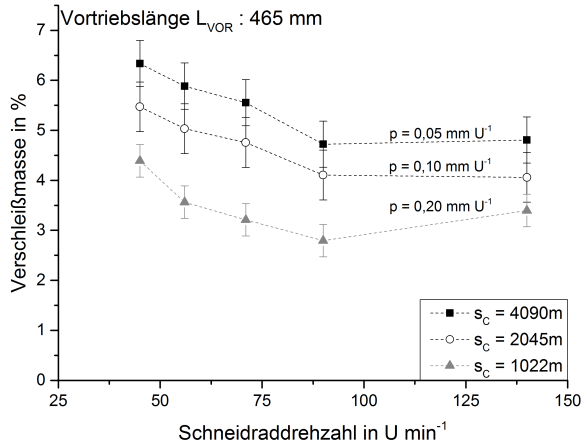


Abbildung B.53.: Einfluss der Prozessparameter bei gleicher Vortriebslänge L_{VOR} (465 mm) auf die Verschleißmasse der Probenstifte. p und U definieren den Laufweg s_C . Probenwerkstoff: S275JR normalisiert.

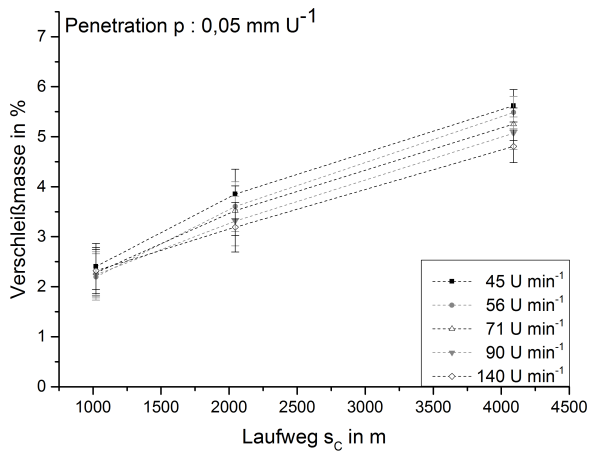


Abbildung B.54.: Verschleißmasse der Probenstifte in Abhängigkeit vom Laufweg s_C , der aus der Penetration und der Schneidradrehzahl resultiert. Probenwerkstoff: S275JR normalisiert.

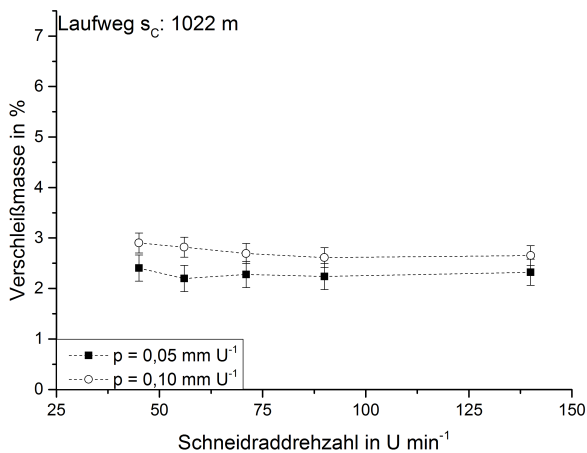


Abbildung B. 55.: Einfluss der Schneidraddrehzahl U auf den Verschleiß, aufgetragen für zwei Penetrationen. Der Laufweg s_C ist konstant (1022 m). Probenwerkstoff: S275JR normalisiert.

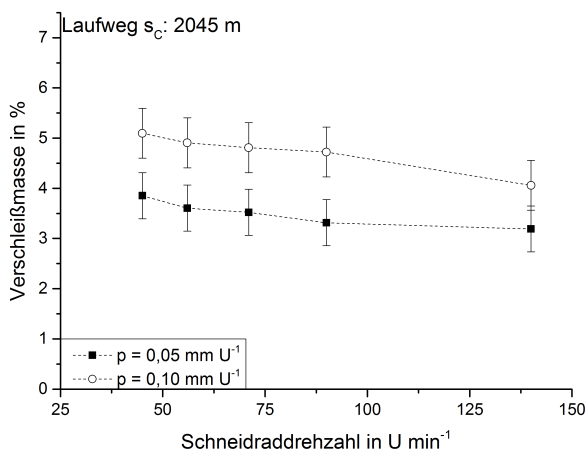


Abbildung B. 56.: Einfluss der Schneidraddrehzahl U auf den Verschleiß, aufgetragen für zwei Penetrationen. Der Laufweg s_C wurde auf 2045 m erhöht. Probenwerkstoff: S275JR normalisiert.

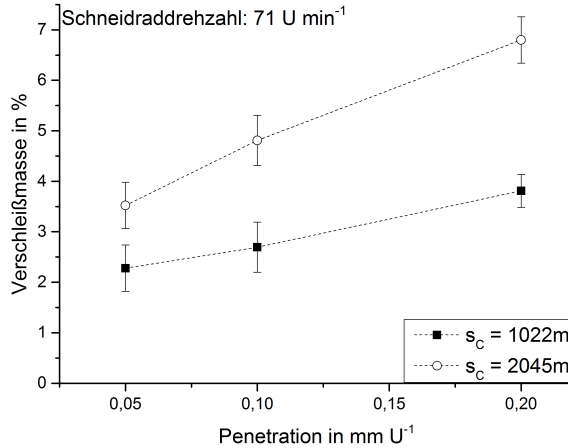


Abbildung B.57.: Verschleißmasse der Probenstifte aus S275JR (normalisiert) in Abhängigkeit von p , aufgetragen für zwei Laufwege (1022 und 2045 m). Die Schneidraddrehzahl U ist konstant.

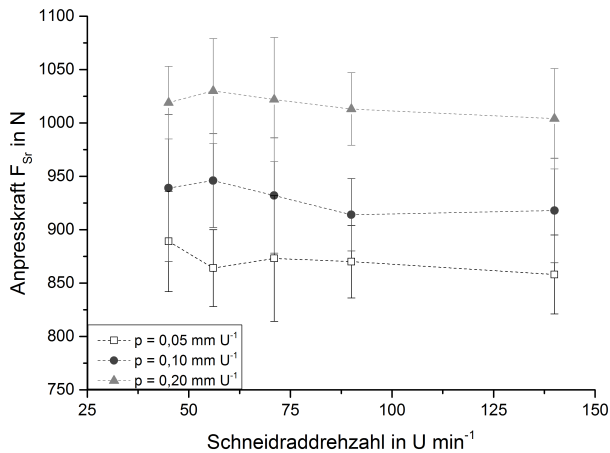


Abbildung B.58.: Messergebnisse der Anpresskraft F_{Sr} zwischen Schneirad und Ortsbrust. Der Einfluss von U ist für drei Penetrationen dargestellt.

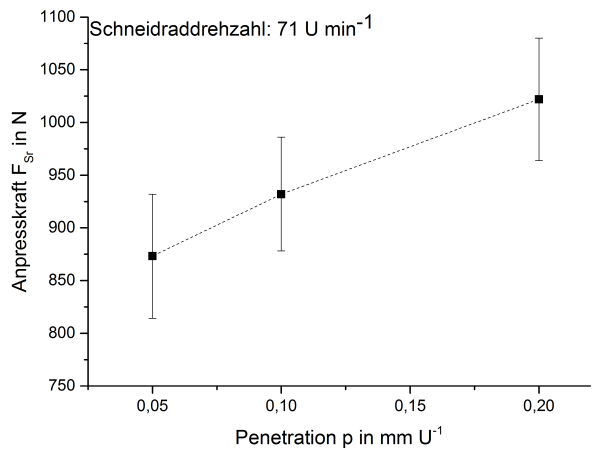


Abbildung B. 59.: Messergebnisse der Anpresskraft F_{Sr} zwischen Schneidrad und Ortsbrust in Abhängigkeit von p . Die Schneidraddrehzahl U ist konstant.

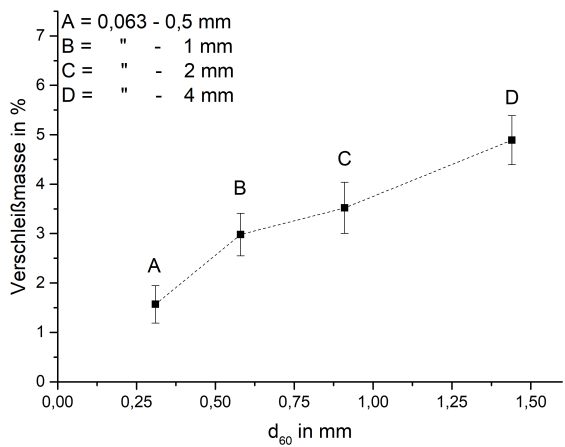


Abbildung B. 60.: Einfluss des d_{60} Durchmessers der vier Bodenproben auf den Verschleiß der Probenstifte.

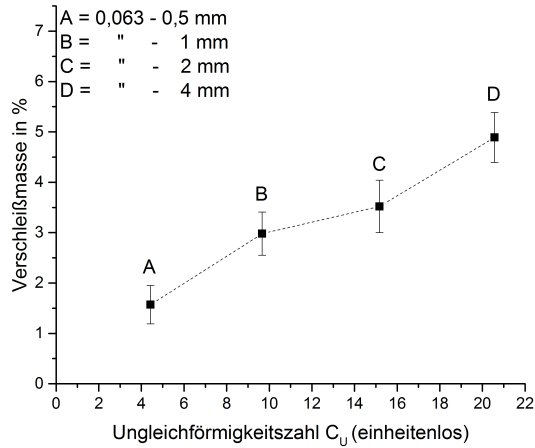


Abbildung B. 61.: Einfluss der einheitenlosen Ungleichförmigkeitszahl C_U der vier Bodenproben auf den Verschleiß der Probenstifte aus S275JR (normalisiert).

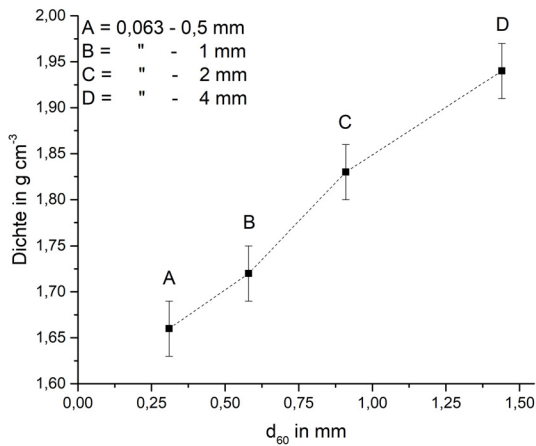


Abbildung B. 62.: Einfluss der von d_{60} abhängigen Einbaudichte der vier Bodenproben auf den Verschleiß der Probenstifte aus S275JR (normalisiert).

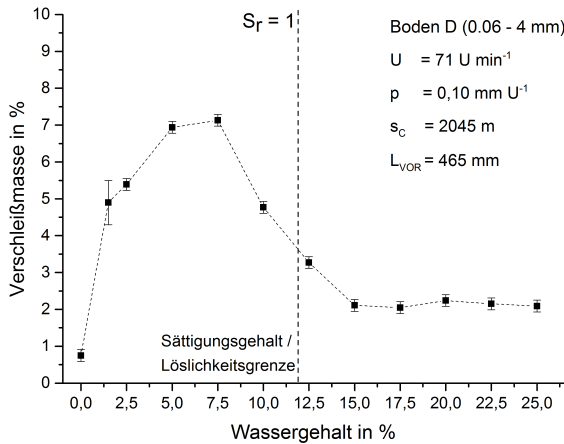


Abbildung B. 63.: Verschleißmasse in Abhängigkeit von der zum Boden D (0,063-4 mm) zugegebenen Wassermenge. Der berechnete Sättigungsgehalt ($S_r = 1$) gibt an, bei welcher Zugabemenge der gesamte Porenraum im Boden mit Wasser gefüllt ist. Probenwerkstoff: S275JR normalisiert.

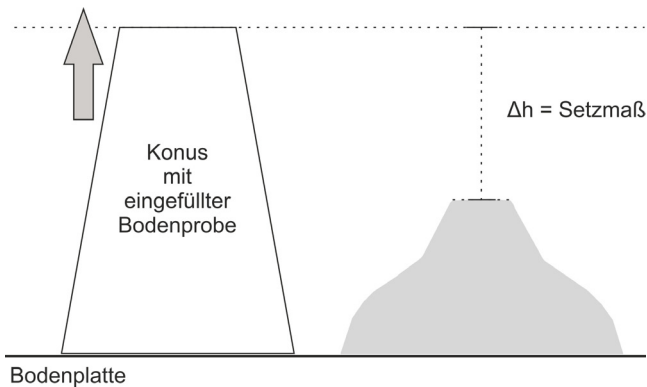


Abbildung B. 64.: Schematische Darstellung, wie im Setzversuch das Setzmaß bestimmt wird. Eine mit Schaum konditionierte Bodenprobe wird in eine Konusform gefüllt und auf eine Bodenplatte gestellt. Wenn die Form abgehoben wird, verformt sich die Bodenprobe. Der Höhenverlust (Δh) wird Setzmaß genannt.

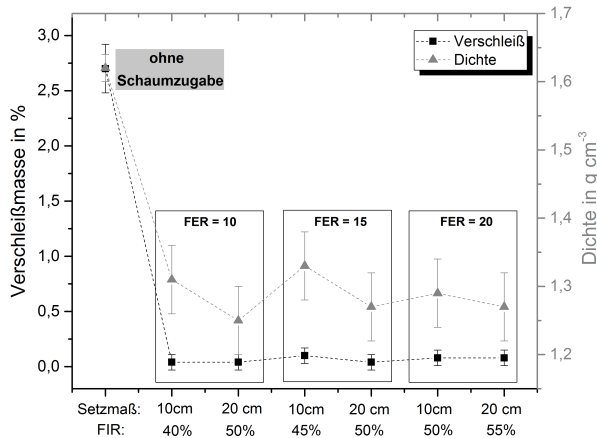


Abbildung B.65.: Einfluss der Schaumzugabe auf den Verschleiß der Probenstifte aus S275JR (normalisiert) i.A. der Aufschäum- (FER) und Injektionsrate (FIR). Der Wert ohne Schaumzugabe stellt den Referenzwert für die Versuchsreihe (undrainiert) dar.

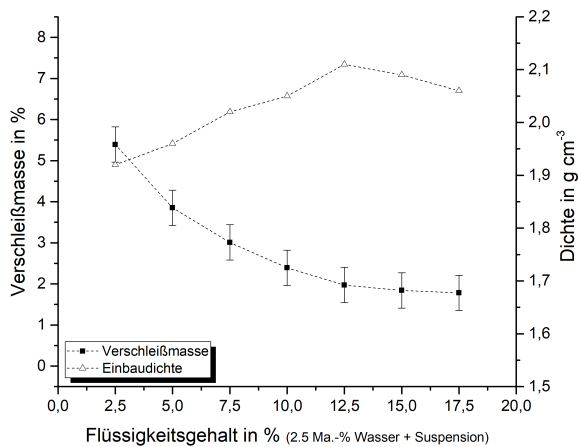


Abbildung B.66.: Zugabe von Bentonitsuspension (undrainiert) zum Boden D (0,063-4 mm). Die Verschleißmasse bei 2,5 Ma.-% Flüssigkeitsgehalt dient als Vergleichswert für den feuchten Boden (lediglich Wasser beige-mengt). Probenwerkstoff: S275JR normalisiert.

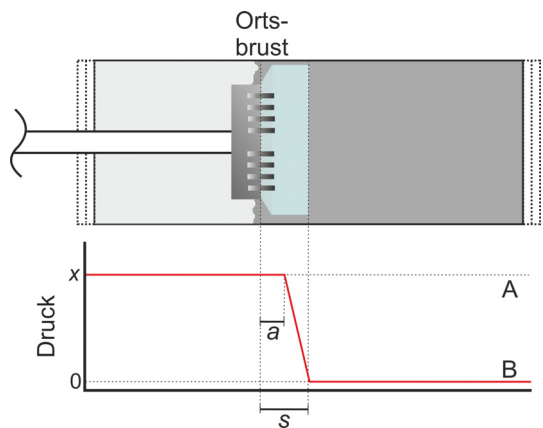


Abbildung B. 67.: Porenwasserdruckverteilung im Bodenbehälter während des flüssigkeitsgestützten Vortriebs: (A) bei geschlossener Drainage und (B) mit geöffneter Drainage (x = Injektionsdruck; s = Eindring-/ Penetrationstiefe).

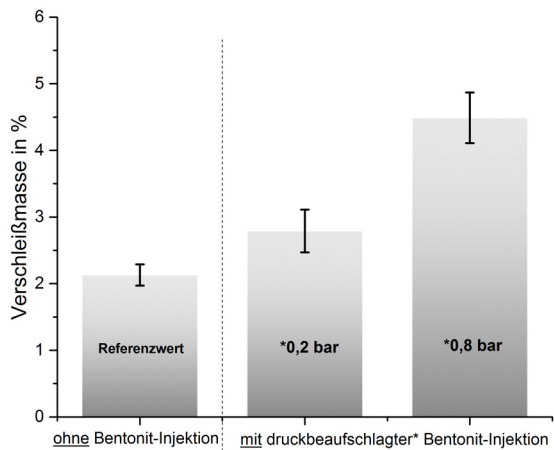


Abbildung B. 68.: Änderung des Verschleißes während der drainierten in-situ Versuche (Ortsbruststützung durch Bentonitsuspension) in Abhängigkeit des Injektionsdrucks. Probenwerkstoff: S275JR normalisiert.

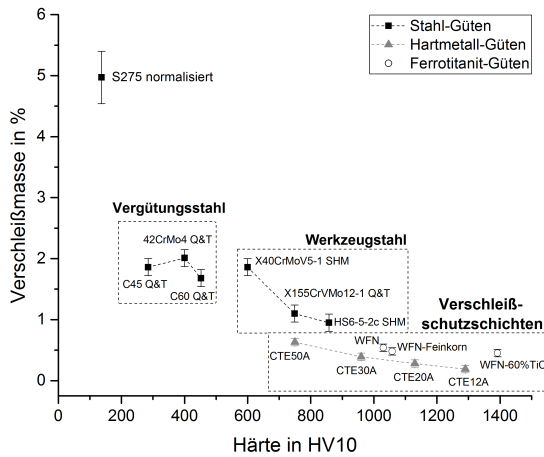


Abbildung B. 69.: Verschleißmasse der verschiedenen Probenwerkstoffe in Abhängigkeit von der Eindringhärte (in HV10).

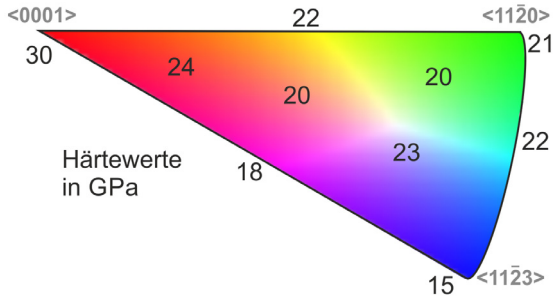


Abbildung B. 70.: Mit EBSD aufgenommene inverse Polfigur des Wolframkarbids in z-Richtung. Die mittels Nanoindentation bestimmte Eindringhärte ist den Kornorientierungen zugeordnet.

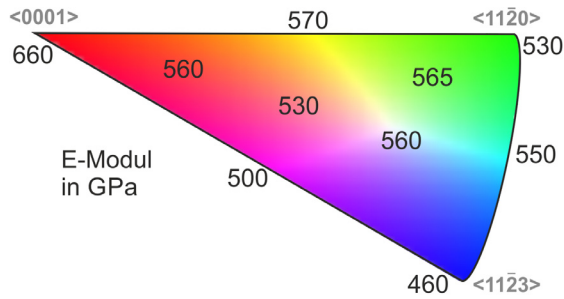


Abbildung B.71.: Mit EBSD aufgenommene inverse Polfigur des Wolframkarbids in z-Richtung. Der mittels Nanoindentation bestimmte E-Modul ist den Kornorientierungen zugeordnet.

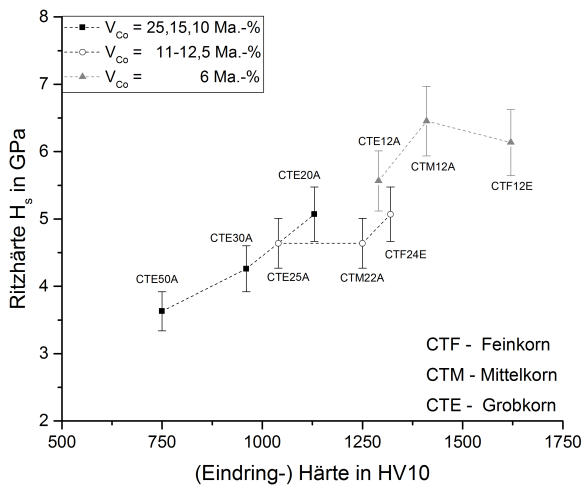


Abbildung B.72.: Ritzhärte der untersuchen Hartmetallgüten, aufgetragen über der Eindringhärte (in HV10).

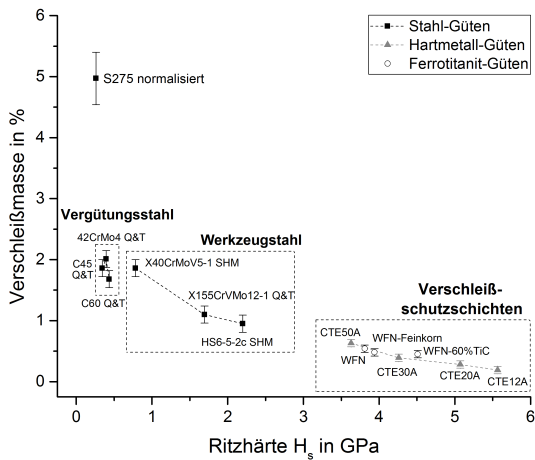


Abbildung B. 73.: Verschleißmasse der verschiedenen Probenwerkstoffe im RUB Tunneling Device in Abhängigkeit von der Ritzhärte H_s (in GPa).

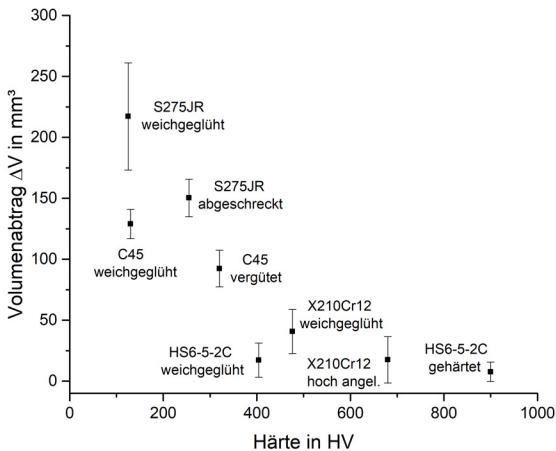


Abbildung B. 74.: Verschleißwiderstand der verschiedenen Probenwerkstoffe im Reibrad-Versuch nach ASTM-G65. Die verwendeten Werkstoffe sind ebenfalls in den Tabellen A. 16 bis A. 19 aufgeführt.

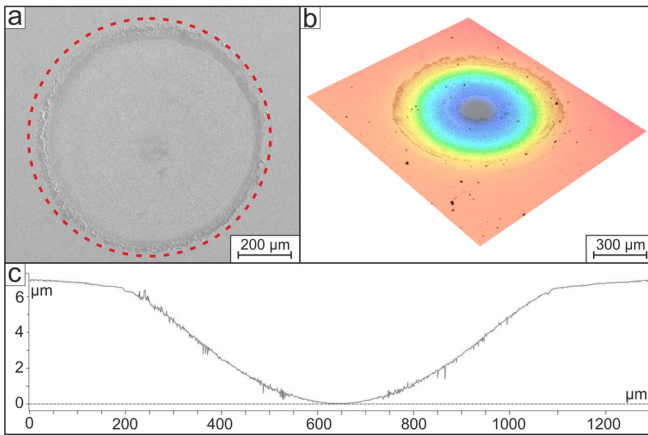


Abbildung B. 75.: a) Rasterelektronenmikroskopische Aufsicht der durch den sphärischen Indenter (Si_3N_4 Kugel mit 10 mm Durchmesser) resultierenden Prallfläche. Mit Hilfe eines 3D-Lasermikroskops erstellte b) Aufsicht und c) Höhenprofil der Kontaktfläche im Querschnitt.

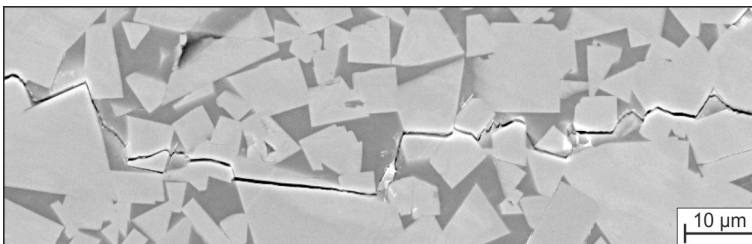


Abbildung B. 76.: Vergrößerter Ausschnitt einer rasterelektronenmikroskopischen Aufnahme eines um die Kontakt- bzw. Prallfläche laufenden Ringbruchs.

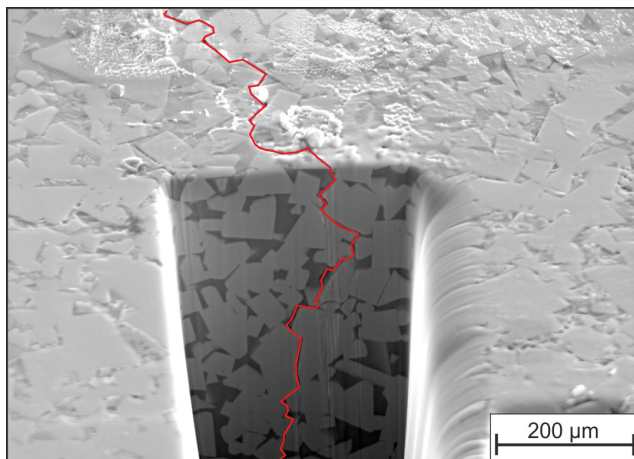


Abbildung B. 77.: Mittels Focused-Ion-Beam erzeugter Graben im Bereich des Ringbruchs. Der Riss wächst von der Oberfläche an der Stirnseite des Grabens ins Volumen.

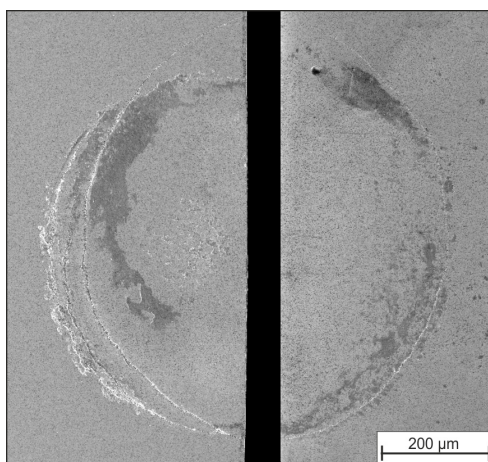


Abbildung B. 78.: Die zur Analyse des Querschnitts hergestellte Probe in der Aufsicht. Die Probenhälften wurden für die Aufnahme separiert, um die Teilung zu veranschaulichen. Die außerhalb der Kontaktfläche liegenden Ringbrüche sind zu erkennen.

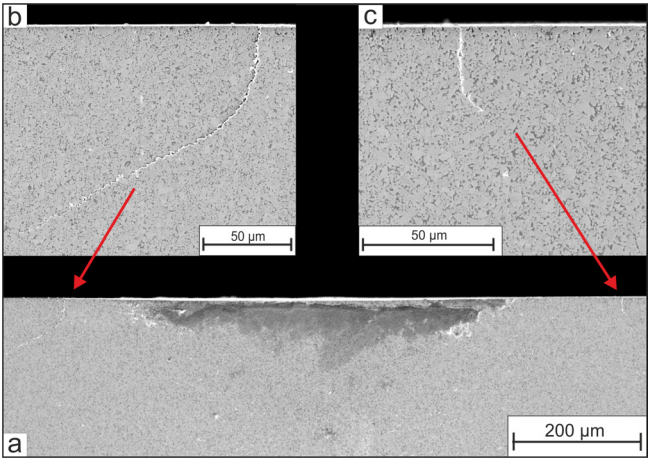


Abbildung B. 79.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der geteilten Probe zur Darstellung des Kontaktflächenquerschnitts. a) Gesamtansicht und b), c) Vergrößerung der Bereiche außerhalb der Kontaktfläche. Die Risse wuchsen von der Oberfläche ins Volumen.

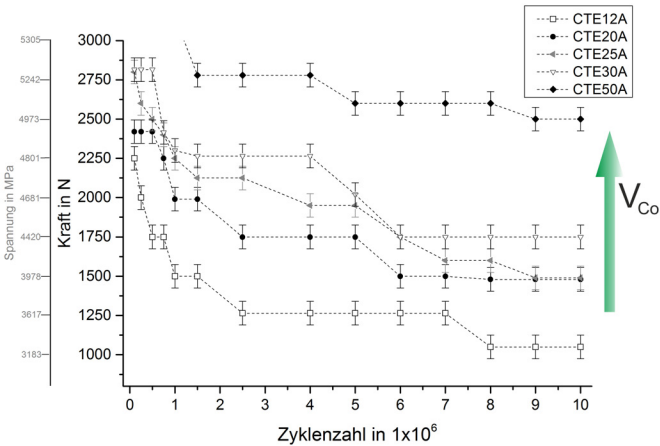


Abbildung B. 80.: Wöhler-Kurven der grobkörnigen Hartmetallgüten. Entstehung des Ringbruchs in Abhängigkeit der aufgetragenen Kraft, der Zyklenzahl und des Bindergehalts V_{Co} .

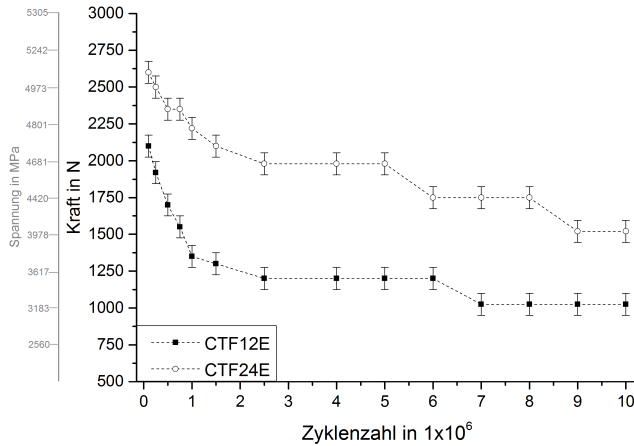


Abbildung B.81.: Wöhler-Kurven für die feinkörnigen Hartmetallgütern mit einem Bindergehalt von 6 (CTF12E) und 12 Ma.-% (CTF24E).

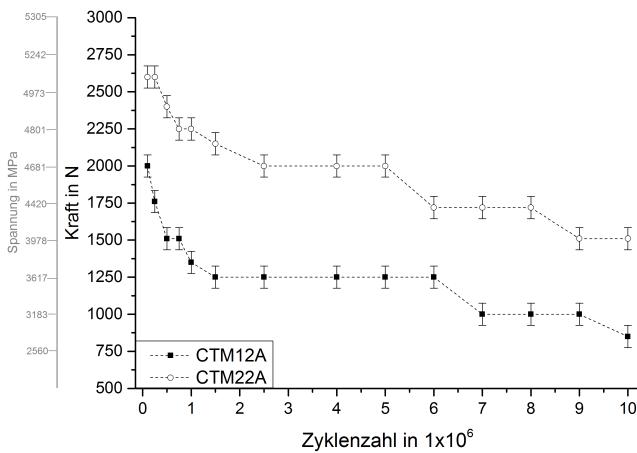


Abbildung B.82.: Wöhler-Kurven für die mittelförnigen Hartmetallgütern mit einem Bindergehalt von 6 (CTM12A) und 11 Ma.-% (CTM22A).

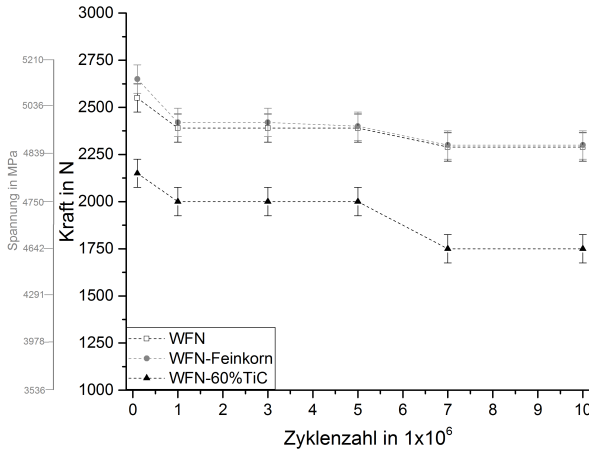


Abbildung B. 83.: Wöhler-Kurven der drei Ferro-Titanit® Güten. Die Güten WFN und WFN-Feinkorn haben einen Hartstoffgehalt von 33 Ma.-%. Der Gehalt der Güte WFN-60%-TiC liegt bei 60 Ma.-%.

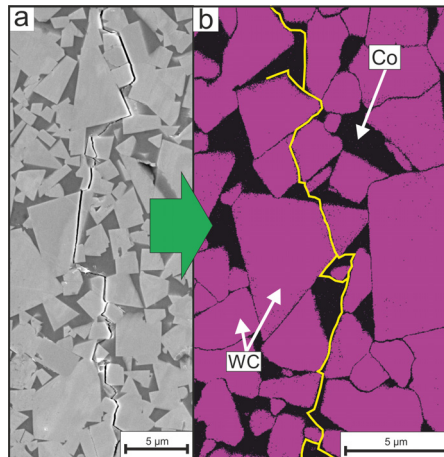


Abbildung B. 84.: Exemplarische Darstellung, wie mit Hilfe einer EBSD-Aufnahme (Phasenverteilung) die Wolframkarbide, deren Grenzflächen und damit der Rissverlauf besser sichtbar gemacht und vermessen werden können.

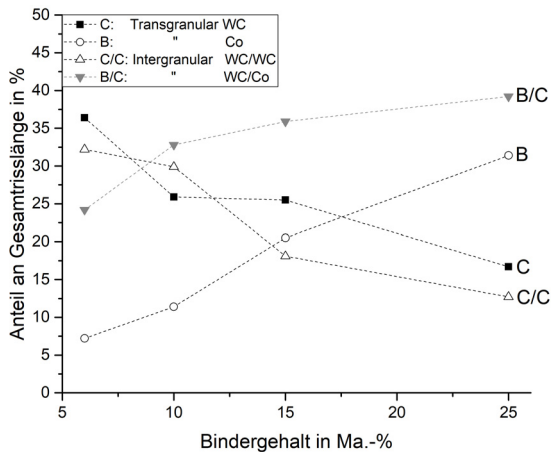


Abbildung B.85.: Prozentuale Anteile der vier verschiedenen Risspfade an der Gesamtrisslänge. Die Risspfadanteile der hier betrachteten grobkörnigen Hartmetallgütern sind in Abhängigkeit des Bindergehalts aufgetragen.

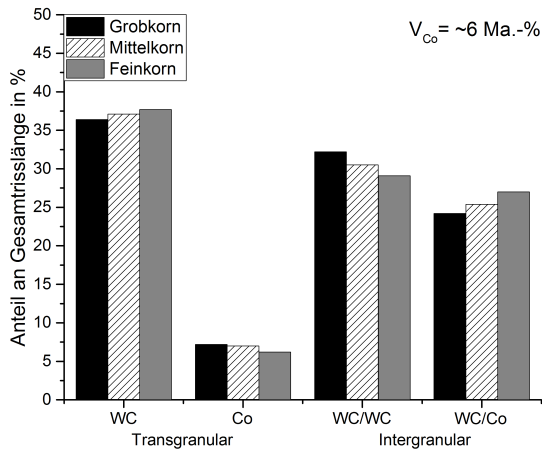


Abbildung B.86.: Darstellung der Risspfadanteile für die Hartmetallgütern mit einem Bindergehalt von 6 Ma.-% (CTF12E, CTM12A und CTE12A).

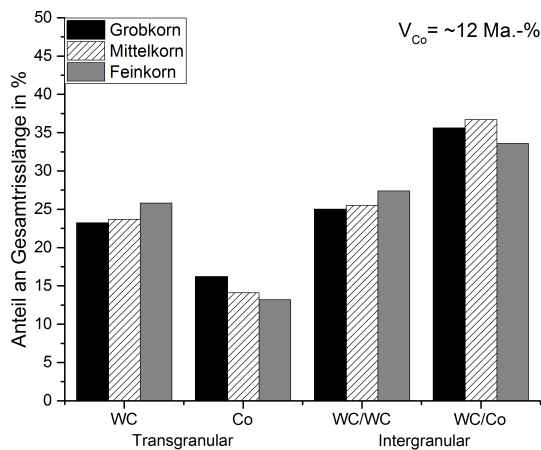


Abbildung B. 87.: Darstellung der Risspfadanteile für die Hartmetallgüten mit einem Bindergehalt von ungefähr 12 Ma.-% (CTF24E, CTM22A und CTE25A).

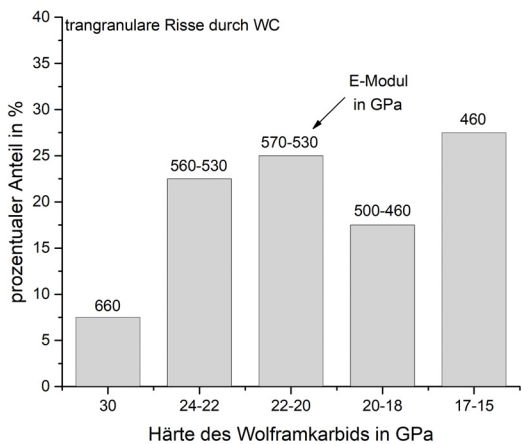


Abbildung B. 88.: Prozentuale Anteile der transgranularen Risse durch WC (Risspfad C) in Abhängigkeit von der Wolframkarbidhärte und des E-Moduls.

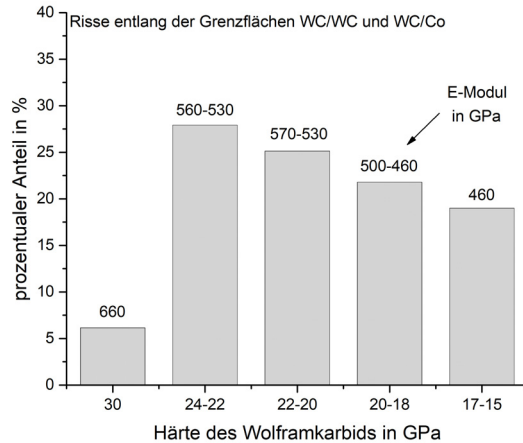


Abbildung B.89.: Prozentuale Anteile der Risse entlang von Grenzflächen (Risspfad B/C und C/C) in Abhängigkeit von der Härte und des E-Moduls der angrenzenden Wolframkarbide.

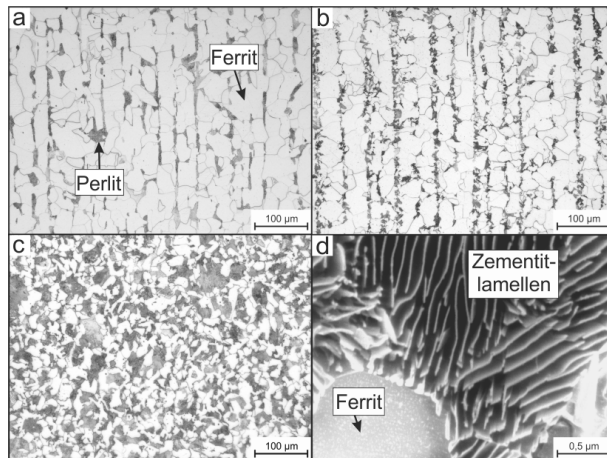


Abbildung B.90.: Licht- und rasterelektronenmikroskopische Gefügaufnahmen der Stähle a) S275JR-weichgeglüht, b) S275JR-normalisiert und C45-weichgeglüht bei c) 200-facher und d) 40.000-facher Vergrößerung.

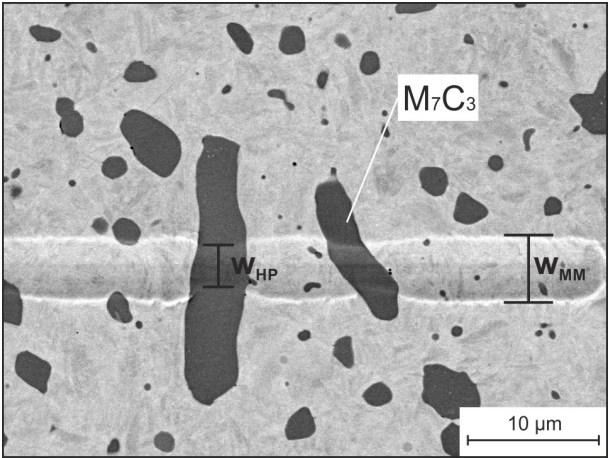


Abbildung B.91.: Rasterelektronenmikroskopische Gefügeaufnahme des Stahls X153CrMoV12, dessen Oberfläche mit dem Nanoritzer gefurcht wurde. Die Furchenbreite der Metallmatrix w_{MM} und der Hartphase w_{HP} (M_7C_3 Karbid) sind ebenfalls eingezeichnet.

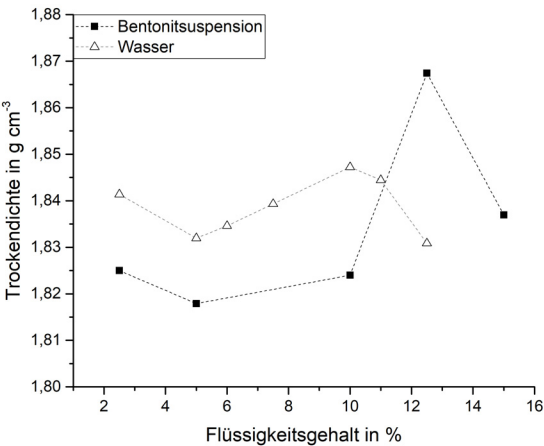


Abbildung B.92.: Vergleich der Proctor-Kurven bei Zugabe von Wasser und Bentonitsuspension zur Bodenprobe D (0,063 - 4 mm).

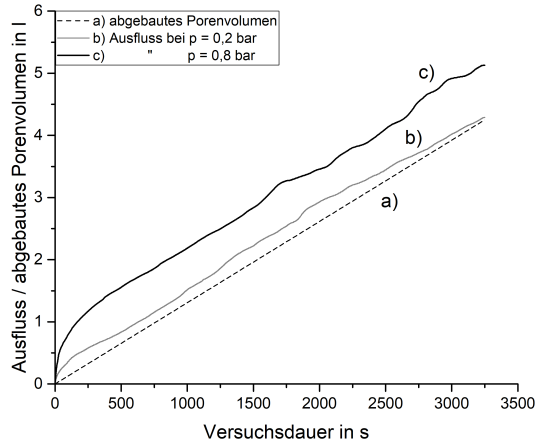


Abbildung B.93.: Druck- und zeitabhängiges ausgeflossenes/drainiertes Volumen im RUB Tunneling Device. Zum Vergleich wurde das aus dem aufgeführten Bodenvolumen berechnete abgebaute Porenvolumen eingezeichnet (a).

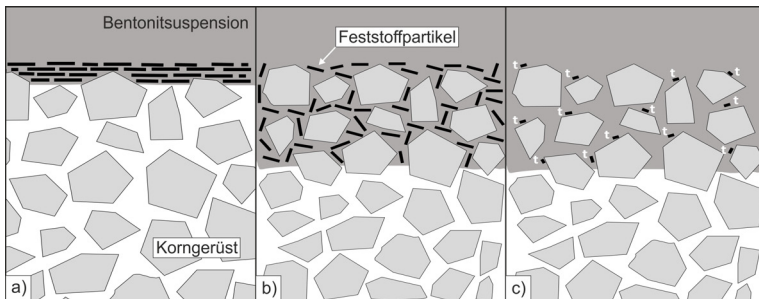


Abbildung B.94.: Wechselwirkung zwischen Bentonitsuspension und Ortsbrust bzw. Korngerüst [181]. Schematische Darstellung der Bildung einer Bodenschicht mit keiner oder reduzierter Durchlässigkeit: a) äußerer Filterkuchen, b) innerer Filterkuchen, c) reine Eindringung.

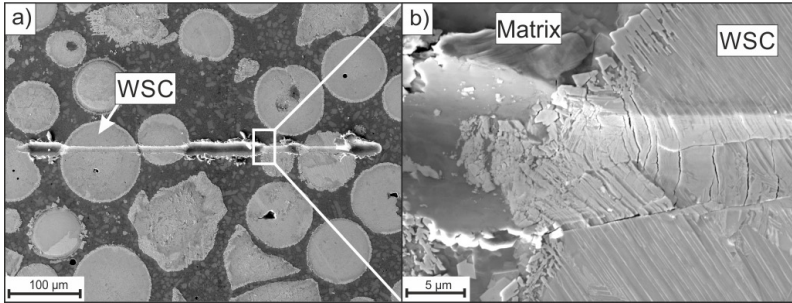


Abbildung B.95.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer mit dem Nanoritzer erzeugten Furche in einem Nickelbasis-Hartverbundwerkstoff, der Wolframschmelzkarbid (WSC) enthält; a) 500-fache und b) 7500-fache Vergrößerung.

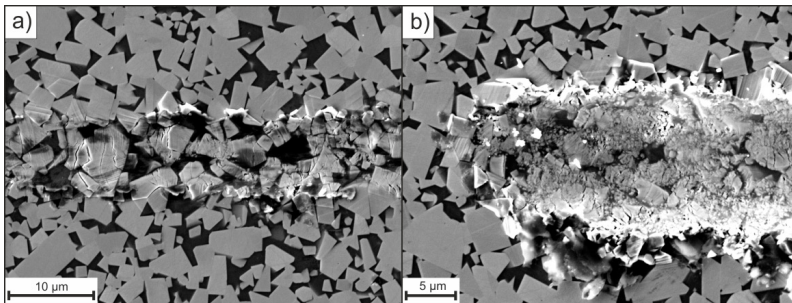


Abbildung B.96.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer mit dem Nanoritzer erzeugten Furche in der Hartmetallgüte CTE30A. a) 6000-fache und b) 7000-fache Vergrößerung.

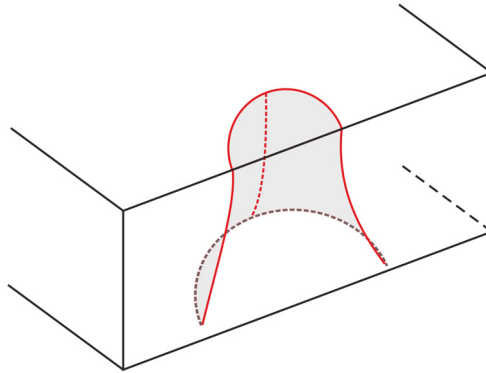


Abbildung B.97.: Schematische Darstellung des Querschnitts eines Hertz'schen Kegelbruchs. Der an der Oberfläche entstehende Ringbruch wächst ins Volumen und bildet einen Kegelstumpf.

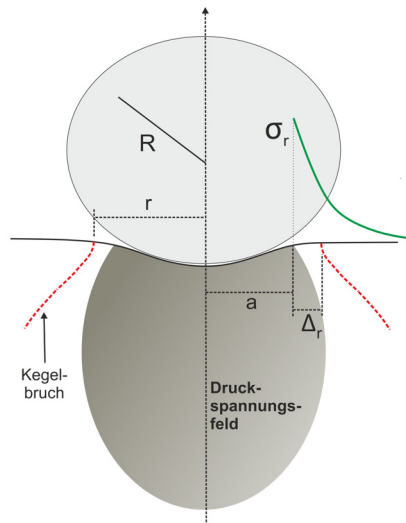


Abbildung B.98.: Schematischer Querschnitt der Spannungsverteilung beim Aufprall des Indenters. Der Ringbruch bildet sich außerhalb des Druckspannungsfeldes (σ_r = Zugspannung).

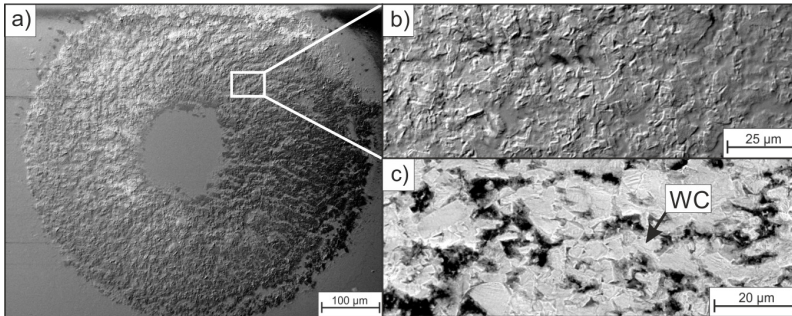


Abbildung B.99.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Indenteroberfläche nach einem Versuch (1×10^7 Zyklen). a) Vergrößerter Ausschnitt im b) Sekundär- und c) Rückstreuerelektronenkontrast.

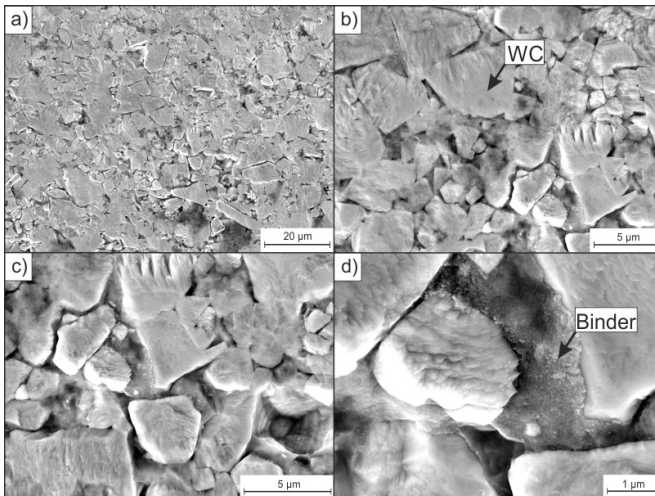


Abbildung B.100.: Rasterelektronenmikroskopische Gefügeaufnahmen des Hartmetalls in zunehmender Vergrößerung (von Teilbild a nach d). Durch den Aufprall des Indenters kommt es zur Binderextrusion.

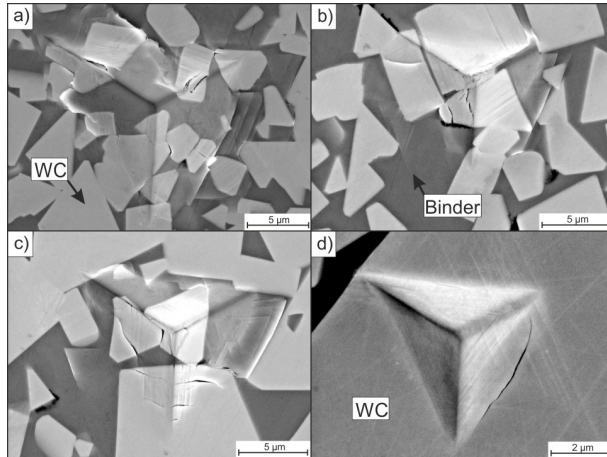


Abbildung B.101.: Rasterelektronenmikroskopische Gefügeaufnahmen von Nanoindents im Hartmetall (Teilbild a, b und c: $F_N = 500$ mN). Teilbild d zeigt einen Indent im WC bei höherer Vergrößerung ($F_N = 100$ mN).

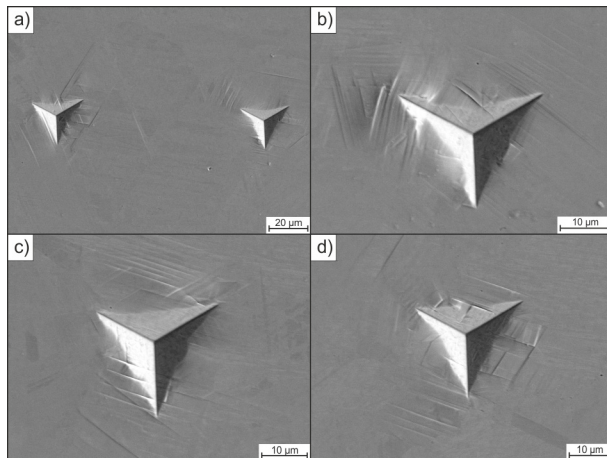


Abbildung B.102.: Rasterelektronenmikroskopische Gefügeaufnahmen von Nanoindents in der CoCr-Legierung ($F_N = 500$ mN). In den Teilbildern b, c und d sind die sich bildenden Verformungsstrukturen im Bereich der Indents zu erkennen.

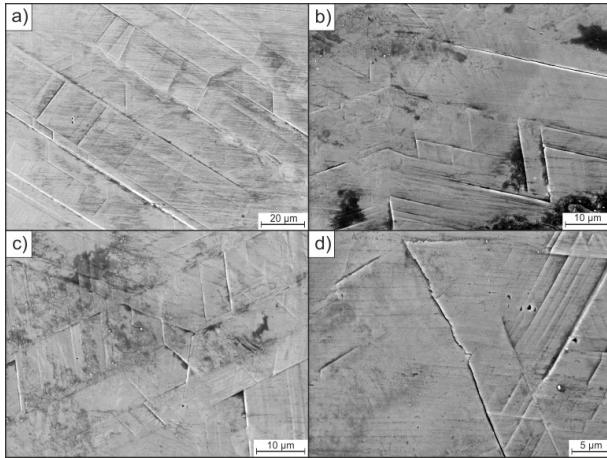


Abbildung B. 103.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der CoCr-Legierung im Bereich außerhalb der Prallfläche (Stoßverschleiß-Versuch). Verformungsstrukturen und Risse sind im Gefüge erkennbar.

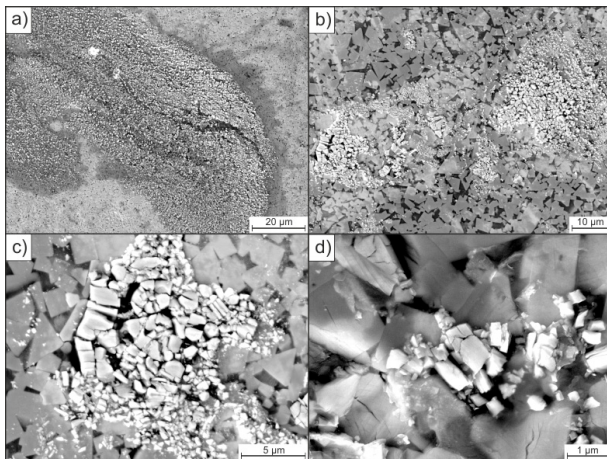


Abbildung B. 104.: Durch die zyklische Belastung resultierende Fragmentierung der Wolframkarbide. a ,b) Es bilden sich Anhäufungen von Bruchstücken, die zur Oxidation neigen. c, d) Fragmente bei höherer Vergrößerung.

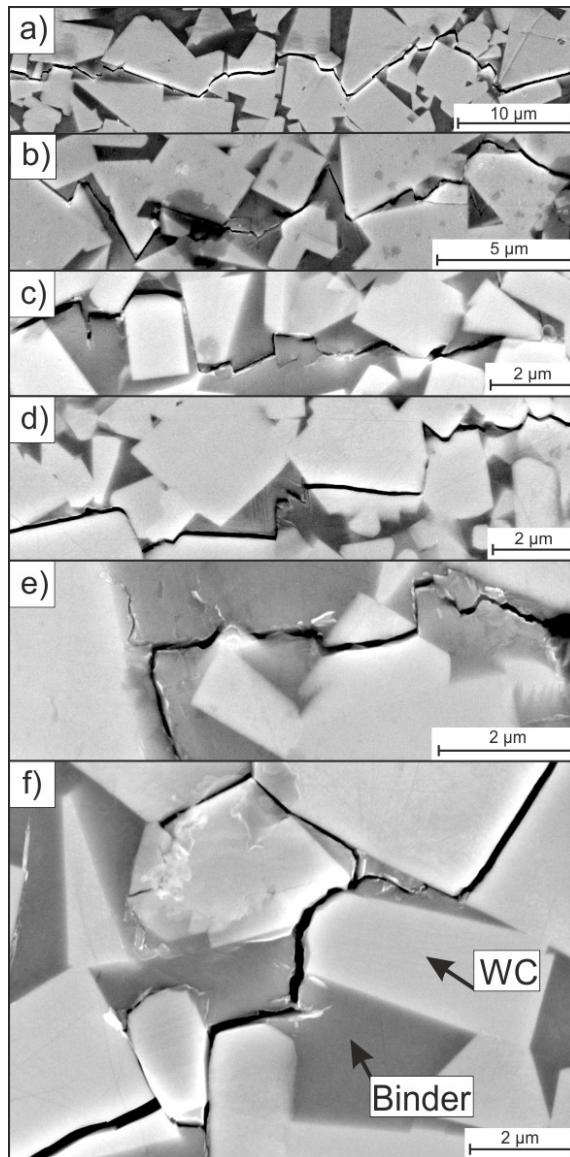


Abbildung B. 105.: Rasterelektronenmikroskopische Gefügaufnahmen von Ringbruch-ausschnitten in verschiedenen Vergrößerungen. Aufgrund der hohen Vergrößerung sind in den Teilbildern e und f die Rissausbildung und Risspfadanteile zu erkennen.

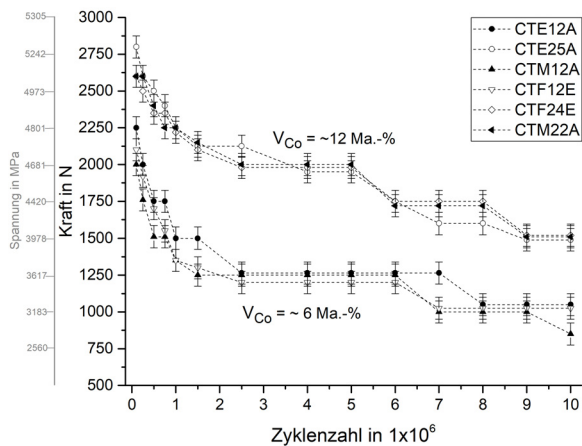


Abbildung B.106.: Wöhler-Kurven der Hartmetallgüten mit einem Bindergehalt von 6 und $\approx 12 \text{ Ma.-%}$ und unterschiedlichen mittleren Karbidgrößen.

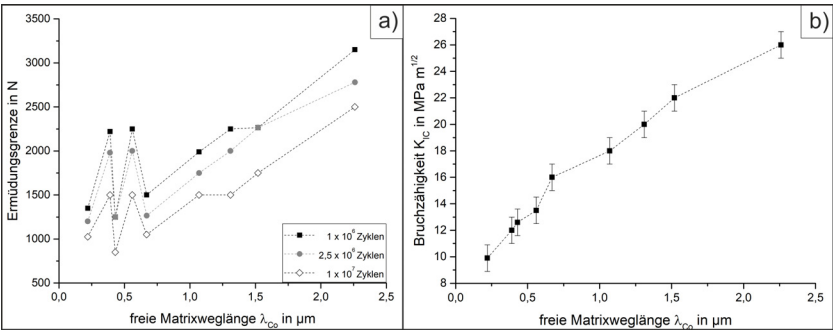


Abbildung B.107.: Korrelation zwischen der a) freien Matrixweglänge λ_{Co} und der Kraft, bei der sich ein vollständiger Ringbruch bildet („Ermüdungsgrenze“). Auftragung für jeweils drei Zyklenzahlen (1×10^6 , $2,5 \times 10^6$ und 1×10^7). b) Darstellung des Zusammenhangs zwischen K_{IC} und λ_{Co} .

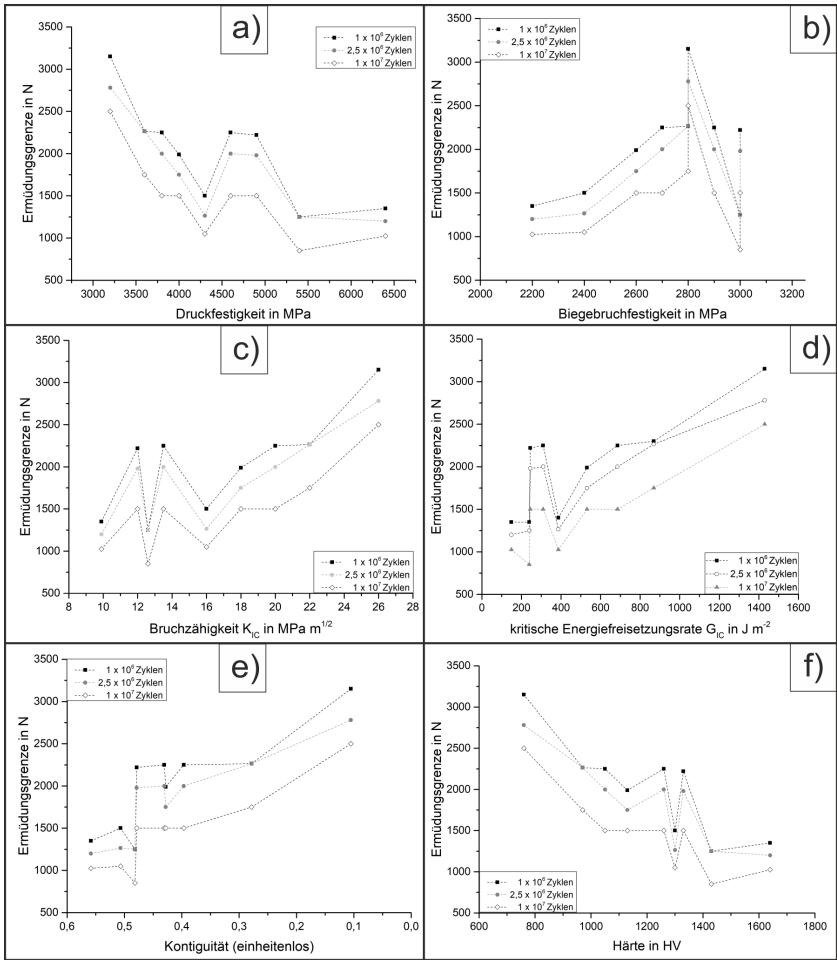


Abbildung B.108.: Korrelation zwischen verschiedenen mechanischen Eigenschaften und Gefügekenngößen der Hartmetallgüten und der von der Zyklenzahl abhängigen Ermüdungsgrenze: a) Druckfestigkeit; b) Biegebruchfestigkeit; c) Bruchzähigkeit; d) krit. Energiefreisetzungsrate; e) Kontiguität; f) Härte.

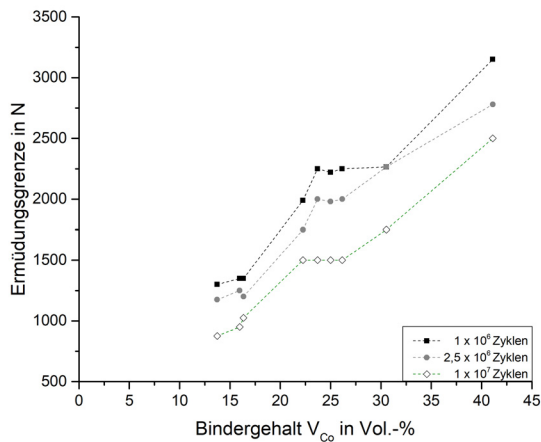


Abbildung B. 109.: Korrelation zwischen dem Bindergehalt der Hartmetallgüten (V_{Co}) und der Ermüdungsgrenze.

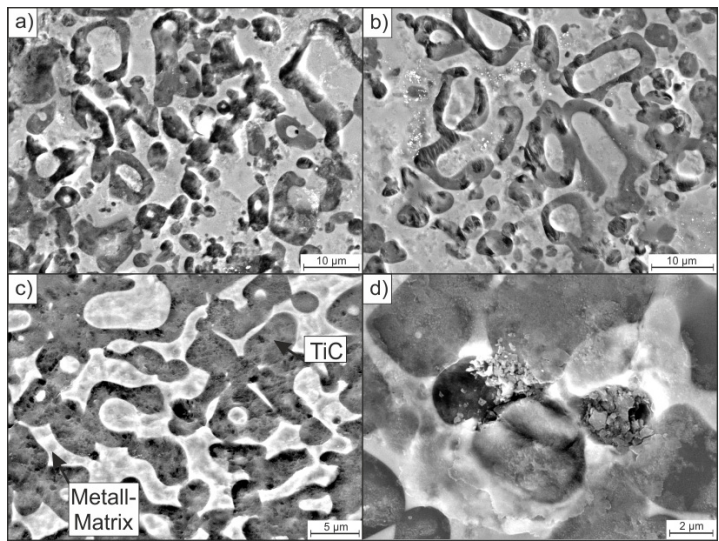


Abbildung B. 110.: Gefügeaufnahmen der Ferro-Titanit® Güten im Bereich der Prallfläche. d) Die Titankarbide werden fragmentiert und aus der Matrix gehoben.

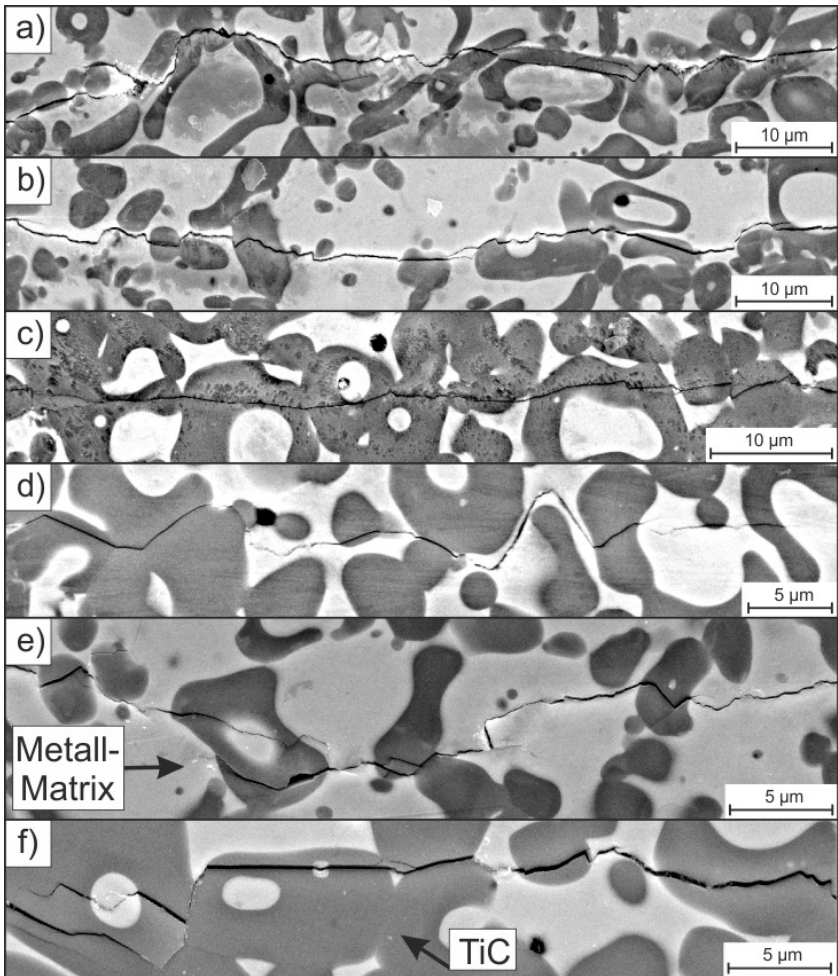


Abbildung B.111.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen mehrerer Ringbruch-ausschnitte, die beim Stoßverschleiß-Versuch im Ferro-Titanit[®] entstehen. Die Vergrößerung nimmt in den Teilbildern zu. Die ring-förmigen Titankarbide sind dunkel und die Metallmatrix ist hell kontrastiert.

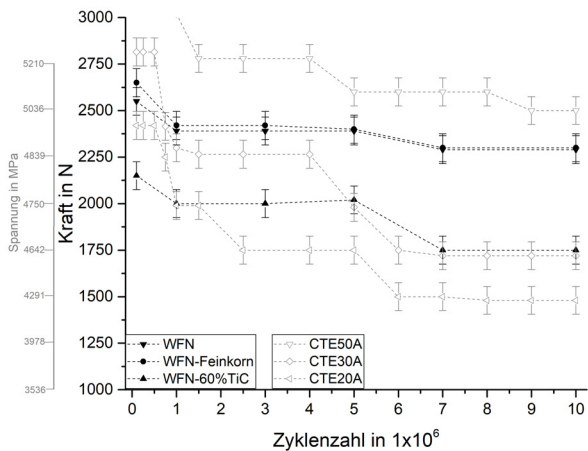


Abbildung B.112.: Vergleich der Wöhler-Kurven von drei Hartmetallgüten und den drei Ferro-Titanit®-Güten.

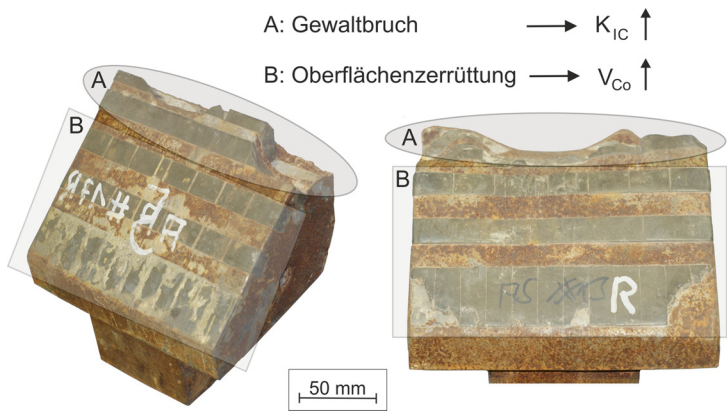


Abbildung B.113.: Rückensicht von zwei verschlissenen Schälmessern mit eingelöteten Hartmetalleinsätzen. Die dominanten geometrieabhängigen Verschleißmechanismen sowie die primären Werkstoffeigenschaften sind ebenfalls eingezeichnet. Abrasion wird als „globaler“ Mechanismus betrachtet, der am gesamten Werkzeug auftritt.

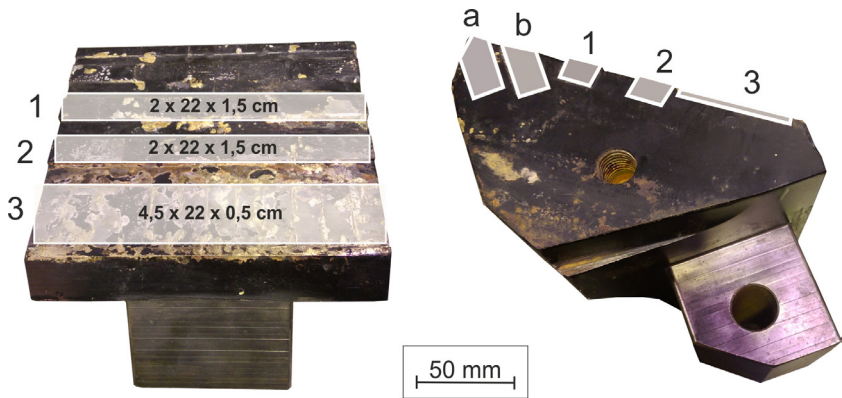


Abbildung B.114.: Rück- und Seitenansicht eines Schälmessers mit eingelöteten Schneidkanten (a und b) und Leisten (1, 2 und 3) aus Hartmetall. Zusätzlich sind die Leisten bemaßt (Breite, Länge, Tiefe).

Anhang C

Konstruktionsskizzen

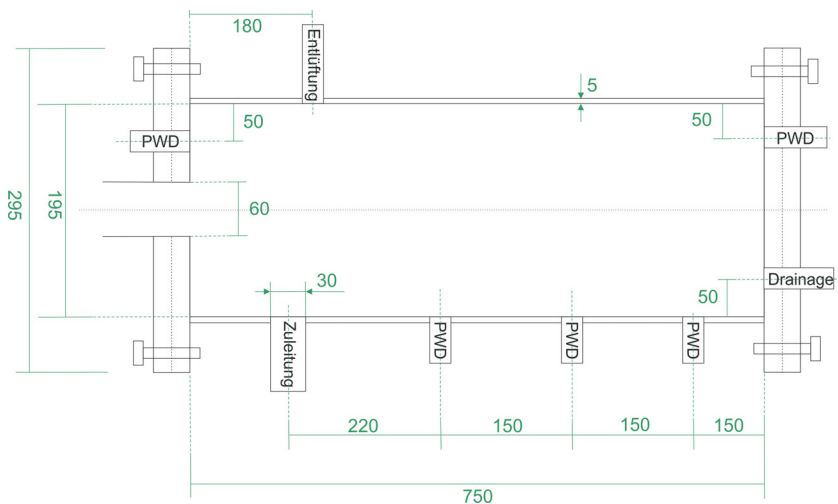


Abbildung C.1.: Bemaßung des Bodenbehälters des RUB Tunneling Devices. Alle Anschlüsse (PWDs, Drainage, usw.) sind mittig auf der zylindrischen Mantelfläche angebracht. Alle Angaben in mm.

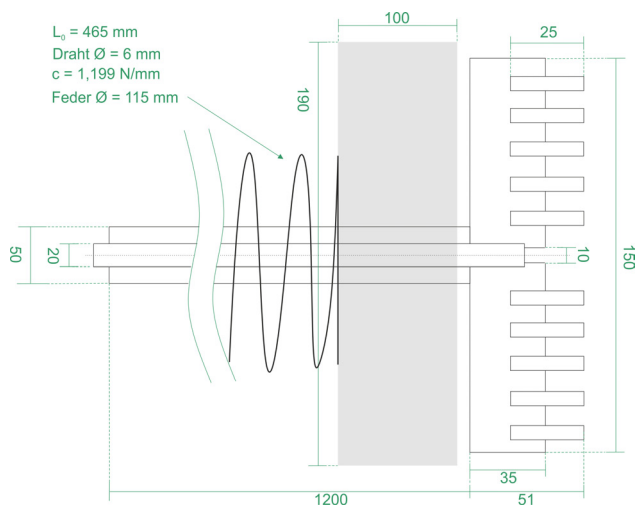


Abbildung C.2.: Bemaßung der hartverchromten Hohlwelle (Werkstoff: 100Cr6 Q+T) mit montiertem Schneidrad und federgestütztem PTFE-Dichtblock. Alle Angaben in mm.

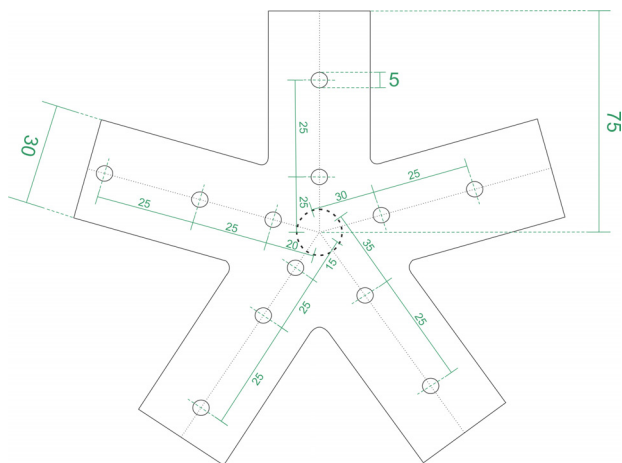


Abbildung C.3.: Bemaßung des Probenhalters bzw. Schneidrads (Werkstoff: X155CrMoV12-1 Q+T), auf dem die 12 Verschleißstifte helixförmig verteilt sind. Alle Angaben in mm.

Literaturverzeichnis

- [1] CZICHOS, H.: *Tribologie - Handbuch: Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*, 3., Vieweg + Teubner, 2010
- [2] MAIDL, B. u. a.: *Tunnelbohrmaschinen im Hartgestein*, 1. Aufl., Berlin: Ernst & Sohn, 2001
- [3] PAPKE, M. und HEER, B.: „Building the second Manapouri tailrace tunnel“, in: *Tunnels & Tunneling* 31 (5) (1999), S. 61
- [4] WILMS, J.: „Zum Einfluß der Eigenschaften des Stützmediums auf das Verschleißverhalten eines Erddruckschildes“, Dissertation, Universität Essen, 1995
- [5] MAIDL, B.: *Maschineller Tunnelbau im Schildvortrieb*, 1. Auflage, John Wiley & Sons, 2011
- [6] AFNOR: *Association française de normalization: NF P 94-430-1 Roches Determination du pouvoir abrasive d'uneroche Partie 1: Essai de rayure avec une pointe*, Paris, 2000
- [7] AFNOR: *Association française de normalization: P18-579 Granulats – Essai d'abrasivité et de broyabilité*, Paris, 1990
- [8] THURO, K.: „Klassifizierung und Prognose von Leistungs- und Verschleißparametern im Tunnelbau“, in: *Taschenbuch für den Tunnelbau, Dt. Ges. für Geotechnik e.V.* (2002), S. 62–126

- [9] KÖPPL, F.: „Abbauwerkzeugverschleiß und empirische Verschleißprognose beim Vortrieb mit Hydroschild TVM in Lockergesteinen“, Dissertation, TU München, 2014
- [10] PLINNINGER, R., SPAUN, G. und THURO, K.: „Predicting tool wear in drill and blast“, in: *Tunnels & Tunneling International Magazine* (1-5) (2002)
- [11] GESELLSCHAFT FÜR TRIBOLOGIE, Hrsg.: *Tribologie - Arbeitsblatt 7*, 2002
- [12] NILSEN, B. u. a.: „New test methodology for estimating the abrasiveness of soils for TBM tunneling.“, in: *In Proceedings of the rapid excavation and tunneling conference (RETC)* (2007), S. 104–106
- [13] DAUB, Hrsg.: *Arbeitskreis Schildstatik- Empfehlungen zur Auswahl von Tunnelvortriebsmaschinen*, 2010
- [14] DÜLLMANN, J., ALBER, M. und PLINNINGER, R.: „Bewertung der Abrasivität von Lockergesteinen mit Indexverfahren und herkömmlichen Bodenkennwerten / Determining soil abrasiveness by use of index tests versus using intrinsic soil parameters“, in: *Geomechanics and Tunnelling* 7 (1) (2014)
- [15] RAD, P.: „Bluntness and Wear of Rolling Disk Cutters“, in: *Int. J. Rock Mech. Min. Sci. & Geomech. Abstr.* 12 (4) (1975), S. 93–99
- [16] FRENZEL, C.: „Factors Influencing Disc Cutter Wear“, in: *Geomechanik und Tunnelbau* 1 (1) (2008)
- [17] BERNS, H. und THEISEN, W., Hrsg.: *Eisenwerkstoffe: Stahl und Gusseisen*, 4. Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2008
- [18] BERNS, H.: *Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe: Gefüge, Eigenschaften, Bearbeitung, Anwendung*, Springer-Verlag Berlin, 1998
- [19] MACIAS, J.: „Hard Rock Tunnel Boring - Performance Predictions and Cutter Life Assessments“, Dissertation, Trondheim: NTNU, 2016

- [20] ISRM: „Suggested methods for the quantitative description of discontinuities in rock masses.“, in: *International journal of rock mechanics and mining sciences* 15 (6) (1978), S. 319–369
- [21] ÖNORM: *Teil 2: Kontinuierlicher Vortrieb*, 2005
- [22] SMOLTczyk, U.: *Grundbau-Taschenbuch, Teil 1: Geotechnische Grundlagen*, 6. Aufl., Berlin: Ernst, Wilhelm & Sohn, 2001
- [23] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 1054:2010-12 - Sicherheitsnachweise im Erd- und Grundbau - Ergänzende Regelungen zu DIN EN 1997-1*, 2010
- [24] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 18123:2011-04 - Bestimmung der Korngrößenverteilung*, 2011
- [25] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 4126:2013-09 - Nachweis der Stand-sicherheit von Schlitzwänden*, 2013
- [26] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 18122-1:1997-07 - Zustandsgrenzen (Konsistenzgrenzen) - Teil 1: Bestimmung der Fließ- und Ausrollgrenze*, 1997
- [27] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 18126:1996-11 - Bestimmung der Dichte nichtbindiger Böden bei lockerster und dichtester Lagerung*, 1996
- [28] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 18127:2012-09 - Proctorversuch*, 2012
- [29] THURO, K.: „Bohrbarkeit beim konventionellen Sprengvortrieb: geologisch-felsmechanische Untersuchungen anhand sieben ausgewählter Tunnelprojekte“, in: *Münchener Geologische Hefte Reihe B: Angewandte Geologie* (1996)
- [30] ROSIWAL, A.: „Neuere Ergebnisse der Härtebestimmung von Mineralien und Ge-steinen. Ein absolutes Maß für die Härte spröder Körper“, in: *Verhandlungen der Kaiserlich-Königlichen Geologischen Reichsanstalt* (5) (1916), S. 117–147
- [31] FERNANDEZ-STEEGER, T.: „Verklebungen in der EPB-Praxis: Auftreten, Ein-flüsse und Quantifizierung“, in: *19. Tagung für Ingenieurgeologie mit Forum für junge Ingenieurgeologen* (2013)

- [32] GRIM, R. und GÜVEN, N.: „Bentonites – Geology, Mineralogy, Properties and Use“, in: *Development in Sedimentology* 24 (1978)
- [33] WITT, K.: *Grundbautaschenbuch Teil 3 – Gründungen und geotechnische Bauwerke*, 7. Aufl., Berlin: Ernst & Sohn, 2009
- [34] DÜLLMANN, J.: „Ingenieurgeologische Untersuchungen zur Optimierung von Leistungs- und Verschleißprognosen bei Hydroschildvortrieben im Lockergestein“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2014
- [35] ANAGNOSTOU, G. und KOVARI, K.: „Ein Beitrag zur Statik der Ortsbrust beim Hydroschildvortrieb“, in: *Probleme bei maschinellen Tunnelvortrieben* (22-10) (1992)
- [36] PEILA, D., PICCHIO, A. und CHEREGATO, A.: „Earth pressure balance tunnelling in rock masses - Laboratory feasibility study of the conditioning process“, in: *Tunnelling and Underground Space Technology* (35) (2013), S. 55–66
- [37] BUDACH, C.: „Untersuchungen zum erweiterten Einsatz von Erddruckschilden in grobkörnigem Lockergestein“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2012
- [38] THEWES, M. und BUDACH, C.: „Soil conditioning with foam during EPB tunnelling“, in: *Geomechanics and Tunnelling* 3 (3) (2010), S. 256–267
- [39] PEILA, D. u. a.: „Test procedure for assessing the influence of soil conditioning for EPB tunnelling on the tool wear“, in: *Proceedings of the World Tunneling Congress in Bangkok, Thailand.* (2012)
- [40] JAKOBSEN, P. und LOHNE, J.: „Challenges of methods and approaches for estimating soil abrasivity in soft ground TBM tunnelling“, in: *Wear* 308 (1) (2013), S. 166–173
- [41] BARWART, S., HIMMELSBACH, C. und GALLER, R.: „Diskenkraftmessung–Entwicklung eines Messsystems für den Einsatz unter widrigen Bedingungen unter Tage“, in: *BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte* 159 (12) (2014), S. 499–503

- [42] HAMMERER, N.: „Influence of steering actions by the machine operator on the interpretation of TBM performance data“, Forschungsbericht, Pennsylvania State University, 2013
- [43] PREGER, K.: *Zerspanungstechnik*, Braunschweig/Wiesbaden: Vieweg & Sohn, 1997
- [44] KÖHLER, M., MAIDL, U. und MARTAK, L.: „Abrasiveness and tool wear in shield tunnelling in soil/Abrasivität und Werkzeugverschleiß beim Schildvortrieb im Lockergestein“, in: *Geomechanics and Tunnelling* 4 (1) (2011), S. 36–54
- [45] PLINNINGER, R.: „Geotechnische Einflüsse auf den Werkzeugverschleiß beim Bohren in Festgestein“, in: *58. Berg- und Hüttenmännischer Tag vom 13. – 15. Juni 2007* (2007)
- [46] WELLINGER, K. und UETZ, H.: *Gleitverschleiß, Spülverschleiß, Stahlverschleiß unter der Wirkung von körnigen Stoffen*, VDI-Verlag, 1955
- [47] ZUM GAHR, K.: *Microstructure and wear of materials*, North Holland, 1987
- [48] MOMENI, S. u. a.: „The wear of WC-Co drill bits during rotary-percussive drilling of reinforced concrete“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* (62) (2017), S. 202–209
- [49] LAGERQUIST, M.: „A study of the thermal fatigue crack propagation in WC-Co cemented carbide“, in: *Powder Metallurgy* 18 (35) (1975), S. 71–88
- [50] LARSEN-BASSE, J.: „Wear of hard-metals in rock drilling: a survey of the literature“, in: *Powder Metallurgy* 16 (31) (1973), S. 1–32
- [51] MONTGOMERY, R.: „The mechanism of percussive wear of tungsten carbide composites“, in: *Wear* 12 (5) (1968), S. 309–329
- [52] BROSZEIT, E., ZWIRLEIN, O. und ADELMANN, J.: „Werkstoffanstrengung im Hertzschen Kontakt–Einfluß von Reibung und Eigenspannungen“, in: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 13 (12) (1982), S. 423–429

- [53] HALLING, J.: *Principles of tribology*, Palgrave, 1975
- [54] THEISEN, W.: „Bearbeiten verschleißbeständiger Legierungen aus werkstofftechnischer Sicht“, Habilitationsschrift, Ruhr-Universität Bochum, 1996
- [55] BERNS, H.: „Comparison of wear resistant MMC and white cast iron“, in: *Wear* 254 (1) (2003), S. 47–54
- [56] SEILSTORFER, H. und MOSER, G.: „Die heißisostatische Preßtechnik (HIP), Teil I“, in: *Metall* (10) (1980), S. 925–929
- [57] IBRAHIM, I., MOHAMED, F. und LAVERNIA, E.: „Particulate reinforced metal matrix composites – a review“, in: *Journal of Materials Science* 26 (5) (1991), S. 1137–1156
- [58] HORT, N. und KAINER, K.: „Pulvermetallurgisch hergestellte Metall–Matrix–Verbundwerkstoffe“, in: *Metallische Verbundwerkstoffe* (2003), S. 260–295
- [59] WEBER, S.: „Gezielte Ausnutzung des Stofftransportes zur Herstellung neuartiger PM-Hartverbundwerkstoffe auf Eisenbasis“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2005
- [60] SCHREIBER, F.: „Verschleißschutz durch Auftragschweißen: Werkstoffauswahl und Anwendungstechnik“, in: *Werkstoff und werkstofftechnische Anwendungen* (2001), S. 141–148
- [61] THEISEN, W.: „Neue Hartlegierungen auf Ni- und Co-Basis für die Auftragschweißung“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 1988
- [62] FOLLER, M. und MEYER, H.: „A New Investigation on Mechanical Properties of Ferro–Titanit“, in: *Proceedings of the 6th International Tooling Conference at Karlstad University* (2002), S. 1–15
- [63] HILL, H.: „Neuartige Metallmatrixverbundwerkstoffe (MMC) zur Standzeiterhöhung verschleißbeanspruchter Werkzeuge in der polymerverarbeitenden Industrie“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2011

- [64] MAERKY, C. u. a.: „Indentation hardness and fracture toughness in single crystal TiC096“, in: *Materials Science and Engineering A* 209 (1996), S. 329–336
- [65] SHATOV, A., FIRSTOV, S. und SHATOVA, I.: „The shape of WC crystals in cemented carbides“, in: *Materials Science and Engineering A* 242 (1998), S. 7–14
- [66] KIPARISOV, S. u. a.: „Structure formation in titanium–carbide–steel alloys during sintering“, in: *Poroshkovaya Metallurgiya* (10) (1976), S. 72–76
- [67] SARIN, V., Hrsg.: *Comprehensive hard materials*, Elsevier Ltd, 2013
- [68] KIEFFER, R. und BENESOVSKY, F.: *Hartstoffe und Hartmetalle*, Neudruck der 1. Aufl. von 1953, Springer-Verlag Berlin, 2013
- [69] LOHMANN, H.: „Deutsches Reichspatent 289 066“, Pat.
- [70] LOHMANN, H.: „Deutsches Reichspatent 292 583“, Pat.
- [71] EXNER, H.: „Physical and chemical nature of cemented carbides“, in: *International metals reviews* 24 (1) (1979), S. 149–173
- [72] ENGQVIST, H. u. a.: „Grooving wear of single-crystal tungsten carbide“, in: *Wear* 230 (2) (1999), S. 165–174
- [73] FRENCH, D. und THOMAS, D.: „Anisotropy in Single Crystal Refractory Compounds“, in: *Plenum, New York* (1) (1968), S. 55
- [74] LIU, A., WENTZCOVITCH, R. und COHEN, M.: „Structural and electronic properties of WC“, in: *Physical Review B* 38 (14) (1988), S. 9483–9489
- [75] BONACHE, V. u. a.: „Nanoindentation study of WC–12Co hardmetals obtained from nanocrystalline powders: evaluation of hardness and modulus on individual phases“, in: *Materials Science and Engineering: A* 527 (12) (2010), S. 2935–2941
- [76] ASHBY, M.: „The deformation of plastically non-homogenous materials“, in: *Philos. Mag* (21) (1970), S. 399–424

- [77] GUZMAN, M. DE u. a.: „The role of indentation depth on the measured hardness of materials“, in: *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* (308) (1993), S. 613–618
- [78] ENGQVIST, H., BESTE, U. und AXÉN, N.: „The influence of pH on sliding wear of WC-based materials“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 18 (2) (2000), S. 103–109
- [79] ENGQVIST, H., JACOBSON, S. und AXÉN, N.: „A model for the hardness of cemented carbides“, in: *Wear* 252 (5) (2002), S. 384–393
- [80] PLR: „Projektträger Material-und Rohstofforschung (PLR)- Hartstoffe in Werkzeugen“, in: *Seminar der PLR in Jülich* (1992)
- [81] GOTTSTEIN, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, 3. Aufl., Springer-Verlag Berlin, 2007
- [82] YAMANAKA, K., MORI, M. und CHIBA, A.: „Developing high strength and ductility in biomedical Co-Cr cast alloys by simultaneous doping with nitrogen and carbon“, in: *Acta biomaterialia* (31) (2016), S. 435–447
- [83] VASEL, C. u. a.: „Binder deformation in WC-(Co, Ni) cemented carbide composites“, in: *Metallurgical Transactions A* 16 (12) (1985), S. 2309–2317
- [84] SAILER, T.: „Ultrafeinkörnige Hartmetalle mit Co-Binder und alternativen Bindersystemen: Korrelation von Mikrostruktur und mechanischem Verhalten unter monoton ansteigender und zyklisch wechselnder Beanspruchung“, Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 2002
- [85] SHETTY, H., KOSEL, T. und FIORE, N.: „A study of abrasive wear mechanisms in cobalt-base alloys“, in: *Wear* 84 (3) (1983), S. 327–343
- [86] ROA, J. u. a.: „Intrinsic hardness of constitutive phases in WC–Co composites: Nanoindentation testing, statistical analysis, WC crystal orientation effects and flow stress for the constrained metallic binder“, in: *Journal of the European Ceramic Society* 35 (13) (2015), S. 3419–3425

- [87] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN EN ISO 14577-1:2015-11 - Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter - Teil 1: Prüfverfahren*, 2015
- [88] VANDER-SANDE, J., COKE, J. und WULFF, J.: „A transmission electron microscopy study of the mechanisms of strengthening in heat-treated Co-Cr-Mo-C alloys“, in: *Metallurgical Transactions A* 7 (3) (1976), S. 389–397
- [89] SPRIGGS, G.: „A history of fine grained hardmetal“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 13 (5) (1995), S. 241–255
- [90] LLANES, L., TORRES, Y. und ANGLADA, M.: „On the fatigue crack growth behavior of WC–Co cemented carbides: kinetics description, microstructural effects and fatigue sensitivity“, in: *Acta Materialia* 50 (9) (2002), S. 2381–2393
- [91] FRY, P. und GARRETT, G.: „Fatigue crack growth behaviour of tungsten carbide-cobalt hardmetals“, in: *Journal of Materials Science* 23 (7) (1988), S. 2325–2338
- [92] BESTE, U.: „On the nature of cemented carbide wear in rock drilling“, Dissertation, Schweden: Universität Uppsala, 2004
- [93] MINGARD, K. u. a.: „Comparison of EBSD and conventional methods of grain size measurement of hardmetals“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 27 (2) (2009), S. 213–233
- [94] LEE, H. und GURLAND, J.: „Hardness and deformation of cemented tungsten carbide“, in: *Materials science and engineering* 33 (1) (1978), S. 125–133
- [95] KEUSEMANN, S., BROECKMANN, C. und MAGIN, M.: „Fatigue Crack Propagation in WC-Co Hardmetals“, in: *Proceeding of EURO PM Powder Metallurgy Congress & Exhibitions* (2011), S. 9–12
- [96] CHERMANT, J. und OSTERSTOCK, F.: „Fracture toughness and fracture of WC-Co composites“, in: *Journal of Materials Science* (11) (1976), S. 1939–1951

- [97] HEINRICHS, J., OLSSON, M. und JACOBSON, S.: „Initial deformation and wear of cemented carbides in rock drilling as examined by a sliding wear test“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 64 (2017), S. 7–13
- [98] GEE, M., GANT, A. und ROEBUCK, B.: „Wear mechanisms in abrasion and erosion of WC/Co and related hardmetals“, in: *Wear* 263 (1) (2007), S. 137–148
- [99] UPADHYAYA, G.: *Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties, and Testing*, Noyes Publication, 1998
- [100] MARI, D. u. a.: „Residual stress in WC-Co measured by neutron diffraction“, in: *Materials Science and Engineering: A* 209 (1-2) (1996), S. 197–205
- [101] GEE, M., MINGARD, K. und ROEBUCK, B.: „Application of EBSD to the evaluation of plastic deformation in the mechanical testing of WC/Co hardmetal“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 27 (2) (2009), S. 300–312
- [102] MINGARD, K. und GEE, M.: „EBSD examination of worn WC/Co hardmetal surfaces“, in: *Wear* 263 (1) (2007), S. 643–652
- [103] SIGL, L.: „Das Zähigkeitsverhalten von WC-Co-Legierungen“, in: *Forschungsbericht VDI Reihe 5* (104) (1986)
- [104] SIGL, L. und EXNER, H.: „Experimental study of the mechanics of fracture in WC-Co alloys“, in: *Metallurgical Transactions A* 18 (7) (1987), S. 1299–1308
- [105] ROEBUCK, B., GEE, M. und BENNETT, E. M. R.: „Mechanical Tests for Hardmetals“, in: *A National Measurement Good Practice Guide* (20) (1999)
- [106] TORRES, Y., ANGLADA, M. und LLANES, L.: „Fatigue mechanics of WC-Co cemented carbides“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 19 (4) (2001), S. 341–348
- [107] OGILVY, I., PERROTT, C. und SUITER, J.: „On the indentation fracture of cemented carbide part 1 - Survey of operative fracture modes“, in: *Wear* 43 (2) (1977), S. 239–252

- [108] BROECKMANN, C.: „Kriechen partikelverstärketer metallischer Werkstoffe“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2001
- [109] SCHLEINKOFER, U. u. a.: „Fatigue of hard metals and cermets“, in: *Materials Science and Engineering: A* 209 (1) (1996), S. 313–317
- [110] PREIS, I.: „Fatigue Performance and Mechanical Reliability of Cemented Carbides“, Dissertation, Tallinn: University of Technology, 2004
- [111] SPIEGLER, R., SCHMAUDER, S. und SIGL, L.: „Fracture toughness evaluation of WC-Co alloys by indentation testing“, in: *Journal of Hard Materials* 1 (3) (1990), S. 147–158
- [112] SCHLEINKOFER, U. u. a.: „Behaviour of hard metals and cermets under cyclic mechanical loads“, in: *Materials Science and Engineering: A* 194 (1) (1995), S. 1–8
- [113] EXNER, H. u. a.: „Fractography of critical and subcritical cracks in hard materials“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 19 (4) (2001), S. 329–334
- [114] NDLOVU, S.: „The Wear Properties of Tungsten Carbide-Cobalt Hardmetals from the Nanoscale up to the Macroscopic Scale“, Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 2009
- [115] SIGL, L. und FISCHMEISTER, H.: „On the fracture toughness of cemented carbides“, in: *Acta metallurgica* 36 (4) (1988), S. 887–897
- [116] TARRAGÓ, J. u. a.: „Fracture and fatigue behavior of cement carbides: 3D focused ion beam tomography of crack-microstructure interactions“, in: *International journal of powder metallurgy* 50 (4) (2014), S. 33–42
- [117] LLANES, L. u. a.: „Fracture behavior of cemented carbides: a fracture mechanics analysis“, in: *ECF13, San Sebastian* (2013)

- [118] FISCHMEISTER, H., SCHMAUDER, S. und SIGL, L.: „Finite Element Modeling of Crack Propagation in WC-Co Hard Metals“, in: *Materials Science and Engineering: A* 105 (1988), S. 305–311
- [119] SARIN, V. und JOHANNESSON, T.: „On the deformation of WC-Co cemented carbides“, in: *Metal Science* 9 (1) (1975), S. 472–476
- [120] SHATOV, A., PONOMAREV, S. und FIRSTOV, S.: „Fracture of WC–Ni cemented carbides with different shape of WC crystals“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 26 (2) (2008), S. 68–76
- [121] BESTE, U. u. a.: „Particle erosion of cemented carbides with low Co content“, in: *Wear* 250 (1) (2001), S. 809–817
- [122] BESTE, U. und JACOBSON, S.: „Friction between a cemented carbide rock drill button and different rock types“, in: *Wear* 253 (11) (2002), S. 1219–1221
- [123] BESTE, U. und JACOBSON, S.: „Micro scale hardness distribution of rock types related to rock drill wear“, in: *Wear* 254 (11) (2003), S. 1147–1154
- [124] BESTE, U., CORONEL, E. und JACOBSON, S.: „Wear induced material modifications of cemented carbide rock drill buttons“, in: *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 24 (1) (2006), S. 168–176
- [125] BESTE, U. und JACOBSON, S.: „A new view of the deterioration and wear of WC/Co cemented carbide rock drill buttons“, in: *Wear* 264 (11) (2008), S. 1129–1141
- [126] BESTE, U. und JACOBSON, S.: „A new view of the deterioration and wear of WC/Co cemented carbide rock drill buttons“, in: *Wear* 264 (11) (2008), S. 1129–1141
- [127] CERATIZIT: „Wear Parts: Gesamtprogramm: Hard Material Solutions By Ceratizit“, in: *hrsg. von CERATIZIT Deutschland GmbH* (2016)
- [128] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN EN ISO 6507 - Härteprüfung nach Vickers*, Berlin, 2006

- [129] OLIVER, W. und PHARR, G.: „An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments“, in: *Journal of Materials Research* 7 (6) (1992), S. 1564–1583
- [130] OLIVER, W. und PHARR, G.: „Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology“, in: *Journal of Materials Research* 19 (1) (2004), S. 3–20
- [131] PÖHL, F., HUTH, S. und THEISEN, W.: „Detection of the indentation-size-effect (ISE) and surface hardening by analysis of the loading curvature C “, in: *International Journal of Solids and Structures* 84 (2016), S. 160–166
- [132] KLEFF, J.: „Warmritzen metallischer Werkstoffe“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 1993
- [133] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN EN ISO 23146:2016-11 Verfahren für Biegeproben mit V-Kerb (SEVNB)*, 2016
- [134] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 50106:2016-11 Druckversuch bei Raumtemperatur*, 2016
- [135] JAKOBSEN, P.: „Estimation of soft ground tool life in TBM tunnelling“, Dissertation, Trondheim: NTNU, 2014
- [136] THURO, K. u. a.: „Determining abrasivity with the LCPC test“, in: *In 1st Canada-US Rock Mechanics Symposium. American Rock Mechanics Association.* (2007)
- [137] PLINNINGER, R. und RESTNER, U.: „Abrasiveness testing, quo vadis? – a commented overview of abrasiveness testing methods“, in: *Geomechanics and Tunneling* 1 (1) (2008), S. 61–70
- [138] CERCHAR: „Centre d’Etudes et Recherches des Charbonnages de France: The Cerchar Abrasiveness Index“, in: *Verneuil* (1986)
- [139] ASTM: *D7625 - Standard Test Method for Laboratory Determination of Abrasiveness of Rock Using the CERCHAR Method*, 2010

- [140] ALBER, M., YARALI, O. und DAHL, F.: „ISRM suggested method for determining the abrasivity of rock by the CERCHAR abrasivity test“, in: *The ISRM Suggested Methods for Rock Characterization, Testing and Monitoring: 2007-2014* (2013), S. 101–106
- [141] ROSTAMI, J.: „CAI testing and its implications“, in: *Tunnels & Tunneling International Magazine* (2005), S. 43–45
- [142] ROSTAMI, J. u. a.: „Study of dominant factors affecting Cerchar abrasivity index“, in: *Rock Mechanics and Rock Engineering* 47 (5) (2014), S. 1905–1919
- [143] WEST, G.: „Rock abrasiveness testing for tunnelling.“, in: *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences & Geomechanics Abstracts* 26 (2) (1989), S. 151–160
- [144] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 18137-2:2011-04 - Bestimmung der Scherfestigkeit - Teil 2: Triaxialversuch*, 2011
- [145] PRINZ, H. und STRAUSS, R.: *Ingenieurgeologie*, 5. Aufl., Heidelberg: Spektrum Akademischer Verlag, 2011
- [146] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 18196:2011-05 - Bodenklassifikation für bautechnische Zwecke*, 2011
- [147] GIANNUZZI, L.: *Introduction to focused Ion Beams: Instrumentation, Theory, Techniques and Practice*, Springer Science + Business Media, 2005
- [148] ASTM: *D7625 - Standard Test Method for Laboratory Determination of Abrasiveness of Rock Using the CERCHAR Method*, 2010
- [149] QUARZWERKE FRECHEN: *Stoffdatenblatt Quarzsand F36*, 2009
- [150] JONES, H.: „Test Methods For High Rate Impact Loading Of Hardmetals“, in: *Proceeding of EURO PM Powder Metallurgy Congress & Exhibitions* (2012)
- [151] DRUCKER, P.: „Abrasivity of Granular Soil and Tool Wear in Ground Engineering“, Dissertation, TU Wien, 2013

- [152] GHARAHBAGH, E., ROSTAMI, J. und PALOMINO, A.: „New soil abrasion testing method for soft ground tunneling applications“, in: *Tunnelling and Underground Space Technology* 26 (5) (2011), S. 604–613
- [153] BARZEGARI, G., UROMEIHY, A. und ZHAO, J.: „A newly developed soil abrasion testing method for tunnelling using shield machines“, in: *Quarterly Journal of Engineering Geology and Hydrogeology* 46 (1) (2013), S. 63–74
- [154] BARZEGARI, G., UROMEIHY, A. und ZHAO, J.: „Parametric study of soil abrasivity for predicting wear issue in TBM tunneling projects“, in: *Tunnelling and Underground Space Technology* 48 (2015), S. 43–57
- [155] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 4127:2014-02 - Prüfverfahren für Stützflüssigkeiten im Schlitzwandbau und für deren Ausgangsstoffe*, 2014
- [156] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN EN 12350-2:2009-08 Prüfung von Frischbeton - Teil 2: Setzmaß*, 2009
- [157] ROESLER, F.: „Indentation hardness of glass as an energy scaling law“, in: *Proceedings of the Physical Society. Section B* 69 (1) (1956), S. 55–60
- [158] DRUCKER, P.: „Abrasivität von Lockergestein und der Werkzeugverschleiß im Tief- und Tunnelbau“, in: *Österr. Ingenieur- und Architekten-Zeitschrift*, 156. Jg., Heft 1-6/2011 und Heft 7-12/2011 156 (1-6) (2011)
- [159] STANFORD, J. und HAGAN, P.: „An Assessment of the impact of stylus metallurgy on the CERCHAR Abrasiveness Index value“, in: *Proceedings of the Coal Operators Conference* (2009), S. 347–355
- [160] AL-AMEEN, S. und M, W.: „The influence of rock strength and abrasive mineral content on the Cerchar Abrasive Index“, in: *Engineering Geology* 36 (3-4) (1994), S. 293–301
- [161] ALBER, M.: „An Integrated Approach to Penetration, Advanced Rates and Disc Cutter Wear for Hard Rock TBM Drives“, in: *Geomechanik und Tunnelbau* 1 1 (1) (2008)

- [162] FOWELL, R. und ABU BAKAR, M.: „A review of the Cerchar and LCPC rock abrasivity measurement methods“, in: *11th Congress of the International Society for Rock Mechanics, Second half century for rock mechanics (1)* (2007), S. 155–160
- [163] KÄSLING, H., THIELE, I. und THURO, K.: „Abrasivitätsuntersuchungen mit dem Cerchar-Test–eine Evaluierung der Versuchsbedingungen“, in: *16. Tagung für Ingenieurgeologie und Forum junge Ingenieurgeologen (16)* (2007), S. 229–235
- [164] SCHRÖDERS, T.: „Verschleiß-Gefüge-Korrelation: Einfluss der Gefügebildung von niedrig- und hochlegierten Stählen auf den Verschleißwiderstand“, Projektarbeit, Ruhr-Universität Bochum, 2014
- [165] GHARAHBAGH, E.: „Periodic inspection of gauge cutter wear on EPB TBMs using cone penetration testing“, in: *Tunnelling and Underground Space Technology (38)* (2013), S. 279–286
- [166] RABINOWICZ, E., DUNN, L. und RUSSELL, P.: „A study of abrasive wear under three-body conditions“, in: *Wear 4 (5)* (1961), S. 345–355
- [167] KHRUSCHOV, M.: „Principles of abrasive wear“, in: *Wear 28 (1)* (1974), S. 69–88
- [168] MISRA, A. und FINNIE, I.: „On the size effect in abrasive and erosive wear“, in: *Wear 65 (3)* (1981), S. 359–373
- [169] JAKOBSEN, P. und BECKER, T.: „Tunnelling in abrasive soils-review of a tunnel project in Germany.“, in: *13th KTA International Symposium on Mechanized Tunnelling Technology* (2012)
- [170] MOSLEH, M.: „Effects of relative hardness and moisture on tool wear in soil excavation operations“, in: *Wear (302)* (2013), S. 1555–1559
- [171] TERZAGHI, K., PECK, R. und MESRI, G.: *Soil mechanics in engineering practice*, John Wiley & Sons, 1996
- [172] FREDLUND, D., MORGENSTERN, N. und WIDGER, R.: „The shear strength of unsaturated soils“, in: *Canadian Geotechnical Journal 15 (3)* (1978), S. 313–321

- [173] ROSTAMI, J. u. a.: „Development of soil abrasivity testing for soft ground tunneling using shield machines“, in: *Tunnelling and Underground Space Technology* (28) (2012), S. 245–256
- [174] HEDAYATZADEH, M.: „A device for assessing the tool wear in soft ground EPBS tunneling“, in: *Geotecnologia Ambientale e Mineraria, Anno LII, n. 1*, (1) (2015), S. 65–69
- [175] LANGMAACK, L., GROTHEN, B. und JAKOBSEN, P.: „Anti-wear and anti-dust solutions for hard rock TBMs“, in: *Proceedings of the World Tunnelling Congress, Vancouver, Canada* (2010)
- [176] MENSLAGE, H.: „Einfluss der Bodenkonditionierung mit Schaum auf den Verschleiß von Abbauwerkzeugen beim Tunnelvortrieb mittels Erddruckschild in kohäsionslosen Böden“, Masterarbeit, Ruhr-Universität Bochum, 2017
- [177] HEINZ, A.: „Modifizierte Bentonitsuspensionen für geotechnische Bauverfahren in Böden hoher Durchlässigkeit“, Dissertation, Schweiz: Eidgenössische Technische Hochschule Zurich, 2006
- [178] GEIL, M.: „Untersuchungen der physikalischen und chemischen Eigenschaften von Bentonit-Zement-Suspensionen im frischen und erhärteten Zustand“, in: *Mitteilung des Instituts für Grundbau und Bodenmechanik, Technische Universität Braunschweig* (28) (1989)
- [179] PRAETORIUS, S. und SCHÖSSER, B.: *Bentonithandbuch: Ringspaltschmierung für den Rohrvortrieb*, Ernst & Sohn, 2016
- [180] MÜLLER-KIRCHENBAUER, H.: „Stability of slurry trenches in inhomogeneous subsoil“, in: *9th International Conference on Soil Mechanics and Foundation Engineering* (1977), S. 125–132
- [181] ARWANITAKI, A.: „Über das Kontaktverhalten einer Zweiphasen Schlitzwand und nichtbindigen Böden“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 2009

- [182] ARWANITAKI, A., KÖNIG, D. und TRIANTAFYLIDIS, T.: „Zum Kontaktverhalten zwischen suspensionsgestützten Ortbetonwänden und dem anstehenden Boden“, in: *Bautechnik* 84 (11) (2007), S. 781–792
- [183] WALZ, B., Hrsg.: *Grundlagen der Flüssigkeitsstützung von Erdwänden*, 1989
- [184] TALMON, A., MASTBERGEN, D. und HUISMAN, M.: „Invasion of pressurized clay suspension into granular soil“, in: *Journal of Porous Media* 16 (4) (2013), S. 351–365
- [185] FRANK, F. und LAWN, B.: „On the theory of Hertzian fracture“, in: *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 299 (1458) (1967), S. 291–306
- [186] LAWN, B.: „Partial cone crack formation in a brittle material loaded with a sliding spherical indenter“, in: *In Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 299 (1458) (1967), S. 307–316
- [187] AUERBACH, F.: „Absolute Härtemessung“, in: *Annalen der Physik* 279 (5) (1891), S. 61–100
- [188] JOHNSON, K., O’CONNOR, J. und WOODWARD, A.: „The effect of the indenter elasticity on the Hertzian fracture of brittle materials“, in: *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 334 (1596) (1973), S. 95–117
- [189] COOK, R. und PHARR, G.: „Direct observation and analysis of indentation cracking in glasses and ceramics“, in: *Journal of the European Ceramic Society* 73 (4) (1990), S. 787–817
- [190] DAVIES, R.: „The determination of static and dynamic yield stresses using a steel ball“, in: *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 197 (1050) (1949), S. 416–432
- [191] LAWN, B. und FULLER, E.: „Equilibrium penny-like cracks in indentation fracture“, in: *Journal of Materials Science* 10 (12) (1975), S. 2016–2024

- [192] ZHANG, H., FANG, Z. und BELNAP, J.: „Quasi-plastic deformation of WC-Co composites loaded with a spherical indenter“, in: *Metallurgical and Materials Transactions A* 38 (3) (2007), S. 552–561
- [193] JOHNSON, K.: *Contact Mechanics*, 1. Aufl., New York: Cambridge University Press, 1985
- [194] OH, H. und FINNIE, I.: „The ring cracking of glass by spherical indenters“, in: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 15 (6) (1967), S. 401–406
- [195] KOCER, C. und COLLINS, R.: „Angle of Hertzian cone cracks“, in: *Journal of the American Ceramic Society* 81 (7) (1998), S. 1736–1742
- [196] WARREN, R.: „Measurement of the fracture properties of brittle solids by Hertzian indentation“, in: *Acta metallurgica* 26 (11) (1978), S. 1759–1769
- [197] BARRY, A. u. a.: „Microstructure and mechanical properties of bulk highly faulted fcc/hcp nanostructured cobalt microstructures“, in: *Materials characterization* 91 (2014), S. 26–33
- [198] RAMIREZ-LEDESMA, A. u. a.: „Athermal e-martensite transformation in a Co–20Cr alloy: Effect of rapid solidification on plate nucleation“, in: *Acta Materialia* 111 (2016), S. 138–147
- [199] GRIFFITH, A.: „The phenomena of rupture and flow in solids“, in: *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A* 221 (1921), S. 163–198
- [200] LIVESCU, V. u. a.: „Measurement and modeling of room temperature co-deformation in WC–10wt.% Co“, in: *Materials Science and Engineering: A* 399 (1) (2005), S. 134–140
- [201] COATS, D. und KRAWITZ, A.: „Effect of particle size on thermal residual stress in WC–Co composites“, in: *Materials Science and Engineering: A* 359 (1) (2003), S. 338–342

- [202] SEOL, K. u. a.: „Effects of WC size and amount on the thermal residual stress in WC–Ni composites“, in: *Materials Science and Engineering: A* 398 (1) (2005), S. 15–21
- [203] SCHWEGLER, L.: „Planung der Werkzeugwechsel beim Hydroschild-Vortrieb unter Berücksichtigung von Unsicherheiten und Unschärfen“, Masterarbeit, Ruhr-Universität Bochum, 2017
- [204] BMVIT: „Kritische Rohstoffe und potenziell kritische Rohstoffe“, in: *Bericht des Bundesministeriums für Verkehr, Innovation und Technologie* (2015)
- [205] MELCHER, F. und WILKEN, H.: „Die Verfügbarkeit von Hochtechnologie-Rohstoffen“, in: *Chemie in unserer Zeit* (2013)
- [206] BUCHHOLZ, P. u. a.: „Angebotskonzentration bei mineralischen Rohstoffen und Zwischenprodukten - potenzielle Preis- und Lieferrisiken“, in: *DERA Rohstoffinformationen* (21) (2015)
- [207] BEZUIJEN, A.: „Foam used during EPB tunnelling in saturated sand, description of mechanisms“, in: *Proceedings of the World Tunnel Congress 2011* (2011)
- [208] BILGIN, N., COPUR, H. und BALCI, C.: *TBM Excavation in Difficult Ground Conditions: Case Studies from Turkey*, 1. Aufl., Ernst & Sohn, 2016
- [209] KAUNDA, R.: „New artificial neural networks for true triaxial stress state analysis and demonstration of the effects of the intermediate principal stress on intact rock strength“, in: *Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering* 6 (4) (2014), S. 338–347
- [210] FRIEDRICH, C. u. a.: „Datensammlung zu Hartstoffeigenschaften“, in: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* (2) (1997), S. 9–76
- [211] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN EN ISO 18265:2014-02 Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten (ISO 18265:2013)*, 2014

- [212] UGUR, I., DEMIRDAG, S. und YAVUZ, H.: „Effect of rock properties on the Los Angeles abra-sion and impact test characteristics of the aggregates“, in: *Materials characterization* 61 (1) (2010), S. 90–96
- [213] FOWLER, D. u. a.: „The prediction of coarse aggregate performance by Micro-Deval and soundness related aggregate tests“, in: *The University of Texas at Austin. International Center for Aggregate Research ICAR Report.* (2006)
- [214] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN EN ISO 3327:2009-10 - Hartmetalle - Bestimmung der Biegebruchfestigkeit*, 2009
- [215] ASTM: *G75 - Standard Test Method for Determination of Slurry Abrasivity (Miller Number) and Slurry Abrasion Response of Materials (SAR Number)*, 2007
- [216] NILSEN, B. u. a.: „Abrasivity of soils in TBM tunnelling“, in: *Tunnels & Tunneling International* (2006), S. 36–38
- [217] HERRENKNECHT AG: *bereitgestellte Pressebilder der Herrenknecht AG* , *www.herrenknecht.com*, 2017
- [218] MAIDL, U.: „Erweiterung der Einsatzbereiche der Erddruckschilde durch Bodenkonditionierung mit Schaum“, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 1995
- [219] PLINNINGER, R., SPAUN, G. und THURO, K.: „Predicting tool wear in drill and blast“, in: *Tunnels & Tunneling International Magazine* (1-5) (2002)

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name	Jakob Alexander Küpferle
Geburtsdatum	25.05.1987
Geburtsort	Recklinghausen
Familienstand	ledig

Berufstätigkeit

seit Nov. 2013	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl Werkstofftechnik der Ruhr-Universität Bochum
2010 - 2013	Studentische Hilfskraft am Lehrstuhl Werkstofftechnik der Ruhr-Universität Bochum
2006 - 2007	Zivildienst, Diakonie in Recklinghausen

Studium und Schulausbildung

Nov. 2013	Abschluss: M.Sc.
2008 - Nov. 2013	Studium des Maschinenbaus, Schwerpunkt Werkstofftechnik an der Ruhr-Universität Bochum
1998 - 2006	Freiherr-vom-Stein Gymnasium, Recklinghausen
1993 - 1997	Anton-Wiggermann Grundschule, Recklinghausen

Veröffentlichungen

KÜPFERLE, J.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W.; ALBER, M.: Tribological analysis of the TBM excavation tool wear in soil from the view of material science. In: *Geomechanics and Tunneling* (2018), accepted. DOI 10.1002/geot.201700066

KÜPFERLE, J.; ZIZKA, Z. ; SCHÖSSER, B. ; RÖTTGER, A.; ALBER, M.; THEWES, M.; THEISEN, W.: Influence of slurry-stabilized tunnel face on TBM tool wear regarding the soil mechanical changes – Experimental evidence of changes in the tribological system. In: *Tunneling and Underground Space Technology* 74C (2018), S.206–216 DOI 10.1016/j.tust.2018.01.011

KÜPFERLE, J.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W.: Fatigue and surface spalling of cemented carbides under cyclic impact load - Evaluation of the mechanical properties with respect to microstructural processes. In: *Wear* 390-391 (2017), S.33–40, DOI 10.1016/j.wear.2017.07.002

KÜPFERLE, J.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W.: Excavation tool concepts for TBMs – understanding the material-dependent response to abrasive wear. In: *Tunneling and Underground Space Technology* 68 (2017), S.22–31, DOI 10.1016/j.tust.2017.05.013

KÜPFERLE, J.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W.; ALBER, M.: Wear prediction for soft-ground tunneling tools – a new approach regarding the dominant influencing factors in the tribological system of tunneling tools. In: *Proceedings of the WTC (World Tunneling Congress)* (2017), Bergen, Norway.

KÜPFERLE, J.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W.; ALBER, M.: The RUB Tunneling Device – A newly developed test method to analyze and determine the wear of excavation tools in soils. In: *Tunneling and Underground Space Technology* 59 (2016), S.1–6, DOI 10.1016/j.tust.2017.05.013

KÜPFERLE, J.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W.; ALBER, M.: Microscopic and Experimental Analysis of the Tribological System of TBM Tools. In: *Proceedings of the WTC (World Tunneling Congress)* (2016), San Francisco, USA.

RÖTTGER, A.; KÜPFERLE, J.; BRUST, S.; MOHR, A.; THEISEN, W.: Abrasion in Tunneling and Mining. In: *Proceedings of the 3rd International Conference on Stone and Concrete Machining (ICSCM)* (2015), S.271–286, DOI 10.13154/icscm.3.2015.246-261

KÜPFERLE, J.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W.; ALBER, M.: Abrasivity of Rock and Soil. In: *Proceedings of the 3rd International Conference on Stone and Concrete Machining (ICSCM)* (2015), S.287–296, DOI 10.13154/icscm.3.2015.262-271

KÜPFERLE, J.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W.; ALBER, M.: Assessment of the LCPC abrasiveness test from the view of material science / Bewertung des LCPC-Abrasivitätstests aus werkstofftechnischer Sicht. In: *Geomechanics and Tunnelling* 8 (2015), Nr.3, S.211–220, DOI 10.1002/geot.201500002

KÜPFERLE, J.; WILZER, J.; WEBER, S.; THEISEN, W.: Thermo-physical properties of heat-treatable steels in the temperature range relevant for hot-stamping applications. In: *Journal of Materials Science* 50 (2015), Nr.6, S.2594–2604, DOI 10.1007/s10853-015-8829-z

WILZER, J.; KÜPFERLE, J.; WEBER, S.; THEISEN, W.: Influence of Alloying Elements, Heat Treatment, and Temperature on the Thermal Conductivity of Heat Treatable Steels. In: *Steel research international* 86 (2015), Nr.11, S.1234–1241, DOI 10.1002/srin.201400294

WILZER, J.; KÜPFERLE, J.; WEBER, S.; THEISEN, W.: Temperature-dependent thermal conductivities of non-alloyed and high-alloyed heat-treatable steels in the temperature range between 20 and 500 °C. In: *Journal of Materials Science* 49 (2014), Nr.14, S.4833–4843, DOI 10.1007/s10853-014-8183