

DISSERTATION

Titel der Dissertation

„Verschleißmodelle und Verschleißschutz in der Plastifiziereinheit
von Thermoplast-Spritzgießmaschinen“



verfasst von

Dipl.-Ing. Andreas Blutmager

angestrebter akademischer Grad

Doktor der montanistischen Wissenschaften (Dr.mont.)

Matrikelnummer:	m00535001
Studienkennzahl lt. Studienblatt:	G 787 960
Studienrichtung lt. Studienblatt:	Doktoratsstudium der montanistischen Wissenschaften
Department:	Kunststofftechnik
Lehrstuhl für:	Spritzgießen von Kunststoffen
Betreut von:	Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Walter Friesenbichler Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Paul Heinz Mayrhofer

Leoben, 2018

Gratias tibi ago pro auxilio patientiaque.

Die vorliegende Arbeit wurde im Rahmen des österreichischen COMET Programmes (Projekt K2, XTribology Nr. 849109) gefördert.

Eidesstattliche Erklärung:

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Affidavit:

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in the volume.

Leoben, 01.10.2018

Dipl.-Ing. Andreas Blutmager

Danksagung

Viele Personen haben zum Gelingen dieser Dissertation beigetragen und daher möchte ich diese Gelegenheit nutzen, ihnen meinen Dank auszusprechen.

Für die Zeit der Unterstützung, Förderung und umfassenden Betreuung meiner Arbeit, gepaart mit verständnisvoller Geduld, trotz geringer Zeitressourcen, danke ich meinem Doktorvater Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Walter Friesenbichler, der mich zur Anfertigung dieser Dissertation ermutigt und mir die Umsetzung am Lehrstuhl für Spritzgießen von Kunststoffen an der Montanuniversität Leoben ermöglicht hat.

Mein verbindlichster Dank gilt Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Paul Mayrhofer für die zahlreichen fachlichen Anregungen und Ratschläge, die maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben und, trotz seines engen Zeitplans, zeitintensive und kritische Auseinandersetzung mit Ergebnissen sowie umfassenden Korrekturarbeiten, die ich schon während der Diplomarbeit zu schätzen lernte.

Danken möchte ich auch Dr.mont. Markus Varga, MSc, der mich stets fachlich und organisatorisch mit seiner Erfahrung und seinem Organisationstalent unterstützt hat und immer ein offenes Ohr für meine Anliegen hatte.

Für die hervorragende Unterstützung danke ich auch meinen Kolleginnen und Kollegen der Wittmann Battenfeld GmbH. Vor allem möchte ich mich bei Geschäftsführer Ing. Mag. Georg Tinschert, Ing. Andreas Lechner, Dipl.-Ing. Philipp Pühringer und Bettina Sandri für die Möglichkeit der Dissertation, das kollegiale Arbeitsumfeld und die zahlreichen anregenden Diskussionen bedanken. Für die Abarbeitung der unzähligen Bestellungen, Probenlieferungen und Sonderanfertigungen danke ich dem Team vom Einkauf und dem Team der mechanischen Fertigung.

Mein weiterer Dank für die direkte und indirekte Unterstützung gilt den Projektpartnern Dipl.-Ing. Timo Gebauer von der Firma Sigma Engineering GmbH und Dipl.-Ing. Dr.mont. Horst Zunko von Voestalpine Böhler Edelstahl GmbH & Co KG sowie Oerlikon Segment Surface Solution, Ceratizit Group, Saar-Hartmetall und Werkzeuge GmbH, uvm.

Ebenfalls geht mein Dank für die Unterstützung und Umsetzung des Projektes an die nicht-wissenschaftlichen und wissenschaftlichen Mitarbeiter der beteiligten Lehrstühle und Institute. Am Lehrstuhl für Spritzgießen von Kunststoffen an der Montanuniversität Leoben danke ich Herrn Edurad Leitner, an der TU Wien, am Instituts für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie, Univ. Ass. Dipl.-Ing. Dr.techn. Helmut Riedl und am Institut für Strömungsmechanik und Wärmeübertragung Priv.-Doz. Dipl.-Ing. Dr.techn. Bernhard Scheichl. Ebenso danke ich Dipl.-Ing. Dr.mont. Ewald Badisch und Dipl.-Ing. Dr.mont. Ulrike Cihak-Bayr an der AC2T research GmbH, dem "Excellence Centre of Tribology" in Wiener Neustadt und deren Mitarbeitern.

Außerdem bedanke ich mich bei den studentischen Mitarbeitern, Bachelor- und Masterstudenten an den einzelnen Instituten: Tobias Schmidt, Herbert Schoosleitner, Daniel Trauner, Thomas Spahn, Alexander Pock und David Zidar für die, vor allem bei der experimentellen Arbeit, tatkräftige Zuarbeit und thematische Unterstützung durch ihre eigenen Arbeiten.

Besonderen Dank bin ich meinen Freunden verpflichtet, allen voran Dipl.-Ing. Dr.mont. Bernd Christian Schritteser, der mich in allen Lebenslagen und -fragen unterstützt, auch wenn die gemeinsame Zeit oft sehr begrenzt ist. Den Freunden und Wegbegleitern, die ich nicht mehr so oft treffen kann, wie ich gerne würde, danke für deren Bemühungen um regel-

mäßige persönliche Unternehmungen, aufbauende Telefonate und gemeinsame Burgenland-Wein-Wochenenden.

Mein herzlicher Dank gilt meiner Familie, die mir mein Studium in dieser Form ermöglicht und meine Entscheidungen immer unterstützt und respektiert hat. Ihr habt mir stets den notwendigen Rückhalt gegeben und mich in schwierigen Phasen aufgemuntert.

Mein größter Dank aber gilt meiner Verlobten Elisabeth, die mit ihrer unbändigen Energie und ihrem nie endenden Optimismus als Sonnenschein mein Leben bereichert. Du hast mich in der harten Zeit der Dissertation immer ermutigt und aufgebaut. Deine nie enden wollende Geduld und dein Verständnis haben mir geholfen, diesen Weg zu gehen. Dafür möchte ich dir danken.

Kurzzusammenfassung

Verschleißschutz in der Plastifiziereinheit von Thermoplast-Spritzgießmaschinen ist, durch die immer schneller voranschreitende Entwicklung der Kunststoffe und Weiterentwicklung der Spritzgießtechnologien, stetig steigenden Lebensdauieranforderungen unterworfen. Um wirtschaftliche und maßgeschneiderte Lösungen für den Einsatz spezieller Werkstoffe für die Bauteile der Plastifiziereinheit und Spritzgießformen zu entwickeln, müssen die sich überlagernde Verschleißmechanismen getrennt voneinander betrachtet werden.

In der vorliegenden Arbeit werden die einzelnen Verschleißzonen separiert behandelt und mit möglichst praxisnahen Modellversuchen und Berechnungswerkzeugen nachgestellt. Dabei wird der Kunststoff in jedem Aggregatzustand, in dem er auch verschleißrelevant vorliegt (fest und flüssig), betrachtet.

Die Entwicklung eines Kunststoff-Pin-on-Disk-Testes ermöglicht in Zukunft die Nachstellung und die Untersuchung des sogenannten „Igeeffekts“ auf verschiedenste Stähle und Beschichtungen. Mit dem neuen Test war es möglich, den Verschleiß an Werkzeugoberflächen zu erzeugen und den Übertrag an Füllstoffpartikel in der Verschleißspur nachzuweisen.

Ein weiter Punkt war die Evaluierung des Verschleißes in engen Querschnitten unter hohen Einspritzgeschwindigkeiten und die Auswirkung auf die Verschleißfestigkeit hochlegierter Werkstoffe. Durch die bis dato viel zu gering betrachtete Dissipation der vorbeiströmenden, hoch glasfasergefüllten Kunststoffschmelze, führte die Temperaturerhöhung zu einem massiven Härteabfall. Dies konnte auch mit Hilfe von Spritzgieß-Simulationen nachgewiesen werden.

Im Bereich der Rückstromsperre konnte mit Hilfe eines neu erarbeiteten Berechnungsmodells die Darstellung der komplexen Schmelzeströmung zwischen zwei unterschiedlich schnell bewegten Wänden realisiert werden. Mit Hilfe dieses selbst programmierten Tools ist es möglich, die dissipierte Energie rechnerisch zu verifiziert und in Form von Druck-, Temperatur- und Viskositätsverteilungen rechnerisch und graphisch darzustellen.

Zusätzlich wurde für die Rückstromsperre ein wirtschaftliches Verschleißschutzkonzept entwickelt, um mit einer maßgeschneiderten Werkstoffverbundlösung maximalen Schutz gegen abrasiven Verschleiß im Flügelbereich bei gleichzeitig guter Korrosionsbeständigkeit zu erreichen. Dieses Konzept stellt eine elegante, flexible und langfristig wirtschaftliche Lösung dar, die in jedem Teilbereich auf das Belastungskollektiv abgestimmte Eigenschaften aufweist und somit effizienten Schutz für den Einsatz in der Plastifiziereinheit gewährleistet.

Für ein umfassendes Verständnis der untersuchten und mit Modellversuchen verifizierten Verschleißmechanismen müssten zukünftig Verschleißmodelle entwickelt werden, welche die Bewegungen und die mechanische Energie durch den Kontakt der einzelnen Partikel in dem tribologischen System (Kunststoff, Füllstoff und Werkzeugwand) berücksichtigen.

Abstract

Wear protection in the plasticizing unit of thermoplastic injection moulding machines is challenging, due to ever-accelerating development of plastics and the further development of injection moulding technologies. In order to develop economical and tailor-made solutions for the use of special materials, used in plasticizing units and tools, the superimposed wear mechanisms must be considered separately.

In the present work, the individual wear zones are treated separately and adjusted with practical model tests and calculation tools. The plastic is considered in every state of aggregate phase in which it is also relevant for wear protection (solid and liquid). In the future, the developed plastic pin-on-disk test enables an adjustment and investigation of the so-called "hedgehog effect" ("Igeleffekt") on various steels and coatings. With the new test, it was possible to generate wear on tool surfaces and to detect the transfer filler particles into the wear track. A further point was the evaluation of wear in small wear gaps under high injection speeds and the effect on wear resistance of high-alloyed materials. Due to the so far too small considered dissipation of the passing, high glass fibre reinforced plastic melt, the increase in temperature led to a massive decrease in hardening. This could also be proven with the help of 3D-injection moulding simulations.

In the area of the non-return valve, the complex melt flow between two differently fast moving walls could be realized with the help of a newly developed calculation model. With the help of this self-programmed tool, it is possible to mathematically verify the dissipated energy and to present pressure, temperature and viscosity distributions as numerical values and graphically.

In addition, an economical wear protection concept has been developed for the non-return valve, in order to achieve maximum protection against abrasive wear on the flights while at the same time ensuring good corrosion resistance with a tailor-made composite material solution. This concept is an elegant, flexible and long-term economic solution, which has properties adapted to the load collective in each area and thus ensures efficient protection for use in the plasticizing unit.

For a comprehensive understanding of the different wear mechanisms of the investigated and verified model tests, in future wear models would have to be developed that takes into account the movements and the mechanical energy through the contact of the individual particles in these tribological system (plastic, filler and tool wall).

Publikationen

Die Ergebnisse dieser veröffentlichten und unveröffentlichten wissenschaftlichen Arbeiten sind, gemeinsam mit weiteren Ergebnissen, geschlossen in dieser Dissertation aufgearbeitet und stets mit Zitaten belegt.

Eigene Veröffentlichungen des Autors

Peer reviewed Journals

Andreas Blutmager, Markus Varga, Tobias Schmidt, Alexander Pock, Walter Friesenbichler, Abrasive/erosive wear on MMCs in plastic moulds as a function of volumetric flow rates and glass fibre distribution, *Polymer Engineering & Science*, doi:10.1002/pen.24952, im Druck

Andreas Blutmager, Thomas Spahn, Stefan Albert Glatz, Helmut Riedl, Markus Varga, Walter Friesenbichler, Paul Heinz Mayrhofer, Wear phenomena of fiber reinforced polyamid in tool material contacts, *Wear*, eingereicht

D. Trauner, B. Scheichl, H. Schoosleitner, W. Friesenbichler, A. Blutmager, On the glass-fibre-additivated polymer melt in the backflow barrier of a screw extruder: simulated interplay of thermo-fluid dynamics and external friction, *Journal of Polymer Research*, eingereicht

Conference Proceedings

Andreas Blutmager, Reibung und Verschleiß in der Plastifiziereinheit einer Kunststoffspritzgussmaschine, ÖTG Symposium 2015, Technologie- und Forschungszentrum (TFZ) Wiener Neustadt, Wiener Neustadt, 25.11.2015

Andreas Blutmager, Markus Varga, Paul Heinz Mayrhofer, Walter Friesenbichler, Friction and wear behaviour in dry sliding of hard metals, 6th World Tribology Congress (WTC 2017), Beijing, China, 18.09.2017

Ulrike Cihak-Bayr, Markus Varga, Andreas Blutmager, Ewald Badisch, Hochtemperatur Gleitverhalten von Hartmetall/Hartmetall Werkstoffpaarungen, GFT-Jahrestagung 2017, Göttingen, Deutschland, 27.09.2017

Andreas Blutmager, Markus Varga, Walter Friesenbichler, Verschleißverhalten von MMC's bei Belastung mit verstärkten Kunststoffschmelzen, ÖTG Symposium 2017, Technologie- und Forschungszentrum (TFZ) Wiener Neustadt, Wiener Neustadt, 22.11.2017

M. Varga, U. Cihak-Bayr, A. Blutmager, P.H. Mayrhofer, W. Friesenbichler, Wear in injection moulding: assessment of different wear regimes, The 18th Nordic Symposium on Tribology – Nordtrib 2018, Uppsala, Sweden, 18.-21. Juni 2018

W. Friesenbichler, A. Blutmager, T. Gebauer, Influence of shear rate and viscous dissipation on abrasive wear of a powder metallurgical mould steel, International Conference on Polymers and Moulds Innovations - PMI2018, 19-21. September 2018

A. Blutmager, M. Varga, U. Cihak-Bayr, P.H. Mayrhofer and W. Friesenbichler, Verschleiß in der Spritzgussmaschine – Bewertung grundverschiedener Verschleißregime, ÖTG Symposium 2018, TU Wien / Haus der Ingenieure, Wien, 22.11.2018

Vorträge

Andreas Blutmager, Reibung und Verschleiß bei Schnecken, 8. Jahrestagung 2016 Kunststoffe in OWL , Fachhochschule Bielefeld, Bielefeld, Deutschland, 28.09.2016

Andreas Blutmager, Verschleiß in der Plastifiziereinheit von Spritzgießmaschinen, Kolloquium zu Kunststofftechnik, Montanuniversität Leoben, Leoben 10.01.2017

Andreas Blutmager, Markus Varga, Walter Friesenbichler, Verschleißverhalten von MMC's bei Belastung mit verstärkten Kunststoffschmelzen unter Spritzbedingungen, Verschleiß in der Kunststoffverarbeitung, Montanuniversität Leoben, Leoben, 25.01.2018

Andreas Blutmager, Walter Friesenbichler, Friction and wear in plasticising units of thermoplastic injection moulding machines, Seminar für DoktorandInnen auf dem Gebiet der Produktionstechnik und Bauteilauslegung, Montanuniversität Leoben, Leoben 23.03.2018

Andreas Blutmager, Einsatz von PVD-Schichten in Kunststoffspritzgießmaschinen, Eröffnung Oerlikon Balzers Coating Germany GmbH, Bielefeld, Deutschland, 19.04.2018

Poster

Andreas Blutmager, Verschleißfestigkeit von MMC's, WerWasWo.Forschung@MUL.2017, Leoben, 01.11.2017

Zeitungsartikel

Andreas Blutmager, Reibung und Verschleiß in der Plastifiziereinheit (Originaltitel: Wpływ tarcia na zużycie układu plastyfikującego wtryskarki), Tworzywa sztuczne Przemysł Nr. 6/2016, Polen

Award

Tribologie-Nachwuchspreis 2015, 1. Preis, Österreichische Tribologische Gesellschaft, ÖTG-Symposium 2015, Wr. Neustadt, 25.11.2015

Mitbetreute, unveröffentlichte, studentische Arbeiten

Tobias Schmidt, Vergleichende Verschleißuntersuchungen an Hartmetallen mit der Plättchen-Verschleißmethode, Bachelorarbeit, Montanuniversität Leoben, 2017

Thomas Spahn, Influence of surface roughness and load variations on the tribological properties of PVD coated and nitrated tool steel, Bachelorarbeit, TU Wien, 2017

Herbert Schoosleitner, Daniel Trauner, Modellierung und Untersuchung der Strömung durch die Rückstromsperre eines Schraubenextruders, Masterarbeit, Technische Universität Wien, 2017

Tobias Schmidt, Einfluss der Einspritzgeschwindigkeit auf den Verschleiß des pulvermetallurgischen Stahl M390, Masterarbeit, Montanuniversität Leoben, 2018

David Zidar, Vergleichende Verschleißuntersuchungen von Kunststoffformstählen mittels Plättchen-Verschleißmethode, Masterarbeit, Montanuniversität Leoben, 2018

Alexander Michael Pock, Einfluss des Einspritzvolumenstroms auf die Faserlängenverteilung von kurzglasfaserverstärktem PA66, Bachelorarbeit, Montanuniversität Leoben, 2018

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Zielsetzung	13
1.1. Einleitung	13
1.2. Zielsetzung	14
2. Stand der Forschung und Technik	16
2.1. Tribologische Grundlagen	16
2.1.1. Kontaktsituationen in der Plastifiziereinheit	16
2.1.2. Verschleißzonen in der Plastifiziereinheit	17
2.1.3. Hauptverschleißarten mit den jeweiligen Modellversuchen	18
2.2. Historische Entwicklung von Werkstoffen in der Plastifiziereinheit	20
3. Strömungssimulationen	24
3.1. Druck- und Temperaturverteilung auf der Schnecke	24
3.2. Untersuchung der Strömung durch eine Rückstromsperre	25
3.3. Untersuchung der Strömung und Dissipation im Verschleißspalt	26
4. Experimentelles	28
4.1. Verschleiß beim Anschmelzen des Kunststoffes	28
4.1.1. Tribologischer Modellversuch und Auswertemethode	28
4.1.2. Untersuchte Werkstoffe	29
4.2. Verschleiß durch die Kunststoffschmelze	30
4.2.1. Verschleißmessung mittels Plättchenverschleißversuch	30
4.2.2. Aufnahme des Einspritzvolumenstromes und -drucks	31
4.2.3. Strömungsbedingungen im Verschleißspalt	31
4.2.4. Versuchsablauf und Evaluierungstechniken	32
4.2.5. Glasfaserlängenverteilung	33
4.2.6. Untersuchte Werkstoffe	33
4.3. Verschleiß durch Trockenreibkontakt	35
4.3.1. Temperaturabhängigkeit der Werkstoffhärte	35
4.3.2. Materialpaarungen aus Hartmetall	38
4.3.3. Materialpaarungen aus Diffusions- und Panzerschichten	40
5. Simulationsergebnisse	44
5.1. Berechnung der Druck- und Temperaturverteilung auf der Schnecke	44
5.2. Simulation der Geschwindigkeits- und Temperaturverteilung in der Rückstromsperre	45
5.3. Simulationsergebnisse zur Strömung und Dissipation im Verschleißspalt	48
6. Experimentelle Ergebnisse	51
6.1. Verschleiß beim Anschmelzen des Kunststoffes	51
6.1.1. Quantitative Verschleißrate und -ergebnisse	51
6.1.2. Topographische Untersuchungen	52
6.1.3. Qualitative Untersuchungen an der Verschleißoberfläche	53
6.2. Verschleiß durch die Kunststoffschmelze	56
6.2.1. Verlauf des maximalen Einspritzdrucks und Einspritzvolumenstroms	56
6.2.2. Einfluss der Glasfaserlängenverteilung	57
6.2.3. Verschleißraten von MMC's bei maximalem Einspritzvolumenstrom	58

6.2.4.	Verschleißraten von MMC's in Abhängigkeit des Einspritzvolumenstroms	59
6.2.5.	Härteprofil abhängig von Material und Einspritzvolumenstrom	60
6.2.6.	Werkstoffvergleich mittels Plättchenverschleißversuch	62
6.2.7.	Verschleißmechanismen durch vorbeiströmende, gefüllte Kunststoffschmelze	63
6.3.	Verschleiß durch Trockenreibkontakt	67
6.3.1.	Quantitative Verschleißergebnisse im Warmhärte – Tests	67
6.3.2.	Quantitative Verschleißergebnisse der Hartmetall Paarungen im Stift-Scheibe - Test	68
6.3.3.	Quantitative Verschleißergebnisse der Schweißschichten im Stift-Scheibe - Test	80
7.	Diskussion und Schlussfolgerungen	86
8.	Zusammenfassung	90
	Abkürzungsverzeichnis, Formelzeichen und Symbole	92
	Abbildungsverzeichnis	94
	Tabellenverzeichnis	98
	Literatur	99
A.	PA6_02 PSI-REX-Materialdaten	108
B.	Eingabedaten Strömungssimulation SigmaSoft	112

1. Einleitung und Zielsetzung

1.1. Einleitung

Spritzgießen ist jene massenfertigungstaugliche Kunststoffverarbeitungsart, die das beste Leistungsverhältnis zwischen Materialeingang und -ausgang aufweist. Das Verfahren zeichnet sich durch eine hohe Flexibilität in der Anwendung, sowie durch hohes Automatisierungspotential aus. Die Spritzgießtechnologie bietet Konstrukteuren und Designern große Freiräume bezüglich der Gestaltung von Form- bis hin zu oftmals integrierten Funktionsteilen. Die große Anzahl der Sonderverfahren im Spritzgießen (z. B. Injektionstechniken, Mehrkomponentenverfahren, Inmould-Labeling, usw.) bieten zudem noch weitere Möglichkeiten in Bezug auf Gestaltungsfreiräume und Effizienzsteigerungen [1–3].

Dadurch, aber auch durch die hohe Vielseitigkeit und Anpassungsmöglichkeiten der Eigenschaften von Kunststoff und Kunststoffteilen, findet seit über 50 Jahre kontinuierliches Wachstum (auf ca. 322 Millionen Tonnen im Jahr 2015) in der Kunststoffverarbeiteten Industrie statt [4, 5]. Der stärkste Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften von Kunststoffen ist durch die Zugabe von Füll- und Verstärkungsstoffen erreichbar [6–12]. Die Zugabe bis über 50 % solcher oftmals sehr harten Füll- und Funktionsstoff-Partikel führen zu hohen Belastungen an den kunststoffführenden Teilen in Kunststoffverarbeitungsmaschinen. Weitere Anforderungen an die Plastifiziereinheit sind die wachsende Kunststoffvielfalt und -ausweitung der Verarbeitungspalette aber auch die kontinuierliche Erhöhung der Durchsatzleitungen und der damit verbundene Wunsch steigender Lebensdauerperformance der Spritzgießmaschinen [1, 2, 13]. Durch Verschleiß, der in Form von plötzlich oder allmählich auftretende Schäden auftritt, wird die Effektivität der Produktion und der eingesetzten Ressourcen herabgesetzt. In [14] wird berichtet, dass Reibung, Verschleiß und Korrosion etwa 4,5 % des Bruttosozialprodukts (BSP) verschlingen. Das ist einer der Gründe, warum die Lebensdauererweiterung der Einzelkomponenten in den Vordergrund gerückt und die Suche nach verschleißbeständigeren Materialien kontinuierlich fortgesetzt wird.

Durch den Einsatz dieser Füll- und Funktionszusätze wird die Plastifiziereinheit stark in Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit gefordert. In Abhängigkeit des Aggregatzustandes des zu verarbeiteten Polymers sind in [13, 15–17] die drei Hauptverschleißmechanismen als Adhäsion, Korrosion und Abrasion bzw. Erosion definiert. Adhäsion tritt hauptsächlich in Abschnitten des Metall-Metall-Kontakts auf, z. B. Flügel und Absperrringfläche der Rückstromsperre. Korrosion ist in erster Linie in jenen Bereichen zu finden, in denen Abbau und chemische Umwandlung von Material und Materialadditiven stattfindet und dadurch flüchtige Stoffe die Oberflächen angreifen. Wird dies von Abrasion-Phänomenen überlagert, spricht man von Tribokorrosion oder auch Korrosionsverschleiß [18]. Daraus ergeben sich komplexe, sich häufig überlagernde Abnutzungseffekte, denen die schmelzeführenden Bauteile einer Plastifiziereinheit unterworfen sind [2, 19–21].

Abrasion bzw. Erosion ist im Wesentlichen der Effekt, wenn ein hartes Partikel gegen oder in einen weichen Grundkörper gedrückt oder etwas aus diesem herausarbeitet wird. Dennoch gibt es viele feine Unterscheidungen [22–26]. Abhängig von der Härte des Grundmaterials und der Verformungsfähigkeit definiert Zum Gahr [27] Mikropflügen, -brechen, -schneiden und einige weitere Verschleißmodelle gegen harte Partikel [22, 28]. Mahler zeigt in [16, 29] die Verzahnung des Füllstoffmaterials, z. B. Glasfasern, mit Oberflächenrauigkeit in Abhängigkeit von Druck und Temperatur. Bergstrom beschrieb Mikroschneiden und Mikropflügen in [30] als den hauptsächlich abrasiven Verschleißmechanismus von faserverstärktem Polycarbonat in Formhohlräumen unter Einspritzbedingungen. Meng [31] und Unal [32, 33] qualifizierten

das Pflügen und die Adhäsion von Kohlefaser verstärkten Polyamid Verbundwerkstoffen bzw. Mikroschneiden und Mikropflügen aus verstärkten Polymeren unter anderem unter trockenen Gleitbedingungen gegenüber Stahl.

Die Plastifiziereinheit ist jene zentrale Einheit einer Spritzgießmaschine, mit der der Kunststoff vom eingesetzten Rohstoff, bis zum fertigen Bauteil direkt im Kontakt steht, und somit maßgeblich an der Bauteilqualität und Effizienz des Prozesses beteiligt ist. Alle Bereiche der Plastifiziereinheit stehen im direkten und somit intensiven Kontakt zum verarbeiteten Kunststoff in allen Aggregatzuständen. Zu diesen Bestandteilen einer Plastifiziereinheit zählen, wie in Abbildung 1.1 dargestellt, die Rückstromsperre mit ggf. Rückstromsperrenspitze oder -gehäuse, diversen Ringkonstruktionen oder Kugeln als Schließkörper sowie die Schnecke und der Schneckenzyylinder, in diversen Geometrievariationen [15, 34–39].

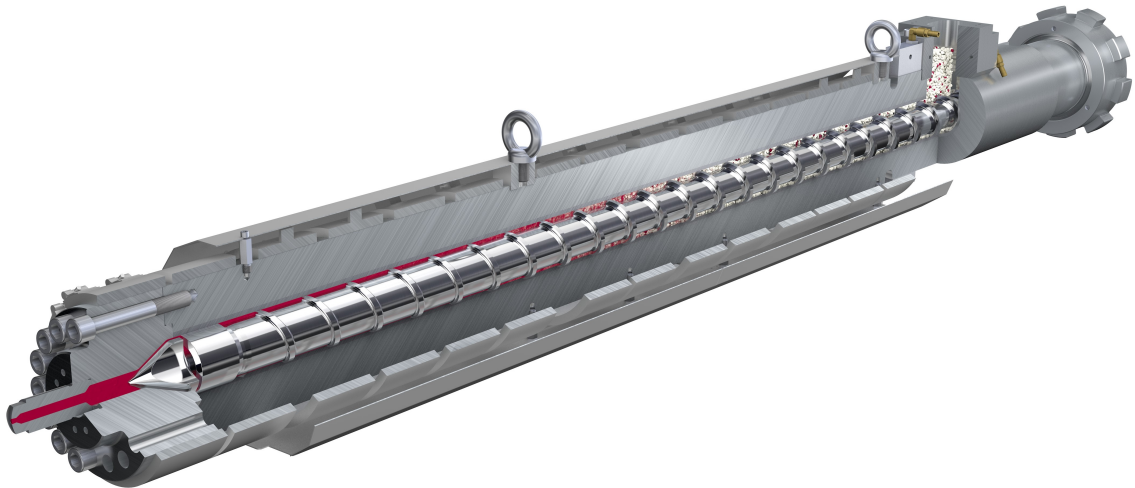


Abbildung 1.1.: Schnitt durch eine Plastifiziereinheit mit 3-Zonen-Schnecke

Die Rückstromsperre arbeitet im Bereich der höchsten Temperaturen in der Plastifiziereinheit und ist deshalb sehr hohen Belastungen im Spritzprozess ausgesetzt. Die Bestandteile der Rückstromsperre, insbesondere die sich relativ zueinander bewegenden Flächen, führen im Extremfall zu trockenem metallischem Kontakt. Neben dem auftretenden Verschleiß an den Gleitflächen bis hin zum Versagen der Funktionstüchtigkeit der Rückstromsperre, können sich ablösende, bspw. metallische, Partikel auch zu einer erheblichen optischen und funktionellen Beeinträchtigung der Formteile führen [2, 38, 40, 41]. Die Schnecke kommt mit allen Aggregatzuständen, welche vom verarbeiteten Rohstoff angenommen werden, in Berührung. Im Fall der sehr universell einsetzbaren 3-Zonen-Schnecke ist die Einteilung der Belastungsfälle in diese 3-Zonen der Schnecke, Einzugs-, Kompressions- und Meteringzone, möglich [2, 15, 42].

Auch der Zylinder, bzw. die Zylinderinnenwand kommen mit allen Aggregatzuständen in Berührung. Die Beständigkeit der Zylinder ist generell in der gesamten Plastifiziereinheit am höchsten, da durch die solide Bauweise und die Vielzahl an Verschleißschutzarten, meist in Form von Bimetall-Zylindern, eine lange Lebenszeit gewährleistet wird [2].

1.2. Zielsetzung

In der vorliegenden Forschungsarbeit sollen die einzelnen tribologischen Bereiche separiert behandelt und erforscht werden, um die auftretenden Verschleißmechanismen besser verstehen zu können. Nachdem die Tribologie eine Systemeigenschaft darstellt und die Umgebungsbedingungen eine wesentliche Rolle in Bezug auf Verschleißverhalten der beiden Reibpartner

1. Einleitung und Zielsetzung

spielen, soll versucht werden, die Verschleißvorgänge dem Spritzgießprozess möglichst nachzuempfinden. Aus den gegebenen Rahmenbedingungen für die auftretenden Verschleiß- und Schädigungsmechanismen resultieren folgende Ziele dieser Arbeit, die wichtige Verbesserungen darstellen.

Nachstellung des Verschleißmechanismus „Igeleffekt“

- Entwicklung eines Modelltests für den Vergleich von Werkstoffen und -modifikationen gegen Verschleiß auf der Schneckenoberfläche bei der Verarbeitung hochgefüllter Polymere
- Wirksamkeit des Verschleißversuchs durch Nachweis von Abtragsraten und Füllstoffbestandteilen in verschleißbeanspruchten Zonen
- Treibende Mechanismen für die Entstehung des Igeleffekts

Evaluierung der Verschleißwirkung in dünnen Querschnitten

- Verschleißfestigkeit hochlegierter Werkstoffe
- Wirkung der Dissipation durch Scherbeanspruchung und Nachweis über Strömungssimulation
- Werkstoffvergleich bzw. Grenzen der Einsetzbarkeit unter extremen Verarbeitungsparametern
- Auswirkungen der Geometrie des Schmelzkanals und extremer Verarbeitungsparameter auf die Glasfaserlängenverteilung

Berechnungsmodell für die komplexe Schmelzeströmung in der Rückstromsperre

- Darstellung der komplexen Schmelzeströmung zwischen zwei unterschiedlich schnell bewegten Wänden
- Auswertung der Druck-, Temperatur- und Viskositätsverteilung in den einzelnen Teilbereichen und für die Einzelteile (vor allem Absperring) einer Rückstromsperre
- Möglichkeit zur Berechnung der Abhängigkeit der eingesetzten Materialien, Werkstoffe, Prozessparameter usw. auf die Belastungen (Druckabfall, Drehzahl, ...) der Rückstromsperre

Wirtschaftliches Verschleißschutzkonzept für Rückstromsperren

- Ausgehend von der Verschleißfestigkeit von Hartmetallen ein adäquates Verschleißschutzmaterial finden
- Fertigungskomplexität der Rückstromsperre minimieren
- Rohmaterialeinsatz verringern
- Den Verschleißschutz zwischen den Flügeln der Schneckenspitze und dem Absperring maximieren, bei gut ausgeglichener Korrosionsbeständigkeit
- Materialpaarungen im Hinblick auf „gut verträgliche“ Tribopartner charakterisieren

2. Stand der Forschung und Technik

2.1. Tribologische Grundlagen

Der Begriff „Tribologie“ benennt eine Systemeigenschaft, die erstmalig 1966 in Großbritannien formuliert wurde. Dabei werden allen Wechselwirkungen zwischen Oberflächen und oberflächennahen Bereichen, wie auch Reibung, Schmierung und Verschleiß, betrachtet [43–45]. Innerhalb der Plastifiziereinheit einer Spritzgießmaschine ergeben sich, bedingt durch verschiedene Temperaturzonen, verschiedene Kontaktsituationen.

2.1.1. Kontaktsituationen in der Plastifiziereinheit

Die von [17] beschriebenen Eingangs-, Nutz-, Verlust- und Störgrößen bilden die Grundlage für die komplizierten Zustandsänderungen, die die Formmasse auf dem Weg durch den Schneckenzyylinder erfährt.

Verschleißarten und -mechanismen in der Plastifiziereinheit

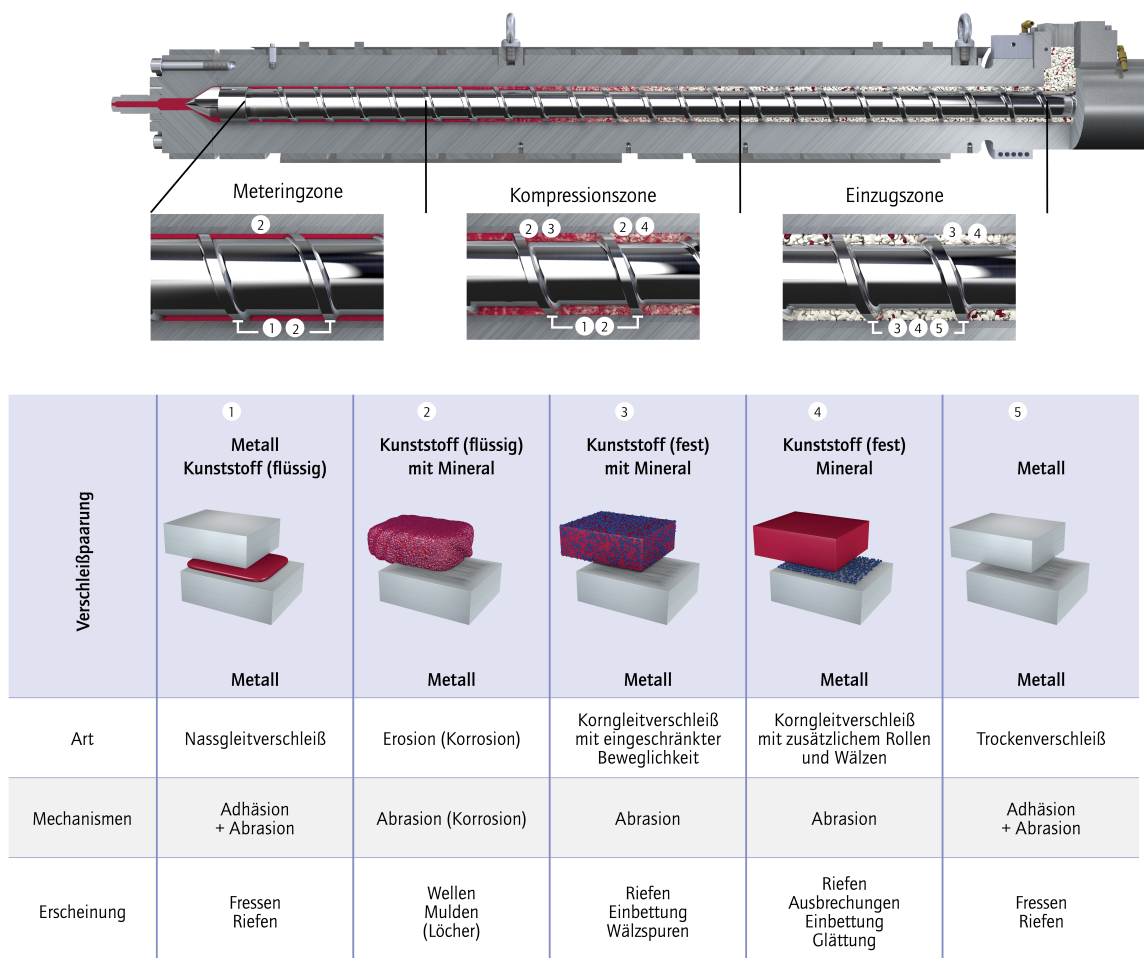


Abbildung 2.1.: Verschleißarten und -mechanismen in einer Plastifiziereinheit nach [15]

Aufgrund der stark ortsabhängigen Beanspruchungsparameter, wie bspw. Flächenpressung, Temperatur, Gleitgeschwindigkeit, ist eine differenzierte, in Zylinder- und Schneckenabschnitte geteilte Betrachtung notwendig. Neben den zwei Grundkontaktsystemen (Schneckenkanal gegen den freien und gegen den korrespondierenden Teil der Zylinderwand) hat Reinhard in [15] auch die fünf Hauptkontaktarten und dazu gehörigen Verschleißmechanismen in einer Plastifiziereinheit definiert, siehe Abbildung 2.1.

In dieser übersichtlichen Darstellung wird, abhängig von Aggregatzustand des Kunststoffes und der Kontaktsituationen der einzelnen Komponenten, auf die isolierten Verschleißpaarungen eingegangen. Auch bei den über der Schmelzetemperatur der Kunststoffe noch fest vorliegenden Füllstoffen wird in dieser Prinzipdarstellung genauer unterschieden. Später in der Arbeit beschreibt Reinhard noch die Form und Seitenverhältnis der einzelnen Füllstofftypen [2, 15].

2.1.2. Verschleißzonen in der Plastifiziereinheit

Zusammenfassend werden erstmals von Reinhard [15] die Kontaktsituationen in den einzelnen Zonen einer Plastifiziereinheit beschrieben. Die Betrachtung beginnt mit dem Trockengleitverschleiß, der zwischen Metallteilen stattfindet. Dieser tritt vor allem im Kontakt der Schneckenstege mit dem Zylinder auf. Aber auch bei der Rückstromsperre kann es bei der Verarbeitung bestimmter Kunststoffe (bspw.: Polyethylen, Polypropylen) aufgrund fehlender Schmierwirkung zu Reibung zwischen den Metalloberflächen kommen [2].

Die Rückstromsperre (Abbildung 2.2) ist eine der wesentlichen Komponenten in einer Plastifiziereinheit, da ihre Funktionalität die Reproduzierbarkeit und damit die Effizienz des Spritzgießprozesses bestimmt. Ist die Rückstromsperre geschlossen, wirkt die Schnecke als Kolben und der Rückfluss der plastifizierten Masse während des Einspritzvorganges wird verhindert. Während des Dosiervorgangs ist die Rückstromsperre geöffnet. Die flüssige Kunststoffmasse kann durch den Absperring und zwischen den Flügeln durchfließen.

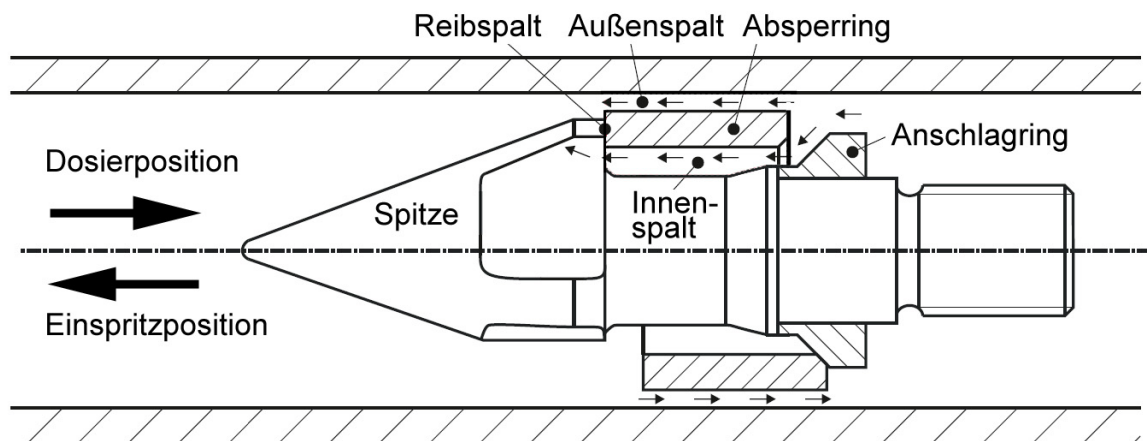


Abbildung 2.2.: Funktionsweise der Ring-Rückstromsperre, modifiziert nach [1]

Besonders bei schlecht schmierenden Kunststoffen oder bei Prozesszyklen, wo hohe Dosierleistungen und Drehzahlen gefordert sind, kommt es häufig zu Verschleiß an den Flügeln der Rückstromsperre. Dies liegt zum einen an der schlechten Schmierfähigkeit gewisser Kunststofftypen (bspw. Polyolefinen) und zum anderen an den hohen Relativbewegungen, denen sich die Flügel der Spitze und der Absperring gegenüber sehen [1, 2, 15, 40, 46]. Typische auftretende Kontaktdrücke in der Trockenkontaktsituation der Rückstromsperre werden gemäß typischen Prozessparametern mit 10 MPa berechnet bzw. abgeschätzt [40, 46, 47]. Umfangsgeschwindigkeit der Schnecke, somit auch maximale Differenzgeschwindigkeit zwischen Flügel

und Absperring (wenn der Absperring als stehend angenommen wird), betragen im Allgemeinen ca. 1 m/s [46]. Die Drehzahl der Schneckenspitze ist ein extern eingestellter Prozessparameter. Die tatsächlichen Differenzgeschwindigkeiten zwischen der angetriebenen Schnecke, und damit der Schneckenspitze, gegenüber dem Absperring hängen stark von der Schmelzeviskosität und Schmierfähigkeit des verarbeiteten Polymers und dem aktuellen Schritt des Spritzgießens ab [2, 40, 46]. Dem gegenüber steht der Naßgleitverschleiß, welcher in Wechselwirkung mit dem trockenen Kontakt abrasiven und adhäsiven Verschleiß hervorrufen kann. Dieser in Reinhardts Arbeit [15] genannte Korngleitverschleiß ist die nächste von ihm aufgegriffene Kontaktsituation, die sich zusätzlich in der Bewegungsfreiheit der abrasiven (Füll-) Stoffe unterteilen lässt. Ist die Bewegung der harten, abrasiven Partikel eingeschränkt, ist in der Literatur vom „Igeleffekt“ [2, 48] zu lesen, während zusätzliches Rollen und Wälzen der Partikel separat bewertet wird [15]. Bewegen sich die Partikel „frei“ in der Schmelze, wird oft von Erosions- oder auch Spühlverschleiß [20, 49] geschrieben.

Die genannten Verschleißarten und -mechanismen können üblicherweise in Belastungsfälle entsprechend der 3 Zonen der am häufigsten verwendeten Verarbeitungsschnecke (3-Zonen-Schnecke) in einer Spritzgussmaschine eingeteilt werden. Beginnend mit der Einfüllung des Kunststoffgranulates als Rohstoff, ist die Hauptaufgabe der Einzugszone, neben dem Materialeinzug, die lose Granulatpackung zu verdichten und den Transport des sich im festen Aggregatzustand befindlichen Granulates zu gewährleisten. In der Kompressionszone, in der das Granulat weiter verdichtet wird, beginnt das Anschmelzen der einzelnen Granulatkörner. Hier tritt der als Igeleffekt bekannte Verschleißmechanismus auf, der ähnlich einer über die Oberfläche gezogene Drahtbürste unter Druck und Temperatur die Metalloberfläche angreift. In der Meteringzone treten ähnliche Anforderungen und Verschleißsituationen wie im Bereich der Rückstromsperre auf [2, 15, 46].

Neben dem abrasiven und adhäsiven Verschleißmechanismus kann eine korrosive Umgebung die Verschleißwirkung maßgeblich verstärken. Korrosiver Verschleiß an der Rückstromsperre entsteht, wenn der Kunststoff z. B. in Folge von deutlich zu hoher Schmelzetemperatur korrosive Bestandteile bei der Verarbeitung abspaltet (bspw. wird bei PVC Salzsäure und bei PPS schwefelige Säure frei). Flammenschutzmittel als Zusatzstoff, das sich bei zu hohen Temperaturen zersetzt, kann ebenso zu korrosivem Verhalten der Schmelze führen. Ein hoher, auch nach einer etwaigen Wärmebehandlung noch frei verfügbarer Legierungsanteil von korrosionshemmenden Elementen, bspw. Chrom, gewährleistet eine gute Korrosionsbeständigkeit [28, 50–56].

Die tribologische Paarung zwischen den schmelzeführenden Oberflächen und der gefüllten Polymerschmelze ist nicht nur für die Komponenten einer Plastifiziereinheit interessant, sondern reicht über die Düse und Verteilerkanäle bis hin zu Engstellen im Spritzgießwerkzeug. Für diesen Zweck wurden beginnend in den 70er Jahren schon wissenschaftliche Untersuchungen durchgeführt, deren Erkenntnisse und Weiterentwicklungen bis heute zur Steigerung des Verschleißschutzes beitragen [16, 29, 57–60].

2.1.3. Hauptverschleißarten mit den jeweiligen Modellversuchen

Ist eine Plastifizier-Schnecke richtig ausgelegt, beginnen die Granulatkörner des Kunststoffs auf dem Weg durch die Kompressionszone zu schmelzen. Durch die Gangsteigung wird das feste Granulat komprimiert und durch die Förderbewegung der Schnecke Friktion erzeugt. Durch die entstehende Friktionswärme wird das Polymer zum Schmelzen gebracht. Sind nun Füllstoffe (bspw. Glasfasern, Glaskugeln) im Kunststoff eingebettet, die durch den Temperatureinfluss nicht schmelzen, bleiben die als Festkörper durch die gesamte Plastifiziereinheit bis ins Werkzeug erhalten. Das passende Modellkonzept mit dem Namen „Igeleffekt“ [2, 48, 61] beschreibt die Kompression des granulierten Polymers während des Fördervorganges und den Aufschmelzvorgang vom Feststoff zur Schmelze durch Wärmeübertragung von der Zylinderwand sowie Schmelzedissipation. In der Modellvorstellung dieser „fest-zu-flüssig“ Passage wachsen die Füllstoffe durch die Polymeroberfläche (Abbildung 2.3b und c, brechen und er-

zeugen scharfe Bruchstücke, die über die Stahloberfläche schleifen. Wie in Abbildung 2.3d und e dargestellt, sind Mikropflügen bzw. Mikroschneiden die beiden wichtigsten abrasiven Verschleißmechanismen.

Die Intensität des Verschleißes ist im Wesentlichen eine Funktion von Art, Menge, Form und Härte der Additive sowie der Anzahl der Mikroschneiden und Kräfte, die diese Substanzen über die Schmelze auf die Werkzeugoberfläche ausüben. Wenn ein Ende des Füllmaterials (z. B. Glasfasern) in dem festen Polymer fixiert ist, können hohe Kraftübertragungen von dem harten Füllmaterial zu der Werkzeugoberfläche auftreten [2, 15, 62].

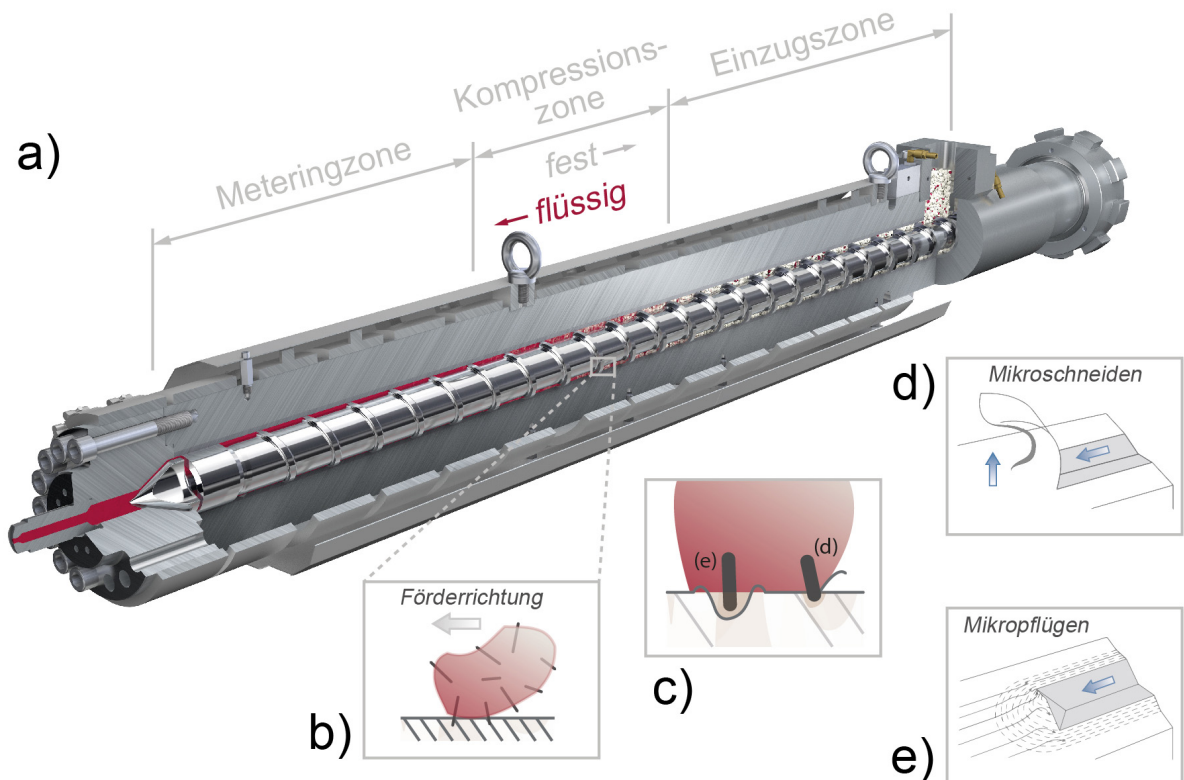


Abbildung 2.3.: Schematisches Bild vom Igeeffekt auf der Schnecke, modifiziert nach [63, 64]

Konventioneller Verschleißschutz gegen die auftretenden Verschleißmechanismen erfolgen über randschicht- und durchgehärtete Werkstoffe, vorwiegend Werkzeug- oder pulvermetallurgische Stähle [15, 65–68] oder Schutz durch PVD-Beschichtungen [65, 68–72]. In einigen Fällen werden geschweißte oder gespritzte Beschichtungen als Materialverbund mit Keramik oder Hartmetalle verwendet [2, 15, 73].

Kurzzeit-Messverfahren, wie beispielsweise der Plättchenverschleißversuch [60, 74], werden für den direkten Vergleich der Verschleißfestigkeit von Werkstoffen und Oberflächenmodifikationen gegen den zu verarbeiteten Kunststoff verwendet. Diese Werkstoffe finden Verwendung für beispielsweise Schnecken, Rückstromsperrn und Düsen. Basierend auf dem „DKI-Plättchenverschleißtest“, wurden viele direkte Vergleichsuntersuchungen auch in leicht abgewandelten Varianten durchgeführt, wie zum Beispiel in [2, 15, 16, 29, 55, 57, 58, 75]. Mit zunehmender Verschleißbeständigkeit der Materialien und Oberflächenmodifikationen (zum Großteil entwickelt mit Hilfe dieser Tests) stoßen gravimetrisch und topographisch ermittelte Abtragsraten an die Grenzen der Auflösbarkeit. So stellt die immer geringer werdende Aussagefähigkeit der Testergebnisse eine zunehmende Herausforderung dar. Durch die Weiterentwicklung von Kunststoffen ist es Ziel der Stahlientwicklung, noch stabilere und widerstandsfähigere Materialien für Komponenten der Plastifiziereinheit zu entwickeln. Daher ist es notwendig, die Testbedingungen zu verschärfen, was durchaus ein Kippen bzw. zu einer

Veränderung der Hauptverschleißmechanismen führen kann. Wie in [15, 16, 29] steigen die Verschleißraten nicht notwendigerweise linear mit den Durchsatzmassen an. Dies kann mit oberflächengehärteten Materialien und somit mit einer abnehmenden Härte in der Kernrichtung des Probenmaterials verbunden sein. Aber auch rheologische und verfahrenstechnische Parameter wie z. B. Durchflussrate, Einspritzgeschwindigkeit, Spaltgeometrie, usw. können zu einem nicht linearen Anstieg der Verschleißrate führen [13, 21, 29].

Äußerst gut verschleißbeständig sind Hartmetalle und hartmetallähnliche Legierungen („Panzerungen“), die eine hervorragende chemische Stabilität aufweisen und zudem höhere Anwendungstemperaturen ermöglichen [23, 76–81]. Die Eigenschaften von Hartmetallen (insbesondere Bruchfestigkeit und Verschleißfestigkeit) sind äußerst empfindlich gegenüber der Wärmebehandlung, Sinterprozessen und auch der Beschaffenheit der Grenzfläche zwischen metallischem Bindemittel (typischerweise Co) und den W_xC -Teilchen [82–86]. Im Allgemeinen nimmt die Gleitverschleißrate mit zunehmendem Co-Gehalt und W_xC -Partikelgröße und abnehmender Härte zu [87–94]. Die bloße Verwendung der Härte und des Bindemittelgehalts [95] reicht jedoch nicht aus, um die Verschleißfestigkeit von Hartmetallen zu klassifizieren, insbesondere wenn sie unter trockenen Bedingungen für Standzeittests gegen Baustahl getestet werden [87, 88]. Zusätzlich zu den mechanischen Eigenschaften der in Kontakt stehenden Körper werden die Verschleißmechanismen durch mikrogeometrische Belastungsbedingungen beeinflusst, die entweder zu Adhäsion, Abrasion, Oberflächenermüdung/-zerrüttung und tribochemischen Reaktionen führen [27, 92]. Alle diese werden durch die Gleitgeschwindigkeiten und Belastungsbedingungen beeinflusst, da hierdurch im Falle höhere Reibungstemperaturen beispielsweise diffusionsgetriebene Prozesse begünstigt werden. Popov [96] fand sogar Blitztemperaturen von 1000 K und mehr in Trockenkontakten zwischen Stahl [97] und dadurch einer erhöhten oszillierenden Temperaturbelastung in den ersten μm unter der Kontaktfläche.

Aber auch andere Effekte wie (Mikro-) Abrasion, Bildung von Verschleißpartikeln, Bildung eines anhaftenden Tribofilms, Auswaschen der Binderphase, W_xC -Partikelrisbildung und Partikelform beeinflussen das Verschleißverhalten von Hartmetallen [98–100]. Das Verschleißverhalten von Hartmetallen und Metallmatrix-Verbundwerkstoffen (MMC) wird im Allgemeinen stark durch die mechanische Unterstützung der Metallmatrix oder Binderphase beeinflusst. Zum Beispiel ist ein bei höheren Temperaturen ausgeprägter Anlasseffekt dieser Phasen für das frühere Ausbrechen und Herausarbeiten der harten Teilchen (wie W_xC) während der Belastung verantwortlich [101]. Aber auch andere, möglicherweise härtere Abriebspartikel oder Oxidpartikel können leicht in die Kontaktzone eingemischt bzw. eingearbeitet werden, was zur Bildung eines „Mechanical Mixed Layers“ (MML) führt [24, 102, 103]. Solche Schichten können unter bestimmten Bedingungen sogar einen wirksamen Verschleißschutz bieten [24, 100].

2.2. Historische Entwicklung von Werkstoffen in der Plastifiziereinheit

Verschleiß in der Plastifiziereinheit einer Spritzgießmaschine konnte bereits im Zuge der ersten großtechnisch hergestellten duroplastischen Formmassen beobachtet werden. Dies führte dazu, dass bereits in den 30er Jahren legierte Werkzeugstähle, Durchhärter und Nitrierstähle zum Einsatz kamen. In den 1940-1950er Jahren wurden die ersten Arbeiten zur Verschleißmessung veröffentlicht, fanden aber keine große Beachtung. Erst mit der Einführung der ersten Thermoplast-Spritzgießmaschinen traten bei der Verarbeitung der meist staubförmigen Rohmaterialien beachtliche Verschleißschäden auf. Vor allem durch die Verwendung des Nitrierstahls 34CrAlNi7 war es über lange Zeit möglich, den Anforderungen aus der Praxis kostengünstig zu begegnen. Das änderte sich auch nicht, als Ende der Fünfziger Jahre zur rotatorischen Bewegung der Schnecke (Extruder) die translatorische Bewegung unter hohem Druck hinzukam (Spritzgießmaschine).

2. Stand der Forschung und Technik

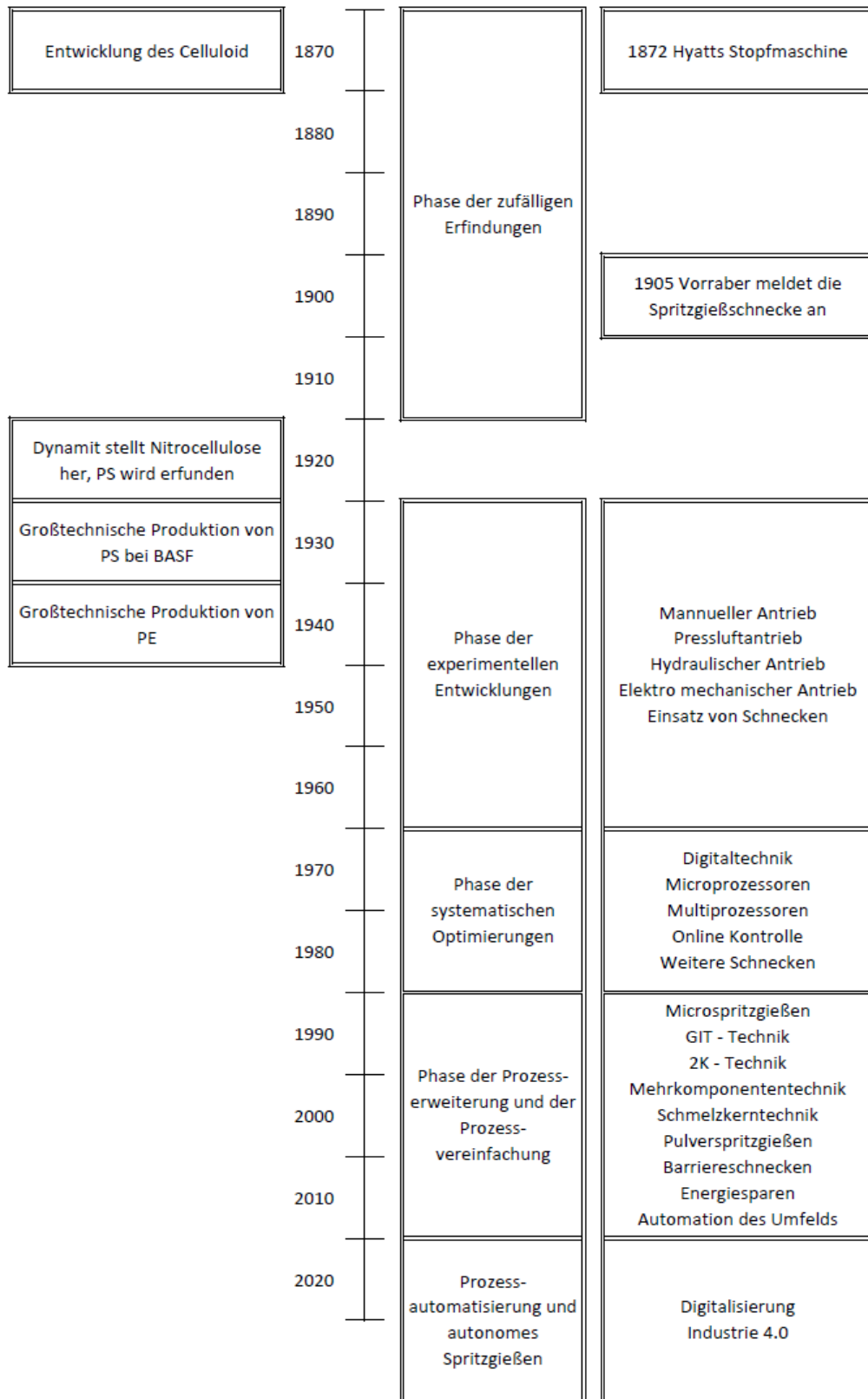


Abbildung 2.4.: Paralleler Verlauf der Kunststoff- und Kunststoffmaschinenentwicklung nach [1], modifiziert nach [104]

Wie in Abbildung 2.4 zu sehen, häufen sich ab diesem Zeitpunkt die Entwicklungen sowohl auf der Kunststoff- und vor allem Kunststoffmaschinenseite, was zu immer effizienteren und

wirtschaftlicheren Produktionsmöglichkeiten führt und somit auch höhere Durchsatzleistungen nach sich zieht [1, 2, 15, 105]. Mitte der 60er Jahre ändert sich die Situation vor allem durch die Einführung gefüllter und verstärkter Kunststoffe drastisch.

Im Zuge des schnell wachsenden Anteils an technischen Kunststoffen wurde Verschleiß unter Rohstoff-Maschinenherstellern und Verarbeitern zum Hauptproblem. Durch die Entwicklung weiterer technischer Thermoplaste und stärker verschleißender Komponenten werden systematische Untersuchungen notwendig. Im Vergleich zu allen anderen Thermoplasten fiel vor allem das Polyamid, in gleicher Glasfaserkonzentration, mit dem höchsten Verschleißpotential auf [1, 2, 15]. Die ersten Verschleißuntersuchungen folgten [17, 29, 57], um grundlegende Erkenntnisse über das Verschleißverhalten oftmals metallischer Oberflächen gegen gefüllte Kunststoffmassen zu gewinnen. Durch Weiterentwicklungen im Bereich der Metalllegierungen konnten vor allem im Schmelzbereich einige Verbesserungen erzielt werden. Zwischenzeitlich war aber der Feststoffbereich in den Fokus der Verschleißprobleme gerückt. Damals wie heute waren Leistungs- und Durchsatzsteigerungen die treibenden Parameter für diese Entwicklung. Mit der Entwicklung relativ einfacher und günstiger Prüfverfahren zur Verschleißwirkung der Schmelze wurde sehr schnell klar, dass auch im Thermoplast-Bereich nicht nur abrasiver, sondern in vielen Fällen auch korrosiver Angriff der Metallteile vorlag. Eine Überlagerung und im schlimmsten Fall gegenseitige Verstärkung dieser Mechanismen führt zu immensen Verschleißraten. Im Gegensatz zu den abrasiven Verschleißphänomenen ist der Kenntnisstand zur Korrosionswirkung in der Kunststoffverarbeitung nach wie vor sehr lückenhaft [2, 28].

Bereits 1987 diskutiert Reinhard in seiner Dissertation [15] den Einsatz von Hartlegierungen (Bi-Metall-Schleuderschichten), härtebaren Hartstoffen (bspw. Ferro-Titanit - Hartstoffen) und Keramiken in der Plastifiziereinheit. Reinhard zieht dabei eine zu erreichende Verschleißtiefe nach einer bestimmten Zykluszahl heran, um Werkstoffe und deren Standzeiten zu vergleichen. Vor allem Werkstoffe, die eine höhere Korrosionsbeständigkeit aufweisen, neigen zu schlechten Ergebnissen beim Abrasions- und Adhäsionsverschleiß. Deutlich bessere Ergebnisse erzielen hier durchhärtende Kalt- und Schnellarbeitsstähle. Sie zeigen ein ähnlich gutes Verschleißverhalten wie bestimmte Hartlegierungen und später auch pulvermetallurgische Stähle [28, 55, 59]. Am besten bei den metallischen Werkstoffen schneiden Ferro-Titanite ab, die nur noch durch technischen Keramiken (Zirkon-Oxid) übertroffen werden [15].

Über Hartmetalle kommen nur selten und bei höchsten Beanspruchungen zum Einsatz [46, 47] und sind in Bezug auf die kunststoffverarbeitende Industrie auch in wissenschaftlichen Arbeiten und Veröffentlichungen selten zu finden [21].

Als eine der jüngeren Entwicklung sind PVD Schichten zu sehen, die allerdings in erster Linie nicht gegen abrasiven Verschleiß entwickelt wurden, sondern gutes Verhalten gegen Antihafneigungen zeigen. Einige Untersuchungen zeigen zwar den deutlichen Beitrag zum Verschleißschutz, in der Praxis hat sich der Einsatz, aufgrund der zu geringen Verschleißreserve, aber nur bedingt bewährt [2, 19, 68, 105, 106]. Weiterentwicklungspotential für PVD-Schichten gibt es aus meiner Sicht in Richtung Ersatzbeschichtung für die weitverbreiteten Schnecken mit Hartverchromung. Aufgrund diverser Verordnung werden Hartchrom bzw. die Verchromungsbäder immer weiter aus dem industriellen Einsatz verbannt. Es ist eine Frage der Zeit, bis Schnecken nicht mehr hartverchromt werden dürfen oder können. Eine aus meiner Sicht optimale Ergänzung wäre die Weiterentwicklung einer elektrolytisch dichten PVD-Schicht. Dadurch wäre ein Einsatz bei korrosiv wirkenden Formmassen (bspw. PPS) möglich, bei zusätzlich Verbesserung der Antihafneigung gegenüber den oft verweilzeitempfindlichen Formmassen.

Wie in vielen anderen Bereichen spezieller Werkstoffeinsätze wird es auch in der Plastifiziereinheit nicht den „Alleskönner-Werkstoff“ geben. Studien [4, 5] lassen einen weiteren Anstieg der Kunststoffbedarfe erahnen und somit ist eine Steigerung der Leistungsfähigkeit vorprogrammiert. Diesen steigenden Anforderungen wird die Werkstoffentwicklung nur mit Composite-Werkstoffen und Verbundlösungen entgegenwirken können, wie es heute auch schon vereinzelt der Fall ist. Neue Technologien werden darauf abzielen müssen, dass, je nach ge-

forderten Eigenschaftsprofilen, spezielle Vorteile der individuellen Werkstoffeigenschaften, auf die lokale Beanspruchungen abgestimmt, zum Einsatz kommen.

Auch mit der fortschreitenden Digitalisierung, deren namentliche Begründung mit dem Schlagwort „Industrie 4.0“ um das Jahr 2010 zu finden ist, werden diese Anforderungen und das notwendige Wissen um die eingesetzten Werkstoffe weiter steigen. Die gesammelten Informationen aus der Maschine, um beispielsweise ein Überwachungssystem (Condition Monitoring System) sinnvoll verwenden zu können oder einen autonomen Spritzgießprozess zu betreiben, geben dem Bediener (oder dem Regelsystem) nur so gute Informationen, wie qualitativ hochwertige Randbedingungen zur Verfügung stehen [104, 107].

3. Strömungssimulationen

3.1. Druck- und Temperaturverteilung auf der Schnecke

Für einen Vergleich zwischen den Modellversuchen (Labor, Prüfstände) bzw. -vorstellungen und den realen Bedingungen in den Schmelzkanälen wurden Strömungssimulationen durchgeführt. Das bietet die Möglichkeit, vorherrschende Bedingungen zu parametrisieren und eine Verhältnismäßigkeit zwischen dem Modell und dem Realsystem zu bewerten. Die Berechnungen wurden mit dem Programm „PSI - Paderborner Spritzgießsimulation“, Version PSI 12.1.0 mit Berechnungsdaten aus der Materialdatenbank Version PAM 2.1.7 (Materialdaten im Anhang A) durchgeführt. Die Simulationssoftware PSI entstand in einem Gemeinschaftsforschungsprojekt, an dem Industriepartner und das Institut für Kunststofftechnik (KTP) der Universität Paderborn beteiligt sind. PSI ermöglicht eine Optimierung von Zylinder- und Schneckenkonfiguration sowie der Verfahrensparameter. Die Berechnungen erfolgen vorwiegend mit analytischen und geschlossenen Gleichungen. Die Druck- und Durchsatzberechnung, Aufschmelzberechnung, Berechnungen des Temperaturverlaufs, der Verweilzeiten und des Einrieselverhaltes sollen hier nur als Beispiel für die wichtigsten Berechnungsmöglichkeiten erwähnt werden [108].

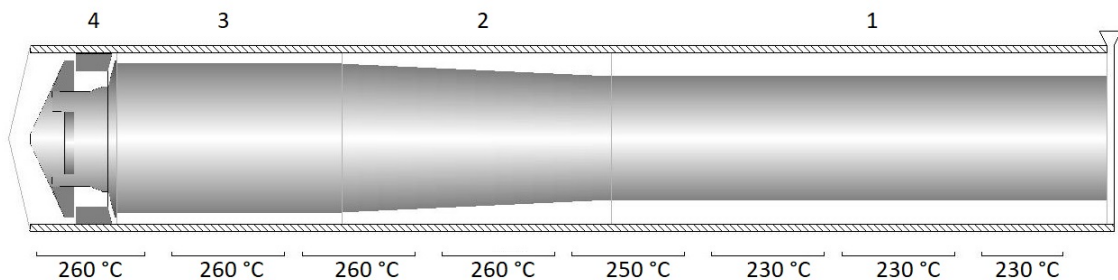


Abbildung 3.1.: Fertig modellierte Schnecke mit Temperaturzonen

Durch die Eingabe von Stoff- und Geometriedaten sowie gewünschter Temperaturen in den jeweiligen Zonen wurden Schnecken, Rückstromsperren und Zylinder mit verschiedenen Kunststoffen und Temperaturzonenaufteilungen modelliert. Die Abbildung 3.1 zeigt eine im Strömungssimulationsprogramm REX fertig modellierte Schnecke, die mit Geometriedaten, Temperaturzonen sowie der entsprechenden Kunststoffauswahl am Anzeigebildschirm ausgegeben wird. Die Geometriedaten sind in Tabelle 3.1 dargestellt.

Tabelle 3.1.: Geometriedaten für die Berechnung in REX

Zonenummer	Zone	Länge	Gangtiefe	Gangsteigung	Gangzahl
1	Einzugszone	11,00	6,570	50	1
2	Kompressionszone	6,00	6,57 - 2,90	50	1
3	Meteringszone	5,00	2,90	50	1
4	Ring-Rückstromsperre	1,96	-	-	-

Für die Versuche, bei denen das Anschmelzen des Kunststoffes und damit die Nachstellung des Igeffektes bei hochgefüllten Polymere erreicht werden soll, sind vor allem die Drücke

und die Temperaturen im Bereich der Kompressionszone interessant. Diese errechneten Werte sollen als erste Prüfbedingungen für die Durchführung der Modelltests dienen.

3.2. Untersuchung der Strömung durch eine Rückstromsperre

Ziel der Untersuchung von Strömungs- und Temperaturverhältnissen in und um eine Rückstromsperre ist es, ein besseres Verständnis über das Systemverhalten und im speziellen der Kontaktsituationen zwischen Flügel und Absperrung zu erlangen.

Um die Strömung durch die Rückstromsperre beim Dosiervorgang, währenddessen es im schlimmsten Fall zu einem metallischen Kontakt zwischen Flügelfläche und Absperrung kommen kann, mathematisch abzubilden, wurde die vorliegende Geometrie vereinfacht und auf den Betrachtungsbereich reduziert.

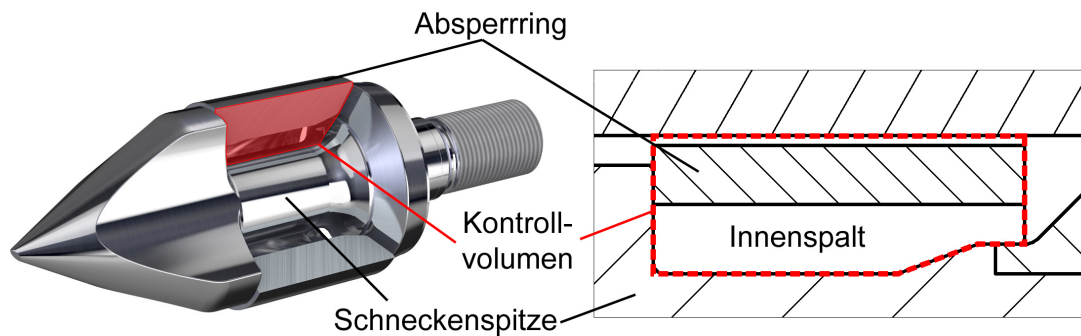


Abbildung 3.2.: Darstellung der vereinfachten Querschnittsgeometrie zur Problematik und Übertragung in die finite Differenzenmethode, modifiziert nach [109]

Die Abbildung 3.2 zeigt die graphische Abstraktion des Problems. Rot eingezeichnet ist das Querschnittselement, in dem die Strömungssimulation berechnet wird. Angenommen wird, dass sich die Spitze (mit in dem Fall drei Flügel) in der gleichen Drehzahl wie die Schnecke bewegen. Die Problematik ist, dass die Geschwindigkeit und die genaue axiale Position des Absperringes unbekannt sind.

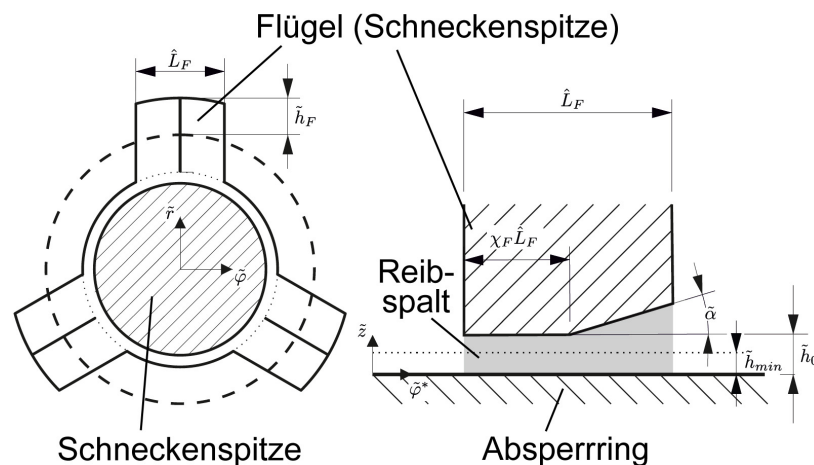


Abbildung 3.3.: Prinzipdarstellung des Reibspaltes zwischen Flügel (Schneckenspitze) und Absperrung zur Problematik und Übertragung in die finite Differenzenmethode, modifiziert nach [109]

Wie in Abbildung 3.3 zu sehen, wird Druck über die Rotationsbewegung der Flügel im Reib-

spalt erhöht, indem die flüssige Kunststoffschmelze über eine im Winkel α angestellte Fläche, zugeführt wird, was dazu führt, dass der Absperrring weggedrückt wird. Der Absperrring wird über eine Schleppströmung zwischen ihm und den Flügeln (über den Reibspalt) mitgerissen und über eine Schleppströmung zum Schneckenzyylinder hin zurückgehalten. Die daraus resultierende Geschwindigkeit des Absperrringes muss errechnet werden. Diese ist abhängig von dem eingesetzten Material und dessen Viskosität, wobei die Viskosität stark temperaturabhängig ist. Die Temperatur ergibt sich nicht nur durch festgelegte Prozesseinstellungen, sondern auch durch die Scherwärme und Reibwärme während des Dosiervorganges [109–111].

Für eine Verallgemeinerung des Problems werden die bestimmenden Gleichungen in dimensionslose Form gebracht. Dies führt durch Ähnlichkeitsbetrachtungen und Größenordnungsabschätzungen (die die Komplexität des Problems erheblich reduziert) zur Modellierung als dünne Schmierpalte, wie sie beispielsweise in Gleitlagern Verwendung findet. Zur Lösung der Gleichungen wird die Methode der finiten Differenzen angewendet [109–111]. Die Wechselwirkung zwischen der Bewegungs- und thermischen Energiegleichung ist durch die starke Scherraten- und Temperaturabhängigkeit der Viskosität der nicht-newtonschen Kunststoffschmelze gegeben. Zusätzlich kommt durch die zur Schnecken spitze relative Rotationsgeschwindigkeit des Absperrings eine weitere Wechselwirkung hinzu. Wesentlich beeinflusst die Temperatur einerseits die Scherspannungen der Schmelze und andererseits die Reibung zwischen Ringstirnseite und den Flügeln der Schnecken spitze. Diese Reibung wird als Mischreibung zwischen hydrodynamischer und trockener Reibung modelliert. Dafür wurde die mittlere Länge und der Durchmesser der Glasfasern zur Charakterisierung des von der Spaltdicke abhängigen Reibbeiwerts herangezogen. Nach Zuhilfenahme von Dimensionsanalysen und zweckmäßigen Annahmen konnte das Problem soweit vereinfacht werden, bis schlussendlich ein eigens kreierter iterativer Lösungsalgorithmus eine numerische Lösung der gekoppelten Gleichungen liefert [109–111].

Die im Rahmen des Projektes daraus entstandene Diplomarbeit [109–111] gibt einen Einblick über die mathematische Lösung und vermittelt einen Eindruck sowie eine Bedienungsanleitung für die Anwendung des daraus entstandene Berechnungsprogramms für Rückstromsperren. Mit der Eingabe der entsprechenden Randbedingungen zum Betriebszustand bzw. Geometrie- und Stoffdaten ist es möglich, Temperatur- und Geschwindigkeitsverteilungen numerisch und graphisch auszugeben [109–111].

Eine als Beispiel dienende Fallstudie ist in Kapitel 5.2 (Simulation der Geschwindigkeits- und Temperaturverteilung in der Rückstromsperre) dargelegt. Die Ergebnisse aus dieser Simulation dienen als erster Richtwert und Basis für Verschleiß-Modellversuche, bezogen auf Materialpaarungen.

3.3. Untersuchung der Strömung und Dissipation im Verschleißspalt

Um den Einfluss der Temperaturerhöhung durch sehr schnell strömende Formmassen, die durch sehr enge Spalten (wie bspw. während des Plättchenverschleißversuchs) strömen und um die dadurch auftretende Dissipation in die umliegenden, oftmals metallischen Bauteile (bspw. Probekörper) begreifbar zu machen, wurde eine Simulation des kompletten Werkzeugesystemes der Verschleißtestapparatur mit SIGMASOFT[®] Thermoplast angestellt. Die Simulation wurde teilweise am Lehrstuhl für Spritzgießen von Kunststoffen und teilweise direkt bei der Firma Sigma Engineering GmbH, vorrangig aus rechenkapazitativen Gründen, durchgeführt. Mit SIGMASOFT[®] war es möglich, alle schmelzebenetzenden Komponenten des Werkzeuges, angefangen von der Einbausituation der Probekörper bis hin zur Anströmung der Schmelze, in der Simulation zu betrachten. Das umliegende Werkzeug wurde stark vereinfacht als kompakter Stahlquader mit einer Oberflächentemperatur der Außenseiten von 290 °C modelliert. Auch die Spritzzyklen und die dadurch zyklisch auftretenden Belastungen konnten in der Simulation berücksichtigt werden. Diese Auswertung gibt Einblick in die Vorgänge in

3. Strömungssimulationen

und um den Spalt im Plättchenverschleißversuch und trägt maßgeblich zum Verständnis der Verschleißsituation, vor allem hinsichtlich Temperaturentwicklung im Versuchsaufbau, bei.

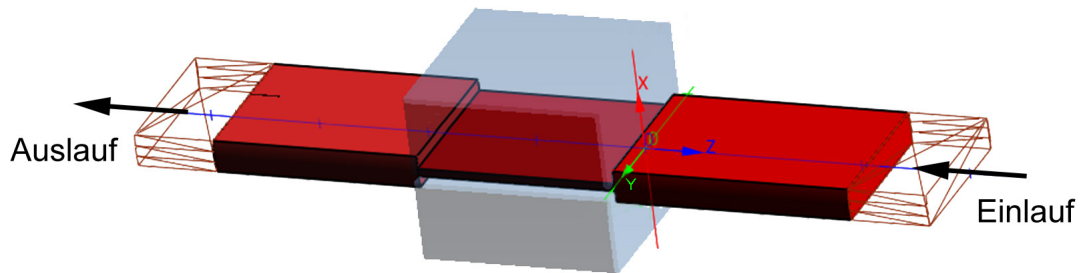


Abbildung 3.4.: Aufbau des simulierten Verschleißwerkzeuges zur Berechnung der Temperaturen in der Kunststoffschmelze und den schmelzeberührenden Verschleiß-Probekörpern

Die Abbildung 3.4 zeigt das Modell, das zur Durchführung der Simulation herangezogen wurde. Neben dem Verschleißspalt wurden beide Verschleißprobekörper fein diskretisiert, um einen möglichst realitätsnahen Umgebungseinfluss zu simulieren. Teil der Vereinfachungen für die Simulation war die Darstellung der Verschleißdüse als kompakten Stahlblock ohne Einzelteile mit Einbautoleranzen und ohne Sensorbohrungen. Die Temperatur im Werkzeug wurde mit 290 °C Stahltemperatur an der Außenoberfläche festgehalten. Die Rechenzeit für den halben Spalt betrug 1 Tag, 11 h (bei SIGMASOFT®) mit einer Auflösung von 28 Schichten zu je $0,0186\text{ mm}$ in X- Richtung. Angenommen wurde rein viskoses Schmelzeverhalten ohne Partikelfließen mit Berücksichtigung der Druckabhängigkeit der Viskosität, aber Vernachlässigung der Druckabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit. Auch der Wärmeeintrag infolge Mikrozerpannung wurde vernachlässigt. Der Wärmeübergangskoeffizient (HTC) Schmelze/Stahlprobe wurde mit $800\text{ W/m}^2\text{K}$ bei laminarer Strömung festgelegt. Dieser Wert ist repräsentativ für das Einströmen von Schmelze in eine kalte Werkzeugkavität. Durch den hohen Druck im Verschleißspalt ist sicher eine vollständige und während des gesamten Verschleißzykluses aufrechte Benetzung der Verschleißproben gegeben. Deshalb wäre es für weitere Simulationen sinnvoll, diesen Wert auf $10000\text{ W/m}^2\text{K}$ zu erhöhen. Die Massetemperatur betrug 290 °C , wie auch die Temperatur der Verschleißdüse an der Außenoberfläche bei einem Schmelze-Volumenstrom von $240\text{ cm}^3/\text{s}$.

4. Experimentelles

4.1. Verschleiß beim Anschmelzen des Kunststoffes

4.1.1. Tribologischer Modellversuch und Auswertemethode

Zur Bewertung der Verschleißphänomene an Spritzgießschnecken wurde ein Stift-Scheibe - Test mit Kunststoffstiften gegen beschichteten und unbeschichteten Werkzeugstahl entwickelt. Die tribologischen Untersuchungen wurden mit einem Nanovea (Stift-Scheibe - Test) Tribometer unter Trockengleitbedingungen gegen einen gespritzten $\text{Ø}5\pm 0,02$ mm PA66 Stift durchgeführt. Das Tribometer besteht aus einem rotierenden Drehtisch, der die Probenscheiben hält, und einem Arm, der einen stationären Stift hält. Der Reibungskoeffizient (COF) mit der Gleitstrecke wird durch Auslenkung des Schwenkarms gemessen. Die blanken und beschichteten PM-Stahlscheiben wurden mit einer am Arm aufbrachten Last von 40 N auf einem Radius von 7 mm belastet, wobei die rotierende Scheibe bei Raumtemperatur (25 ± 3 °C) und 200 °C eine konstante lineare Geschwindigkeit von 0,33 m/s gegen den festen Stift hält. Es war notwendig die Proben auf 200 °C zu erhitzen, um die typischen Umgebungsbedingungen, die in der Kompressionszone einer Dreizonen-Schnecke auftreten, zu erzeugen. Die Testdistanz wurde von 1000 m bis 10000 m variiert, um ein höheres Beanspruchungskollektiv auf den Triboronden zu erreichen. Die Verschleißfestigkeit der einzelnen Materialien und Beschichtungen wurde durch ihren Massenverlust, normiert bei normaler Belastung (Kraft) und Gleitabstand, quantifiziert [112].

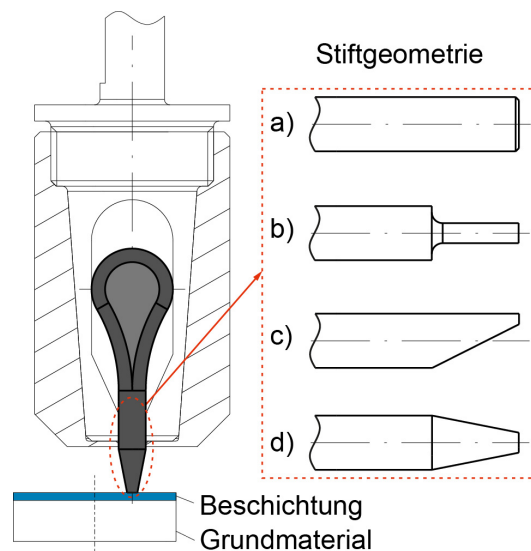


Abbildung 4.1.: Prinzipieller Stift-Scheibe – Test Aufbau mit verschiedenen, getesteten Stift-Geometrien (a-d)

Basierend auf Informationen über die Faserverteilung aus den CT-Bildern und den daraus resultierenden Kontaktdrücken wurden vier Variationen in der Stiftspitzengeometrie gewählt, wie in Abbildung 4.1 zu sehen ist. Abbildung 4.1a zeigt die Stift-Spitze-Geometrie innerhalb der maximal möglichen Kontaktfläche ($19,64 \text{ mm}^2$), wodurch sich ein niedriger Kontaktdruck (geringer $\text{KD} = 2,04 \text{ MPa}$) durch Verwendung des gesamten Durchmessers ($5\pm 0,02$ mm) des zylindrischen Teils vom Stift ergibt. Um den Anpressdruck (hoher $\text{KD} = 14,11 \text{ MPa}$) zu

erhöhen, wurde die Kontaktfläche an der Stiftspitze reduziert. Daraus resultieren drei verschiedene mögliche Stift-Spitzen-Geometrien. Zuerst, wie in Abbildung 4.1b zu sehen, wurde eine zylindrische Verkleinerung des Durchmessers auf 2 mm vorgenommen. Diese Konfiguration versagte wegen der fehlenden Stabilität. Um die Stabilität zu erhöhen und hauptsächlich die senkrecht orientierten Fasern in Kontakt mit der Scheibe zu bringen, wurde eine keilförmige Geometrie gewählt (Abbildung 4.1c), die im Zuge der zweiten Variation der Stiftspitzen hergestellt wurde. Aufgrund der gebogenen Mantelfläche der verbleibenden Stiftspitze, verursachte die verbleibende Kontaktfläche von dem geschnittenen Stift jedoch ungleichmäßige Abnutzung. Das ist der Grund, warum die konische Spitze, wie in Abbildung 4.1d, als dritte und letzte Geometrie-Variation gewählt wurde, um einen höheren Kontaktdruck (hoher KD) von 14,11 MPa zu realisieren [112].

Die Untersuchungen der Verschleißspuren des Stahlrohrlings und der beschichteten Proben wurden mit Rasterelektronenmikroskopie (REM, FEI Quanta 200) bei 5 kV durchgeführt. Die Elementzusammensetzungen und Linien-Scan-Profile der ursprünglichen und der verschlissenen Oberflächen wurden unter Verwendung des integrierten energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) -Systems (EDAX TEAM TM) bestimmt, welches bei einer Beschleunigungsspannung von 20 kV und einem Arbeitsabstand von 10 mm betrieben wurde [112]. Die Härte (H) und der Elastizitätsmodul (E) des Grundwerkstoffs und aller Beschichtungen wurden durch Nanoindentation unter Verwendung einer UMIS-Einheit, ausgestattet mit einer Berkovich-Diamantspitze und Aufbringen von Lasten im Bereich von 3-45 mN, charakterisiert. Die Substratinterferenz auf die H- und E-Werte wurde durch Auswertung der Last-Verschiebungskurven nach Oliver und Pharr minimiert [113].

Die erhaltenen Verschleißspuren nach 1000 m, 5000 m und 10000 m Gleitstrecke wurden mit einem chromatographischen, konfokalen Profilometer Nanovea PS50 analysiert. Diese Ausrüstung wurde auch verwendet, um die Rauheit der unbeschichteten und beschichteten Scheiben (gemittelt über drei verschiedene Oberflächenbereiche) zu bestimmen. Speziell zur Bestimmung der Rauheitswerte wurde eine Fläche von $10.000 \mu\text{m}^2$ verwendet [112].

4.1.2. Untersuchte Werkstoffe

Die verwendeten Kunststoffproben wurden aus verstärktem Polyamid 6.6 mit einem Anteil von 35 Gew.% Glasfasern (PA66 GF35, Ultramid A3WG7, BASF, [114, 115]) in Form von „Hundeknochen“ - Zugproben mittels Spritzgießen hergestellt, basierend auf den Abmessungen der DIN EN ISO 2740 (MIM-Zugversuch). Als Scheiben-Gegenkörper wurden blanke und beschichtete Werkzeugstähle verwendet. Für die endgültige Stiftform wurde der „Hundeknochen“ am zylindrischen Teil der Knochenform in zwei Teile geschnitten (siehe Abbildung 4.2a). Um die geschnittenen Enden mit einer definierten Form für definierte Kontaktflächen und Faserorientierung zu versehen, wurden die Spitzen mittels CNC-Maschine bearbeitet. Zur Verifizierung der Faserverteilung wurden Bilder mittels Computertomographie (CT) mit einer Mikrofokusröntgenröhre vom Typ Phoenix|xs225 und einem Detektor mit dem Namen PerkinElmer RID 1640 aufgenommen. Eine der untersuchten A3WG7-Material-CT-Proben ist in Abbildung 4.2 gezeigt. In der oberen Reihe ist der Querschnitt über die gesamte Stiftbreite (Abbildung 4.2b) dargestellt. Im Allgemeinen sind die oberflächennahen Bereiche höher in Fließrichtung orientiert als die in der Mitte des Stiftdurchmessers (vergleiche Abbildung 4.2c und d). In der zweiten Bildreihe ist die Draufsicht auf die Kontaktfläche dargestellt (Abbildung 4.2e). Ausgehend von der äußeren Oberfläche, wo die Orientierung der Fasern senkrecht zur Kontaktfläche steht (Abbildung 4.2e linke Seite), ändert sich die Faserverteilung zu einer viel mehr nicht-orientierten Struktur in die Mitte des Stifts (Abbildung 4.2e rechte Seite) [112]. Die Ausrichtung folgt den rheologischen Effekten von Nicht-Newton-Flüssigkeiten und der Haftung an der Werkzeugwand, die als Fontänenströmung bekannt ist [116–118].

Als Scheibenwerkstoff wurde ein in der kunststoffverarbeitenden Industrie gut etablierter, pulvermetallurgischer (PM-) Werkzeugstahl PM1 verwendet. Dieser kam im blanken Zustand und mit einer zusätzlichen Cr/CrN-Multilagenschichtung als Prüfkörper zum Einsatz. Der

4. Experimentelles

verwendete PM-Stahl wurde über heißisostatisch gepresstes Metallpulver hergestellt. Die gepresste Stange wurde auf den Nenndurchmesser gerollt. Nach der Bearbeitung in Scheibengeometrie ($\phi 30$ mm x 8 mm) wurden die Proben vergütet (1150 °C / 520 °C / 520 °C / Luft / N_2) und auf die vorgegebene Oberflächenrauheit ($R_a = 0,01 \mu\text{m} \pm 0,0041 \mu\text{m}$) poliert. Für die Cr/CrN-beschichteten Proben wurden die PM-Stahlscheiben in einem industriellen PVD-Verfahren beschichtet, was zu einer Endrauheit von $R_a = 0,017 \pm 0,0034 \mu\text{m}$ führte. Die gewählte PVD-Beschichtung ist ein Cr/CrN-Mehrschichtsystem mit einer zusätzlichen Oxid-Deckschicht und in der kunststoffverarbeitenden Industrie üblich. Die Oberflächenhärte des PM-Stahls beträgt $6,375 \pm 0,07$ GPa, und die Cr/CrN/Oxid-Beschichtung auf dem PM-Stahl zeigt eine Härte von $24 \pm 1,15$ GPa [112].

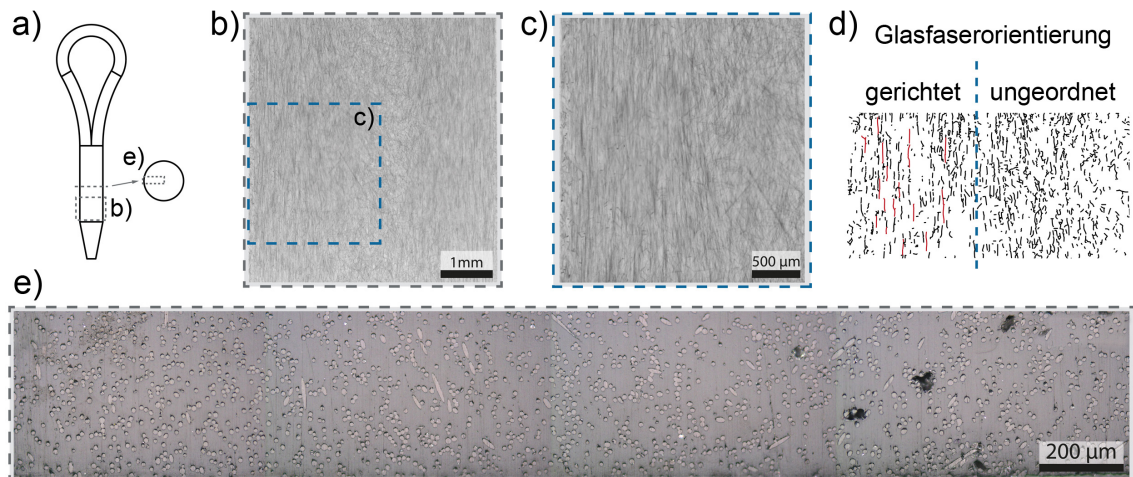


Abbildung 4.2.: Computer Tomographie (CT) Bild eines a) Kunststoffstifts, sowie enthaltener Glasfaserverteilung in b+c) Querschnitt des Kunststoffstifts in verschiedenen Vergrößerungen, d) Prinzipielle Glasfaserverteilung und e) Draufsicht auf die geschnittene halbe Stift-Breite

4.2. Verschleiß durch die Kunststoffschmelze

4.2.1. Verschleißmessung mittels Plättchenverschleißversuch

Die „DKI-Plättchenverschleißmethode“ (Abbildung 4.3) ist eine anerkannte Verschleißmessung, um Verschleiß in kleinen Spalten, unter Spritzgussbedingungen, zu imitieren [2, 56]. Die hochgefüllte Polymerschmelze wird durch einen dünnen Spalt zwischen zwei Prüfkörpern gespritzt. Die Verschleißapparatur in Form einer Spritzgussform ist auf jeder handelsüblichen Spritzgießmaschine anwendbar. Die Probengeometrie ist sehr einfach, mit der Größe von $5 \times 11 \times 12$ mm (Höhe $H \times$ Länge $\Delta l_V \times$ Breite B), wobei 10 mm der Probenbreite in Kontakt mit dem eingespritzten Polymer gelangt (b_V) [21].

Alle Versuche wurden an einer vollelektrischen Spritzgießmaschine des Typs 740 / 180T durchgeführt. Die Spritzgießform wurde an den Schließplatten der Maschine durch beide Flansche befestigt. Die Proben selbst wurden in den Probenadapter gegeben. Um repräsentative Bedingungen in der Plastifiziereinheit zu erreichen, wurden die Temperaturen der Form, wie im Materialdatenblatt vorgegeben, auf 290 °C eingestellt. Die Tests wurden mit unterschiedlichen Mengen an Schmelze (10, 30, 50 kg) und unterschiedlich eingestelltem Volumenstrom durchgeführt [21, 119].

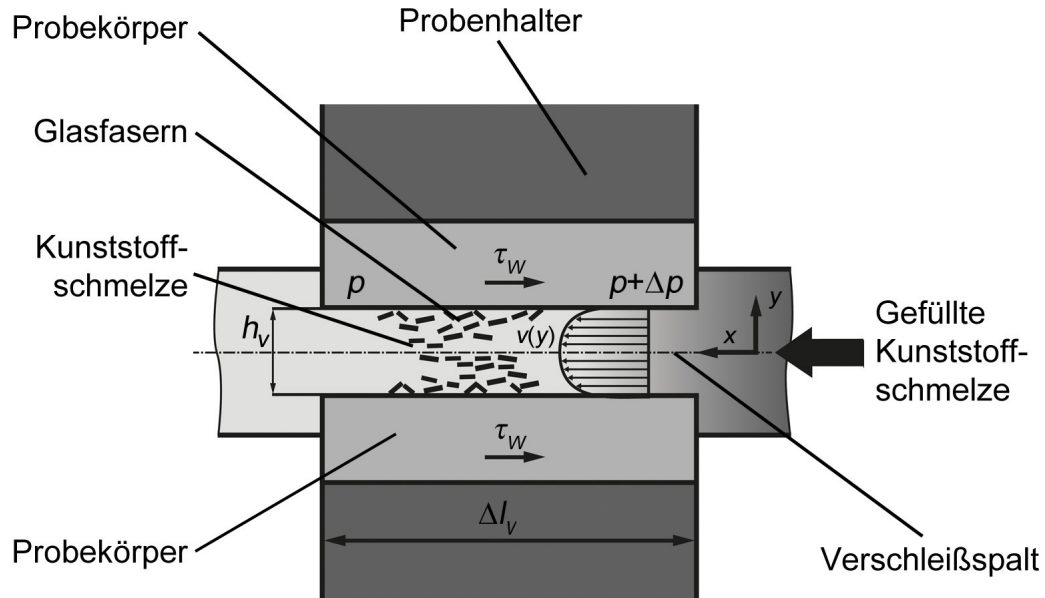


Abbildung 4.3.: Tribologisches System Polymerschmelze/Stahl [52, 53]

4.2.2. Aufnahme des Einspritzvolumenstromes und -drucks

Für eine Validierung der eingestellten zu effektiven Einspritzvolumenströme, der maximalen Einspritzdrücke und der damit verbundenen Arbeit, die für den Strömungsvorgang durch die Verschleißplättchen aufzuwenden ist, wurde zu Beginn der Versuche eine Druckkurve unter den realen Testbedingungen aufgenommen. Für das Einspritzen von 10 kg PA66 GF50 waren ca. 65 Schuss mit einer Zykluszeit von 20 s pro Schuss notwendig. Aufgrund der hohen Schmelzviskosität und der Kompressibilität der Schmelze konnte der theoretische Volumenstrom von $400 \text{ cm}^3/\text{s}$ an der hier verwendeten Kunststoffspritzgießmaschine nicht erreicht werden. Maximal konnte unter den gestellten Bedingungen, wie Spaltgeometrie, Leistung der Maschine und gewähltem Temperaturprofil, ein maximaler, effektiver Volumenstrom von ca. $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$ erreicht werden [21, 120].

Um das Diagramm für die Einspritzgeschwindigkeit über den Einspritzdruck zu erhalten, wurden unterschiedliche Volumenströme eingestellt. Nach 10 bis 15 Schüssen erreichte der Druck ein Plateau und der Wert des Drucks und der effektiven volumetrischen Strömungsrate wurden erfasst. Dies wurde für jeden eingestellten Volumenstrom wiederholt. Zur Erfassung der Druckhistorie für bestimmte Volumenströme wurde die Probe HM3 gewählt [21, 120].

4.2.3. Strömungsbedingungen im Verschleißspalt

Aufgrund des stark nicht-Newtonschen Fließverhaltens der Polymerschmelze können die scheinbaren Scherraten $\dot{\gamma}_{app}$ (Gleichung 4.2.1) und Mittelwerte der Reynolds-Zahl Re (Gleichung 4.2.2) im Verschleißspalt für unterschiedliche Volumenströme näherungsweise berechnet werden. Damit ist möglich, einer laminaren oder turbulenten Strömung des Schmelzefluss durch den Verschleißspalt festzustellen [21].

$$\dot{\gamma}_{app} = \frac{6\dot{V}}{b_V h_V^2} \quad (4.2.1)$$

$$Re = \frac{\bar{v} d_{hydr} \rho(T)}{\eta(\dot{\gamma}_{app}, T)} \quad (4.2.2)$$

Dabei ist \dot{V} der Volumenstrom, b_V die Spaltbreite und h_V die Spalthöhe (Abbildung 4.3).

Viertel der Breite und Fünftel der Breite geschnitten (B/2, B/3, B/4, B/5). Insbesondere wurden Härteprofile (HV0,5) am Eintritt ($A=l_V/3$) in der Mitte l_V ($B=l_V/2$) und am Austritt ($C=2\cdot l_V/3$) in Abhängigkeit vom Abstand der abgenutzten Oberfläche gemessen, in Schritten von 0,25 mm, wie in Abbildung 4.4 skizziert. An der hochbelasteten Position A wurden zusätzliche Messpunkte, beginnend bei -0,1 mm mit Schritten von 0,05 mm, gemacht. Diese sind in der Skizze (Abbildung 4.4) nicht gesetzt [21].

4.2.5. Glasfaserlängenverteilung

Die Glasfaserlängenverteilung und die durch Faserbruch bei Belastung freiwerdenden Enden geben Aufschluss über die Belastung und die mechanische Arbeit, die an der Oberfläche der Verschleiß-Probepföchtchen erbracht wird. Dazu wurde die mit Glasfasern gefüllte Polymer-schmelze vor und nach dem Dosieren, sowie nach Durchspritzen des Verschleißwerkzeuges mit zwei unterschiedlichen Einspritzvolumenströmen untersucht:

- A3WG10-Granulat: Vor dem Eintritt in die Plastifiziereinheit wurde eine Probe aus dem Granulat entnommen (wie vom Hersteller geliefert).
- Nach dem Dosieren: Der Kunststoff hat die Plastifiziereinheit passiert und ist geschmolzen. Die Probe wurde aus der Schneckenvorkammer entnommen.
- Geringe Einspritzgeschwindigkeit: Beim Durchspritzen des Verschleißspaltes mit $56 \text{ cm}^3/\text{s}$ wurde nach dem Passieren des Werkzeuges eine Probe entnommen, der kleinste Verschleißspaltdurchmesser beträgt $500 \text{ }\mu\text{m}$.
- Hohe Einspritzgeschwindigkeit: Füllung mit ca. $210 \text{ cm}^3/\text{s}$, höchstmögliche Einstellung der Spritzgießmaschine; die Probe wurde auch hier nach dem Passieren des Verschleißwerkzeuges entnommen.

Um die Glasfasern vom Polymer zu befreien, wurden die Proben in einem Muffelofen bei $450 \text{ }^\circ\text{C}$ pyrolysiert. Eine Dispersion von Aceton und einer kleinen Menge der jeweiligen Probe wurde auf einen Objektträger gegeben, um die Länge der Glasfasern zu bewerten. Unter Verwendung eines Stereomikroskops wurden zehn Proben jeder Konfiguration fotografiert (Zeiss AxioCam ICc5), grafisch bearbeitet (Microsoft Paint) und die Faserlängenverteilung ausgewertet. Für eine hohe Wiederholgenauigkeit mit der selbstprogrammierten Analysesoftware von [121, 122] mussten die Bilder in einem monochromen Bitmap-Format erstellt und formatiert werden. Die Software kann die einzelnen Fasern zählen und ihre Länge messen. Nach einer vom Benutzer durchgeführten Überprüfung und gegebenenfalls manuellen Korrektur wird die Tabelle der Zählung und der gemessenen Werte vom Programm ausgegeben. Die Statistiken wurden mit Microsoft Excel und Origin Pro erstellt [21].

4.2.6. Untersuchte Werkstoffe

Um die Einflüsse des Plättchenverschleißversuchs hinsichtlich der Verschleißbeständigkeit gegenüber vorbeiströmenden Kunststoffformmassen zu testen, wurden Werkstoffe mit unterschiedlichen Matrix- und Hartphasenanteilen zur Bewertung herangezogen. Als Testwerkstoffe wurden konventionelle und pulvermetallurgisch hergestellte Stähle sowie zwei verschiedene Hartmetalle ausgewählt, die unterschiedliche repräsentative Eigenschaften, z. B. Härte, Korngröße und -verteilung (HM1, HM3), aufweisen. Die chemischen Zusammensetzungen der untersuchten Werkstoffe sind in Tabelle 4.1 und ihre Mikrostrukturen in Abbildung 4.5 gezeigt [21].

Der pulvermetallurgisch hergestellte PM1 ist ein hochkorrosionsbeständiger Stahl, der häufig in Spritzgießwerkzeugen verwendet wird. Dieser weist eine martensitische Matrix auf Fe-Basis mit fein verteilten Hardphasenausscheidungen auf, wie in Abbildung 4.5a zu sehen.

4. Experimentelles

Analysen durch Rasterelektronenmikroskopie (REM) und energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) zeigten einen verbleibenden Cr-Gehalt in der Matrix von 12 Gew.%, was die Korrosionsbeständigkeit gegenüber Kunststoffen sicherstellt [123]. Die schwarzen Phasen in Abbildung 4.5a sind Fe-, Cr-, Mn-Sulfide mit Kugelform und $<1 \mu\text{m}$ Durchmesser. Die grauen Phasen sind Cr-, V-Carbide ebenfalls mit Kugelform und 1-3 μm Durchmesser. Durch den pulvermetallurgischen Herstellungsprozess werden die Hartphasen gleichmäßig in der Matrix verteilt. Dieses Material hat eine Makrohärte von 730 HV0,5. Der PM2 weist eine ähnliche Mikrostruktur auf, und liegt auch in der Legierungszusammensetzung sehr ähnlich – siehe Tabelle 4.1 [21, 124]. Beide sind pulvermetallurgisch hergestellte Stähle [28, 51, 123, 125].

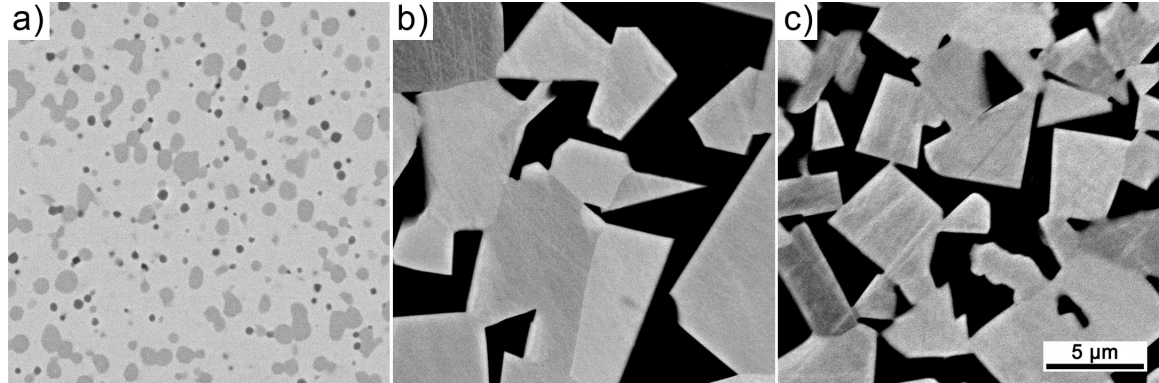


Abbildung 4.5.: Gefüge und Mikrostruktur von a) PM1, b) HM1, c) HM3 im REM-BSE

Tabelle 4.1.: Chemische Zusammensetzung in Gew.% und Härte in HV0,5 untersuchter Werkstoffe

	ST1	ST2	ST3	PM1	PM2	HM1	HM3
C (Gew.%)	0,54	0,90	1,55	1,90	2,70	-	-
Cr (Gew.%)	17,30	4,10	11,30	20,00	20,00	-	-
Mo (Gew.%)	1,10	5,00	0,75	1,00	1,10	-	-
Si (Gew.%)	0,45	-	0,30	0,70	-	-	-
Mn (Gew.%)	0,40	-	0,30	0,30	-	-	-
V (Gew.%)	0,10	1,80	0,75	4,00	7,20	-	-
W (Gew.%)	-	6,20	-	0,60	0,70	-	-
Fe (Gew.%)	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	-	-
W_xC (Gew.%)	-	-	-	-	-	86,50	88,00
Co (wt.%)	-	-	-	-	-	Rest	Rest
Härte (HV0,5)	617±60	859±12	704±23	717±50	739±60	1005±15	1160±37

Der Kunststoffformenstahl ST1 ist ein konventionell hergestellter und zusätzlich elektro-schlackeumgeschmolzener Kunststoffformenstahl, mit sehr guter Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit. Die höhere Reinheit durch das Umschmelzen in Vergleich zu konventionell hergestellten Stählen und die verteilten Carbide in einem martensitischen Gefüge bewirken gute Bearbeitungs- und Verschleißigenschaften. Dieser härtbare Kunststoffformenstahl lässt sich gut zerspanen und polieren, was für einen Kunststoffformenstahl maßgebliche Eigenschaften darstellen, genauso wie verzugsarme Härtbarkeit in Vakuumanlagen [126].

Der ST2 ist ein Wolfram-Molybdän-Schnellarbeitsstahl mit verhältnismäßig hoher Zähigkeit und guter Schneidfähigkeit. Der relativ niedrige Cr-Gehalt von rund 4 % sorgt für eine eher geringere Korrosionsbeständigkeit im Vergleich zu hochlegierten Kunststoffformenstäh-

len. Allerdings wurde dieser Stahl für die rein abrasive Verschleißfestigkeit mit in den Vergleich genommen [127].

Der Kaltarbeitsstahl ST3 ist einer der universell einsetzbaren Kaltarbeitsstähle. Diesen ebenfalls konventionell hergestellten Stahl zeichnen die gute abrasive Verschleißbeständigkeit und die geringe Neigung zur Adhäsion aus, besonders im plasmanitrierten Zustand. Die ausgeprägte Karbidstruktur und das ledeburitische Grundgefüge mit knapp 12 % Cr-Anteil zeichnet eine hohe Härte aus, bei gleichzeitig guter Zähigkeit und geringer Neigung zur Maßänderung in der Wärmebehandlung [128].

Die Hartmetalle bestehen aus Wolframkarbiden (WC / W_2C) mit 13,5 bzw. 12 Gew.% Co-Bindemittelanteil. HM1 [129] zeigt einen mittleren äquivalenten Teilchendurchmesser von $3 \pm 1,8 \mu m$ und HM3 [130] von $2 \pm 1,1 \mu m$. Beide Hartmetalle (Abbildung 4.5b und c) haben einen signifikanten Anteil an kleinen Partikeln und weisen eine bimodale Partikelgrößenverteilung auf. Die quantitative Bildanalyse (QWIN[®]-Software) zeigt, dass in HM1 ca. 30 % der Partikel $\leq 2 \mu m$ sind, in HM3 sind dies 57 %. Die Hartmetallsorte HM1 ist mit 37 % der Partikel $\geq 5 \mu m$ eindeutig gröber als bei der Hartmetallsorte HM3 (9 %). Auch hier sind die Proben durchgängig hart (gesintert) und weisen eine Härte von ca. 1005 HV10 (HM1) bzw. von ca. 1160 HV10 (HM3) auf [21].

Alle Prüfkörper wurden vor dem Test mit metallographischen Methoden feingeschliffen und poliert, um eine Oberflächenrauigkeit von $R_a < 0,03 \mu m$ zu erreichen.

Als Gegenmedium, also vorbeiströmende Kunststoffschmelze, wurde ein mit 50 Gew.% Glasfasern gefülltes Polyamid 6.6 (A3WG10), Hersteller Firma BASF, Ludwigshafen, Deutschland [114, 115]) gewählt. Dieses wurde mit der laut Broschüre empfohlenen Werkzeugtemperatur von 290 °C gefahren. Die wichtigsten Eigenschaften des Polymers sind in Tabelle 4.2 aufgelistet.

Tabelle 4.2.: Haupteigenschaften des Polyamids 66, Ultramid A3WG10 [114, 115, 131]

Eigenschaft	Wert
Dichte (23 °C)	1,560 g/cm ³
Dichte (290 °C)	1,347 g/cm ³
Feuchteaufnahme (23 °C/50 % rel. Feuchtigkeit)	1 - 1,4 %
Menge an Kurzglasfasern	50 Gew.%
Schmelzetemperatur (DSC)	260 °C
Empfohlene Prozesstemperatur	290 - 310 °C
Thermische Leitfähigkeit	0,37 W/(m·K)
Spezifische Wärmekapazität	1300 J/(kg·K)
Schmelzeviskosität (290 °C; 10,000 s ⁻¹)	220 Pa·s
Schmelzeviskosität (290 °C; 10,000 s ⁻¹)	55 Pa·s

4.3. Verschleiß durch Trockenreibkontakt

4.3.1. Temperaturabhängigkeit der Werkstoffhärte

Um erste Einschätzungen über das Materialverhalten im Trockenreibkontakt zu bekommen, wurde mit Warmhärteversuchen bei verschiedenen Temperaturen (20-700 °C) begonnen. Das 2015 in [132] mit ersten Versuchsergebnissen präsentierte Messgerät verfügt über kombinierbare Möglichkeiten von Ritz-, Härte und Gleit-Versuch bis 1000 °C, die unter verschiedenen, auch kombinierbaren Umgebungseinflüssen wie bspw. Hochtemperatur und Vakuum durchgeführt werden können. Dies ist wichtig, um z.B. das Werkstoffverhalten mit steigender Temperatur oder verschiedene Gleitpaarungen bei Hochtemperatur qualifizieren zu können. Abbildung 4.6 zeigt eine Übersicht der Baugruppen des Testgeräts.

4. Experimentelles

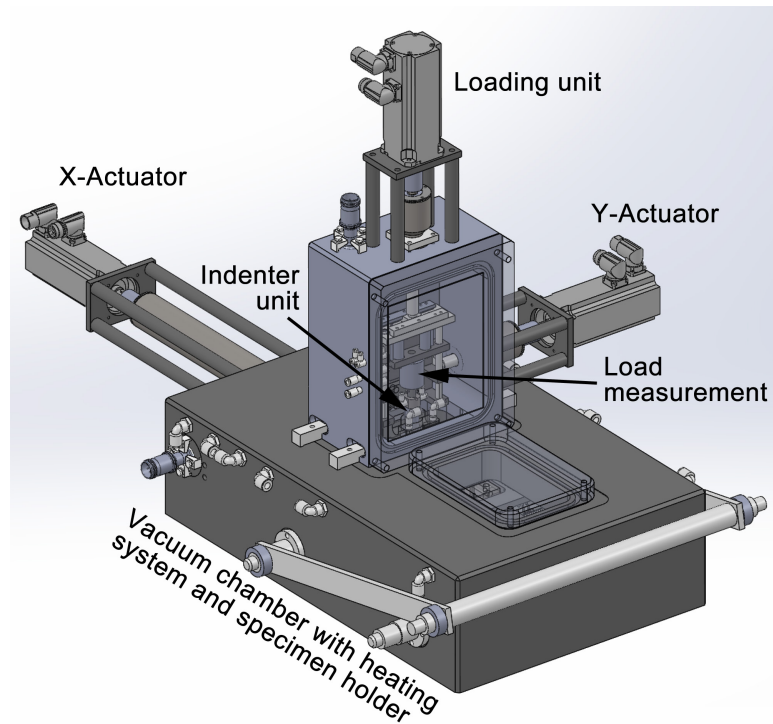


Abbildung 4.6.: Überblick des Messsystems mit gekennzeichneten Hauptkomponenten, entnommen aus [132]

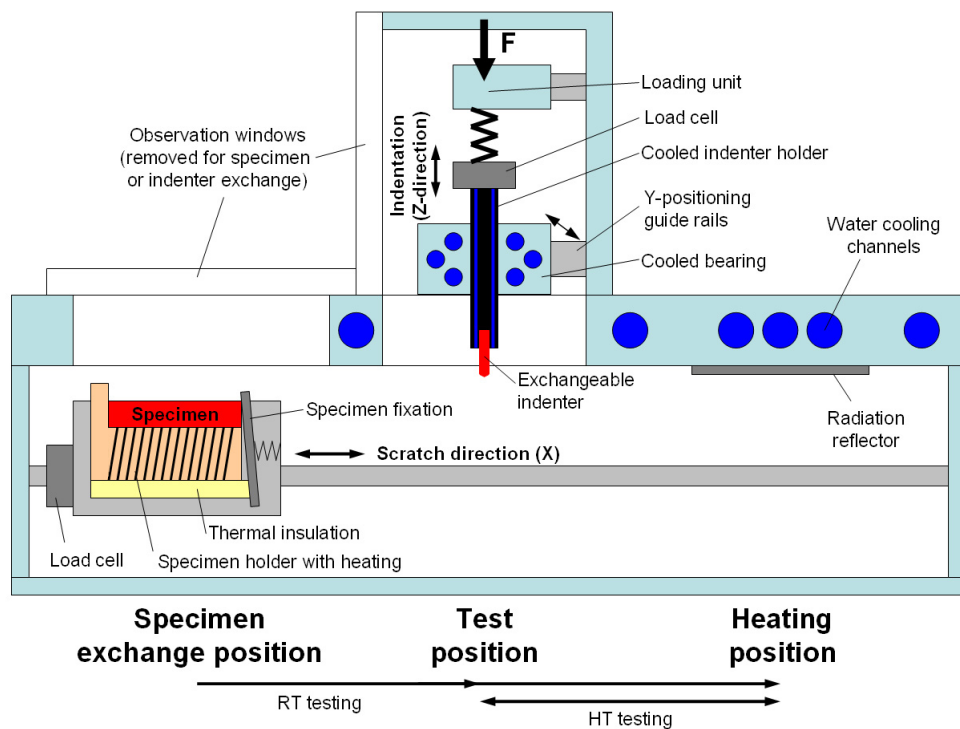


Abbildung 4.7.: Prinzip Darstellung der Mess- und verschiedenen Heiz- und Kühlstationen, entnommen aus [132]

Die Hauptbestandteile sind ein beheizbarer Probenhalter und die Belastungseinheit, die in einer Vakuumkammer angeordnet sind (Abbildung 4.6). Die angebauten Servomotoren werden

verwendet, um sowohl den Probenhalter als auch die Belastungseinheit zu bewegen und so die Testspitze auf der Probenoberfläche zu positionieren. Die maximal erreichbare Belastung beträgt 500 N.

Eine schematische Darstellung des Messsystems ist in Abbildung 4.7 angegeben. Der Eindringkörper kann innerhalb der maximalen Probenoberfläche von 70×30 mm in jede Position bewegt werden. Um die Probe zu erwärmen, wird eine Widerstandsheizung verwendet, die über Thermoelemente in der Probe gesteuert wird. Eine spezielle Probenwechsellage ermöglicht ein schnelles Einlegen der Proben.

Um eine Vielzahl von Testverfahren, mit möglichst wenig Aufwand beim Umrüsten, ausführen zu können, werden verschiedene Eindringkörper verwendet. Diese sind eine Vickers-Pyramide zur Härteprüfung, ein Rockwell C-Eindringkörper zur Ritzprüfung oder anwendungsspezifische Eindringkörper für Gleitpaarungen. Die Vakuumkammer und die Indenter-einheit werden durch zwei separate Wasserkühlvorrichtungen gekühlt, um den Einfluss der Temperatur auf den Indenter zu regulieren.

Verschleißmodellversuch mittels Stift-Scheibe - Test

Um die Rückstromsperre in einem realsystemnahen Test zu untersuchen, wurde ein 3-Stift-Scheibe Test herangezogen, bei dem die Flügel durch die Stifte und der Ring durch die Scheibe repräsentiert werden. Beim hier verwendeten speziellen trockenen Stift-Scheibe-Test wurden drei Stifte (anstatt des üblichen Einzelstiftes) mit konstanter Kraft gegen eine rotierende Scheibe gedrückt, siehe Testaufbau in Abbildung 4.8a. Die durch Reibwärme entstehende Temperaturverteilung wurde bei einigen Versuchen mittels Thermographie aufgezeichnet, Abbildung 4.8b.

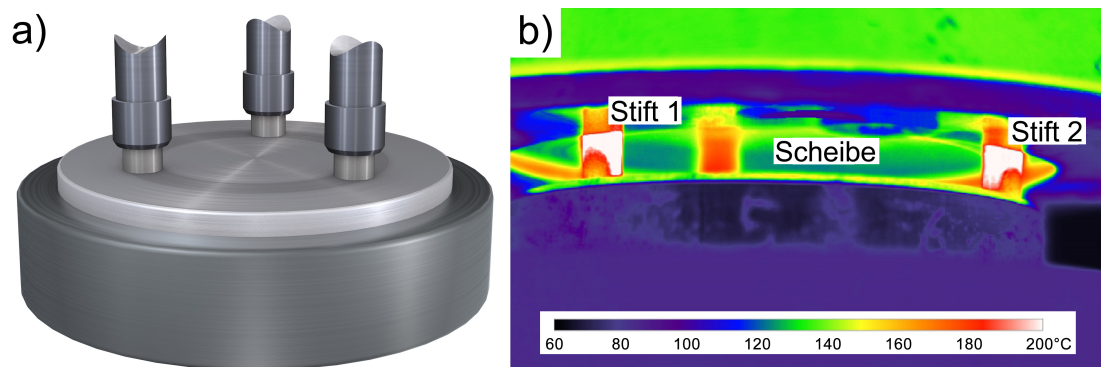


Abbildung 4.8.: Hochtemperatur-Pin-on-Disc-Test: a) Probenkammer; b) Thermografie während der letzten Testphase

Ein Kontaktdruck von ca. 10 MPa wurde gewünscht, da solche Drücke während des Dosiervorganges zwischen Rückstromsperrenflügel und Absperrring auftreten können [40, 46, 47]. Dazu wurden die 3 Stifte (mit einem Durchmesser von 4 mm) mit 400 N belastet, was zu einem nominellen Kontaktdruck von ca. 10,6 MPa für jeden Stift führte. Die gewählte Gleitgeschwindigkeit von 590 mm/s ist ebenfalls ein typischer Wert in der erwähnten industriellen Anwendung. Die Proben wurden nicht von außen erwärmt, da die Reibungswärme selbst zu Temperaturen über 150 °C führte. Die Testzeit betrug 6 Stunden, um ausreichende stationäre Bedingungen sicherzustellen, wie sie durch Voruntersuchungen erhalten wurden. Alle Materialpartner wurden auf die gleiche Oberflächenrauigkeit von $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ geschliffen, um vergleichbare, tribologische Kontaktbedingungen zu gewährleisten. Die Verschleißfestigkeit der einzelnen Werkstoffpaarungen wird durch ihren Masseverlust quantifiziert und der entsprechende Volumenverlust wurde anhand der Dichte der Werkstoffe nach Angaben in den Datenblättern berechnet. Diese Daten wurden über die gesamte Gleitstrecke (17280 m) nor-

4. Experimentelles

malisiert. Die Abtragsraten aller drei Stifte wurden zu einem Gesamtabtrag aufaddiert. Die wichtigsten Testparameter sind in Tabelle 4.3 zusammengefasst.

Tabelle 4.3.: Hauptparameter für die Stift-gegen-Scheibe Tests

Parameter	Wert
Stiftdurchmesser	4 mm
Scheibendurchmesser	60 mm
Mittlerer Verschleißspurdurchmesser	47 mm
Mittlere Gleitgeschwindigkeit	590 mm/s
Kraft	400 N/3 Stifte
Flächenpressung	10,6 MPa
Dauer	6 h
Rauheit vor Test Ra	0,2 μm

Der Reibungskoeffizient (COF) und die Temperatur des Stiftes, gemessen ca. 10 mm hinter der Kontaktfläche, siehe Abbildung 4.8a, werden während des Tests online aufgezeichnet. Zusätzliche Einblicke in die Temperaturverteilung ermöglichten die Thermografie ausgewählter Tests mit einer Infrarotkamera FLIR[®]C7600 MB mit InSb-Detektor, wie beispielsweise in Abbildung 4.8b gezeigt. Die Verschleißspuren werden durch lichtoptische Stereomikroskopie (SM) und Rasterelektronenmikroskopie (REM) der Oberflächen und lichtoptische Mikroskopie (LM) von repräsentativen Querschnitten analysiert, die mit klassischen metallographischen Methoden hergestellt wurden. Die Topographie der Verschleißspuren wurde durch Fokusvariationen mit einem Alicona[®] InfiFocus G5 Topographiemesssystem gemessen.

4.3.2. Materialpaarungen aus Hartmetall

Drei repräsentative Hartmetallpaarungen von verschiedenen Lieferanten wurden für die Studien ausgewählt und einfach als Paarung I, II und III entsprechend abnehmender W_xC -Teilchengrößen des für die Scheiben verwendeten Hartmetalls bezeichnet. Die Tribo-Paarungen, Hartmetall gegen Hartmetall, bestehen typischerweise aus zwei unterschiedlichen Hartmetallen, um sicherzustellen, dass der leichter austauschbare Teil zuerst verschleißt. Daher zeichnet sich typischerweise ein Partner durch kleinere Partikel und höhere Härte aus. Für die Studien werden die Stifte mit der Bezeichnung „P“ und die Scheiben mit der Bezeichnung „D“ versehen. Die chemischen Zusammensetzungen (gemäß den Datenblättern) der Hartmetalle sind in Tabelle 4.4 angegeben, wobei W_xC sowohl Wolframcarbide als auch WC und W_2C bezeichnet.

Tabelle 4.4.: Chemische Zusammensetzung und Härten der verwendeten Hartmetalle

	Probe	W_xC (Gew.%)	Co (Gew.%)	Ni (Gew.%)	Rest (Gew.%)	Härte (HV10)	Härte (HV30)
I-D	HM1	86,5	13,5	-	-	1005±15	1001±27
I-P	HM2	91,0	9,0	-	-	1369±36	1370±25
II-D	HM3	88,0	12,0	-	-	1160±37	1135±26
II-P	HM4	88,7	-	10,5	0,8	1381±70	1369±14
III-P	HM5	80,3	17,5	-	2,2	1182±12	1180±19
III-P	HM6	87,9	12,0	-	0,1	1371±21	1349±12

4. Experimentelles

Ihre Härten, gemessen nach der Vickers-Standardmethode mit einer Belastung von 98,1 N (HV10) und 294,3 N (HV30) sind ebenfalls angegeben. Die hohen aufgebracht Lasten erlauben es, Mittelwerte über große Bereiche der Mikrostruktur (einschließlich mehrerer W_xC -Karbide und der Bindephase) zu erhalten. Der Härteunterschied zwischen den weicheren Scheiben und ihren entsprechenden Stiften beträgt ca. 370 HV30 für Paarung I, ca. 235 HV30 für Paarung II und ca. 170 HV30 für Paarung III.

Die Mikrostruktur der verwendeten Hartmetalle ist in Abbildung 4.9 in REM-Bildern dargestellt. Es wurde der Rückstreuerelektronen (BSE) -Modus verwendet, um die chemischen Unterschiede zwischen den W_xC -Teilchen und der Bindephase sichtbar zu machen. Die obere Reihe von Abbildung 4.9 (Abbildung 4.9a, b und c) zeigt die Mikrostruktur von drei verschiedenen Scheibenmaterialien, und die darunterliegende Reihe (Abbildung 4.9d, e und f) gibt die Mikrostruktur der drei verschiedenen Stiftmaterialien an. Die drei Spalten von Abbildung 4.9 repräsentieren direkt die drei untersuchten Paarungen I, II und III. Der Vergleich zeigt deutlich, dass die Mikrostruktur der für die Stifte verwendeten Hartmetalle wesentlich feinkörniger ist als ihre entsprechenden Gegenstücke für die Scheiben. Die ansteigenden Zahlen I, II und III beziehen sich auf die Paarungen und entsprechen abnehmenden Teilchengrößen der für die Scheiben verwendeten Hartmetalle.

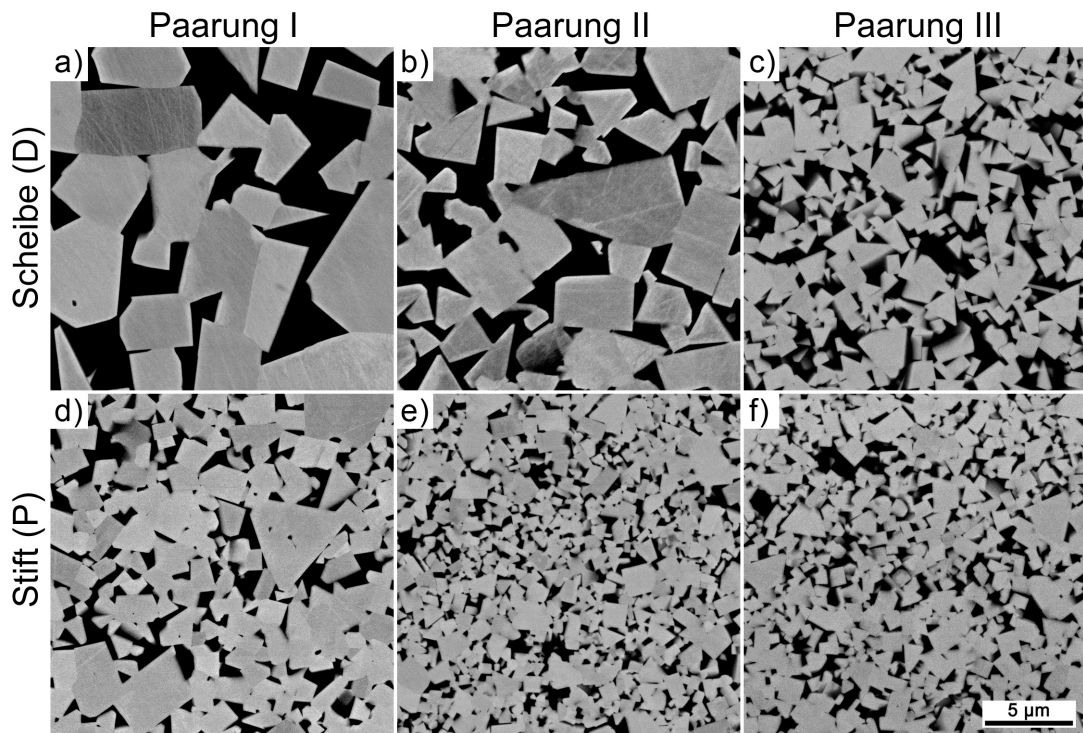


Abbildung 4.9.: REM-BSE-Bilder von polierten Hartmetallen. Das obere Rohteil zeigt die Hartmetalle, die für die Platten verwendet wurden: a) DI, b) DII, c) DIII und das untere Rohteil zeigt die für die Stifte verwendeten Hartmetalle: d) PI e) PII, f) PIII

Durch die quantitative Bildanalyse von REM-Bildern mit der QWIN[®]-Software können die Verteilungen von Partikelgrößen (Abbildung 4.10a) und Partikelabständen (Abbildung 4.10b) innerhalb der einzelnen in der vorliegenden Arbeit untersuchten Hartmetalle bestimmt werden. Die mittleren Teilchengrößen der für die Scheiben verwendeten Hartmetalle (HM) betragen $3,0 \pm 1,8 \mu\text{m}$, $2,0 \pm 1,1 \mu\text{m}$ und $0,9 \pm 0,5 \mu\text{m}$ für HM-ID, HM-II-D und HM-III-D. Die entsprechenden Stifte haben mittlere Teilchengrößen von $1,0 \pm 0,7 \mu\text{m}$, $0,6 \pm 0,3 \mu\text{m}$ und $0,6 \pm 0,3 \mu\text{m}$ für HM-I-P, HM-II-P und HM-III-P. Der Vergleich von Härte und mittleren Partikelgrößen zeigt eine deutliche Zunahme der Härte bei abnehmenden Partikelgrößen.

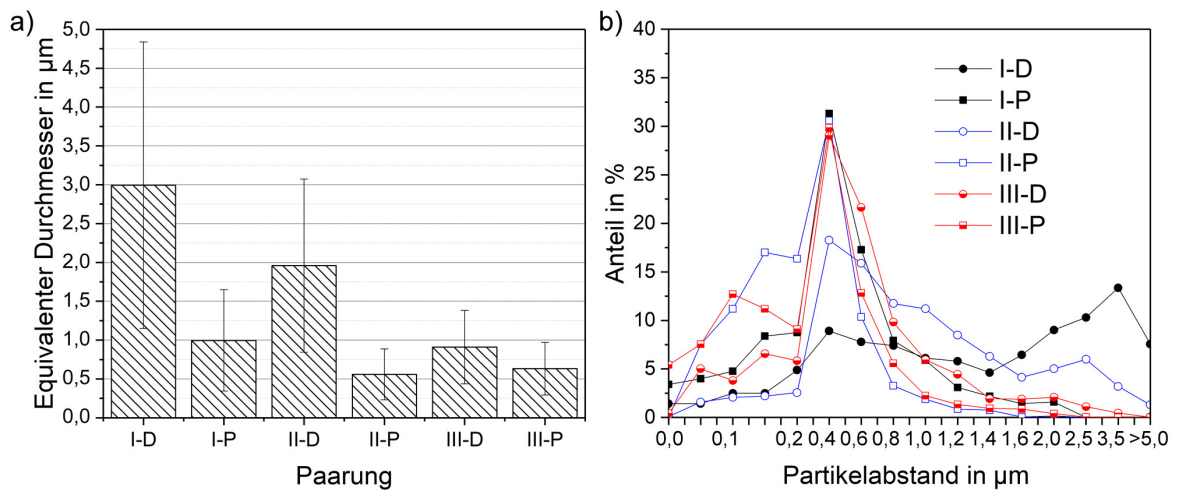


Abbildung 4.10.: Partikelanalyse der untersuchten Materialien: a) äquivalenter Durchmesser, b) Histogramm der Partikelentfernung

4.3.3. Materialpaarungen aus Diffusions- und Panzerschichten

Zwei ausgewählte Pulver wurden zur Herstellung von Panzerschichten für den Verschleißschutz gegen Trockenverschleiß verwendet. Für die Tribo-Paarung wurden die einzelnen Schichten gegeneinander und gegen plasmanitrierte Oberflächen (Basiswerkstoff PM1 und ST4) getestet. Im Einsatz von ungleichen Paarungen wird ausschließlich der Flügel, entspricht im Versuchsaufbau dem Stift, mit der Panzerschicht beaufschlagt. Die Scheibe, die im Test den Absperrring der Rückstromsperre repräsentiert, wurde aus dem pulvermetallurgischen PM1 hergestellt und zusätzlich plasmanitriert. Die chemischen Zusammensetzungen und die erreichten Härten der verwendeten Werkstoffe (nach der Wärmebehandlung) sind in Tabelle 4.5 angegeben.

Tabelle 4.5.: Chemische Zusammensetzung und Härten der verwendeten Grundwerkstoffe und Panzerschichten

	E1 LG1	E2 LG2	Grundmaterial für E1 PM1	Grundmaterial für E2 ST4
Fe (Gew.%)	Rest	Rest	Rest	Rest
Cr (Gew.%)	13,0	11,0	20,0	16,0
C (Gew.%)	1,8	1,8	1,9	0,4
V (Gew.%)	16,7	12,2	4,0	-
Mn (Gew.%)	1,1	-	0,3	-
Mo (Gew.%)	1,0	-	1,0	1,0
Si (Gew.%)	1,5	2,5	0,7	-
Ni (Gew.%)	-	4,3	-	0,8
W (Gew.%)	-	-	0,6	-
B (Gew.%)	-	2,9	-	-
Härte (HV10)	870±17	720±21	720±70	702±24

Die Panzerschichten wurden mittels Laserauftragsschweißen mit einer Robotereinheit mit einem Direkt-Diodenlaser, unter Zuführung der jeweiligen Pulver (LG1 beim Schweißkonzept E1 bzw. LG2 beim Schweißkonzept E2) auf die entsprechenden Grundwerkstoffe (PM1 für

4. Experimentelles

Konzept E1 und ST4 beim Schweißkonzept E2) aufgebracht. Die Mikrostruktur der verwendeten Panzerschichten ist in Abbildung 4.11 durch metallographische Schlitte, sowohl vor (Abbildungen a und c) als auch nach (Abbildungen b und d) der Wärmebehandlung dargestellt. Zum Vergleich wurde auch ein Schliffbild des pulvermetallurgischen Stahls nach der Wärmebehandlung (Abbildung 4.12) abgebildet. Vor der Wärmebehandlung, also im geschweißten Zustand, sind beide Gefüge (E1 - Abbildung 4.11a und E2 - Abbildung 4.11c) grob strukturiert. E1 weist eine dendritische Karbidmatrix auf, während die Karbide in der Legierung E2 eher grob und verhältnismäßig groß sind. Nach der Wärmebehandlung ergibt sich eine martensitische Matrix mit gleichmäßig verteilten Karbiden. Im Fall von E1 im Bereich von wenigen Mikrometern, wohingegen bei E2 einige größere Karbide bestehen bleiben mit Größen von bis zu 10 μm . Nach dem Laserauftragsschweißen wurden die Proben einer Wärmebehandlung unterzogen, die einerseits für die Härteentwicklung des Grundkörpers, wie auch der Panzerschicht verantwortlich ist, aber gleichzeitig auch zum Spannungsausgleich in der aufgetragenen Schicht und der Wärmeeinflusszone dient. Nach der Wärmebehandlung ist die Kornstruktur in beiden Fällen feiner. Die Legierung E1 weist feinst verteilte Hartphasen auf, während die Vanadiumkarbide in E2 eher als größere Karbidinseln bestehen bleiben (Abbildung 4.11). Die Wärmebehandlungsparameter für beide Schweißkonzepte (E1 und E2) sind in der Tabelle 4.6 zusammengefasst.

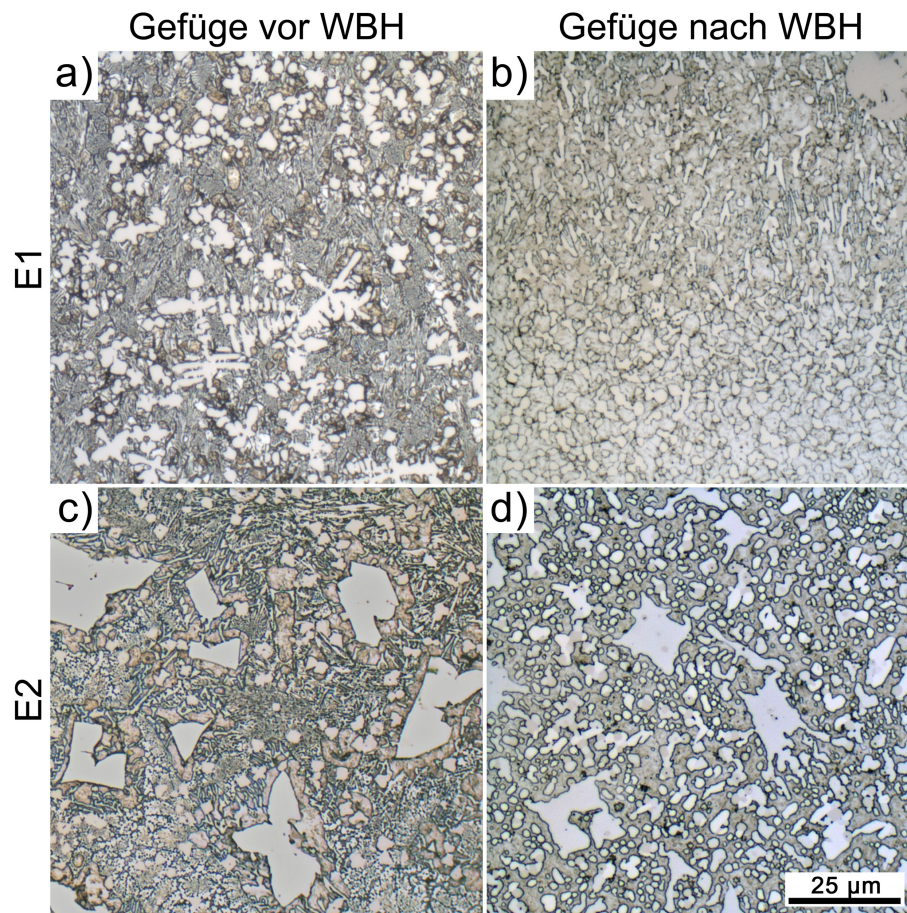


Abbildung 4.11.: Gefüge der verschweißten Pulver LG1 (E1) a) vor und b) nach der Wärmebehandlung und LG2 (E2) c) vor und d) nach der Wärmebehandlung

4. Experimentelles

Tabelle 4.6.: Wärmebehandlungsvorschrift und zu erreichende Härten der verwendeten Grundwerkstoffe und Panzerschichten

	E1 (PM1 + LG1)	E2 (ST4 + LG2)
Verfahrensschritt	Vakuumbhärten	Vakuumbhärten
Temperatur	1150 °C	980 °C - 1060 °C
Haltezeit	30 Min. nach vollständiger Durchwärmung	30 Min. nach vollständiger Durchwärmung
Abkühlen	N ₂ , 5bar + Tiefkühlung ca. -80 °C, 2h	Im Vakuum
Verfahrensschritt	1. Anlassen	1. Anlassen
Temperatur	520 °C	200 °C
Haltezeit	1h/20 mm Werkstückdicke, mind. 2 h	1h/20 mm Werkstückdicke, mind. 2 h
Abkühlen	Luft/N ₂	Luft/N ₂
Verfahrensschritt	2. Anlassen	2. Anlassen
Temperatur	520 °C	200 °C
Haltezeit	1h/ 20 mm Werkstückdicke, mind. 2 h	1h/ 20 mm Werkstückdicke, mind. 2 h
Abkühlen	Luft/N ₂	Luft/N ₂
	Härtewerte	Härtewerte
Grundwerkstoff (HRC)	58-62	46-49
Schweißschicht (HRC)	62-64	64-66

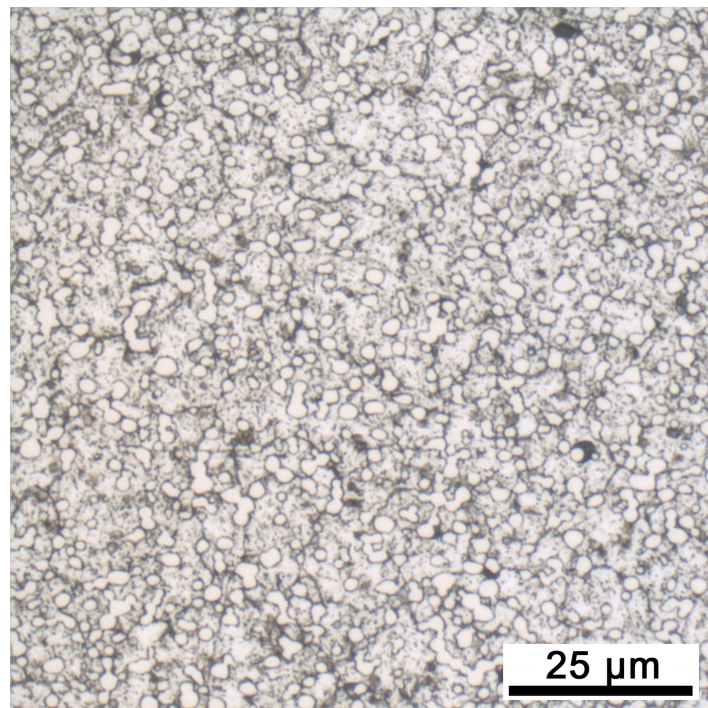


Abbildung 4.12.: Gefüge des PM1 nach der Wärmebehandlung

PM1, Basiswerkstoff des Schweißkonzeptes E1, ist ein pulvermetallurgisch hergestellter martensitischer Chromstahl, welcher aufgrund seiner hohen und speziell abgestimmten Legierungs-

4. Experimentelles

bestandteile über ein sehr gutes Gleichgewicht zwischen hohem Verschleiß- und Korrosionswiderstand verfügt. Die Herstellungsrouten über feines, heißisostatisch gepresstes Pulver (HIP) führt zu nahezu isotropen Eigenschaften [123]. Wie in Abbildung 4.12 zu sehen, sind auch hier die Hartphasen in Form von feinen Karbiden im Bereich von $1\ \mu\text{m}$ gleichmäßig verteilt. Ein sehr hoher Gehalt an freiem Chrom in der Matrix nach der Wärmebehandlung sorgt für die hohe Korrosionsbeständigkeit.

Der Böhler ST4, der im zweiten Schweißkonzept E2 als Basiswerkstoff dient, ist ein nicht-rostender, ebenfalls martensitischer Chromstahl. Die, verglichen zu anderen Stählen, hohe Festigkeitseigenschaft nach der Wärmebehandlung ist aufgrund des höheren Kohlenstoffgehaltes erreichbar. Durch Legierungsbestandteile wie erhöhten Chromgehalt und Molybdänzusatz besteht gute Beständigkeit gegen organische Säuren sowie hoher Widerstand gegen Spaltkorrosion [133]. Zur Feststellung und Dokumentation der Schweißschichten wurden, zusätzlich zu den metallographischen Schliffen, auch Härteverlaufskurven aufgenommen. Dabei sind im Abstand von 0,2 mm Schritten HV10 Messungen im Querschnitt der geschweißten Proben durchgeführt worden. Abbildung 4.13 zeigt die beiden Konzepte E1 und E2, vor und nach der oben beschriebenen Wärmebehandlung, im direkten Härtevergleich, wobei die Schweißschichtdicke im Herstellungsprozess bereits auf ca. 1,5 mm angehoben wurde.

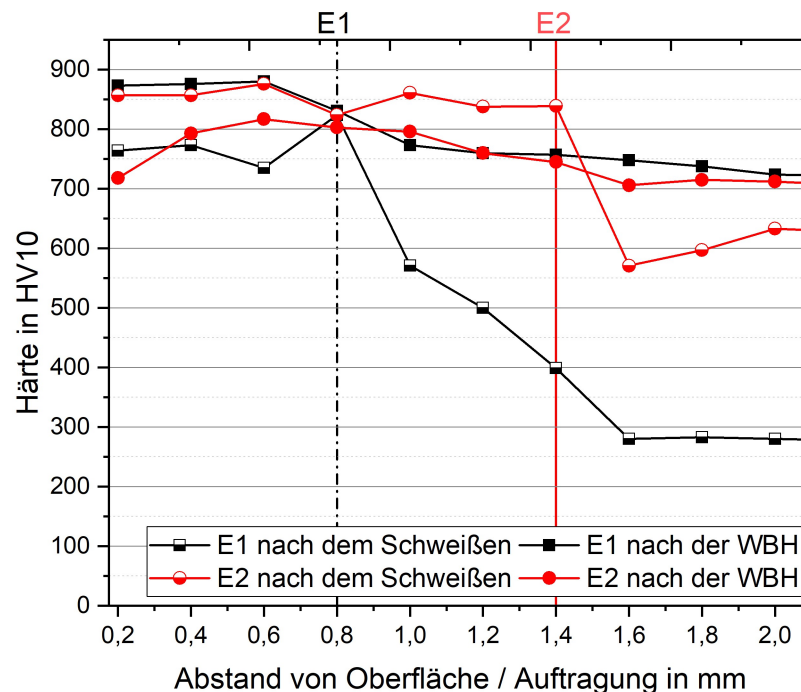


Abbildung 4.13.: Härteverlauf der aufgeschweißten Flügel bis ins Grundmaterial vor und nach der Wärmebehandlung

Aus den Härteverlaufskurven ist abzulesen, dass die Härte, nach gleicher Wärmebehandlung, im Schweißkonzept E1 höher ist als bei E2. Der Übergang zwischen Schweißschicht und Grundmaterial (vertikale strichpunktierter bzw. durchgezogene Kurve) ist anhand der Härte nur vor der Wärmebehandlung deutlich erkennbar. Für die Panzerung E1 wurde ein unvergüteter PM1 verwendet, für das Konzept E2 ein vorvergüteter ST4.

5. Simulationsergebnisse

5.1. Berechnung der Druck- und Temperaturverteilung auf der Schnecke

Die Ergebnisse aus den Berechnungen dienen als Richtwerte für die Randbedingungen, die bei den an den Prüfständen durchgeführten Modellversuchen herangezogen werden sollen. Dazu wurden Simulationen bezüglich der Druck- und Temperaturentwicklung im Bereich der Schnecke durchgeführt.

Als Beispiel für die Ausgabe, die über das Strömungssimulationsprogramm ausgegeben wird, sind in Abbildung 5.1 Auswertungen des Druckverlaufes sowie der Schmelze- und Feststoffanteile anhand einer Standard-3-Zonen Schnecke mit einem PA66 mit 35 % Glasfasern dargestellt. Für die Simulation wurde die am meisten verbreitete Universalgeometrie der 3-Zonen-Schnecke herangezogen. Mit typischen, in der Simulation eingesetzten Geometrien und dem Kunststoff PA66 mit 35% Glasfasern, wurden maximale Drücke in den Schneckenkanälen von 80-250 bar errechnet. Dabei fällt auf, dass die physikalischen Eigenschaften des Kunststoffes den größten Einfluss auf das Aufschmelzverhalten und die Druckentwicklung in den Schneckengängen haben [134].

Für das angeführte Fallbeispiel wurde eine Schnecke mit Durchmesser $D = 50$ mm und einem Länge/Durchmesserverhältnis (L/D) – Verhältnis von $L/D = 22$ sowie einer Zonenaufteilung Einzugszone $11D$, Kompressionszone $6D$ und Meteringzone $5D$ herangezogen. Die Rückstromsperre entsprach einer Länge von fast $2D$. Das volumetrische Kompressionsverhältnis betrug $1,84$ und das gesamte Kanalvolumen 567789 mm³. Für die Drehzahl wurden $76,4$ U/min bei einem Staudruck von 80 bar angenommen. Der spezifische Durchsatz wurde mit $0,546$ kg/h pro U/min errechnet, mit einer Dosierzeit von $10,56$ s. Die Simulation ergab ein Aufschmelzbeginn bei $L/D = 4,2$ und ein Aufschmelzende bei $L/D = 21$. Der errechnete Druck wurde mit $122,1$ bar ausgegeben. Die Eingabeparameter in PSI-REX sowie die Stoffdaten des bei der Berechnung und bei den Tests herangezogenen Polyamides sind im Anhang A zusammengefasst.

5. Simulationsergebnisse

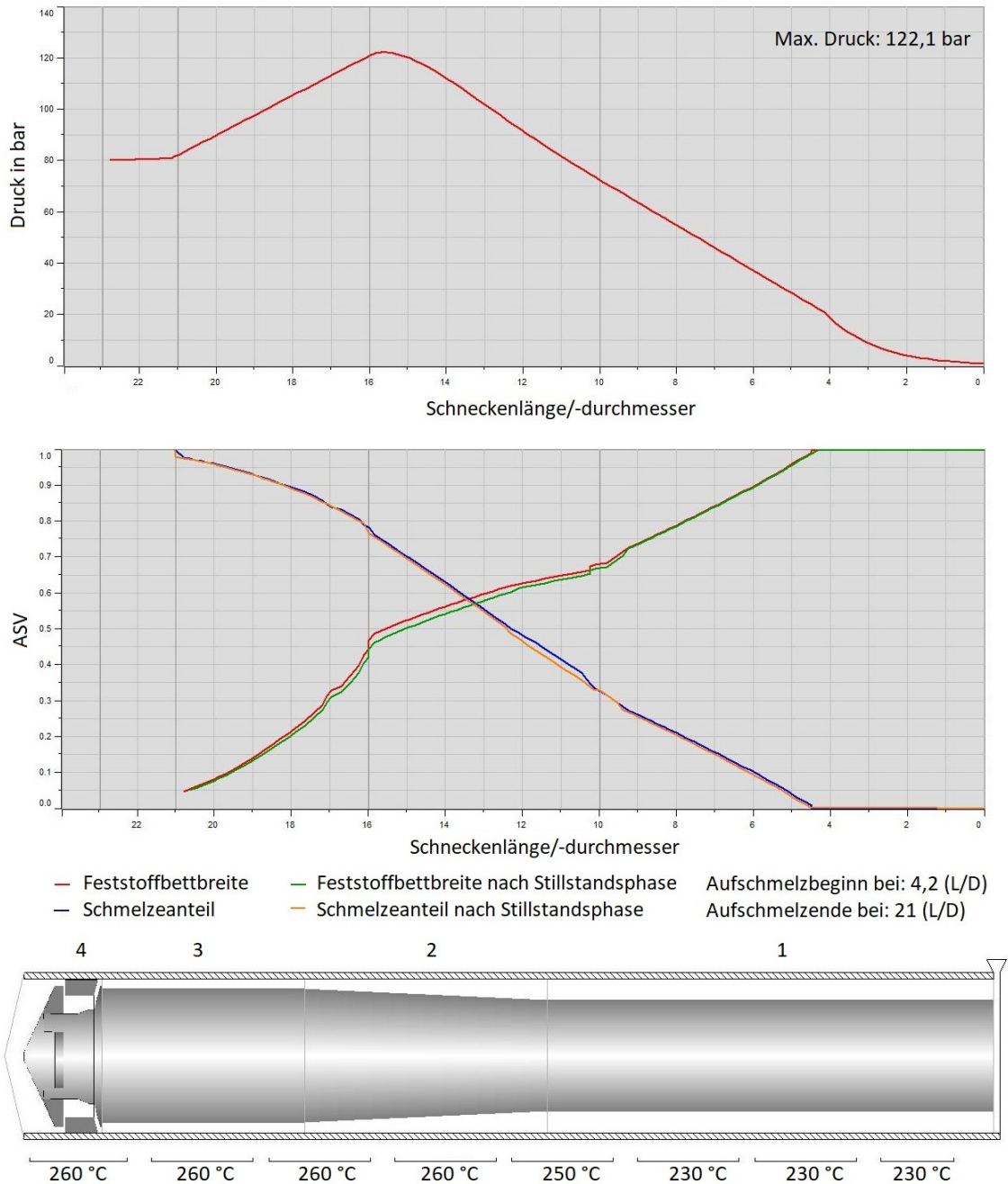


Abbildung 5.1.: REX-Auswertung einer Standard-3-Zonen Schnecke mit PA66 mit 35 % GF a) Druckverlauf und b) Aufschmelzverlauf (ASV) bzw. Schmelze- und Feststoffanteile

5.2. Simulation der Geschwindigkeits- und Temperaturverteilung in der Rückstromsperre

Für die Berechnung der Geschwindigkeits- und Temperaturverteilung in der Rückstromsperre wurde im Zuge einer Diplomarbeit [109] ein Berechnungsmodell entwickelt. Die Abbildung 5.2 zeigt den Eingabebildschirm des programmierten MatLab Tools, welches in drei Hauptabschnitte geteilt ist.

Polymerschmelze

Viskositätsmodell Ostwald-de Waele

Material A3WG10

Wärmeleitfähigkeit 0.3 W/(mK)

Dichte 1560 kg/m³

Wärmekapazität 1300 J/(kgK)

k 1622.367 Pas

n 0.58722015

E0 55072.12 J

T0 573.15 K

use a T

Randbedingungen

Geschwindigkeit

Rückzugsgeschw. 0 m/s

RPM Schnecke 100 1/min

RPM Ring 50 1/min

Druck

Eingangsdruck p0 8e+05 Pa

Ausgangsdruck p1 0 Pa

Temperatur

Temp. Zylinderwand 573.1 K

Temp. Schnecke 573.1 K

Solver-Einstellungen

Lösung Einzel Iteration

Temperaturkopplung Reibspalt Aus Ein

PopUp Ergebnisse Aus Ein

Output schreiben Aus Ein

Relaxation 0.5

Abbruchkriterium Spalt 0.01

Abbruchkriterium Ring 0.01

Solve

Reibung

Durchmesser GF 1e-05 m

Länge GF 0.0008 m

Reibbeiwert konstant berechnet

Abmessungen in m

Schneckenspitze P1

R 0.013

Z 0

KR 0.001

Ring Innenseite P2

R 0.013

Z 0.00185

KR 0.006

Ring Außenseite P3

R 0.0114

Z 0.0063

KR 0.006

Zylinderwand P4

R 0.0114

Z 0.0248

KR 0

Flügel P5

R 0.0114

Z 0.025

Sperrung

Wärmeleitfähigkeit 23 W/(mK)

Dichte 7850 kg/m³

Wärmekapazität 500 J/(kgK)

Elementanzahl Diskretisierung

Innenspalt S 10 Z 10

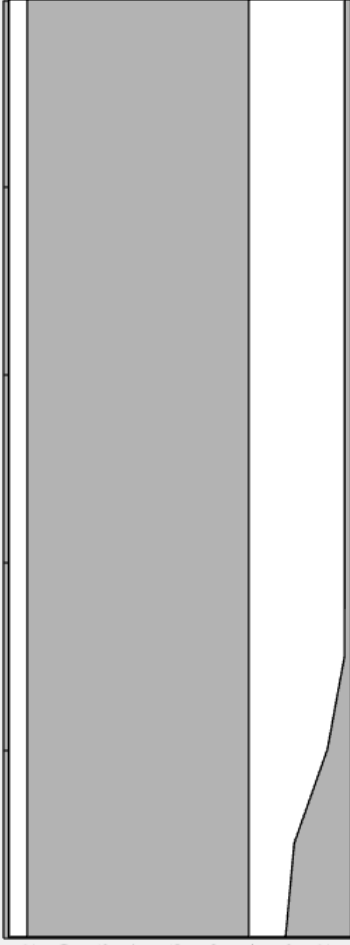
Außenspalt S 10 Z 40

Sperrung S 10 Z 40

Reibspalt PHI* 10 Z 10

Geometrie

Abmessungen in m



Aussen


Ring

Innen

Graph

R [m]

Z [m]



05-Mar-2018 14:24:53: Changed h0 to 43.4373*10^-6m

05-Mar-2018 14:24:53: gap iteration 37

05-Mar-2018 14:24:53: Changed h0 to 43.0029*10^-6m

05-Mar-2018 14:24:53: gap iteration 38

05-Mar-2018 14:24:53: Changed h0 to 42.5729*10^-6m

05-Mar-2018 14:24:53: gap iteration 39

05-Mar-2018 14:24:53: Run successfully finished after 39 iterations

05-Mar-2018 14:24:53: Calculated volume flow: 11.8063 cm^3/s

Abbildung 5.2.: Eingabebildschirm des Rückstromsperrren-Simulationsprogramms

5. Simulationsergebnisse

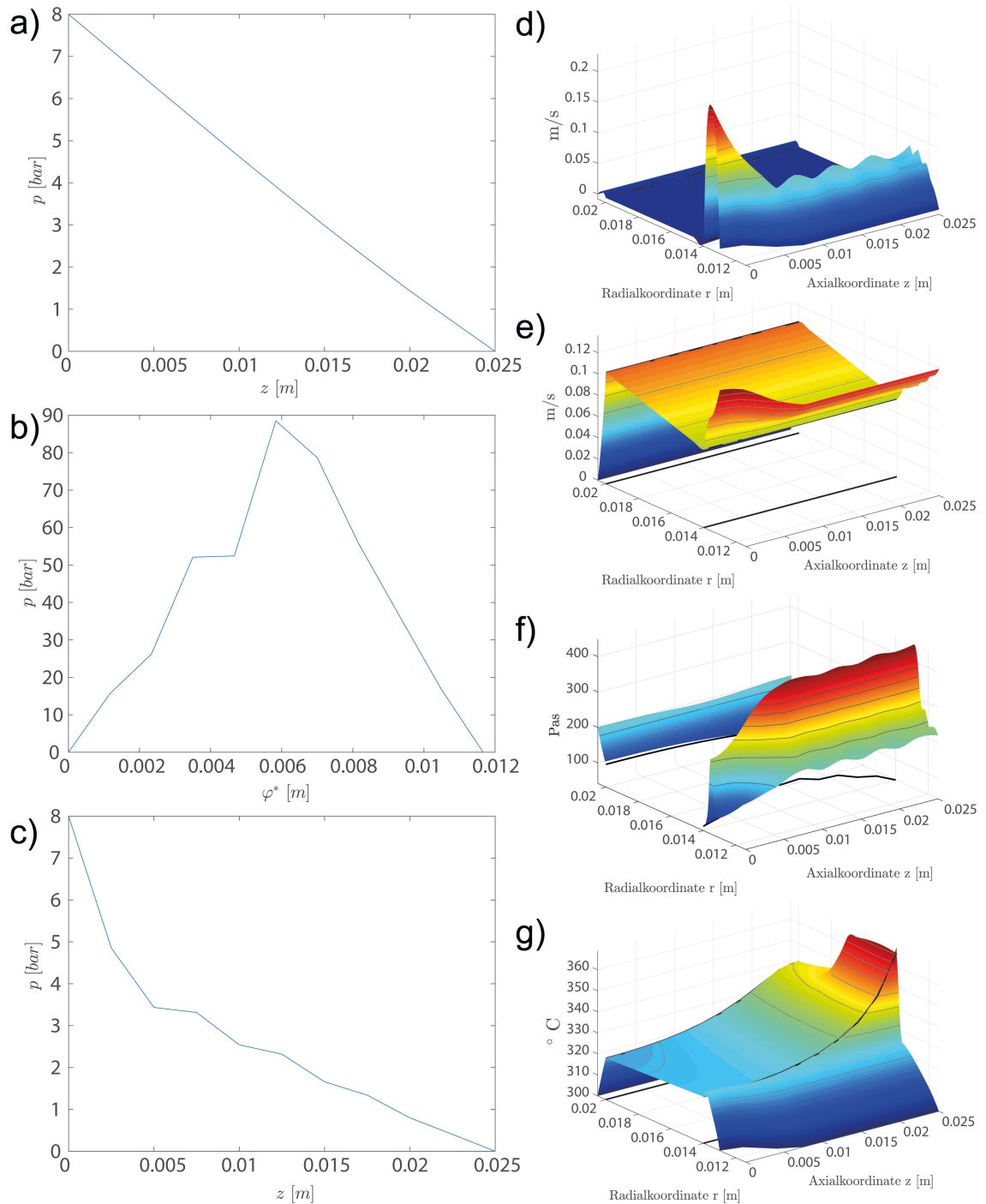


Abbildung 5.3.: Graphische Ausgabefenster des Rückstromsperren – Simulationsprogrammes mit Druckverteilung im a) Außenspalt, b) Reibspalt, c) Innenspalt und Geschwindigkeitsverteilung in d) axialer, e) azimutaler Richtung, sowie f) Viskositäts- und g) Temperaturverteilung

Im ersten Abschnitt werden die Kunststoff- und Stahlwerkstoffdaten sowie die Parameter für das Berechnungsnetz festgelegt. Der zweite Abschnitt dient zur Eingabe der Randbedingungen wie bspw. Schneckendrehzahl, Druck und Temperatur sowie Solver-Einstellungen. Im dritten Abschnitt ist es möglich über fünf Punkte die Geometrie der Rückstromsperrenspitze, des Absperringes sowie mittlere Länge und Durchmesser der Glasfasern einzugeben [109–111]. Zentral angeordnet sieht man die Ausgabe der Geometriegestaltung in Schnittdarstellung des Schmelzekanals durch die Rückstromsperre zwischen Anschlagring und Flügel der Schnecken-

spitze. Zentral im unteren Bereich ist ein Datenprotokoll-Fenster eingefügt [109–111]. Abbildung 5.3 zeigt die graphischen Ausgabefenster des Rückstromsimulationsprogrammes, indem eine Druckverteilung am Außenspalt (Abbildung 5.3a), am Reibspalt (Abbildung 5.3b) sowie am Innenspalt (Abbildung 5.3c) graphisch und numerisch ausgegeben werden kann. Analog dazu sind graphische Ausgabemöglichkeiten der axialen (Abbildung 5.3d) und azimuthalen (Abbildung 5.3e) Geschwindigkeitsverteilung möglich. Auch die Viskositäts- (Abbildung 5.3f) und die Temperaturverteilung (Abbildung 5.3g) im Schnitt der Rückstromsperrengeometrie kann in einem 3D-Diagramm, aber auch numerisch ausgegeben werden [109–111].

Das im Zuge dieser Arbeit entwickelte Programm kann die Temperatur- und Druckverteilung, sowie die Relativbewegung zwischen Absperring und Rückstromsperrenspitze, abhängig von der Kanalgeometrie sowie dem eingesetzten Kunststoff, berechnen. Für unterschiedliche Rückstromsperren-Geometrien und verschiedenen Polymere konnten folgende Neuerungen erarbeitet werden:

- Darstellung der komplexen Schmelzeströmung zwischen zwei unterschiedlich schnell bewegten Wänden. Konkret im Leckspalt zwischen der inneren schneller bewegten Wand, der Spitze, und der sich langsam bewegenden Wand, dem Sperring
- Rechnerische Verifizierung der dissipierte Energie
- Simulation und Errechnung der Test – Parameter (Anpresskräfte, Temperatur, ...) für die praxisnahe Verifizierung über Pin-on-Disk Tests

Für die von uns herangezogene Rückstromsperrengeometrie kann tendenziell eine starke Temperaturerhöhung der Schmelze (PA66 GF50 – A3WG10 – Materialdaten im Anhang B) in den ersten 5 mm des Bereiches von der Flügelfläche Richtung Schnecke beobachtet werden.

5.3. Simulationsergebnisse zur Strömung und Dissipation im Verschleißspalt

Die Abbildung 5.4 zeigt einen Temperaturplot aus der Simulationssoftware SigmaSoft, der die Temperaturverteilung in den Stahl-Plättchen über die Dicke des Plättchens darstellt. Die Auswertung zeigt eine sehr hohe Oberflächentemperatur von 425 °C für den ersten Spritzversuch (1. Schuss), trotz der nicht ideal gewählten Randbedingungen für den Wärmeübergang von 800 W/(m·K), siehe Kapitel 3.3. Typisch und in Übereinstimmung mit dem Druckprofil im Verschleißspalt ist auch die wellenartige Temperaturentwicklung, die ausgehend von der stärksten Dissipation an der Verschleißprobenoberfläche in die Verschleißprobe hineinläuft (laut symmetrischem Druckprofil in einem rechteckigen Spalt).

Als Eingabeparameter wurden die Wärmeleitfähigkeit und die Wärmeübergangskoeffizienten vom PM1 (pulvermetallurgischer Stahl) herangezogen, der gegen eine Polyamid-Schmelze getestet wird (Materialdaten der Schmelze PA66 mit GF50 – A3WG10 und pulvermetallurgischer Stahl im Anhang B). Die entspricht auch dem tribologischen System, welches bei der experimentellen Evaluierung der Verschleißuntersuchungen durch vorbeiströmende, gefüllte Kunststoffmassen, herangezogen wurde.

Auch die Temperaturverteilung in der Schmelze wurde näher betrachtet und in sehr fein aufgelöste Schichten dargestellt. Das Ergebnis ist in Abbildung 5.5 zu sehen. Die Modellierung über „finite Volumen“ führt dazu, dass die Berechnungsergebnisse des Volumenlements nur in der Raummitte vorliegen. Die Temperatur direkt an der Grenzfläche zwischen Stahl und Kunststoff ist nur durch Extrapolation zu erhalten.

Allerdings zeigt die Simulation der nichtisothermen, viskosen Schmelzeströmung eine dramatische Erhöhung der Schmelzetemperatur in der Grenzschicht.

5. Simulationsergebnisse

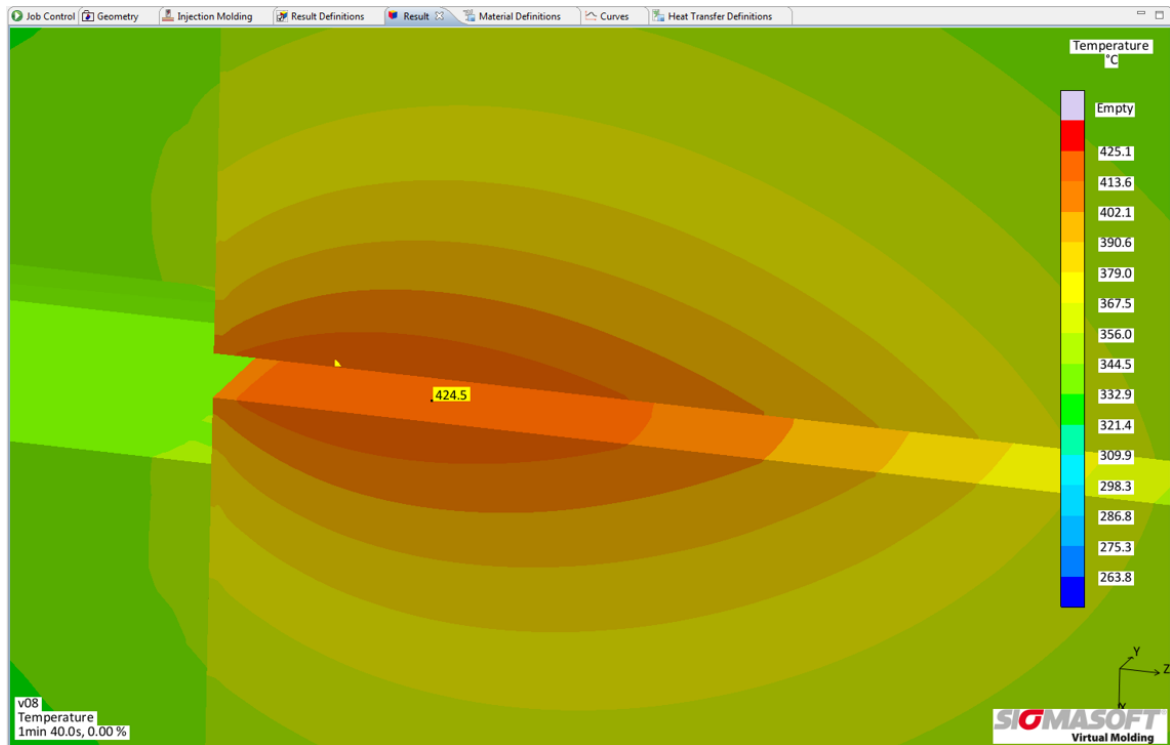


Abbildung 5.4.: Temperaturprofil in den Probepföchten bei einem Einspritzvolumenstrom von $220 \text{ cm}^3/\text{s}$ und Verspritzung von PA66 mit 50 % GF (Ultradamid A3WG10)

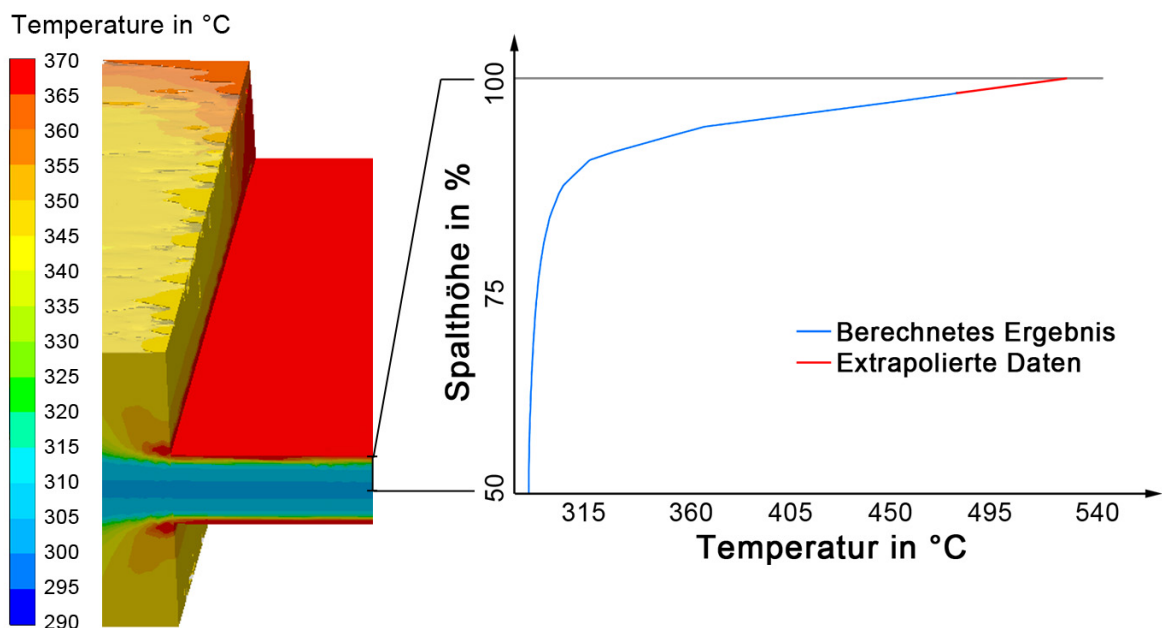


Abbildung 5.5.: Temperaturprofil in der Kunststoffschmelze im Verschleißspalt bei einem Einspritzvolumenstrom von $220 \text{ cm}^3/\text{s}$ und 290 °C Ausgangsschmelzetemperatur für PA66 mit 50 % GF

Aufgrund der Simulationsmethodik (Finite-Volumen-Methode), die zwar den Vorteil hat das gesamte Werkzeug abbilden zu können, aber in der Auflösung über die Verschleißspalthöhe keine Netzverfeinerung zum Rand hin zulässt, wird bei der gewählten sehr feinen Messgiti-

terauflösung wegen der Finite-Volumen-Methode die Temperatur nicht direkt an der Oberfläche, sondern $9 \mu\text{m}$ davon entfernt, errechnet. Deshalb wurde die Temperaturerhöhung, die durch die massive Scherung der Kunststoffmasse hervorgerufen wird, zur Wand hin linear extrapoliert. Das Ergebnis lag bei einer Temperatur von $530 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$, welche deutlich über der Anlasstemperatur des Kunststoffformenstahls liegt, der bei ca. $520 \text{ }^\circ\text{C}$ angelassen wurde.

Aufgrund der in der Simulation nicht extra berücksichtigten Druckabhängigkeit von Viskosität und Wärmeleitfähigkeit, des zu niedrigen Wärmeleitungskoeffizienten und der vernachlässigten viskoelastischen Eigenschaften der Schmelze, liegt die berechnete Schmelzetemperatur immer noch deutlich unter der real im Versuch auftretenden Temperatur. Außerdem war die hintereinander folgende Schussanzahl in den durchgeführten Recheniterationen mit drei Schuss (von insgesamt ca. 210 Schuss) sehr begrenzt. Es zeigt sich [135], dass von Schuss zu Schuss die Temperatur an der Verschleißprobenoberfläche ansteigt. Erst ab ca. 50 bzw. 100 aufeinanderfolgenden Schüssen dürfte ein annähernd stationäres Temperaturfeld im Verschleißprobenkörper erreicht werden. Für eine genauere Temperaturkalkulation sollte diesem Phänomen mehr Beachtung geschenkt werden.

6. Experimentelle Ergebnisse

6.1. Verschleiß beim Anschmelzen des Kunststoffes

6.1.1. Quantitative Verschleißrate und -ergebnisse

Abbildung 6.1 zeigt die Verschleißrate von blankem pulvermetallurgischem Werkzeugstahl und Cr/CrN-beschichteten Proben bei zwei verschiedenen Kontaktdrücken und Temperaturkonfigurationen, die auf die Kraft und den Gleitabstand normiert sind. Der unbeschichtete PM-Stahl (PM1), getestet bei 200 °C und einem Kontaktdruck von 14 MPa, zeigt die höchsten Verschleißraten bei allen Tests [112, 136].

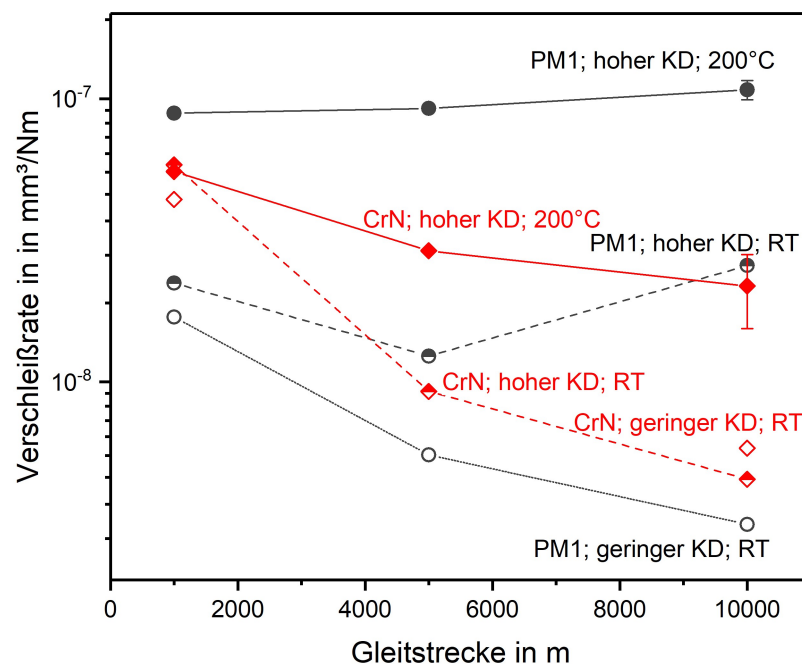


Abbildung 6.1.: Verschleißrate über gefahrene Distanz bei verschiedenen Kontaktdrücken (KD) bei Raumtemperatur (RT) und bei 200 °C Umgebungstemperatur für blanke und beschichtete Stahlproben

Bei gleicher Flächenpressung von 14 MPa, 1000 m Testdistanz und dem PM-Stahl als Gegenkörper bei einer Versuchs-Umgebungstemperatur von 200 °C ist die Verschleißrate geringfügig niedriger als bei dem Test mit den CrN-beschichteten Scheiben bei Raumtemperatur. Diese Tatsache kehrt sich ab den Tests mit einer Distanz von 5000 m um, und die Cr/CrN-Proben zeigen auch bei der Distanz von 10000 m die niedrigsten Verschleißraten für Proben bei hohem Kontaktdruck von 14 MPa. Nur die blanken PM-Stahl Scheiben bei Raumtemperatur und niedrigem Anpressdruck (2 MPa) liegen unter dieser Verschleißrate, auch über alle Tests hinweg. Die Verschleißraten der PM-Stahlscheiben bei 200 °C und hoher Flächenpressung (14 MPa) nehmen mit zunehmender Gleitstrecke leicht zu. Die Cr/CrN-beschichteten Scheiben zeigen bei Raumtemperatur und bei 200 °C sowie bei längeren Testdistanzen abnehmende Verschleißraten. Somit nimmt die Verschleißrate der Scheiben signifikant mit abnehmender Temperatur ab und steigt mit zunehmender Teststrecke und zunehmender Temperatur an.

Bis zu einer gewissen Testdauer hat eine Erhöhung der Flächenpressung keinen signifikanten Einfluss auf die Verschleißraten. Es ist zusätzlich eine Temperaturerhöhung notwendig, um die Verschleißraten signifikant zu steigern [112, 136]. Im Allgemeinen sind die Verschleißraten bei diesem Aufbau sehr gering (in der Größenordnung von 10^{-6} - 10^{-9} $\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), wie auch in Pogačnik et al. [66, 67] gefunden, der mit Stiften aus PA6 Ultramid B3S (ungefüllt) unter anderem das Gleitverhalten gegen Edelstahl X105CrMo17 untersucht.

Beschichtete Proben unter vergleichbaren Bedingungen (Temperatur und Kontaktdruck) zeigen allgemein geringere Verschleißraten als unbeschichtete, blanke PM-Stahl-Scheiben. Diese Verschiebung zu geringeren Verschleißraten für Cr/CrN-beschichtete Scheiben im Vergleich zu den blanken Proben steigt mit höherer Testdistanz und in beiden Temperatursituationen, insbesondere bei hohen Kontaktdrücken [112].

Aufgrund dieser Tatsachen kann eine Schmierwirkung angenommen werden, die der Cr/CrN-beschichteten Oberfläche hilft und vor Verschleiß schützt. Die durch Beschichtung geringer adhäsive Oberflächenstruktur der obersten Oxid-Schicht des Cr/CrN-Multilayers hilft, die mit dem Schmelzen beginnende Stift-Oberfläche des gefüllten Polymers über die Scheiben-Oberfläche gleiten zu lassen. Gegenüber der blanken Stahloberfläche wo ein Adhäsionsverschleiß festgestellt werden kann, können höhere Kontaktrauigkeit den Slip-Stick-Effekt begünstigt [112]. Aufgrund dieser Kontaktsituation ist die Oberflächenwechselwirkung des blanken PM-Stahls viel intensiver, was die adhäsive und abrasive Verschleißrate antreibt. Der höhere Anpressdruck und vor allem die höhere Temperatur sorgen dafür, dass im Kontaktbereich durch Anschmelzen des PA66 GF50 schneller neues Füllmaterial (Glasfasern) frei wird, das zum stärkeren Mikroschneiden und -pflügen auf der Probenoberfläche beiträgt [112, 136].

6.1.2. Topographische Untersuchungen

Abbildung 6.2 zeigt typische topographische Profile des pulvermetallurgischen Stahls und der beschichteten Oberfläche, jeweils nach verschiedenen Testbedingungen. Abbildung 6.2a zeigt die Topographie für den blanken PM-Stahl und in Abbildung 6.2b sind die Rautiefenprofile für die Cr/CrN-Multilagen-PVD-Beschichtung dargestellt [112].

Der blanke PM-Stahl (siehe Abbildung 6.2a) zeigt bei beiden Kontaktdruckniveaus, niedriger $KD = 2,04$ MPa und hoher $KD = 14,11$ MPa, bei Raumtemperatur keine abrasive Verschleißspur. Um das Auftreten von abrasivem Verschleiß zu ermöglichen, ist es notwendig, den Kontaktdruck (hohe KD) und die Temperatur (200 °C) zu erhöhen [112]. Im Fall von beschichteten Proben, wie in Abbildung 6.2b dargestellt, ist die Verschleißspur nicht so klar ersichtlich. Das topographische Oberflächenprofil der beschichteten Probe zeigt die Adhäsion von geschmolzenem Kunststoff an, was zu Peaks über $0,5$ - 1 μm der nominalen Oberfläche führt [112].

Bei der blanken Stahloberfläche wurde Verschleiß nachgewiesen, jedoch nur bei hohen Kontaktdrücken (hoher KD) und 200 °C. Der Grund kann der Unterschied in der Oberflächenhärte (Härte ca. 18 GPa) einerseits, aber auch die Wärmeleitfähigkeit auf der Oberfläche der Probe andererseits sein. Niedrige Wärmeleitfähigkeit, wie sie die Cr/CrN-Multilagenschicht aufweist, führt zu einem früheren Temperaturanstieg auf der Polymeroberfläche bis zur kritischen Temperatur für das Anschmelzen und kann eine Triboschicht erzeugen, die die Oberfläche schützt. Mit zunehmender Temperatur in den Kontaktbereichen wachsen die Glasfasern aus dem geschmolzenen Bereich heraus [112].

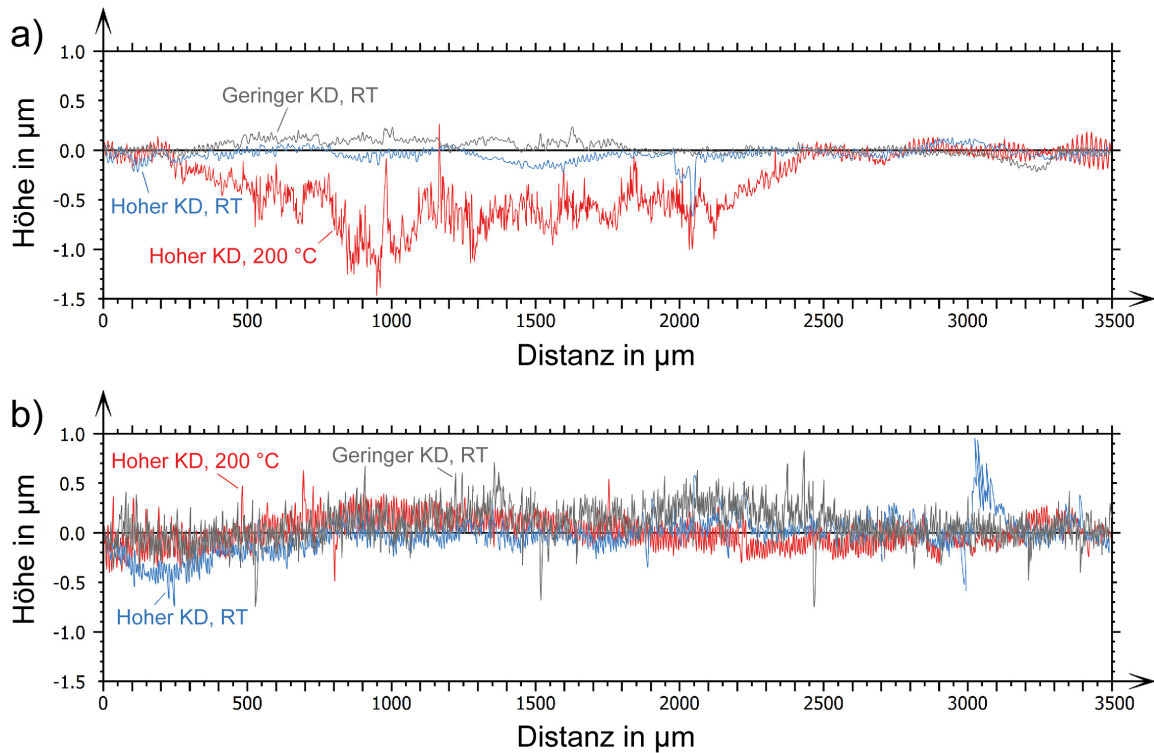


Abbildung 6.2.: Topographie a) des PM-Stahles und b) der beschichteten Oberfläche, beide bei verschiedenen Kontaktdrücken (KD) und at Temperaturen (RT und 200 °C)

6.1.3. Qualitative Untersuchungen an der Verschleißoberfläche

Rasterelektronenmikroskopische (REM) Untersuchungen an Verschleißspuren des blanken polierten Stahls und der beschichteten Proben sind in Abbildung 6.3 dargestellt. Abbildung 6.3a, c und e zeigen EDX-Bilder des pulvermetallurgischen Stahls bzw. des EDX-Linienscans nach 10000 m Gleitdistanz bei geringem Kontaktdruck und bei 200 °C. Die Abbildung 6.3b, d und f zeigen die beschichtete Stahloberfläche in den gleichen Modi und Größen. Die beschichtete Oberfläche wurden im REM inkl. eines EDX-Linescans auch nach 10000 m Gleitdistanz, bei hohem Kontaktdruck und bei 200 °C, untersucht. Der pulvermetallurgische Stahl zeigt klare Verschleißspuren, die in Form der dunkleren Linien mit einer Breite von etwa 10 µm sichtbar sind, wie in Abbildung 6.3a zu sehen ist, verglichen mit der beschichteten Oberfläche in Abbildung 6.3b.

Diese Verschleißspuren, dargestellt in höherer Vergrößerung für unbeschichtete und beschichtete Oberflächen, sind in Abbildung 6.3c und d dargestellt und zeigen jeweils eine andere Form und Struktur [112]. Wie ebenfalls von Meng et al. [31], aber im Fall von Kohlenstoff-Nanoröhrchen verstärktem Polyamid 6 (PA6) -Harz (ZIG Sheng Industrial Co., Ltd.; Zisamide[®] TP4208) gegenüber rostfreiem Stahl dargestellt, sind die XRD-Bilder in der vorliegenden Arbeit vergleichbar. Die verschlissenen Oberflächen des PM-Stahls ähneln den trockenen Gleittests in [31] und die Bilder der Verschleißspuren der beschichteten Proben können mit den unter Wasser geschmierten Proben von [31] verglichen werden. Da Wasser als eine Art von polarem Schmiermittel für PA6 beschrieben wird, kann dieser Effekt die Gleiteigenschaften beeinflussen, indem der direkte Kontakt mit den harten Füllstoffen im gefüllten Polymerstift reduziert wird. Die Verschleißspuren auf der PM-Stahl-Oberfläche sind deutlich klarer, scharf und in der Größenordnung des Glasfaser-Durchmessers von 10 µm, die mittels Computertomographie (CT) gemessen wurden. Im Vergleich dazu zeigen die Beschichtungen viel mehr runde und tropfenförmige Verschleißstellen [112].

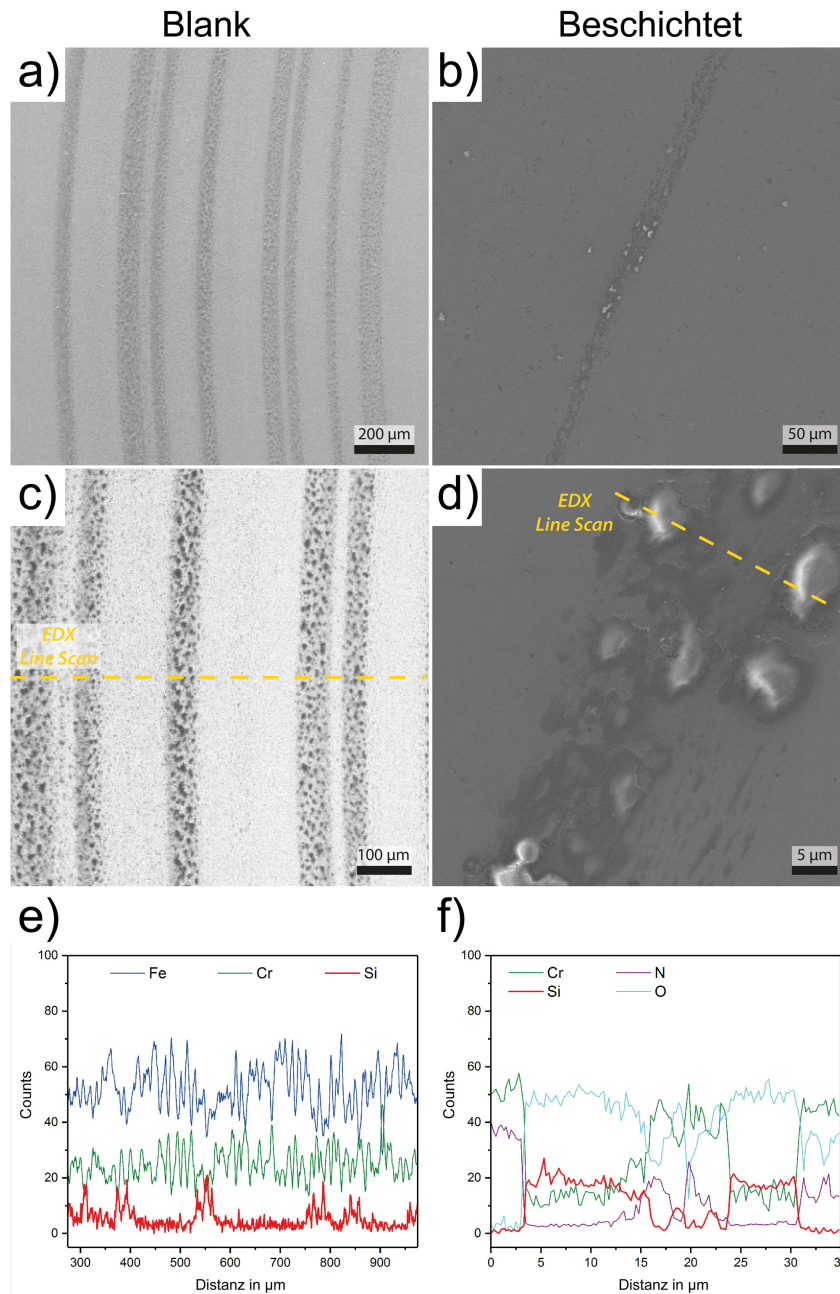


Abbildung 6.3.: Verschleißoberfläche a+c) des blanken PM-stahls und b+d) der beschichteten Oberflächen in verschiedenen Vergrößerungen sowie EDX-Linescans der Verschleißspuren e) des blanken PM-stahls und f) der beschichteten Proben

Auch die Position der Si-Peaks im EDX-Linescan (Abbildung 6.3e) passen direkt zu den Positionen der Verschleißspuren (Abbildung 6.3c). Die Abbildung 6.3f zeigt die EDX-Linescan der beschichteten Proben, wobei die Positionen mit der Zusammensetzung mit niedrigem Cr-Gehalt und hohem Si-Gehalt sehr gut zur Position der tropfenförmigen Verschleißstellen passt, siehe Abbildung 6.3d [112]. In beiden Proben können die abrasiven Verschleißspuren auf wenige, kleine Bereiche reduziert werden. Die gesamte Anpresskraft wird über einige Glasfasern, das heißt kleine Flächen übertragen, was zu hohen Kontaktdrücken auf der Scheibenoberfläche führt. Diese Spitzen im Kontaktdruck führen zu Mikroschneiden und -pflügen auf der Probenoberfläche [112, 136]. Wie von Zum Gahr [27] geschrieben, ist das Verhältnis von Mikroschneiden zu Mikropflügen eine Funktion des Verhältnisses von Angriffswinkel zu kritischem Angriffswinkel und hängt vom Härtegrad zwischen dem Schleifkörper und dem

Grundwerkstoff ab.

Auf der PM-Stahloberfläche zeigen lokale scharfe Linien den Eingriff der Glasfaserenden. Die tropfenförmigen Verschleißstellen der beschichteten Oberfläche sehen wie abgenutzte Verschleißbereiche mit gefüllten Triboprodukten innerhalb der abgetragenen Oberflächenpunkte aus. Es war nicht möglich, Mikro- oder Mikropflügen als klaren eigenständigen Verschleißmechanismus zu separieren. Untersuchungen zeigen jedoch, dass beide Mechanismen in Abhängigkeit von Kontaktsituation und Härte auftreten, wie auch in [27] beschrieben. Bei höherer Vergrößerung zeigt der PM-Stahl ausgewaschene Karbide, wie in Abbildung 6.4a zu sehen, welche örtlich Hindernisse für die verschleißtreibenden Glasfasern sind. In Abbildung 6.4b sieht man die stängelige Struktur der Glasfasern aus der Stift-Oberfläche herausstehen, ermittelt nach einem Versuch bei hohem KD und 200 °C [112, 136].

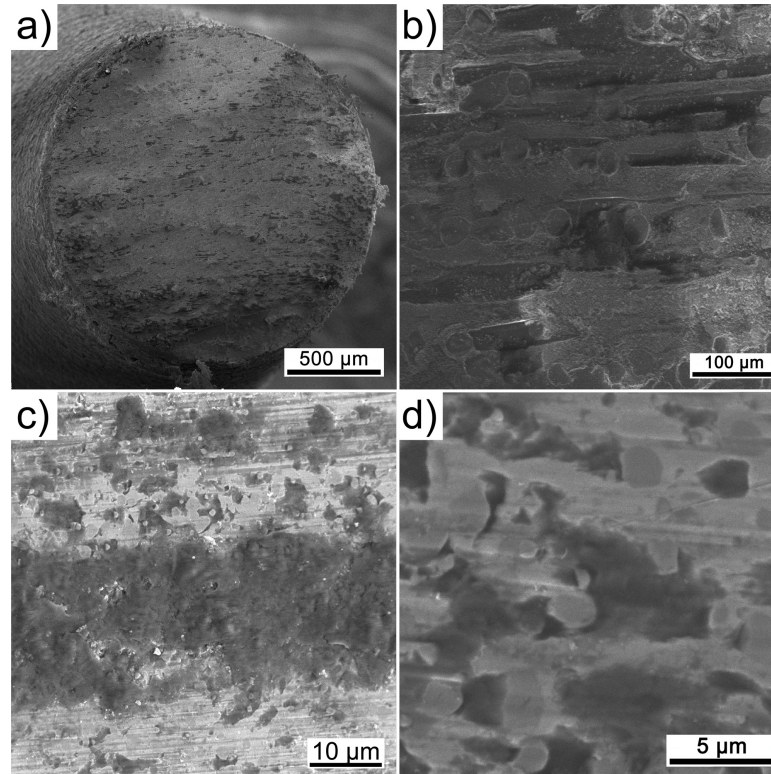


Abbildung 6.4.: REM-Aufnahme der verschlissenen Oberfläche von a+b) Kunststoffstift und c+d) PM-Stahl Scheibe nach einem Test bei hohem KD und 200 °C

Zur Nachstellung des „Igeeffekts“ sind hohe Kontaktdrücke in Verbindung mit hohen Temperaturen notwendig. Diese Kombination lässt die Fasern aus der an der Oberfläche abschmelzenden Polymermatrix „herauswachsen“ und belastet die Oberfläche des Werkzeugmaterials, wie in Abbildung 6.4c und Abbildung 6.4d gezeigt. Für eine höhere Verschleißrate sollten die Kontaktdrücke noch höher sein, was jedoch beim verwendeten Tribometer nicht möglich war. Höhere Belastungen würden den Kontaktdruck und die Reibungswärme erhöhen, was zu einem schneller schmelzenden Polymer, mehr freien Faserenden und einer höheren, punktuellen Belastung der Werkzeugmaterialien und Beschichtungen führen würde [112, 136]. In der Kunststoffverarbeitenden Industrie sind CrN-Beschichtungen üblich, insbesondere, wenn optische Teile hergestellt werden [2]. Bei hohem abrasivem Verschleißpotential haben sich PVD-Beschichtungen in der Industrie bis dato nicht durchsetzen können [19, 137], obwohl unsere und früher durchgeführte Untersuchungen [102, 105, 137] eine deutliche Verbesserung der Verschleißfestigkeit zeigen. Der Grund liegt wahrscheinlich in der fehlenden Verschleißreserve in der Langzeitanwendung durch die sehr geringe Schichtdicke von 3-5 µm. Es war möglich, den Verschleißmechanismus auswachsender Glasfasern durch abschmelzende Polyme-

roberflächen auf Oberflächen von Werkzeugmaterialien zu reproduzieren, wodurch verschlissene Oberflächen durch die Einwirkung von Glasfasern erzeugt wurden. Hauptsächlich treiben Temperatur und Kontaktdruck den Effekt. Die Oberflächenstruktur der Cr/CrN-Multilagen-Beschichtung bildet eine Art Tribo-Schicht, die die Beschichtung schützt indem eine selbstschmierende Oberfläche gebildet wird. Diese Effekte führen zu geringeren Verschleißraten im Vergleich zum PM-Stahl [112].

6.2. Verschleiß durch die Kunststoffschmelze

6.2.1. Verlauf des maximalen Einspritzdrucks und Einspritzvolumenstroms

Um die für die Versuche gewählten Prozessparameter zu validieren, wurde die an der Maschine eingestellten und im Prozess ermittelten Einspritzvolumenströme, gemeinsam mit dem im Spritzverlauf auftretenden Maximaldruck ermittelt. Bei den Versuchen kam ein Probenpaar aus Hartmetall (HM3) zum Einsatz, welches auf einer eingestellten (vom Kunststoffhersteller empfohlenen) Werkzeugtemperatur von 290 °C gehalten wurde. Das Hartmetall HM3 wurde deshalb gewählt, da Vorversuche den geringsten Verschleißabtrag voraussagten. So war es möglich, die Spalthöhe während der Aufnahme der gesamten Kurve möglichst konstant zu halten [21, 119, 120]. Wie in Abbildung 6.5 zu sehen, zeigen die Aufzeichnungen des Testlaufs einen signifikant niedrigeren tatsächlichen Einspritzvolumenstrom ab einem eingestellten Volumenstrom von ca. 110 cm³/s. Auch der maximale Einspritzdruck zeigt an dieser Stelle einen auffälligen Peak. Zuzufolge von Angaben des Maschinenherstellers steht hinter diesen Begrenzungen ein Sicherheitsaspekt (Begrenzung des Einspritzdrucks mit 2300 bar) bezüglich Beschädigungen an Bauteilen der Plastifiziereinheit [21, 119, 120].

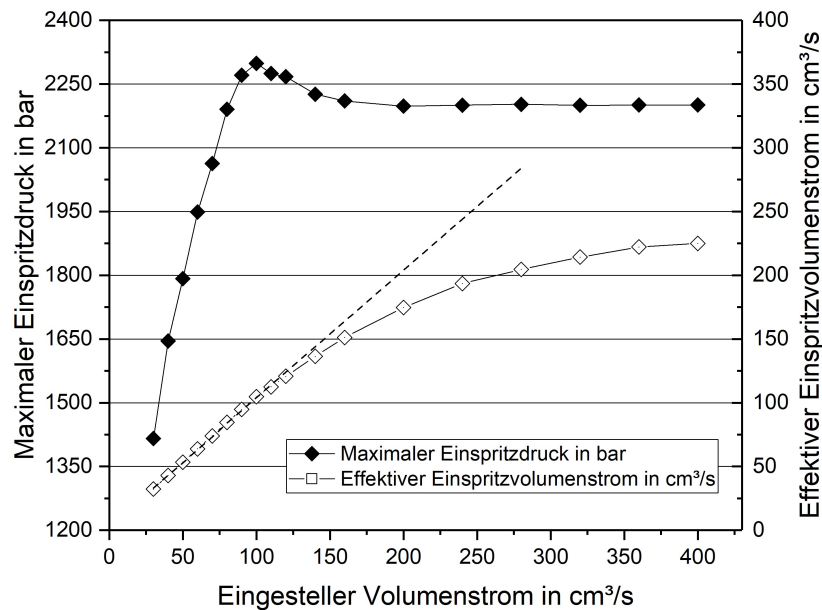


Abbildung 6.5.: Eingestellter Volumenstrom gegenüber effektivem Volumenstrom und maximalem Einspritzdruck

Tabelle 6.1 zeigt für vier Einspritzvolumenströme die Werte im Verschleißspalt für die mittlere Strömungsgeschwindigkeit \bar{v} , die scheinbare Scherrate $\dot{\gamma}_{app}$, die Scherviskosität η und die Reynolds-Zahl Re . Obwohl die mittleren Geschwindigkeiten sehr hoch sind, liegt Re noch im gut abgesicherten Bereich einer laminaren Strömung [21].

Trotz hoher Motorleistung des Elektromotors für das Einspritzen können Volumenströme von 225 cm³/s bis 400 cm³/s durch den engen Prüfspalt nicht realisiert werden. Der Grund

dafür sind die viskoelastischen Eigenschaften der Schmelze und die damit verbundene Kompression der geschmolzenen Schmelzsäule [21].

Tabelle 6.1.: Berechnete charakteristische Werte für den Schmelzfluss im Verschleißspalt

Eigenschaft bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom \dot{V} in cm^3/s von	60	100	160	220
Durchschnittliche Strömungsgeschw. \bar{v} (m/s)	1,2	2,0	3,2	4,4
Scheinbare Scherrate $\dot{\gamma}_{\text{app}}$ (s^{-1})	144000	240000	384000	528000
Schmelzeviskosität bei 290 °C $\eta(\dot{\gamma}_{\text{app}}, T)$ (Pa·s)	10,52	7,58	5,60	4,56
Reynoldszahl Re (-)	147	339	733	1237

6.2.2. Einfluss der Glasfaserlängenverteilung

Die Glasfaserlängenverteilung, als Maß für die entstehenden freien Enden und damit ein maßgeblicher Punkt in der Bewertung der Verschleißmechanismen, wurde in den einzelnen Stadien vor Eintritt in den Verschleißspalt (Granulat, nach dem Aufdosieren) und nach dem Verspritzen mit $58 \text{ cm}^3/\text{s}$ und $210 \text{ cm}^3/\text{s}$ aufgenommen.

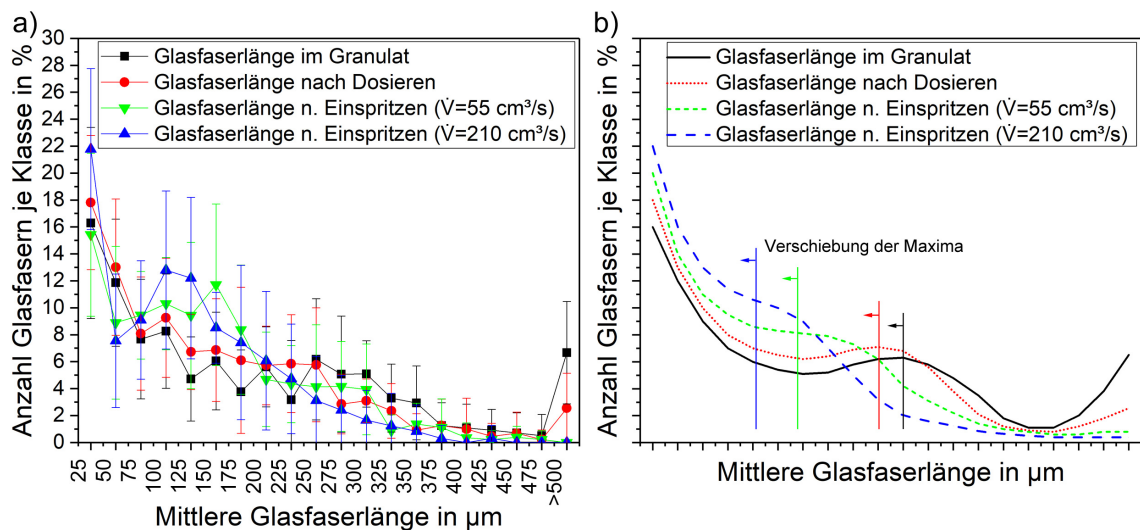


Abbildung 6.6.: Glasfaserlängenverteilung in Klassen, ausgewertet im Granulat und nach dem Aufdosieren sowie nach dem Verspritzen mit einem Einspritzvolumenstrom von $55 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$ und $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$ als a) Originaldaten und b) gleitender Durchschnitt

Fasern, die mit weniger als $25 \mu\text{m}$ gemessen wurden, wurden ausgeschlossen und sind auch nicht im Histogramm dargestellt. Diese Klasse war in jeder Konfiguration so dominant, dass sie keinen Unterschied zwischen den unterschiedlich beanspruchten Proben zeigt. Sie können als „Glasstaub-Fraktion“ bezeichnet werden mit enorm vielen scharfkantigen abrasiven Mikropartikel. Zur Veranschaulichung der Ergebnisse wurden Histogramme erstellt, die die prozentuale Verteilung aller Fasern in ihrer Länge zeigen. Ihre Klassen reichen von „ $25 \mu\text{m}$ “ bis „ $>500 \mu\text{m}$ “ mit einer Klassenbreite von $25 \mu\text{m}$. Zur übersichtlichen Darstellung wurden diese Daten gemittelt in einem Diagramm in Abbildung 6.6 zusammengefasst. Abbildung 6.6a zeigt die Originaldaten inkl. der Standardabweichungen, während die Trendkurven als gleitender Durchschnitt die Peakverschiebung, dargestellt in Abbildung 6.6b, zeigt [21, 138].

Daraus kann abgeleitet werden, dass die Verschiebung der am häufigsten vorhandenen Länge zu kürzeren Dimensionen mit zunehmender mechanischer Beanspruchung des gefüllten Polymers während des Spritzprozesses erfolgt. Außerdem kann beobachtet werden, dass hergestellte Proben mit höherer Einspritzgeschwindigkeit keine Fasern länger als $500\ \mu\text{m}$ aufweisen, was die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen etwas schwächen wird. Dies führt zu der Schlussfolgerung, dass die maximale Länge der Glasfasern nach der Verarbeitung infolge der vielfachen Wandkontakte und der intensiven Scherung sehr stark verkleinert wird. Bei einer herstellerseitigen Einarbeitung von $1000\ \mu\text{m}$ langen Fasern ist nur mehr eine sehr kleine Volumenfraktion länger als $500\ \mu\text{m}$ [21, 138].

Folgende wichtige Erkenntnisse können zusammengefasst werden:

- Die Peaks der mittleren Länge verschieben sich mit zunehmender mechanischer Belastung durch Dosierung und Einspritzgeschwindigkeit zu kürzeren Längen (im Vergleich zu grünen und blauen Dreiecken).
- Starke Abhängigkeit der Faserdegradation von der Einspritzgeschwindigkeit. Keine Fasern länger als $500\ \mu\text{m}$ (Originallänge vor Einarbeitung laut Rohstofflieferant: $1000\ \mu\text{m}$). Dieser Faserabbau schwächt die mechanischen Eigenschaften im Bauteil und verstärkt die verschleißende Wirkung drastisch. Deutliche Abnahme der Faserlänge in Richtung vom Granulat zum Formteil.
- Fasern der Klasse $<25\ \mu\text{m}$ (Glasfaserstaub, Verhältnis $<2,5$) wurden von der Bewertung ausgeschlossen und werden im Diagramm (Abbildung 6.6) nicht gezeigt. Dennoch steigt ihre Konzentration bei extrem hohen Einspritzgeschwindigkeiten stark an, was den Verschleißmechanismus zu Erosion verändern kann, siehe auch Abbildungen 6.12 und 6.13.

Ein Problem bei der Analyse der Bilder war die Transparenz der Glasfasern, die sie für die Auswertesoftware nicht eindeutig bestimmbar machte. Durch Ausfüllen der transparenten Bereiche mittels Bildverarbeitung konnte das Problem unter Kontrolle gebracht werden. Eine weitere Schwierigkeit stellten sehr kleine Faserstücke dar, die aufgrund ihres geringen Verhältnisses von Durchmesser / Länge nicht als solche erkannt wurden. Das war auch der Grund, sie für die Bewertung und Diskussion nicht zu berücksichtigen [21, 138].

6.2.3. Verschleißraten von MMC's bei maximalem Einspritzvolumenstrom

Die Abbildung 6.7 zeigt den ermittelten Volumenverschleiß der Proben, bei maximalem Einspritzvolumenstrom (Maschineneinstellung $400\ \text{cm}^3/\text{s}$, was einem effektiver Volumenstrom von $210\pm 15\ \text{cm}^3/\text{s}$ entspricht). Die Ergebnisse sind für den pulvermetallurgischen Stahl und die beiden Hartmetalle nach 10, 30 und 50 kg verspritzter Kunststoffmasse (A3WG10) dargestellt. Mit zunehmender Spritzmasse ist ein deutlich zunehmender Verschleiß zu erkennen. Der PM-Stahl zeigt einen sehr steilen Anstieg der Verschleißrate mit zusätzlich starker Schwankungsbreite der Messergebnisse. Hartmetall HM1 zeigt einen steileren Anstieg als das sehr linear ansteigende Hartmetall HM3. Die Schwankungsbreite der beiden Hartmetallen HM1 und HM3 ist wesentlich geringer und bleibt auch mit steigender verspritzter Masse relativ konstant [21, 119, 120].

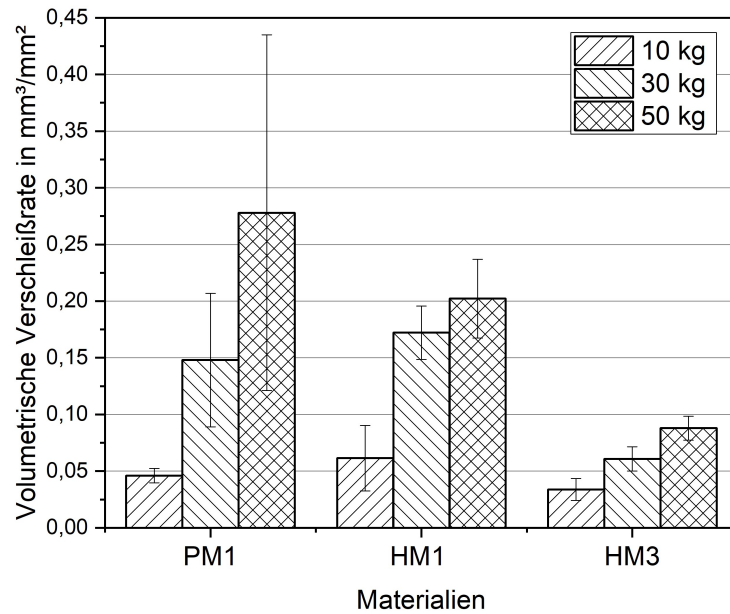


Abbildung 6.7.: Verschleißrate vom PM-Stahl PM1 und den Hartmetallen HM1 und HM3 bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$ und 10, 30 bzw. 50 kg verspritztem PA66 mit 50 % GF

6.2.4. Verschleißraten von MMC's in Abhängigkeit des Einspritzvolumenstroms

Zusätzlich zu den Versuchen bei maximalem Einspritzvolumenstrom wurde für den pulvermetallurgischen Stahl der effektive Volumenstrom mit Hilfe der Kurve aus Abbildung 6.8 in verschiedenen Stufen, alle mit 50 kg verspritzter Schmelze, variiert ($55 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$; $95 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$; $155 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$; $200 \pm 10 \text{ cm}^3/\text{s}$; $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$). Die steigende Streuung des effektiven Einspritzvolumenstroms ergibt sich aus der Regelfähigkeit der Maschine. Je stärker der Einspritzvolumenstrom und der Einspritzdruck ansteigen, desto größer ist der Einfluss der Regeldynamik der Maschine und die Streuung um den Mittelwert steigt [21, 119, 120].

Das Diagramm (Abbildung 6.8) zeigt einen deutlichen Anstieg der Verschleißrate ab einem effektiven Einspritzvolumenstrom von $100 \text{ cm}^3/\text{s}$. Dies korreliert auch mit den Einspritzvolumenströmen, bei denen die Abtragsraten exponentiell steigen [21].

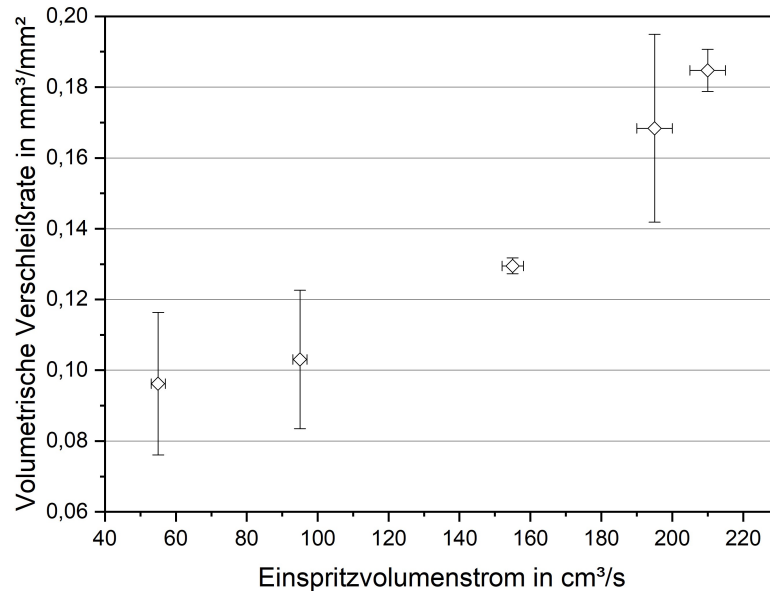


Abbildung 6.8.: Verschleißrate vom PM-Stahl PM1 bei unterschiedlichen effektiven Einspritzvolumenströmen von 55 cm³/s bis 210 cm³/s und 50 kg verspritztem PA66 mit 50 % GF

6.2.5. Härteprofil abhängig von Material und Einspritzvolumenstrom

Um zu ermitteln, ob die hohen Einspritzvolumenströme und Prozesstemperaturen die Materialstruktur beeinflussen, wurden Querschliffe hergestellt. Dabei soll insbesondere ein Härteprofil von der überspritzten Oberfläche in die Tiefe zeigen, ob die dissipationsbedingt hohen Temperaturen an der Oberfläche das Material dauerhaft geschädigt haben. Solche Temperaturen wurden in früheren Versuchen unter Verwendung von Fe-Ko-Thermoelementen bei etwa 395 °C bei einer anfänglichen Schmelztemperatur von 290 °C gemessen [74].

Die Ergebnisse der Härtemessung (HV0,5 - 4,9 N Belastung), die in Abbildung 6.9 dargestellt sind, wurden in Spritzrichtung im ersten Drittel der Verschleißprobenlänge und bei halber Breite der Verschleißprobe (halbe Probenbreite), beginnend bei 0,1 mm alle 0,05 mm von der überspritzten Oberfläche, senkrecht in das Innere der Probe, durchgeführt [21].

Beide Hartmetalle zeigen keine signifikante Änderung der Härte aufgrund der Belastung, gemessen in der Mitte des Verschleißspalts ($B/2 = \text{Mitte der Breite}$). Die auftretenden Messchwankungen sind mit der Karbid/Matrixstruktur und der daraus resultierenden „Mischhärte“ erklärbar und deuten nicht auf eine kontinuierliche Härteveränderung über den Probenquerschnitt hin. Dies ist beim pulvermetallurgischen Werkzeugstahl deutlich anders (in Abbildung 6.9a). Dieser zeigt einen deutlichen Härteabfall bis zu einer Tiefe von ca. 0,7 mm. Im Vergleich zur Härte vor den Versuchen und der Kernhärte nach den Versuchen (in beiden Fällen ca. 730 HV0,5) zeigt die Oberflächenhärte von <450 HV0,5 nach dem Versuch die deutliche Härteabnahme. Dies ist ein eindeutiger Hinweis darauf, dass aufgrund der hohen Einspritzvolumenströme und der viskosen Dissipation bei einer Ausgangsschmelztemperatur von 290 °C die Temperatur an der Probenoberfläche über die Anlasstemperatur des PM-Stahls (ca. 510 °C) ansteigen muss [21]. Im am höchst-belastetsten Bereich ist ein Härteverlust von ca. 40 % erkennbar. Die Ausprägung dieses Effekts verringert sich, wenn die Härte-Verlaufsmessungen in Richtung der Seitenkanten (parallel zur Spritzrichtung) der Probe verlagert werden. Diese Messungen an den Positionen von 1/5, 1/4 und 1/3 der Probenbreite sind in Abbildung 6.10b) mit (B/5), (B/4) und (B/3) dargestellt [21].

Aufgrund dieser Erkenntnisse wurde ein in das gesamte Volumen ausgedehntes Netz an Messpunkten bei ausgewählten Verschleißproben angelegt. Um einen besseren Überblick über die Positionen der Härtemessungen zu geben, ist in Abbildung 4.4 in Kapitel 4.2.4 (Ver-

6. Experimentelle Ergebnisse

suchsablauf und Evaluierungstechniken) eine Prinzipskizze dargestellt. Die Skizze zeigt das halbe Verschleißplättchen, in dem die Positionen der einzelnen Messpunkte eingetragen sind. Für eine flächendeckende Untersuchung wurde eine Messmatrix in den Querschnittsflächen der jeweiligen parallelen Position zum Probenrand (halbe Breite – $B/2$; Drittel der Breite – $B/3$, Viertel der Breite – $B/4$ und Fünftel der Breite $B/5$) durchgemessen. Auf diesen Querschnittsflächen wurden parallel zur überspritzten Fläche (in 0,25 mm; 0,5 mm; 0,75 mm; 1 mm und 1,25 mm Tiefe) jeweils 3 Messungen durchgeführt [21].

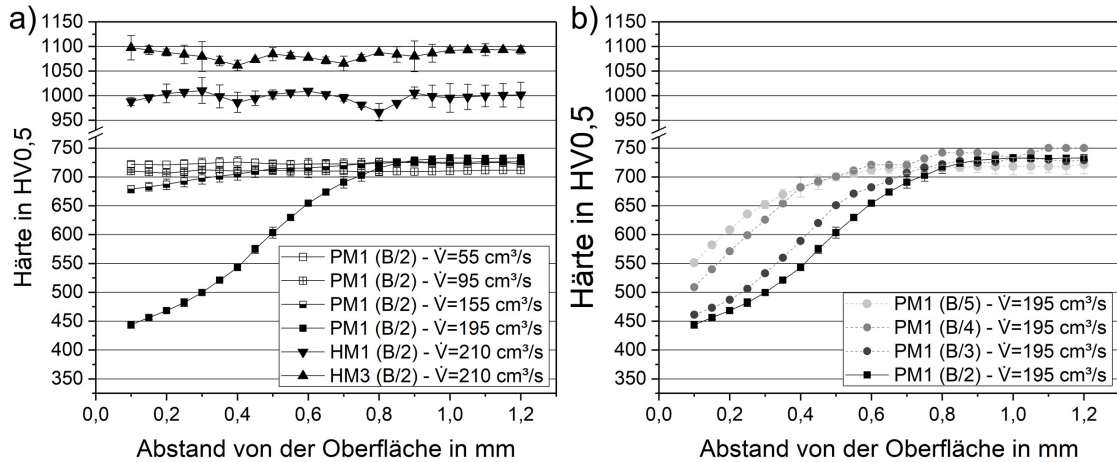


Abbildung 6.9.: Tiefenhärteprofil a) der beiden Hartmetalle und des PM-Stahls (mit verschiedenen effektiven Einspritzvolumenströmen) an der Position (B/2) - halber Probenbreite - im ersten Drittel der Probe in Spritzrichtung; b) des PM1 bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom von $195 \text{ cm}^3/\text{s}$ in $1/5$ (B/5), $1/4$ (B/4), $1/3$ (B/3) und $1/2$ (B/2) der Probenbreite, jeweils auch im ersten Drittel der Probe in Spritzrichtung

Werden die aus diesem dreidimensionalen Messgitter erhaltenen Mittelwerte der Härtemessungen auf die Ausgangshärte normiert, erhält man mittels graphischer Ausgabe der Ergebnisse einen plastischen Eindruck über die volumetrische Härteentwicklung sowie die Bereiche der auftretenden Maximaltemperaturen und -druckbelastungen. Die Abbildung 6.10 zeigt ein dreidimensionales Modell dieser Auswertung am Beispiel des pulvermetallurgischen Stahles PM1. Die Proben wurden vor dem Spritzversuch auf $730 \text{ HV}_{0,5}$ durchgehend vergütet. Die Farbskala zeigt die Resthärte, gemessen nach 50 kg verspritzter Masse und einem Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$, gemittelt über drei Verschleißproben mit einem Mittelwert aus fünf Messungen je aufgetragenem Messpunkt [21].

Die fünf aufgetragenen Ebenen zeigen die Härteverteilung in 0,25 mm; 0,5 mm; 0,75 mm; 1 mm und 1,25 mm Tiefe. Der Farbverlauf gibt Hinweis auf die Härteentwicklung in dieser Tiefe von der Farbe Violett, die die Ausgangshärte (vor dem Spritzversuch) darstellt, bis hin zu der Farbe Rot, die einen Härteabfall auf bis zu 60 % der Ausgangshärte darstellt. Aufgrund der stark nicht-isothermen Strömungsverhältnisse im Verschleißspalt tritt eine ungleichmäßige Materialschädigung auf, die durch den Abfall der Härteverlustwerte farblich dargestellt ist. Die Ausprägung des Härteabfalls wird in der obersten Schicht am stärksten deutlich und nimmt in den tiefer liegenden Schichten und zum Rand hin ab. Dies kann aufgrund der Wärmeleitung durch die Probenklammern und des Grundmaterials, aber auch aufgrund des geringeren Volumenstroms an den Seiten des Verschleißspalts auftreten. In Richtung der Probentiefe ist der messbare Einfluss auf ca. 1,25 mm unter der Oberfläche beschränkt. Das sich ergebende Bild passt sehr gut zur Abbildung 5.4, das die Wärmeentwicklung im Verschleißspalt durch die Strömungssimulation darstellt. Die wellenförmige Ausprägung und die Position der am höchsten auftretenden Belastung und Temperaturentwicklung korreliert sehr gut mit den

Ergebnissen aus der dreidimensionalen Härteprofilmessung [21].

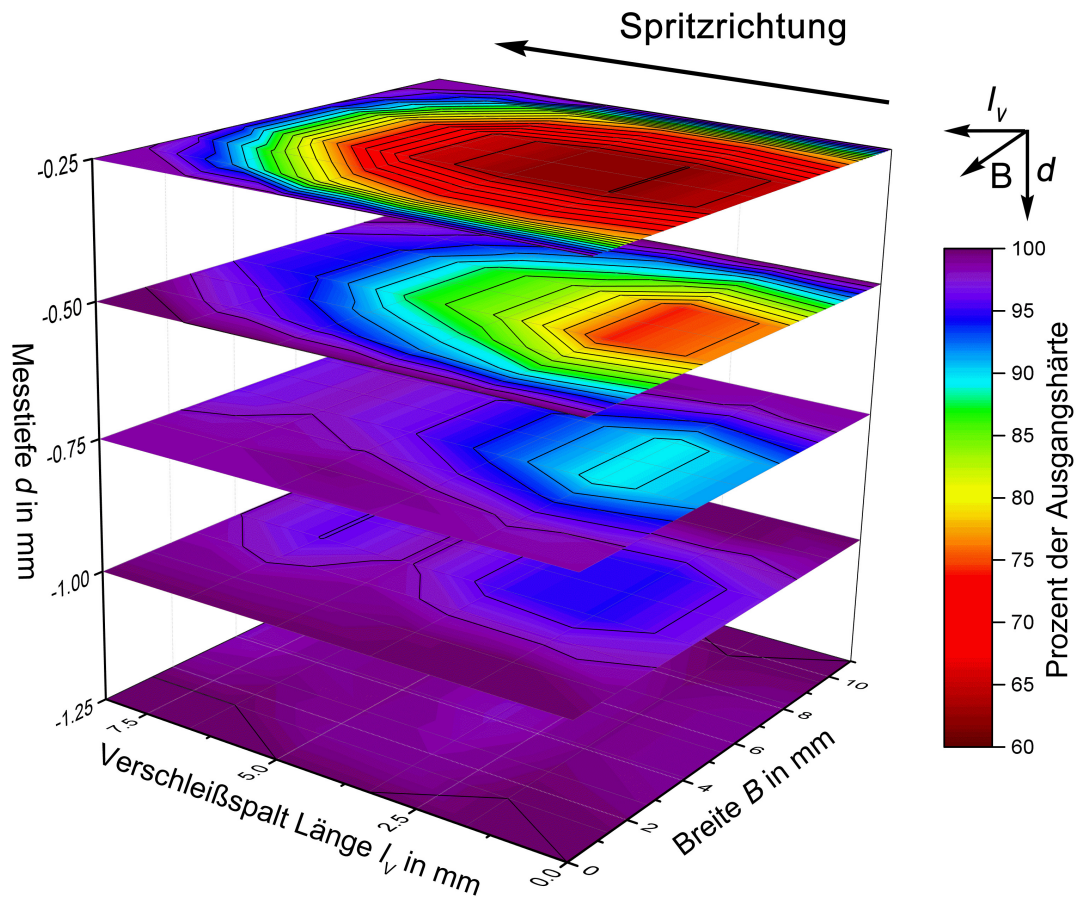


Abbildung 6.10.: Gemessenes Resthärteprofil bei vergütetem PM Stahl (100 %), nach 50 kg verspritzter Masse und einem Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$, gemittelt über drei Proben mit je fünf Messungen je Messpunkt

6.2.6. Werkstoffvergleich mittels Plättchenverschleißversuch

Die gewonnenen Erkenntnisse über die Härteentwicklung, beispielsweise durch die Auswirkungen des hohen Einspritzvolumenstromes und der daraus resultierenden Temperaturentwicklung, wurden genutzt, um einen direkten Werkstoffvergleich zwischen üblichen Kunststoffformstählen durchzuführen [21, 124]. Die ausgesuchten Stähle (Böhler ST1, ST2, ST3, PM1 und PM2) wurden mit 50 kg des gewählten Kunststoffes (A3WG10) bei einem tatsächlichen Einspritzvolumenstrom von $93 \pm 1 \text{ cm}^3/\text{s}$ überspritzt. Bei allen Stählen liegt die Anlassbeständigkeit bei über $500 \text{ }^\circ\text{C}$. Bei jedem Stahl-Typ wurde nach dem ersten Versuch eine Überprüfung der Härte durchgeführt, um einen Einfluss eines Anlasseffektes auszuschließen. Abbildung 6.11 zeigt die Abtragsraten der einzelnen Stähle [124].

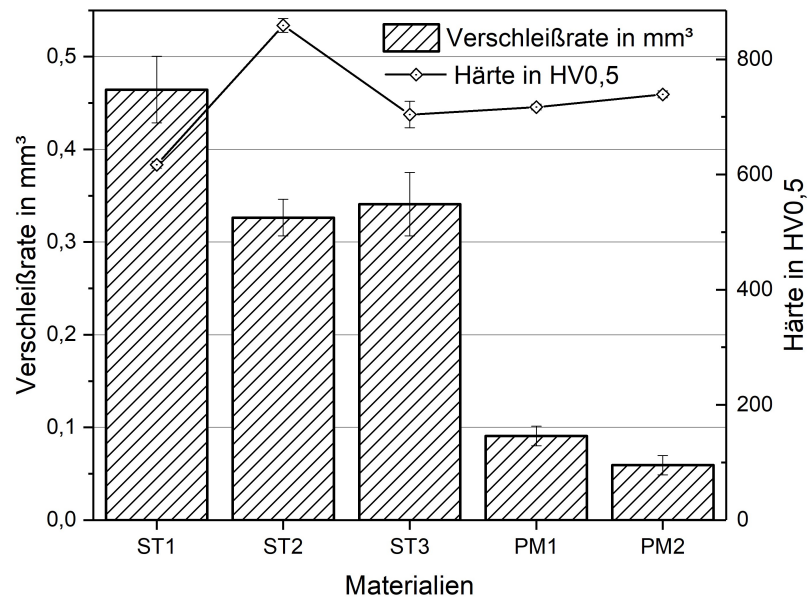


Abbildung 6.11.: Verschleißrate von ST1, ST2, ST3, PM1 und PM2 bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom von $93 \pm 1 \text{ cm}^3/\text{s}$ und 50 kg verspritzter Masse

Zwischen den konventionell hergestellten Stählen (ST1, ST2 und ST3) liegt bezüglich Verschleißrate ein deutlicher Unterschied zu den beiden pulvermetallurgisch hergestellten Stählen (PM1 und PM2). Der ST1 zeigt in diesem Versuch den höchsten Wert ($0,4645 \text{ mm}^3$) gefolgt vom ST3 ($0,3408 \text{ mm}^3$) und dem ST2 ($0,3263 \text{ mm}^3$). Die Standardabweichungen liegen bei $0,01974 \text{ mm}^3$ (beim ST3) bis $0,03588 \text{ mm}^3$ (ST1). Die pulvermetallurgischen Stähle zeigen signifikant weniger Verschleißabtrag mit $0,0908 \text{ mm}^3$ beim PM1 und sogar nur $0,0592 \text{ mm}^3$ beim PM2, der auch von der Härte und der Legierungslage etwas höher angesiedelt ist. Die Standardabweichungen bewegen sich bei beiden Stählen um die $0,01 \text{ mm}^3$, was auf die gute Homogenität des pulvermetallurgischen Gefüges zurückzuführen sein dürfte [124].

6.2.7. Verschleißmechanismen durch vorbeiströmende, gefüllte Kunststoffschmelze

Übersichtsaufnahmen im Stereomikroskop zeigen deutliche Unterschiede zwischen den PM-Stahl Proben, die mit unterschiedlicher Spritzgeschwindigkeit bzw. unterschiedlich verspritzten Massen beprobt wurden.

Abbildung 6.12 zeigt die Plättchen-Oberflächen des PM-Stahls in zwei verschiedenen Vergrößerungen nach einer überspritzten Masse von 10 kg, 30 kg und 50 kg. Es ist eine deutliche Oberflächenschädigung der Proben nach einer Belastung von 30 kg bei $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$ erkennbar. Durch die hohen Einspritzgeschwindigkeiten und die dadurch stark verkürzten Glasfaserlängen ist in der Oberflächentopographie ein erosives Verschleißbild erkennbar, vor allem bei den beiden Proben, die mit 30 kg bzw. 50 kg überspritzt wurden. Dies ist vermutlich auf die erhöhte Anzahl an Mikroschneiden zurückzuführen [30, 52, 75], welche durch den extrem hohen Anteil an „Glasstaub“ (Aspect ratio $L:D \leq 1:1$) in der an der Probenoberfläche vorbeiströmenden gefüllten Kunststoffschmelze enthalten sind [21, 124].

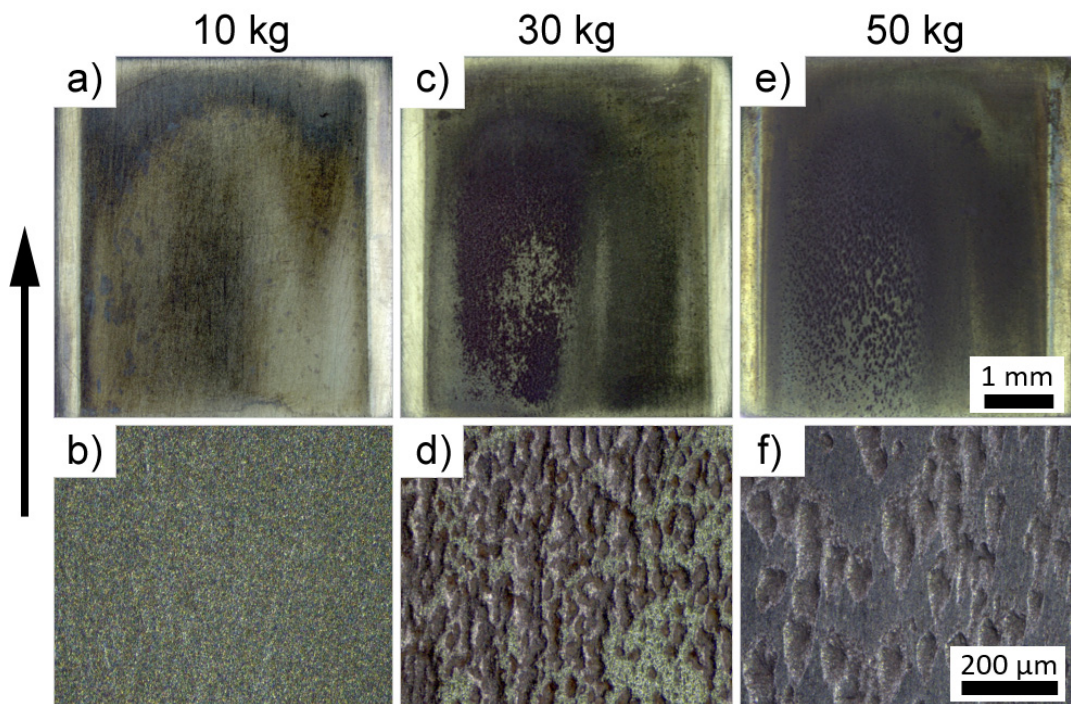


Abbildung 6.12.: Stereoaufnahmen von PM1 bei a), b) 10 kg, c), d) 30 kg und e), f) 50 kg überschrittter Kunststoffmasse bei einem Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$ in zwei Vergrößerungen; Der Pfeil zeigt die Strömungsrichtung an

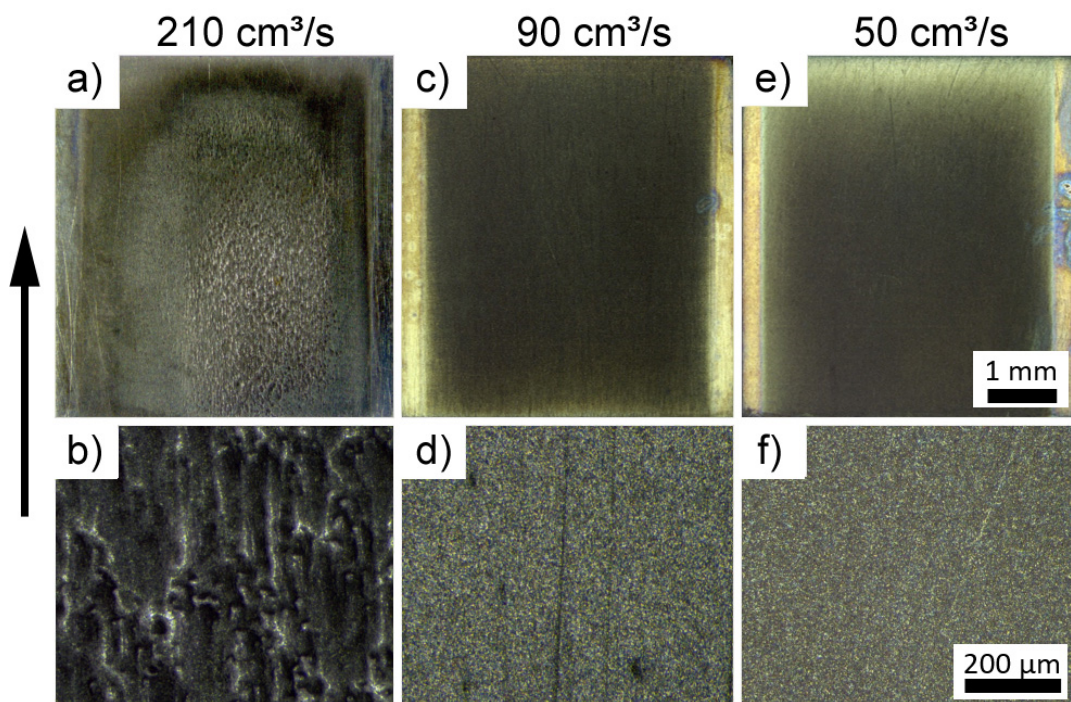


Abbildung 6.13.: Stereoaufnahmen von PM1 bei 50 kg überschrittter Kunststoffmasse bei einem a), b) Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$, c), d) Einspritzvolumenstrom von $90 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$ und e), f) Einspritzvolumenstrom von $50 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$ in zwei Vergrößerungen; Der Pfeil zeigt die Strömungsrichtung an

Aufgrund der gemessenen Härteverluste an der PM-Stahloberfläche wurden zusätzlich zu

der Variation der verspritzten Massen auch die Einspritzvolumenströme variiert.

Wie in Abbildung 6.13 zu sehen, wurden bei jeweils 50 kg verspritzter Masse die Einstellungen beim Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$ auf $90 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$ und $50 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$ reduziert. Durch Härtemessungen konnte das erwartete Ausbleiben des Härteverlustes bestätigt werden und somit kein härtemindender Dissipationseinfluss gefunden werden [21, 124]. Vor allem bei großen Vergrößerungen (Abbildung 6.13b, d und f) ist erkennbar, dass der Verschleißmechanismus mit sinkendem Einspritzvolumenstrom von einem punktuell durch Druck- und Temperaturspitzen getriebenen erosiven Verschleiß hin zu einem gleichmäßigen, flächigen, abrasiven Verschleiß wechselt. Die starken lokalen Auswaschungen bzw. Um- und Unterspülungen der Karbide werden durch den Temperaturanstieg in den Anlassbereich des Stahles gefördert. Durch die Auswaschung der erweichten Matrixstruktur bleiben die Karbidkörner erhalten, bis die Stützwirkung durch die Metallmatrix zu gering wird [21, 124].

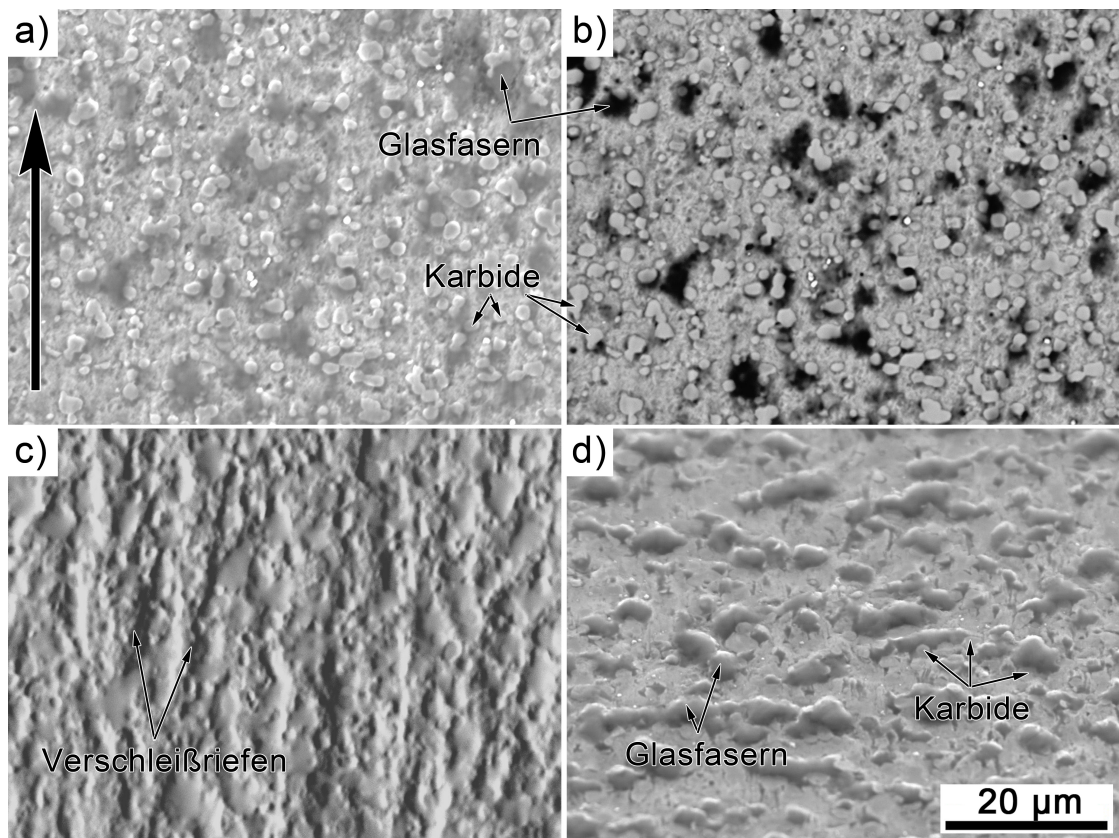


Abbildung 6.14.: REM im Zentrum der Verschleißfläche des PM-Stahls nach den Test mit einem Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$ und 50 kg überspritzter Masse in a) Sekundärelektronen- (SE), b) Rückstreuerelektronen-Modus (BSE) und c) Topographie; d) Topographie (gekippte Ansicht) der verschlissenen Oberfläche nach Test mit einem Einspritzvolumenstrom von $55 \pm 2 \text{ cm}^3/\text{s}$ und 50 kg überspritzter Masse; Der Pfeil zeigt die Strömungsrichtung an

Bei den Proben mit maximalem Einspritzvolumenstrom ($210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$) wurden zusätzlich rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen (REM) in verschiedenen Modi durchgeführt. Die Aufnahmen des PM-Stahls (Abbildung 6.14) zeigen deutliche Abriebspuren in Einspritzrichtung (Spritzrichtung von unten nach oben). Einzelne Erhebungen erstrecken sich über die Oberfläche. Bei höherer Auflösung werden die Mikromechanismen deutlich: Abbildung 6.14a zeigt die Topographie in der Mitte der Probe. Signifikante Höhenunterschiede bei einer Strukturbreite von wenigen Mikrometern sind zu beobachten. Glatte Bereiche wechseln sich mit erhöhten Spitzen ab, die den Karbiden entsprechen. In dem Sekundärelektronenbild (Ab-

bildung 6.14b) sind die harten Phasen deutlicher sichtbar. Sie sind leicht erhaben über der Oberfläche. Im Rückstreuелеlektronenbild (Abbildung 6.14c) sind die dunklen Bereiche deutlich sichtbar, die aus der Kunststoffschmelze in das Material eingedrungene Glasfasern darstellen. Diese sind offensichtlich in die Oberfläche hineingepflügt und bewirken somit abrasiven Verschleiß. Sie werden teilweise von Carbid-Clustern gestoppt. Die hier sichtbaren Glasfaserreste sind sehr klein und nur Bruchstücke der ursprünglichen Fasern, die im Ausgangszustand (Granulat) bis $1000\ \mu\text{m}$ lang sein können. Dies ist auch in Abbildung 6.14d, in einer gekippten Ansicht der Oberfläche deutlich sichtbar [120].

Der Verschleiß der beiden Hartmetalle ist unterschiedlich (Abbildung 6.15). Die Wolframcarbide sind weitestgehend unbeschädigt und die Bearbeitungsspuren der Probenpräparation sind noch sichtbar. Die dazwischenliegenden Binderbereiche werden ausgewaschen. Dies ist bei HM1 ausgeprägter (Abbildung 6.15a), da die Abstände zwischen den Karbiden größer sind. Der Querschnitt (6.15b) zeigt, dass Auswaschungen bis zu $1\ \mu\text{m}$ Tiefe betragen können. Bei HM3 (Abbildung 6.15c-d) sind die mittleren Karbid-Abstände geringer als bei HM1, dies verhindert das Auswaschen und führt zu geringeren Tiefen des Matrixverschleißes [120]. Bei HM1 beginnt der Ausbruch von Wolframkarbiden an den Rändern der abgenutzten Binderbereiche. Abbildung 6.15a zeigt deutlich einen Riss eines W_xC in der Mitte und ein Ausbruch des Hartmetalls steht unmittelbar bevor. Ein solcher Schaden an der W_xC konnte mit HM3 nicht festgestellt werden.

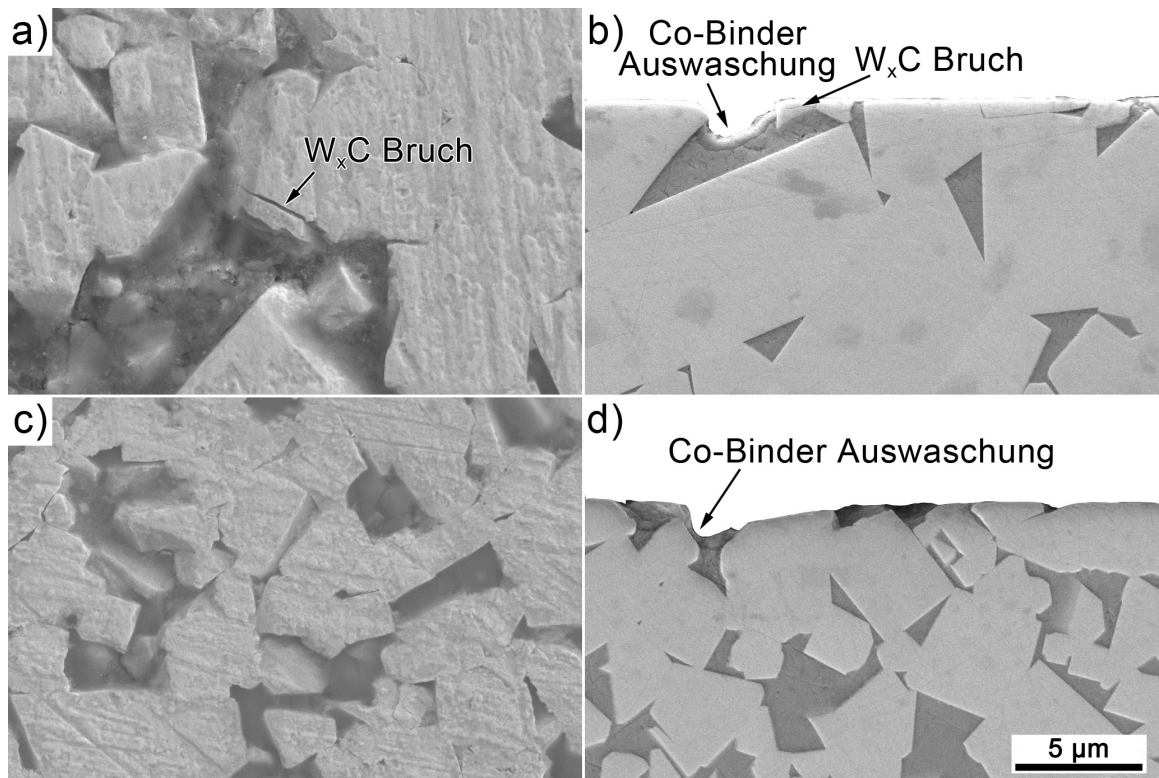


Abbildung 6.15.: Verschleißrate von Böhler ST1, ST2, ST3, PM1 und PM2 bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom von $93\pm 1\ \text{cm}^3/\text{s}$ und $50\ \text{kg}$ verspritzter Masse

Die Verschleißabtragung unter dieser erosiven Belastung durch die hochgefüllte Kunststoffschmelze hängt daher direkt von den weichen Matrixphasen im Material ab. Die Glasfasern pflügen in die weicheren Phasen hinein und arbeiten die Hartphasenpartikel heraus. Der PM-Stahl mit relativ wenigen harten Phasen erfährt den größten Verschleiß. In diesem Fall ist die Entfernung zwischen den nur wenigen Karbiden (im Verhältnis zu den Hartmetallen, die um die 90 % Karbidanteil aufweisen) deutlich größer.

Im Falle der Hartmetalle ist die Matrixanteil sehr klein. Dadurch kann nur ein kleiner Teil

der Mikrostruktur durch die Glasfasern beschädigt werden (die harte W_xC zeigt keine erosiven Schäden). Es kann davon ausgegangen werden, dass diese bei überkritischer Belastung von Karbiden ausbrechen und der Verschleiß fortschreitet. Darüber hinaus konnte im HM1 auch ein Bruch der Wolframkarbide festgestellt werden, was auch auf den Verlust von tragenden Bindemitteln zurückzuführen ist [120, 124].

6.3. Verschleiß durch Trockenreibkontakt

6.3.1. Quantitative Verschleißergebnisse im Warmhärte – Tests

Aus der Literatur und der Erfahrung ist bekannt, dass Buntmetalle, hochlegierte Stähle, vor allem aber kubisch flächenzentrierte Metalle [27, 139], eine schlechte Beständigkeit gegenüber adhäsivem und abrasivem Verschleiß zeigen, wie er auch bei trockenem Reibkontakt vorkommt. Nachdem pulvermetallurgische Stähle unter anderem die Kombination aus Beständigkeit gegen korrosivem Angriff und gleichzeitig Verschleiß bieten sollen, wurden zwei PM-Stähle einem Warmhärte-Test unterzogen. Es wird vermutet, dass eine eventuell fehlende Beständigkeit in der Warmhärte ein Ausgangspunkt für verstärkten Verschleiß im Zusammenhang mit erhöhter Temperatur (Reibwärme) darstellt. Wie im Diagramm in Abbildung 6.16 zu sehen, wurden der pulvermetallurgische Stahl PM1 im vergüteten und nitrierten Zustand sowie der pulvermetallurgische Stahl PM2 im vergüteten Zustand diesem Trockenverschleiß unterzogen.

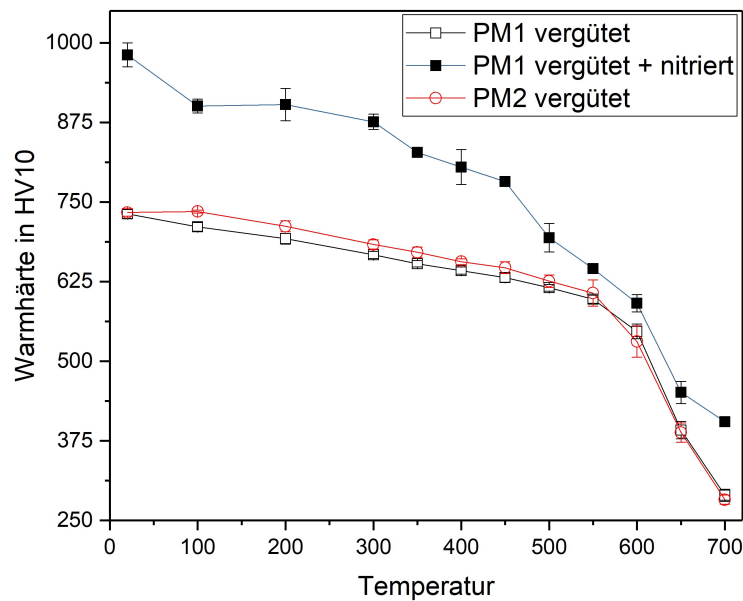


Abbildung 6.16.: Warmhärte PM1 im vergüteten und im zusätzlich nitrierten Zustand, sowie PM2 in vergüteten Zustand

In allen drei Fällen ist erkennbar, dass es zu einem Einbruch der Härte kommt, nachdem die Anlasstemperatur im Test überschritten wird. Der PM-Stahl PM2 liegt aufgrund seiner noch etwas höheren Legierungslage etwas über dem PM1, aber nur im Bereich von 100-550 °C. Am besten schnitt der PM1 mit einer zusätzlichen Plasmanitrier-Behandlung ab, welcher aber auch im Bereich der Warmfestigkeit bei etwas höheren Temperaturen deutlich an Härte verliert. Zwischen 300 °C und 600 °C verliert der Stahl unter der Nitrierung bereits an Festigkeit, die Härte der Nitrierschicht wirkt dennoch als harte Schutzschicht. Einerseits ist dies auf die höhere Härte der Nitrier- und Verbindungsschicht zu führen. Andererseits bieten, wie bekannt, nitrierte Oberflächen hervorragenden Schutz gegen adhäsiven und abrasiven Verschleiß [27, 140, 141]. Der Warmhärte-Test ist kein Verschleißtest, wenngleich die Härte

unter erhöhtem Temperatureinfluss, wie er bei Trockenkontakt auftreten kann, ein erstes Indiz für die Eignung und Beständigkeit im Trockenreibverschleiß darstellt.

6.3.2. Quantitative Verschleißergebnisse der Hartmetall Paarungen im Stift-Scheibe - Test

Die Verschleißraten, dargestellt als Verschleißvolumen pro Gleitstrecke (Stift = P und Scheibe = D) sind für jede Paarung in Abbildung 6.17 zusammengefasst. Die Verschleißraten werden über drei Tests gemittelt und die entsprechenden Fehlerbalken zeigen ihre Standardabweichung. Zur besseren Sichtbarkeit in den Diagrammen sind die Verschleißraten der Scheiben und Stifte unterschiedlich skaliert. Die Verschleißraten der Scheiben sind mit der Potenzangabe $10^{-2} \text{ mm}^3/\text{m}$ und die Verschleißraten der Stifte sind mit der Potenzangabe $10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$ angegeben.

Von den Scheiben zeigt DI die höchste Verschleißrate mit $6,6 \times 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{m}$, gefolgt von DII mit $4,5 \times 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{m}$, während DIII die kleinste Verschleißrate bei $0,85 \times 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{m}$ aufweist. Somit nimmt die Verschleißrate der Scheiben mit abnehmenden Teilchengrößen und zunehmender Härte der Hartmetalle signifikant ab.

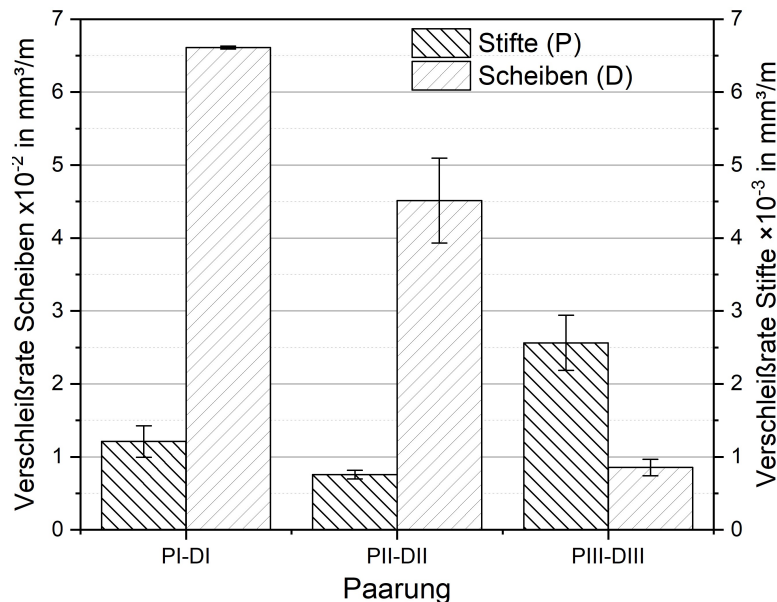


Abbildung 6.17.: Verschleißraten der Hartmetallpaarungen I, II und III im Trockenkontakt

Obwohl bei den Tests verschiedene Stifte zum Einsatz kommen, sind die Werkstoffeigenschaften sehr ähnlich (Hartmetalle in Tabelle 4.4 zeigen ähnliche Härten und Verteilungen der Partikelgrößen sowie Partikelabstände, Abbildung 4.10a und b, für die einzelnen Stifte). Hingegen können die Unterschiede in den Verschleißraten der Scheiben meist auf die Mikrostruktur und die Härte der Scheiben zurückgeführt werden. Beim Vergleich der Verschleißraten der Stifte müssen diese Unterschiede in den Tribopartnern berücksichtigt werden. Die für die Scheiben verwendeten Hartmetalle unterscheiden sich in der Härte und der Mikrostruktur (siehe Abbildung 4.9), und ihre Verschleißraten zeigen daher keinen so deutlichen Trend.

PI mit $1,21 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$ zeigt nicht die höchsten Verschleißraten der einzelnen Stifte, obwohl dieses Hartmetall die größten mittleren Teilchengrößen und die geringste Härte unter den getesteten Stiften aufweist. Eine mögliche Erklärung ist die Härte der Scheibe DI, die als Gegenstück wesentlich weicher ist ($1001 \pm 27 \text{ HV}_{30}$) als die beiden anderen Scheiben (1135 ± 26 und $1180 \pm 19 \text{ HV}_{30}$). Da die anderen beiden Stiftmaterialien ähnliche Härtewerte (jedoch unterschiedliche Bindemittel) aufweisen, während die Scheibengegenkörper für die Paarungen II

und III unterschiedlich sind, ist ihr Verschleißverhalten schwieriger zu erklären. Diese Ergebnisse bestätigen, dass das gesamte Tribosystem bei der Diskussion von Verschleißverhalten berücksichtigt werden muss. Die relativen Verschleißraten der Scheiben hängen von ihrer Mikrostruktur und Härte ab (weil die Mikrostrukturen der einzelnen Stifte ähnlich sind), aber dieses Verhalten gilt nicht für die Stifte.

Reibung und Temperaturentwicklung

Die Temperatur des trockenen Tribokontakts erhöhte sich im Test, aufgrund von Reibungswärme, sehr schnell, obwohl keine externe Erwärmung verwendet wurde. Zum Beispiel stiegen die Temperaturen der Stifte in der Nähe der Kontaktpunkte mit dem Gegenkörper während des 6 h-Experiments auf 250 °C an, was deutlich höher ist als die Probenhaltertemperatur von ca. 140 °C (Abbildung 4.8b). Das Temperaturprofil, gemessen von Thermoelementen, die am Stifthalter befestigt waren, zeigte aufgrund der individuellen Positionierung und Wärmeleitfähigkeit des Probenhalters geringfügig niedrigere maximale Temperaturen. Nach einem anfänglichen steilen aber stetigen Anstieg erreichen die in dem Stifthalter gemessenen Temperaturwerte in den meisten Fällen etwa 180 °C bis 190 °C und zeigen keine signifikanten Unterschiede zwischen den verschiedenen Werkstoffpaarungen.

Die Reibungskurven (Abbildung 6.18) der drei Paarungen zeigen zwei Bereiche mit unterschiedlichen Reibungskoeffizienten (COF). In der Einlaufperiode bis ca. 1,5-2 h schwanken die Werte mit einer hohen Frequenz und Amplitude. Nach diesem Verhalten, das als Einlauf angesehen werden kann, zeigt der COF ein unstetiges Verhalten bei einer viel niedrigeren Frequenz. Diese Einlaufphase ist am ausgeprägtesten für die Paarung II, die nach dieser Zeit ebenfalls einen starken COF-Anstieg zeigt. Die höchsten COF-Werte im stationären Bereich zeigt die Paarung I (Abbildung 6.18a), in der die Hartmetalle mit den größten W_xC -Körnern und die breitesten Partikelgrößenverteilungen zwischen den Scheiben- und Stiftmaterialien aufeinander treffen. Nach einer geschätzten Einlaufzeit von ca. 2 h liegen die COF-Werte zwischen 0,6 und 0,7. Paarung II (Abbildung 6.18b) zeigt eine Einlaufperiode mit einem niedrigeren Niveau des COF bis ca. 1,5 h. Danach erreicht der Mittelwert des COF ca. 0,6. Die Durchschnittswerte nach einem Zeitraum von 2,5 bis 3 h liegen mit 0,6 etwas unter denen von Paarung I. Paarung III (Abbildung 6.18c) zeigt eine Einlaufperiode von ca. 2 Stunden, gefolgt von einer COF von ca. 0,6. Im Gegensatz zur Paarung II zeigt die Paarung III kurze Zeitminima mit niedrigeren COF-Werten von $<0,5$ (lokal) mit verringertem Reibungsverhalten an.

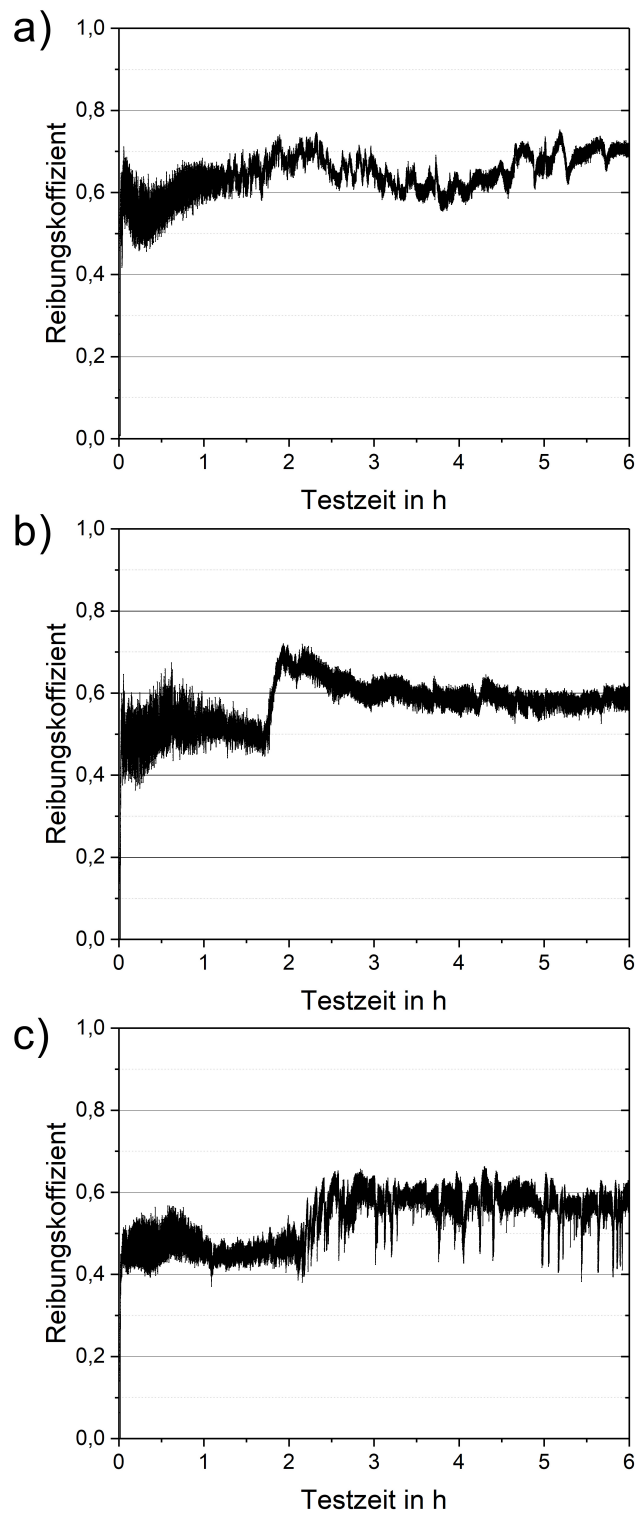


Abbildung 6.18.: Reibungskoeffizienten über die Testzeit von 6 h der: a) Paarung I, b) Paarung II und c) Paarung III

Tribolayer und Oberflächenmorphologie

Um zu untersuchen, warum die drei Hartmetallpaarungen zu so unterschiedlichen Reibungs- und Verschleißergebnissen führen, wurde eine REM-Analyse durchgeführt. Die Ergebnisse aus dem REM sind in den Abbildungen 6.19 (Paarung I), 6.20 (Paarung II) und 6.21 (Paarung III) dargestellt. Für alle diese Abbildungen sind die oberen Bilder (a, c) Oberflächen- und die

6. Experimentelle Ergebnisse

unteren Bilder (b, d) Querschnittsaufnahmen. Die Scheiben sind immer links (a, b) und die Stifte rechts (c, d) angeordnet.

Alle Oberflächen weisen eine fleckige Struktur von hellen und dunklen Bereichen in den REM-BSE-Bildern auf, was auf einen chemischen Unterschied hinweist. Die grobkörnigen Proben, DI und DII, sind mit großen Inseln ($> 50 \mu\text{m}$ in Gleitrichtung) bedeckt, die sich chemisch vom Scheibengrundmaterial unterscheiden: die hellen Bereiche stehen für W_xC , die grauen Zonen sind angereichert mit der Bindephase, dunkle Grauzonen zeigen auch eine signifikante Menge an Oxiden (siehe EDX-Position 2 in 6.20a, Tabelle 6.2). Größere Vergrößerungen zeigen winzige Oxide und fragmentierte Karbide, die vollständig in die weiche, oxidierte Bindephase eingebettet sind (dunklere Kontrastbereiche). In diesen durchmischten Zonen sind Bindemittel, oxidiertes Bindemittel und fragmentierte W_xC -Partikel homogen gemischt und können daher als Tribolayer oder mechanisch gemischte Schichten (mechanical mixed layer - MML) betrachtet werden.

Die Schichten der einzelnen Paarungen variieren in Morphologie und Dicke, wie in den Querschnitten zu sehen ist (Abbildung 6.19b - 6.21b). Für die Paarungen I und II sind die Schichten ca. $10 \mu\text{m}$ dick. Aufgrund der großen gebrochenen W_xC -Teilchen weisen Sie eine grobe Mikrostruktur auf. Für die Paarung III wird eine Doppelschicht gebildet, wobei die obere Schicht ca. $2 \mu\text{m}$ dünn ist und eine grobe Mikrostruktur ähnlich den Schichten der Paarung I und II aufweist. Die Schicht unter diesem Teil ist sehr dicht, ca. $3 \mu\text{m}$ dünn und enthält höhere Co- und niedrigere W-Mengen (vergleiche EDX 4 mit EDX 5 in Tabelle 6.2). Unterhalb der MML wurden Risse in den Querschnitten aller untersuchten Scheiben beobachtet (Abbildung 6.19b - Abbildung 6.21b). Sie sind am besten sichtbar für die Paarung I (DI, Abbildung 6.19b), wo gebrochene Wolframkarbide in einer Zone von ca. $15 \mu\text{m}$ unterhalb der Oberfläche identifiziert werden können. Für die Paarung II (DII, Abbildung 6.20b) ist diese stark beeinflusste Zone, in der Risse in W_xC -Partikeln beobachtet werden können, weniger ausgeprägt und nur ca. $10 \mu\text{m}$ dünn. Für DIII mit den kleinsten W_xC -Partikeln können gerissene Partikel und Risse nur bis zu ca. $2 \mu\text{m}$ unterhalb der Oberfläche identifiziert werden, siehe Abbildung 6.21b. Diese Ergebnisse zeigen weiter, dass, obwohl die Lasten in dem Tribosystem groß genug sind um W_xC -Partikel zu knacken, die Grenzfläche zwischen Binderphase und W_xC -Partikeln stark genug ist, um das Herausarbeiten von W_xC in den untersuchten Paarungen zu verhindern. Zusammenfassend nimmt das Ausmaß der stark betroffenen Zone unter der Oberfläche mit abnehmender Partikelgröße des für die Scheiben verwendeten Hartmetalls ab.

Die Oberflächenbedeckung der Scheiben mit MML's ist für alle drei Paarungen unterschiedlich. Während die Flecken auf DI (Abbildung 6.19a) typischerweise kleiner als $100 \mu\text{m}$ sind, sind diejenigen auf DII (Abbildung 6.20a) signifikant größer und erreichen einige $100 \mu\text{m}$. Auf DII ist der Großteil des Tribolayers glatt und nur teilweise durch kleine, flache Gruben und Plateaus von Grundmaterialien unterbrochen. Die Scheibe der Paarung III ist fast vollständig mit einer dünnen Triboschicht überzogen.

Die Stiftoberflächen zeigen eine signifikant geringere Bedeckung der Triboschicht, was zu der Schlussfolgerung führt, dass die Kontaktsituation, nämlich, dass der Stift ständig in Kontakt mit der Scheibe ist, die Bildung der Triboschicht beeinträchtigt. Die Bedeckung der einzelnen Stiftoberflächen durch Triboschichten wurde über Bildanalysen der REM-Draufsichten quantifiziert und ergab eine Abdeckung von etwa 15 %, 25 % und 45 % für die Paarung I, II bzw. III. Abbildungen 6.19c - 6.21c zeigen die am stärksten ausgeprägten Tribolayer. Diese Flecken sind in ihrer chemischen Zusammensetzung ähnlich wie die Schichten auf den Scheiben, wie in EDX 1 in Tabelle 6.2 gezeigt. Sie bestehen aus Bindemittel, oxidiertem Bindemittel und gebrochenem W_xC . Paarung II bietet die Möglichkeit, den Ursprung dieser Patches zu klären, da die Stifte und die Scheibe aus chemisch unterschiedlichen Bindemitteln bestanden. DII weist den üblicherweise verwendeten Co-Binder auf, der PII hingegen ist mit Ni-Binder hergestellt. EDX 3 zeigte einen deutlichen Co-Gehalt (sogar höher als der Ni-Gehalt), was auf einen signifikanten Materialtransfer von der Scheibe zu dem Stift hinweist.

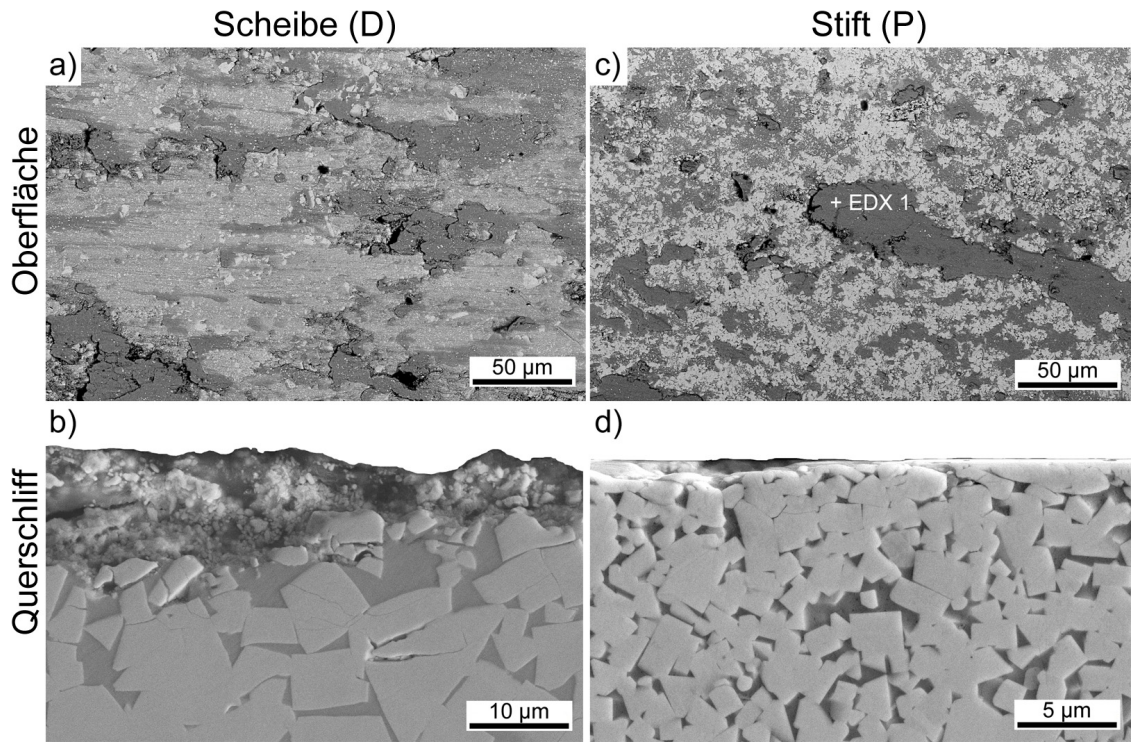


Abbildung 6.19.: REM Untersuchung der Paarung I (DI-PI): a) Oberfläche REM-BSE der Scheibe, b) Querschnitt REM-BSE der Scheibe, c) Oberfläche REM-BSE des Stiftes, d) Querschnitt REM-BSE des Stiftes

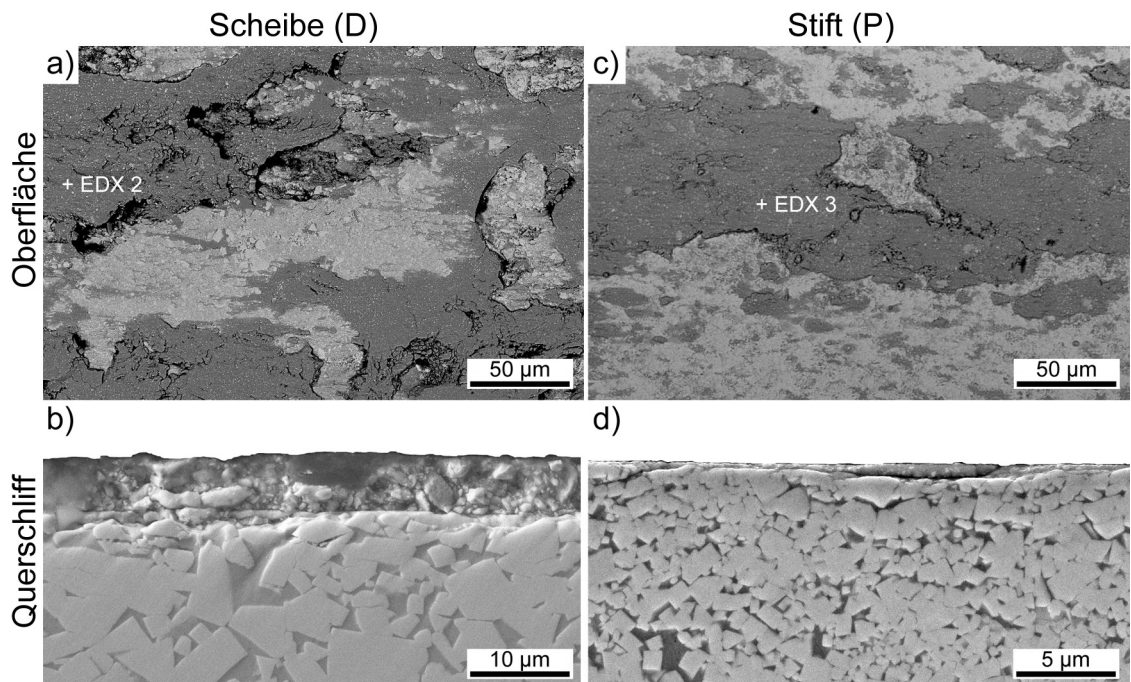


Abbildung 6.20.: REM Untersuchung der Paarung II (DII-P II): a) Oberfläche REM-BSE der Scheibe, b) Querschnitt REM-BSE der Scheibe, c) Oberfläche REM-BSE des Stiftes, d) Querschnitt REM-BSE des Stiftes

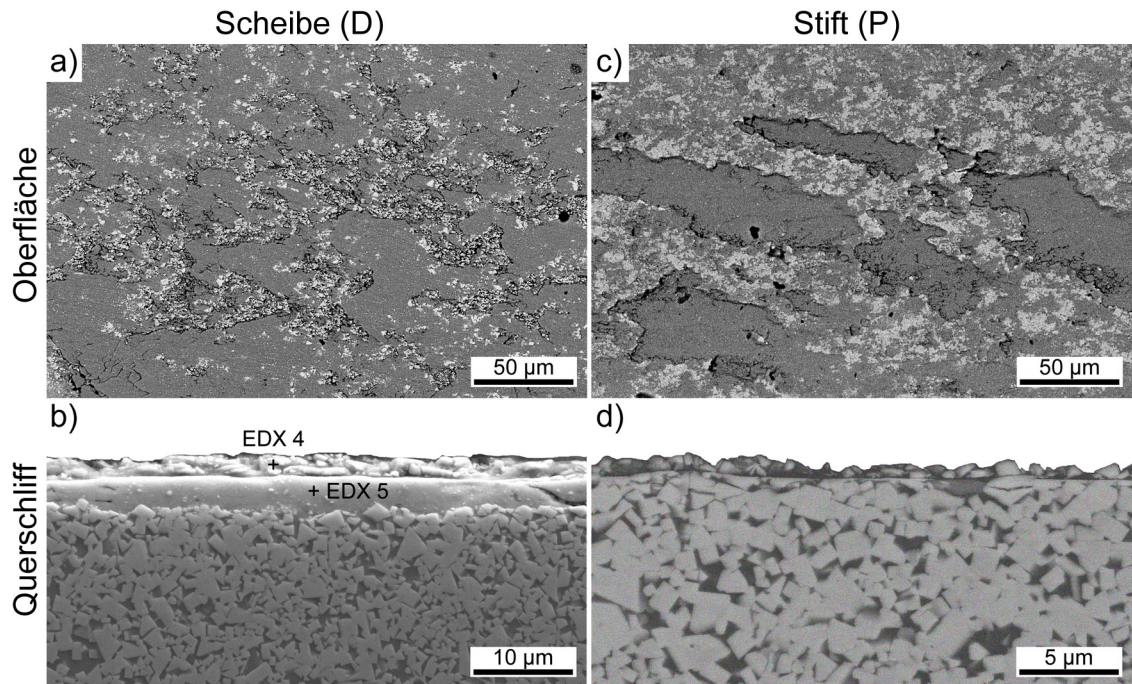


Abbildung 6.21.: REM Untersuchung der Paarung III (DIII-PIII): a) Oberfläche REM-BSE der Scheibe, b) Querschnitt REM-BSE der Scheibe, c) Oberfläche REM-BSE des Stiftes, d) Querschnitt REM-BSE des Stiftes

Detaillierte Untersuchungen der Querschnitte der Stifte (Abbildung 6.19d - Abbildung 6.21d) zeigen, dass die Abstände zwischen den Partikeln in den oberflächennahen Bereichen durch das Gegenstück im Tribo-Kontakt stark beeinflusst werden. Die W_xC -Partikel sind jetzt näher beieinander, was darauf hindeutet, dass die Binderphase besonders in den ersten ca. $2 \mu\text{m}$ unterhalb der Oberfläche aus der Mikrostruktur herausgedrückt wird. Im Vergleich zu den Scheiben ist das Brechen der Teilchen jedoch weniger ausgeprägt.

Tabelle 6.2.: Ergebnisse der EDX Messungen in den Abbildungen 6.19-6.21

Probe	PI	DII	PII	DIII	DIII	DIII	DIII
Paarung	PI-DI	PII-DII	PII-DII	PIII-DIII	PIII-DIII	PI-PIII	PI-PIII
Spot	EDX 1	EDX 2	EDX 3	EDX 4	EDX 5	EDX 6	EDX 7
C (Gew.%)	1,94	2,52	2,61	34,17	8,40	7,90	8,60
O (Gew.%)	17,33	11,79	12,06	20,55	13,87	6,10	11,50
Co (Gew.%)	10,80	12,62	6,81	5,86	10,91	12,80	8,70
Ni (Gew.%)	-	-	2,67	-	-	-	-
W (Gew.%)	69,93	73,08	75,85	39,42	66,82	73,1	71,10

Basierend auf diesen Untersuchungen der Scheiben und Stifte kann festgehalten werden, dass die Tribolayer hauptsächlich aus fragmentierten W_xC -Partikeln, Binderphase und oxidiertem Bindemittel bestehen. Da die Größe der fragmentierten Partikel von der anfänglichen W_xC -Partikelgröße beeinflusst wird, weist die Triboschicht auf der Oberfläche der Disc DIII die feinsten Fragmente auf und ist im Allgemeinen homogener als die anderen Triboschichten. Daher ist dieser Tribolayer (auf DIII) extrem glatt und in der Lage, die Scheibe fast vollständig zu bedecken und zu schützen. Im Gegensatz dazu sind die auf den Paarungen I und II gebildeten Tribolayer aus größeren W_xC -Fragmenten zusammengesetzt und bedecken die Oberfläche nur teilweise. Diese Ergebnisse werden auch durch die Oberflächenrauheiten

dargestellt, wie im nächsten Abschnitt erläutert.

Rauheitsbewertung

Zur genauen Untersuchung der Rauheit wurden Oberflächenschnitte von $0,5 \times 0,5$ mm in der Mitte der Verschleißzone an den Scheiben und dem Stift gewählt. Die Ergebnisse werden durch eine Farbkarte in Abbildung 6.22a-c für die Scheiben und Abbildung 6.22d-f für die Stifte dargestellt. Der Farbcode von blau bis rot deckt eine Topologie von -4 bis $+4$ μm ab. Diese Übersicht zeigt deutlich, dass insbesondere die Stifte I und II viel glatter sind als ihre entsprechenden Scheiben. Sie sind gleichmäßiger abgetragen und die Bildung des Tribolayers spielt eine unbedeutende Rolle.

Die Oberflächenrauigkeit der Scheiben nimmt von I zu II zu III ab (entsprechend ihrer abnehmenden Teilchengröße und zunehmenden Härte). Die Oberflächenrauigkeit der Stifte hat jedoch den entgegengesetzten Trend und steigt von I zu II zu III. Je besser (gleicher) die Hartmetalle der Scheiben und Stifte in Bezug auf ihre Härte und Partikelgröße zueinander passen, desto besser verteilt sich das Verschleißverhalten gleichmäßig auf beide Partner.

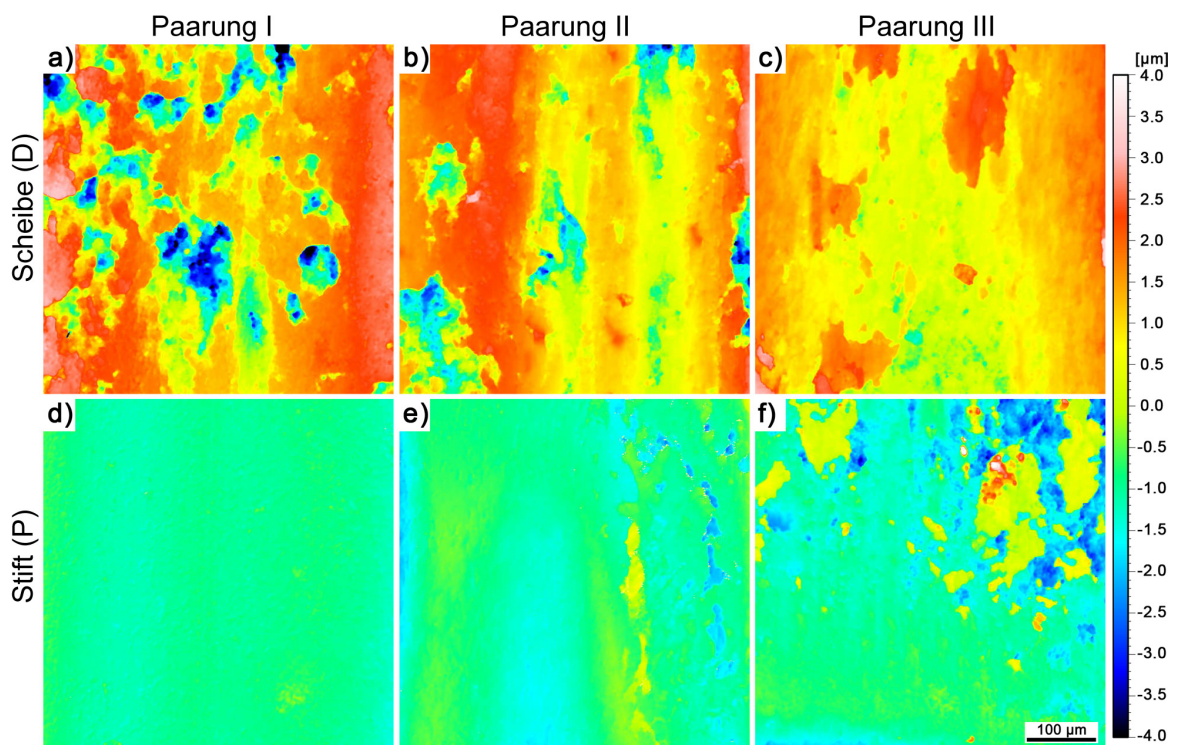


Abbildung 6.22.: Oberflächentopographien der Tribopaarungen (Paarungen I-III) nach dem Versuch bei 400 N und 6 h; separat abgebildet für Scheiben (D) obere und Stifte (P) untere Spalte: a) HM-DI, b) HM-DII, c) HM-DIII; d) HM-PI, e) HM-PII, f) HM-PIII

Die quantifizierten Oberflächenrauheitsergebnisse, nachdem die Tribo-Tests, die in Tabelle 6.3 dargestellt sind, konsistent mit dem allgemeinen Eindruck der Übersichtsdarstellung sind, zeigen, dass zum Beispiel die arithmetische mittlere Rauheit R_a für DI mit einem Wert von $0,37$ μm wesentlich höher ist, verglichen mit $0,1$ μm für DIII. Die Rauigkeit der Stifte I und II ist sehr gering mit R_a -Werten von $0,04$ μm und $0,08$ μm , während die Oberflächenrauheit des Stiftes PIII mit $R_a = 0,23$ μm höher ist.

Tabelle 6.3.: Rauheitswerte vor und nach dem Trockenverschleißtest der Paarungen I, II und III

Parameter	Ausgangsrauheit	Scheibe DI	Stift PI	Scheibe DII	Stift PII
R_p (μm)	$0,26\pm 0,10$	$0,80\pm 0,37$	$0,14\pm 0,04$	$0,46\pm 0,27$	$0,20\pm 0,15$
R_v (μm)	$0,39\pm 0,16$	$1,10\pm 0,50$	$0,14\pm 0,03$	$0,60\pm 0,36$	$0,23\pm 0,18$
R_t (μm)	$1,04\pm 0,51$	$3,08\pm 1,40$	$0,39\pm 0,10$	$1,90\pm 1,02$	$0,65\pm 0,50$
R_a (μm)	$0,09\pm 0,03$	$0,37\pm 0,18$	$0,04\pm 0,01$	$0,18\pm 0,11$	$0,08\pm 0,06$
R_q (μm)	$0,11\pm 0,04$	$0,47\pm 0,21$	$0,06\pm 0,01$	$0,24\pm 0,14$	$0,10\pm 0,08$
Parameter	Scheibe DIII	Stift PIII			
R_p (μm)	$0,27\pm 0,13$	$0,67\pm 0,39$			
R_v (μm)	$0,29\pm 0,14$	$0,56\pm 0,30$			
R_t (μm)	$0,93\pm 0,48$	$2,29\pm 1,36$			
R_a (μm)	$0,10\pm 0,05$	$0,23\pm 0,13$			
R_q (μm)	$0,13\pm 0,06$	$0,30\pm 0,16$			

Oberflächenmorphologie und Tribolayer

Detaillierte Oberflächen- und Querschnittsanalysen der Hartmetallproben zeigten deutlich die Bildung von Tribolayern, die aus W_xC -Fragmenten, Oxidationsprodukten und Bindephase bestanden. Die Karbide innerhalb der oberflächennahen Bereiche der Hartmetalle werden enger zusammengerückt (insbesondere an den höher belasteten Stiften), gefolgt von lokalisierten Plastifizierungseffekten, die auf hohe Temperaturen hindeuten. Dass die Triboschicht hauptsächlich auf den Scheiben und nur teilweise auf den Stiften gebildet wird, wird besonders aus den Querschnittsstudien deutlich. Für beide Teile, Scheiben und Stifte, wurde kein Versagen der Grenzfläche zwischen Binder-Phase und W_xC -Teilchen beobachtet, was ebenfalls zu einem signifikanten Herausarbeiten der W_xC -Partikel führen würde. Die hohen Kontaktspannungen während des Tribo-Kontakts führen zu einem Brechen der W_xC -Teilchen unterhalb der Kontaktflächen, d.h. lokale Kontaktdrücke müssen den nominalen Kontaktdruck von 10,6 MPa weit übersteigen. Die Tiefe dieser unterirdischen Zone, in der gebrochene W_xC -Partikel beobachtet wurden, hängt stark von der ursprünglichen W_xC -Partikelgröße der Hartmetalle ab. Diese Tiefe ist für die Hartmetalle mit den kleinsten Teilchen am geringsten (d. h. ca. 10 μm für DI und nur ca. 2 μm für DIII). Das Aufbrechen der W_xC -Partikel in der unter der Oberfläche liegenden Zone kann zusätzlich durch das Erweichen der metallischen Matrix aufgrund einer durch Reibung verursachten Temperaturerhöhung unterstützt werden. Im gemessenen Temperaturbereich hat die Reibungserwärmung nur einen geringen Einfluss auf die Karbide in der Scheibe, beeinflusst aber in erster Linie das Bindemittel [101], dessen Eigenschaften, die Kontaktspannungen aufzunehmen, durch den Temperaturanstieg negativ beeinflusst wird.

In dieser Studie bestimmt die anfängliche W_xC -Partikelgröße nicht nur die Tiefe der Schädigungszone unter der Oberfläche, sondern auch die Homogenität der Triboschicht an den Kontaktflächen. Je größer die anfängliche W_xC -Partikelgröße ist, desto größer sind auch die W_xC -Fragmente innerhalb des Tribolayers und MML. Diese W_xC -Fragmente und ihre Oxidationsprodukte haben eine geringe Adhäsion an die Scheibe oder den Stift, sodass solche Tribo-Schichten ein dynamisches Verhalten zeigen können (schnelle Delaminierung und Reproduktion). Daher zeigen die Materialien mit großen anfänglichen W_xC -Partikelgrößen auch im stationären Bereich die höchste Verschleißrate und Streuung ihrer COF's. Bei den Experimenten wurde kein signifikanter Unterschied zwischen Ni- oder Co-Bindemittel gefunden, wofür der Ni-Anteil wahrscheinlich auch zu gering war.

Ein homogener Tribolayer und MML können den Kontaktdruck gleichmäßig verteilen, was zu niedrigeren Spitzenwerten und einem gleichmäßiger verteilten Spannungsfeld in der unter der Oberfläche liegenden Zone führt. Dieses Verhalten wird beim Vergleich der einzelnen Tribo-paare deutlich. Die Paarungen I und II enthalten die Scheibenmaterialien mit den größten W_xC -Partikelgrößen. Diese weisen keine kontinuierliche und homogene Triboschicht auf. Dort bedecken nur die Tribo-Schichten die Kontaktflächen. Im Gegensatz dazu weist die Paarung III, die das Scheibenmaterial mit der kleinsten W_xC -Teilchengröße (unter den verwendeten Scheibenmaterialien) mit dem feinkörnigsten Stiftmaterial kombiniert, eine zusätzliche dichte, homogene Triboschicht mit einem hohen Bindemittelgehalt auf, die fast die gesamte Scheibe bedeckt. Die Paarung III zeigt die niedrigste Verschleißrate und der COF zeigt lokale Minima und somit die besten Gleiteigenschaften der getesteten Paarungen, obwohl ihre Triboschicht am dünnsten ist. Offensichtlich ist die homogene Bedeckung der Triboschicht wichtiger als ihre Dicke.

Zusätzlicher Verschleißversuch

Basierend auf den oben dargestellten Ergebnissen – dass ein kleiner Unterschied in der Partikelgröße bereits zu einer vorteilhaften Triboschicht-Bildung führen kann, die zu einer hohen Verschleißfestigkeit führt – wurden zusätzliche Experimente durchgeführt, indem das Material DIII mit PI gepaart wurde. Diese beiden Materialien haben nahezu identische Teilchengrößen ($0,9 \pm 0,5 \mu\text{m}$ für DIII und $1,0 \pm 0,7 \mu\text{m}$ für PI), aber die Scheibe ist immer noch etwas weicher ($1180 \pm 19 \text{ HV30}$) als der Stift ($1370 \pm 25 \text{ HV30}$). Dies ist in der Anwendung wünschenswert, da der leichter austauschbare Teil zuerst verschleifen soll. Die COF-Kurve dieser neuen Paarung (PI-DIII) ist vergleichbar mit der für die Paarung I und II erhaltenen COF-Kurve mit einem COF-Wert im stationären Bereich von 0,5 bis 0,6. Der Hauptvorteil dieser neuen Paarung ist jedoch die deutlich reduzierte Verschleißrate im Vergleich zu den anderen Paarungen, siehe Abbildung 6.23 Mitte. Dieser Vergleich mit den Paarungen I und III zeigt, dass mit der neuen Kombination das Beste aus beiden Welten kombiniert werden konnte: Niedrigster Stiftverschleiß der Paarung I mit dem sehr geringen Scheibenverschleiß der Paarung III. Der Stiftverschleiß (ca. $1,1 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$) ist fast identisch mit dem der Paarung I und der Scheibenverschleiß (ca. $1 \times 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{m}$) ist nur geringfügig größer als der extrem niedrige Scheibenverschleißwert ($0,85 \times 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{m}$) der Paarung III.

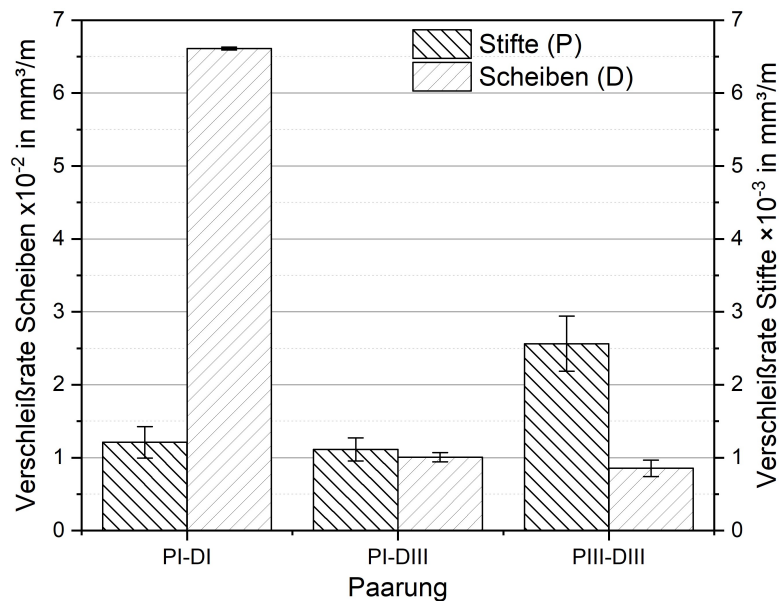


Abbildung 6.23.: Verschleißraten der Hartmetallpaarungen I, IV und III

6. Experimentelle Ergebnisse

REM-BSE-Untersuchungen der Verschleißspuren (Abbildung 6.24) zeigen eine hohe Bedeckung mit der Triboschicht (Triboschicht-Deckschicht) (Abbildung 6.24a). Diese Triboschicht besteht aus Bereichen mit weniger Oxidationsprodukten (in Abbildung 6.24a grau erscheinend; EDX 6 in Tabelle 6.2) und mehr Oxidationsprodukten (dunkelgraues Aussehen in Abbildung 6.24a; EDX 7 in Tabelle 6.2). Die Bereiche mit höherem Sauerstoffgehalt sind insbesondere vergleichbar mit der vorteilhaften Triboschicht, die auf Scheibe III gebildet wird (EDX 5 in Tabelle 6.2). Daher wird vermutet, dass die auf der neuen Paarung IV (PI-DIII) gebildete Triboschicht eine frühe Stufe der effektivsten Triboschicht ist, die bei DIII beobachtet wurde.

Obwohl Scheibe III eine viel höhere Verschleißfestigkeit als Scheibe I aufweist, zeigt Stift I eine nahezu identische Verschleißrate, wenn sie gegen DIII oder DI getragen wird, wie oben gezeigt. Dies beruht auf der effektiven Triboschicht, die an Stift I (Abbildung 6.24b) gebildet wird, wenn sie in Kontakt mit der Scheibe III steht. Dies wird auch durch die extrem glatte Verschleißspur am Stift I mit einer Oberflächenrauheit R_a von $0,026 \mu\text{m}$ dargestellt, die glatter ist als jede andere hier untersuchte Verschleißspur.

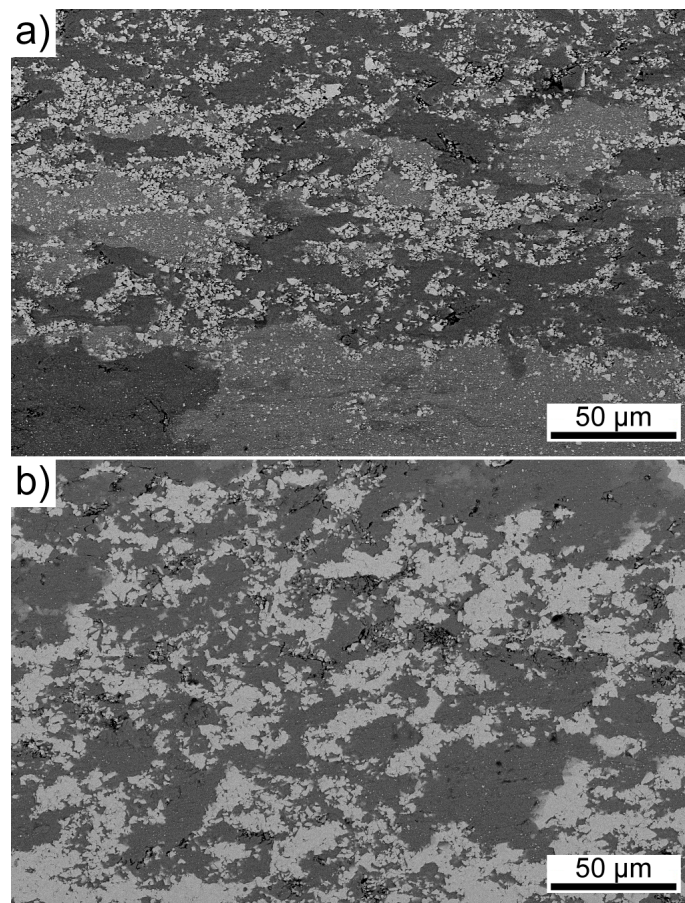


Abbildung 6.24.: REM Untersuchung der Paarung IV (DIII-PI): a) Oberfläche REM-BSE der Scheibe (DIII), b) Oberfläche REM-BSE des Stiftes (PI)

Ergänzend zu den bereits gezeigten Oberflächentopographien (Abbildung 6.22) wurde auch die Paarung IV (DIII-PI) in ihrer Rauigkeit nach dem Versuch vermessen, siehe Abbildung 6.31d und h. Wie die geringen Verschleißraten und REM-Aufnahmen vermuten lassen, sind die Kontaktflächen in der Verschleißspur sehr glatt und homogen ausgeprägt. Dies lässt den Schluss zu, dass ein geeigneter Tribolayer die Kontaktfläche schützt und sich homogen über die Oberfläche ausbreitet. Die dadurch entstehende glatte, eingelaufene Oberfläche lässt wenig abrasiven sowie adhäsiven Verschleiß zu. Zum Vergleich sind alle vier Paarungen in der Abbildung 6.31 zusammengefasst dargestellt.

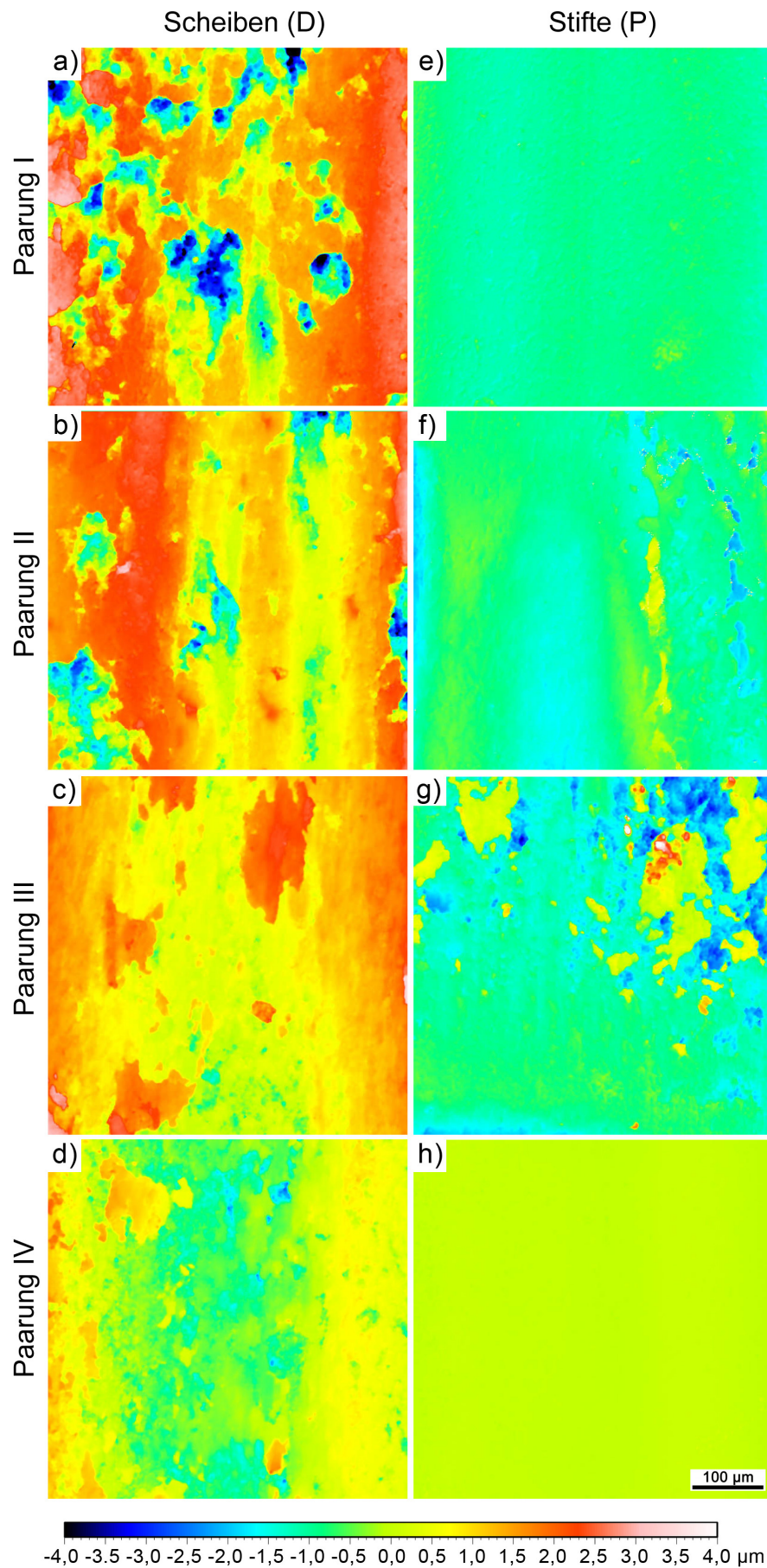


Abbildung 6.25.: Oberflächentopographien der Tribopaarungen (Paarungen I-IV) nach dem Versuch bei 400 N und 6 h; separat abgebildet für Scheiben (D) linke und Stifte (P) rechte Spalte: a) HM-DI, b) HM-DII, c) HM-DIII, d) HM- DIII, e) HM- PI, f) HM-PII g) HM-PIII, h) HM-PI

Schützender Tribolayer und Tribolayer-Entstehungsmodell

Schützende Tribolayer- und MML-Formationen sind aus einigen starken Verschleißanwendungen bekannt, wo eine Mischung aus Karbiden, Metall und Oxiden einen wirksamen Verschleißschutz bietet. Zum Beispiel erwies sich bei Hochtemperaturgleitkontakten von Stählen eine In-situ-Bildung einer Triboschicht aus Oxidationsprodukten als sehr wirksam zum Verschleißschutz in [142]. Dritte Partikel, wie in Abrasionsprozessen, oder in unserem Fall gebrochene W_xC -Partikel, können die Bildung schützender Tribolagen beeinflussen. Varga, M. et al. [24] zeigten, dass die Einbettung von extern zugegebenen abrasiven Partikeln in MML's ihre Verschleißfestigkeit erhöht und sogar Materialien ohne ursprünglich im Material vorhandene harte Phasen schützt. Oxide können zur Verschleißfestigkeit beitragen, da sie auch die Haftung zwischen den Gegenkörpern verringern können.

Aufgrund unserer Untersuchungen kann festgestellt werden, dass eine Triboschicht oder MML, bestehend aus eher kleinen W_xC -Fragmenten und relativ hoher Bindephase und oxidiertem Bindemittel am vorteilhaftesten ist, um die in Kontakt stehenden harten Materialpartner homogen zu bedecken und somit zu schützen. Dadurch können Kontaktdrücke gleichmäßig verteilt werden, wodurch außerordentlich hohe Spitzenbelastungen reduziert werden, die das Material weiter schädigen würden.

Auf der Grundlage der erhaltenen Ergebnisse wird das Verschleißverhalten während des Kontakts der hier untersuchten Hartmetalle durch das folgende qualitative Modell beschrieben und ist in der schematischen Abbildung 6.26a, b, c, d und e dargestellt:

- a) Bei Hartmetall-Hartmetall-Oberflächenkontakt mit extrem hohen Kontaktdrücken können einzelne W_xC -Partikel brechen, wobei dies mit einer Temperaturerhöhung, aufgrund von Reibungswärme, einhergeht.
- b) Kleine gebrochene Hartmetallpartikel rollen zwischen den entgegenwirkenden Körpern als dritte Körper umher. In diesem abrasiven Verschleißbereich sind die kleinen, scharfkantigen Partikel in der Lage, die Bindephase zwischen den W_xC -Partikeln herauszulösen bzw. abzutragen. Der Temperaturanstieg fördert die Erweichung der Bindephase.
- c) Aufgrund hoher Kontaktbelastungen und Temperaturerhöhungen wird die Bindephase aus Bereichen zwischen den W_xC -Partikeln (insbesondere im Stift) herausgedrückt. Höhere Temperaturen und kleine Partikelgrößen beschleunigen die Oxidation des jetzt frei beweglichen Bindemittels.
- d) Aufgrund der hohen Temperaturen in dem Tribo-Kontakt wird das Bindemittel plastisch verformt, und die dritten Körper (abrasive Partikel), d. h. die gebrochenen W_xC -Teilchen und Oxide, können leicht eingebettet werden.
- e) Die Triboschicht wird in Verschleißgruben an der Oberfläche gepresst und kühlt aufgrund der erhöhten Kontaktfläche ab. Die günstige Wirkung eines Tribolayers beruht zumindest auf der besseren Lastverteilung. Die lokalen Kontaktdrücke nehmen beispielsweise signifikant ab, wenn der Tribolayer beide Bereiche im Kontakt homogen bedeckt und die Oberflächen dadurch eine verringerte Rauigkeit aufweisen. Weiters günstig ist die verminderte Haftung, indem der direkte Metallkontakt von Binderphasen durch den Tribolayer, die weitgehend aus Karbiden und Oxiden besteht, reduziert wird.

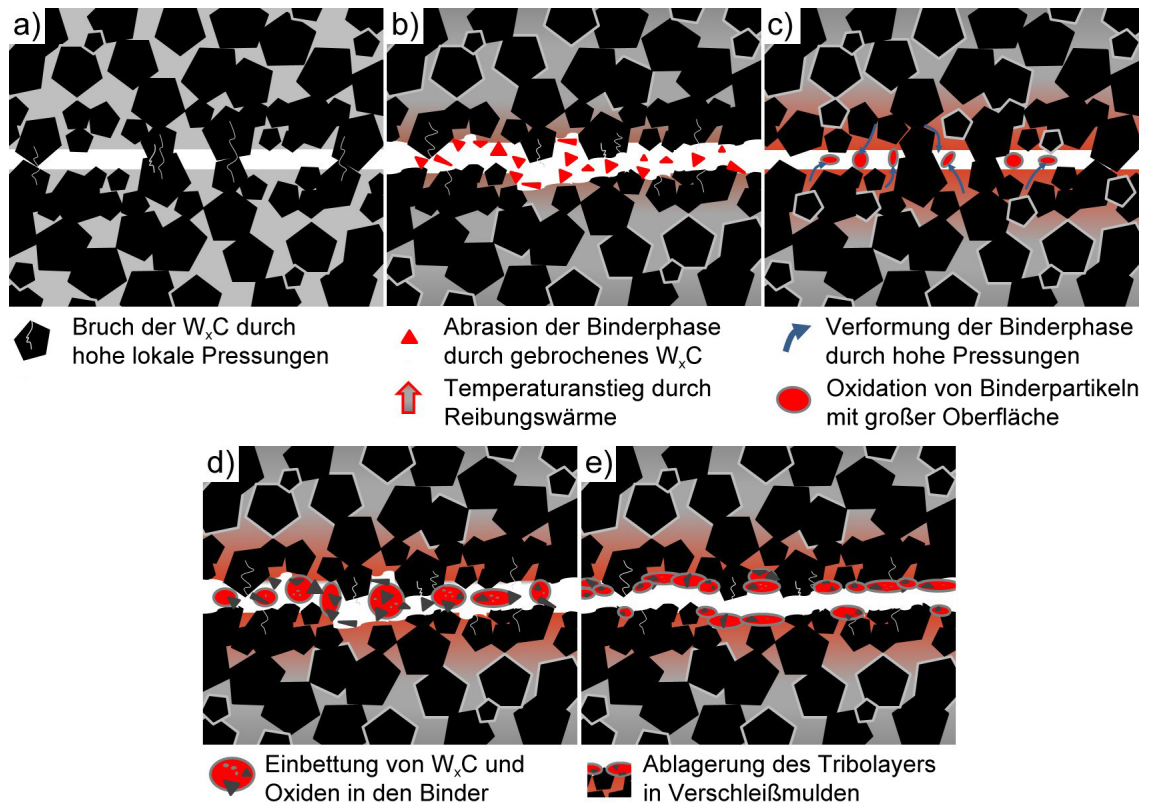


Abbildung 6.26.: Schema einer möglichen Tribolayer-Bildung im trockenen Reibkontakt zwischen zwei hoch-karbidhaltigen Werkstoffen (Hartmetall)

6.3.3. Quantitative Verschleißergebnisse der Schweißschichten im Stift-Scheibe - Test

In Abbildung 6.27 wurde in Analogie zu den Hartmetall-Paarungen der Materialabtrag der einzelnen Paarungen, allerdings normiert auf die Laufzeit und die Anpresskraft, dargestellt. Die Verschleißraten sind, über drei Tests gemittelt, inklusive der als Standardabweichung dargestellten Fehlerbalken aufgetragen. Die Materialpaarungen bestehend aus den Schweißschichten E1 und E2 und wurden zum einen in gleichen Paarungen getestet (E1 gegen E1 bzw. E2 gegen E2) und zum anderen gegen nitrierte Oberflächen des pulvermetallurgischen Stahles PM1 (E1 gegen PM1 bzw. E2 gegen PM1) geprüft. Bei den gleichartigen Paarungen sind immer beide Kontaktflächen (Stift und Scheibe) aufgeschweißt (gepanzert), bei den ungleichen Paarungen sind immer die Stifte mit der Schweißschicht versehen und die Scheiben als nitrierte PM-Stahl-Proben ausgeführt. Generell über alle Tests zeigen die Stifte einen höheren Abtrag als die Scheiben, was auf den ständigen Eingriff der drei Stifte auf der Scheibe zurückzuführen ist. Bei den gleichartigen Paarungen zeigen die Stifte und die Scheibe der Paarung E1-E1, jeweils den höchsten Verschleiß. Bei den ungleichartigen Paarungen ist die Verschleißrate bei der Scheibe bei PM1-E1 höher, wohingegen der Stift einen leicht höheren Abtragswert bei der Paarung PM1-E2 aufweist. Im Gesamtverschleiß liegt, trotz des zweithöchsten Materialabtrages auf der Seite der Stifte, die Paarung PM1-E2 am niedrigsten.

Die Härte der Schweißschichten ist etwas weicher als die nitrierte Oberfläche, was sich aber nur im Gesamtverschleiß der Paarung PM1-E2 signifikant niederschlägt. Grundsätzlich performen die ungleichen Paarungen sehr gut, was auf die exzellenten adhäsiven Verschleißigenschaften einer nitrierten Oberfläche zurückzuführen ist.

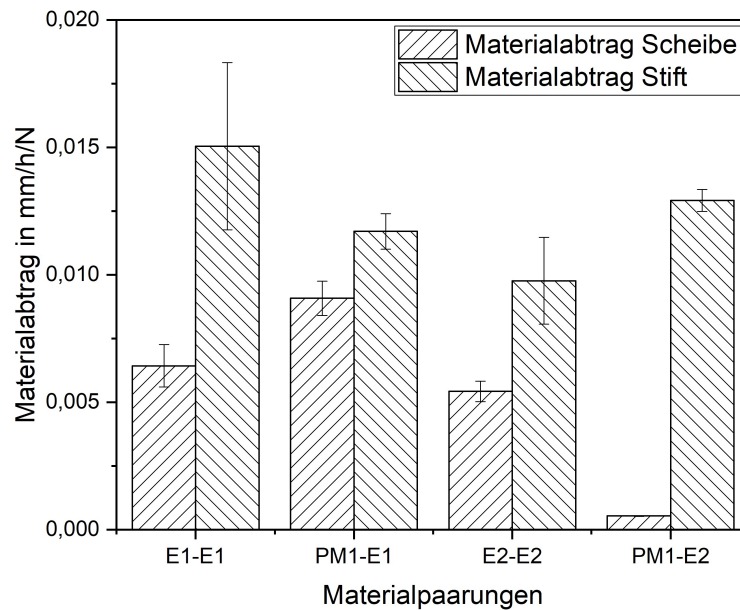


Abbildung 6.27.: Verschleißraten der verschiedenen Schweiß- und Diffusionsschichten

Reibung und Temperaturentwicklung

Die im trockenen Tribokontakt gemessene Temperatur erhöhte sich im Test auch bei den Schweiß- und Diffusionsschichten aufgrund von Reibungswärme sehr schnell (wiederum ohne externe Erwärmung).

Nach einem stetigen Anstieg zu Beginn erreichen die in dem Stifthalter gemessenen Temperaturwerte in den meisten Fällen etwa zwischen 150 °C und 220 °C, was etwas, aber nicht signifikant, über den Werten der Hartmetalle liegt. Die Paarungen mit der Panzerschicht E2 liegen generell etwas niedriger in der maximal erreichten Temperatur. Die niedrigere Temperaturentwicklung bei den Hartmetallen ist auf die höhere Wärmeleitfähigkeit der Hartmetalle zurückzuführen, welche die Wärme besser ableitet als die hochlegierten Basiswerkstoffe unter den Schweiß- bzw. Diffusionsschichten.

Nach dem Einlaufen pendelt sich die Reibzahl bei den Paarungen V-VII auf ca. 0,4-0,5 ein. Bei Paarung VII startet die Reibzahl mit Werten von ca. 0,6 und sinkt im Testverlauf auf ca. 0,55. Die Einlaufphasen dauern bei der Paarung V 40 min, bei der Paarung VI 10 min, bei der Paarung VII lässt sich der Unterschied nicht genau herauslesen und bei der Paarung VIII sind es 30 min.

Die Reibungskurven (Abbildung 6.28) der vier Schweiß- und Diffusionsschicht-Paarungen zeigen tendenziell ein stetigeres Verhalten als jene der Hartmetallpaarungen unter gleichen Versuchsbedingungen. Der Grund liegt im höheren Matrixanteil bzw. Nitriergefüge bei den Schichten, im Gegensatz zu den mit bis über 90 % Hartstoffanteilen ausgestatteten Hartmetallen. Dadurch sind die Hartphasen im (wärmebehandelten) Schweißgefüge feiner und weitläufiger verteilt. Daraus folgt, dass die oben erwähnten Tribolayer-Formationen bei den Schweißschichten nicht mit so groben Partikel versehen sind, was den Dreikörperverschleiß in Grenzen hält.

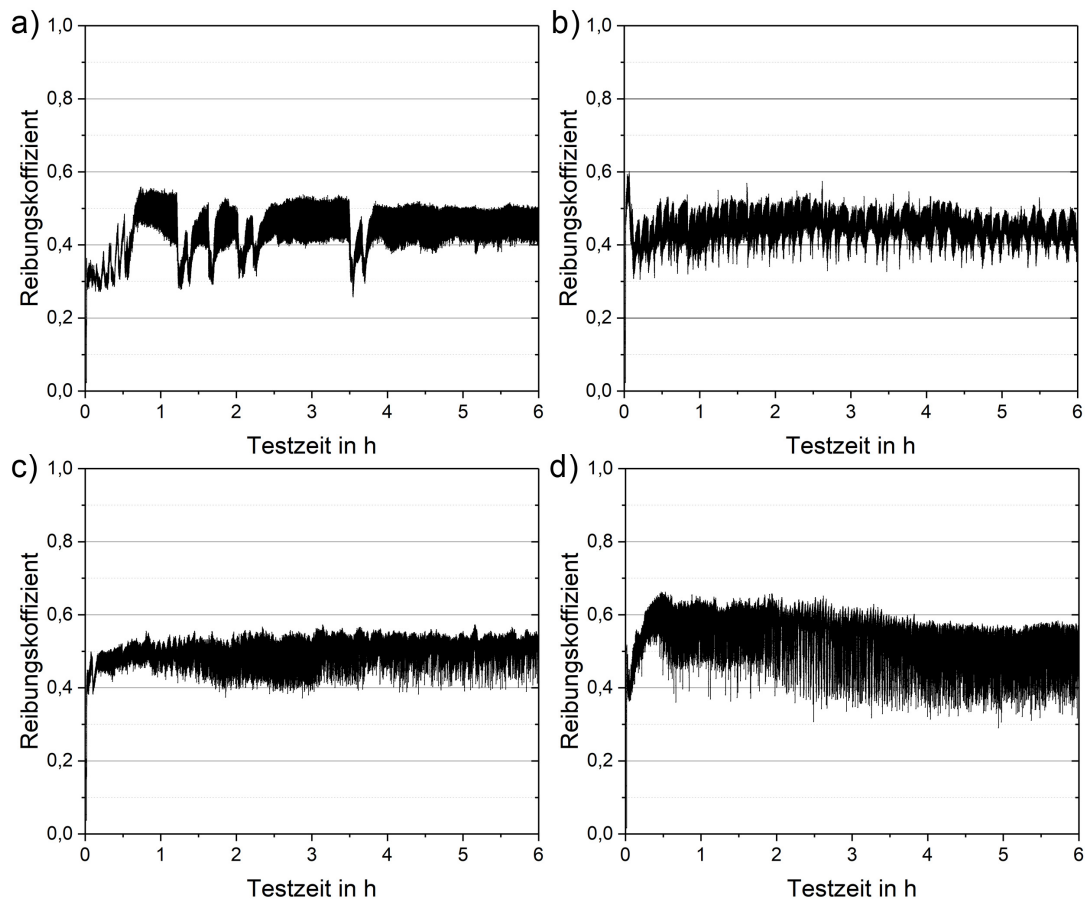


Abbildung 6.28.: Reibungskoeffizienten über die Testzeit von 6 h der: a) Paarung V (Schweißkonzept E1 gegen Schweißkonzept E1), Paarung VI (Schweißkonzept E1 gegen PM1 plasmanitriert) sowie c) Paarung VII (Schweißkonzept E2 gegen Schweißkonzept E2) und d) Paarung VIII (Schweißkonzept E2 gegen PM1 plasmanitriert)

Tribolayer und Oberflächenmorphologie

Für eine detaillierte Untersuchung der durch die Trockenreibtests entstandenen Oberflächen und Triboschichten wurden REM-Studien gemacht. Es wurden sowohl gegen die Schweißschicht E1 als auch gegen E2 gleiche (also wiederum gegen E1/E2), als auch ungleiche Paarungen (gegen plasmanitrierten PM-Stahl) gefahren. Für beide Schweißkonzepte und auch für den nitrierten pulvermetallurgischen Stahl PM1 wurden die Oberflächen nach dem Versuch mit 400 N und 6 h aufgenommen und untersucht.

Abbildung 6.29 zeigt die Oberflächen der Paarungen V und VI mit Schweißkonzept E1 als Scheibe (a) und als Stift (b und d), sowie die Scheibe aus PM1 plasmanitriert (Abbildung 6.29c). Die Paarung V stellt die Oberflächen nach dem gleichartigen Trockenreibtest, also E1 gegen E1, und die Paarung VI die Oberflächen des Versuches E1 gegen PM1 plasmanitriert dar.

Die dunkleren Bereiche sind im REM-BSE die oxidreichen Phasen. Bevorzugt oxidieren Zonen adhäsiven Übertrages oder Verschleißpartikel. Auf der Abbildung 6.29c (Scheibe der Paarung VI) ist die klar zu unterscheidende Struktur der Nitrierschicht gegenüber den mit Hartphasen versehenen Panzerschichten zu sehen. Die dunklen, kleineren runden Strukturen (in der unteren Bildhälfte) zeigen Übertrag aus der Panzerschicht (E1). Der größere dunkle Fleck (obere Bildhälfte) zeigt Auftrag auf der Nitrierschicht.

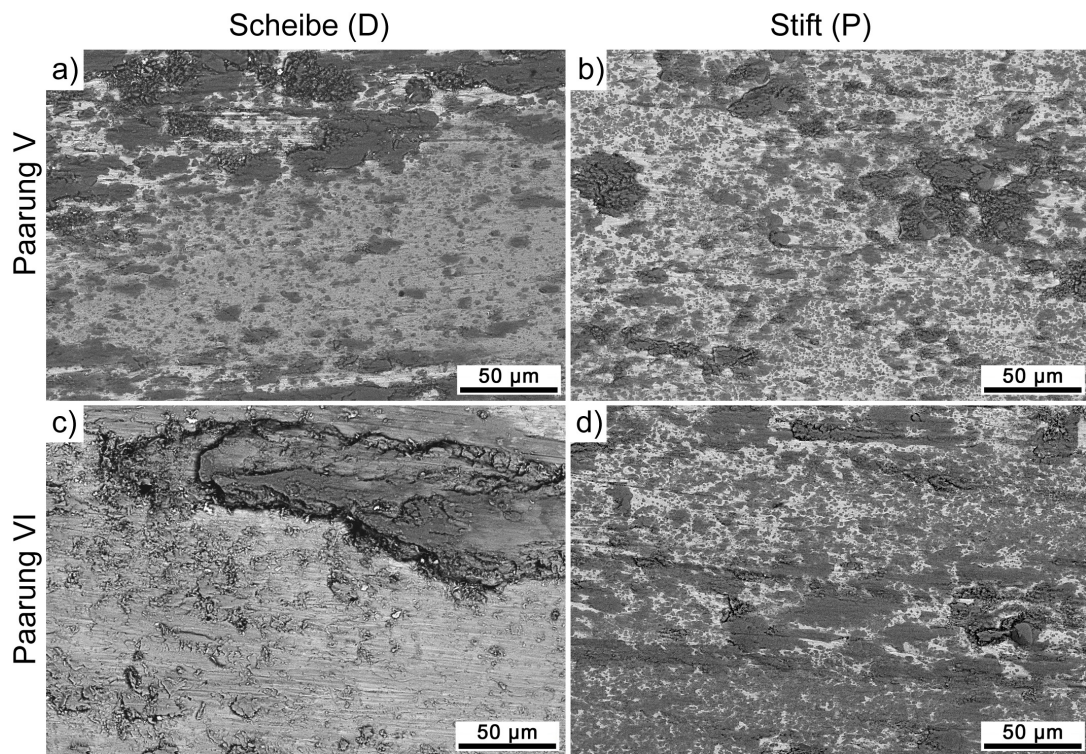


Abbildung 6.29.: REM Oberflächen-Untersuchung der Paarung V a) Schweißkonzept E1 (Scheibe) gegen b) Schweißkonzept E1 (Stift) und der Paarung VI c) PM1 plasmanitriert (Scheibe) gegen d) Schweißkonzept E1 (Stift)

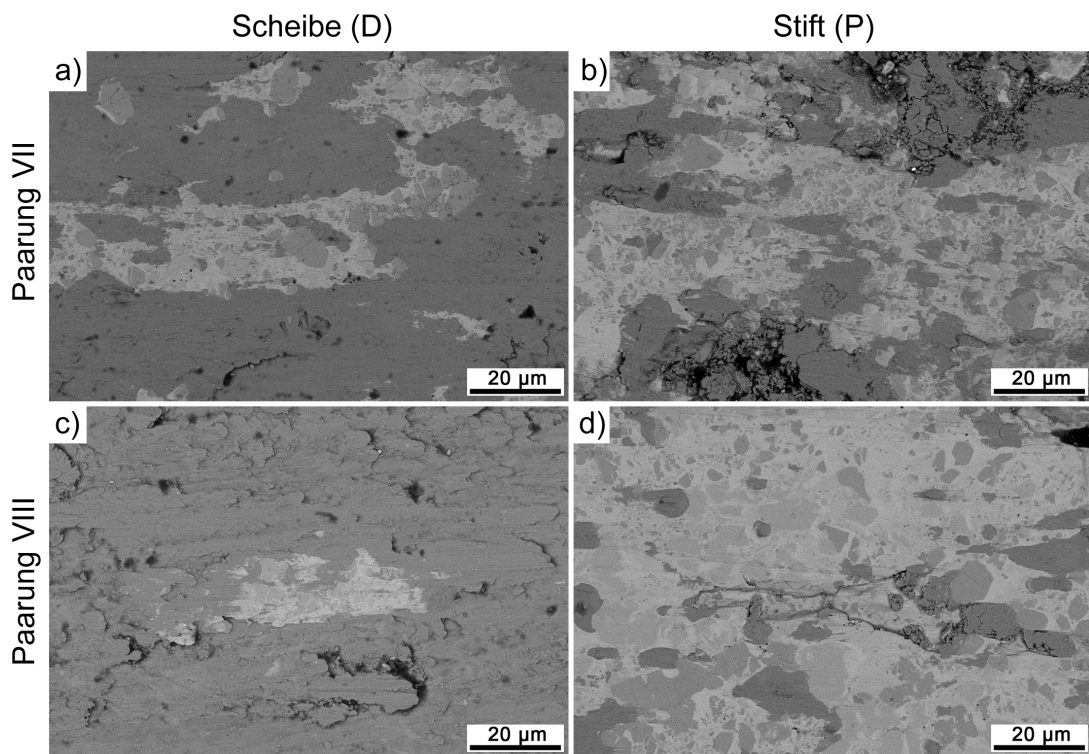


Abbildung 6.30.: REM Oberflächen-Untersuchung der Paarung VII a) Schweißkonzept E2 (Scheibe) gegen b) Schweißkonzept E2 (Stift) und der Paarung VIII c) PM1 plasmanitriert (Scheibe) gegen b) Schweißkonzept E2 (Stift)

Abbildung 6.30a und b (Paarung VII) zeigen wieder die gleichartigen (also Schweißkontakt E2 gegen E2) und die Abbildung 6.30c und d (Paarung VIII) die ungleichartigen Paarungen nach den Versuchen. Die geschweißten Proben zeigen eine deutlich glattere Oberfläche als die E1-Paarungen. Die dunklen Bereiche in den Bildern zeigen die mit oxidreichem Tribolayer beaufschlagten Zonen. In der Paarung VIII zeigt PM1 eine große Bedeckung mit oxidiertem Übertrag von den Scheiben.

Diese Schichtbildung führt zu einer Art Selbstschutz, der sowohl bei den gleichartigen, als auch bei den ungleichartigen Paarungen zu einem guten Reibverhalten nach dem Einlaufvorgang führt.

Rauheitsbewertung

Dies wird auch in den Topographiefotografien nach den durchgeführten Versuchen deutlich. Als Beispiel für diese glatten Oberflächen nach der Belastung von 6 h bei 400 N zeigt die Abbildung 6.31 die Rauheit nach den Versuchen der Paarungen VII und VIII.

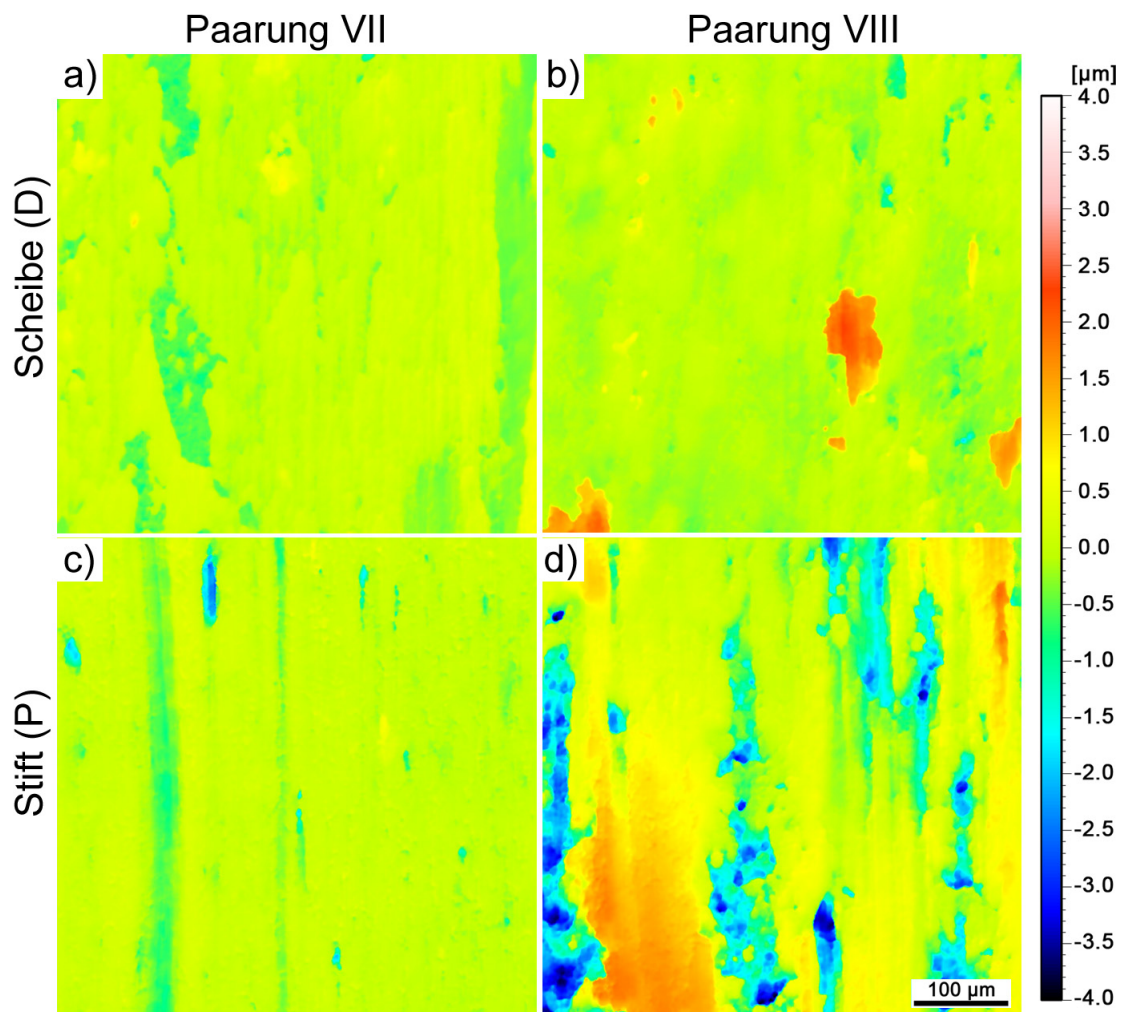


Abbildung 6.31.: Oberflächentopographien der Tribopaarungen (Paarungen VII und VIII) nach dem Versuch bei 400 N und 6 h; separat abgebildet für Scheiben (D) oben und Stifte (P) unten: a) E2, b) PM1 plasmanitriert, c) E2, d) E2

Die Paarung VII (E1 gegen E1) zeigt eine extrem glatte Oberfläche, was auf einen sehr gleichmäßigen Kontakt der beiden Reibpartner schließen lässt. Auch nicht mehr adhäsiven Übertrag zeigen die Bilder bei der ungleichen Paarung (VIII). Allerdings zeigt die Schweißschicht, aufgebracht auf dem Stift, leicht höheren Abtrag, wie auch schon bei den quantitativen

6. Experimentelle Ergebnisse

Analyse herauszulesen war. In der Tabelle 6.4 sind die Zahlenwerte im Detail aufgelistet.

Tabelle 6.4.: Rauheitswerte vor und nach dem Trockenverschleißtest der Paarungen VII und VIII

Parameter	Ausgangsrauheit	Scheibe DVII	Stift PVII	Scheibe DVIII	Stift PVIII
$\mathbf{R_p}$ (μm)	0,24±0,12	0,23±0,15	0,45±0,28	0,17±0,07	0,17±0,05
$\mathbf{R_v}$ (μm)	0,42±0,19	0,24±0,18	0,66±0,40	0,21±0,11	0,19±0,10
$\mathbf{R_t}$ (μm)	1,02±0,45	0,91±0,66	2,07±1,09	0,63±0,31	0,63±0,46
$\mathbf{R_a}$ (μm)	0,08±0,02	0,08±0,06	0,20±0,17	0,07±0,03	0,05±0,02
$\mathbf{R_q}$ (μm)	0,14±0,06	0,11±0,07	0,26±0,17	0,09±0,04	0,07±0,03

7. Diskussion und Schlussfolgerungen

Verschleißschutz in der Plastifiziereinheit von Thermoplast-Spritzgießmaschinen ist in der Bedeutung, auch nach über 50 Jahren Forschungs- und Entwicklungstätigkeit, wichtiger denn je. Gerade die Überlagerung der schon von Reinhard [15] und Volz [17] charakterisierten drei Hauptbeanspruchungen, der Adhäsionsverschleiß, der Abrasionsverschleiß und die chemische Beständigkeit, führt für die in der Plastifiziereinheit eingesetzten Werkstoffe und Werkstoffmodifikationen, auch durch die immer schneller voranschreitende Entwicklung der Kunststoffe, zu immer neuen Herausforderungen bezüglich Lebensdauer der Plastifizieraggregate. Einen gegen alle Einflüsse und alle Kunststoffe gleichermaßen verschleißgeschützten Werkstoff für die Plastifiziereinheit zu finden, bleibt bis heute ein unerfüllter Wunsch. Um für die jeweiligen Belastungsfälle entsprechende Aussagen liefern zu können, wird mit Modellen versucht, die einzelnen Schadensbilder zu isolieren und unter reproduzierenden Bedingungen nachzubilden. Dadurch soll auch ein Vergleich zwischen Werkstoffen und Werkstoffmodifikationen möglich sein.

Ziele dieser Arbeit sind:

- Nachstellung der Verschleißmechanismen „Igeleffekt“ mit der Entwicklung eines Modelltests für den Vergleich von Werkstoffen und -modifikationen gegen Verschleiß auf der Schneckenoberfläche
- Evaluierung des Verschleißes in dünnen Spalten unter hohen Einspritzgeschwindigkeiten und der Grenzen der Verschleißfestigkeit hochlegierter Werkstoffe
- Berechnungsmodell für die Darstellung der komplexe Schmelzeströmung zwischen zwei unterschiedlich schnell bewegten Wänden am Beispiel der Rückstromsperren
- Wirtschaftliches Verschleißschutzkonzept für Rückstromsperren

Als charakteristische Größe für den jeweils auftretenden Verschleißfall wird der Aggregatzustand des verarbeiteten Kunststoffes herangezogen. Ausgehend vom Kunststoff im festen Zustand, der durch die Kompressionswirkung der Schnecke stark zusammengedrückt und durch die Friktion entstehende Wärme angeschmolzen wird, hat Mennig in seinem Buch [2] diesen Verschleißmechanismus als Igeleffekt beschrieben. Dabei werden aus der anschmelzenden Oberfläche der Kunststoff-Granulat-Körner herauswachsende Füllstoffe als harte Verschleißpartikel gegen die Schneckenoberfläche gedrückt. Im Gegensatz zum von Reinhard eingesetzten Universal-Scheibentribometer [15], mit dem eine Aussage über die Flächenpressung und Kontaktfläche nur sehr schwer und ungenau möglich ist, werden bei der in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Versuchsreihe Kunststoff-Pins gegen Scheiben als Versuchsmodell herangezogen. Dadurch ist es erstmals gelungen, die Anpresskräfte mit definierter Auflage- und Kontaktfläche zu erhöhen und dadurch die Druckverhältnisse und die Bedingungen in der Plastifiziereinheit nachzubilden. Lediglich der Aspekt des bei jedem Spritzzyklus „neu“ vorhanden und vorbeischiebenden Materials, wird in diesem Modellversuch nicht berücksichtigt. Dafür können durch die hohen Anpresskräfte die Verschleißraten erhöht werden, was zu einer besseren Vergleichbarkeit bei hochverschleißbeständigen Werkstoffen führt. Auch Adhäsions-effekte konnten beobachtet werden, die durch Anschmelzen der Randzonen im Kontaktbereich zu einer Erweichung und zum Abtrag des Kunststoffpins führen. Herausstehende bzw. freiwerdende Füllstoffanteile konnten durch rasterelektronischen Aufnahmen bestätigt und auch in den Verschleißspuren der Triboproben (Schneckenwerkstoffe) gefunden werden. Für höhere

Verschleißraten und Klarheit im Verschleißmechanismus wären höhere Kräfte im Tribometer und verschiedene Scheibenwerkstoffe, insbesondere im Hinblick auf Härte und Mikrostruktur, erforderlich. Basierend auf der vorliegenden Arbeit ist es nun möglich, einen qualitativen Vergleich in Bezug auf die Verschleißschutzwirksamkeit der Werkstoffe und -modifikationen gegenüber dem Igeeffekt darzustellen. Ist der Kunststoff einmal in flüssiger, verarbeitungsfähiger Form, wird die Belastung über die Größe und Geometrie der Schmelzkanäle und der dadurch entstehenden Druck- und Temperaturbedingungen definiert. Trifft die Kunststoffschmelze auf sehr enge Stellen, kommt es zu hohen Dehn- und Scherbelastungen, die zu einer hohen Schmelzedissipation und damit hohen thermischen Belastungen auf die schmelzeführenden Bauteile führen. Beispiele hierfür sind dünne Spalte zwischen Schneckensteg und Zylinderwand, in und um die Rückstromsperre bis nach vorne zur Düse. Auch Angussarten mit sehr dünnen Durchströmungsquerschnitten (bspw. Filmanguss) wären hier zu erwähnen. Durch im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass mit sehr scharf gewählten Einspritz- und Geometrieparametern ein Härtegradient am eingesetzten Stahlbauteil erzeugt werden konnte. Konkret wurde ein Härteverlust an der Stahloberfläche von 40 %, bezogen auf die Ausgangshärte, gemessen. Dieser Härteeinbruch konnte hingegen bei Hartmetallen, wie erwartet, nicht nachgewiesen werden. Diese Erweichung der Stahloberfläche durch das Überschreiten der Anlasstemperatur des eingesetzten Stahles (520 °C) wurde im Versuch nur durch sehr hohe Einspritzvolumenströme (bis ca. 225 cm³/s) und sehr kleine Spaltgeometrie (10 mm x 0,5 mm) erreicht. Die Temperaturerhöhung auf der Stahloberfläche wurde auf ca. +250 °C geschätzt. Diese Abschätzung beruht auf der ermittelten Härte und die daraus abgeleitete Überschreitung der Anlasstemperatur an der Probenoberfläche. Die Proben aus dem Plättchenverschleißversuch, die in mehreren Ebenen parallel und senkrecht zur Spritzrichtung zerschnitten und vermessen wurden, ergaben eine dreidimensionale Darstellung des Härteverlaufs über das Probenvolumen. Die gemessenen Härtewerte geben Aufschluss über die Oberflächenerweichung (inkl. ihrer Tiefenwirkung) und die dadurch auftretende Temperaturverteilung. Dieser enorme Einfluss der durch die Friktionswärme auftretenden Dissipation wurde durch eine Simulation mit der Berechnungs-Software SigmaSoft[®] Virtual Molding bestätigt. Mit dem Simulationsprogramm wurden Temperaturen an der Stahloberfläche von 530±5 °C berechnet.

Außerdem wurde der Einfluss dieser extremen Spritzbedingungen auf die Glasfaserlängenverteilung untersucht. Es konnte, wie aus der Literatur bekannt, auch hier nachgewiesen werden, dass die mittlere Länge der Fasern vom Granulat zum Spritzgusswerkzeug, abhängig vom Einspritzvolumenstrom, sinkt und damit ein erhöhter Anteil an Glasstaub nach dem Einspritzvorgang vorliegt. Kürzere Glasfasern in Konstruktionsbauteilen aus glasfaserverstärkten Kunststoffen können die Festigkeits- und vor allem Steifigkeitseigenschaften von Bauteilen negativ beeinflussen.

Mögliche Ansätze für nähere Untersuchungen bezüglich des Härteabfalls durch Dissipation der vorbei strömenden, gefüllten Kunststoffmasse an Stahlproben wären:

- Modell-Anlassversuche zum Studium des Härteabfalls
- Versuch der Nachsimulation der Gefügeänderung infolge des zyklischen Wärmeeintrags
- Abschätzung (Berechnungsmodell) des Wärmeeintrags über Mikroerspannung

Für eine genauere Abschätzung und weitere Annäherung an das Realsystem über die Simulation sind noch folgenden Punkte herauszuarbeiten:

- Verfeinerung der Simulation hinsichtlich druckabhängiger Viskosität, Dehnviskosität und druckabhängiger Wärmeleitfähigkeit
- Weitere Netzverfeinerung, insbesondere im Stahl-Probekörper
- Anpassung des Wärmeübergang Schmelze/Stahl (10.000 W/m²K) auf nahezu ideale Benetzung

- Temperatur-Randbedingung der Verschleißdüse (Stahlblock):
 - Volle Modellierung des Verschleißwerkzeuges
 - 290 °C an der derzeitigen Stelle des Regel-Thermoelementes im Verschleißwerkzeug
- Eventuell höhere Temperatur am Regel-Thermoelement (Messung dazu nötig über einen vollen Verschleißversuch von 200 Spritzzyklen!)

Für ein umfassendes Verständnis dieser Verschleißmechanismen müsste das Ziel die Entwicklung eines abrasiven Verschleißmodells sein, welches die Bewegungen sowie die aufzuwertende mechanische Energie bei der Mikrozerspanung durch den Kontakt der einzelnen Partikel an der Stahlwand berücksichtigt.

Besonders im Bereich der Rückstromsperre bzw. zwischen den Schneckenstegen und der Schneckenzyylinderwand haben Verarbeiter auch immer mit dem Auftreten von Trockenreibung zu kämpfen. Zum einen gibt es Kunststoffe (bspw. Polyolefine) die eine sehr geringe Schmierwirkung aufweisen und zum anderen führen hohe Drehzahlen und Drücke zum Herauspressen der Kunststoffmasse zwischen sich bewegenden Teilen wie bspw. den Rückstromsperren-Flügeln und dem Absperrring. Indiz dafür ist Adhäsionsverschleiß an Flügeln der Rückstromsperre, Schneckenstegen und den entsprechenden Gegenauflflächen, die zu verfrühtem Ausfall der Bauteile führen können [2].

Zum einen wurde im Zuge dieser Arbeit ein Rechenprogramm entwickelt, welches die Temperatur- und Druckverteilung sowie die Relativbewegung zwischen Absperrring und Rückstromsperrenspitze, abhängig von der Kanalgeometrie sowie dem eingesetzten Kunststoff, berechnet. Mit diesem Programm können für unterschiedliche RSP-Geometrien und verschiedenen Polymere folgende Neuerungen erarbeitet werden:

- Darstellung der komplexen Schmelzeströmung zwischen zwei unterschiedlich schnell bewegten Wänden. Konkret im Leckspalt zwischen der inneren schneller bewegten Wand, der Spitze, und der sich langsam bewegenden Wand, dem Sperrring.
- Die dissipierte Energie konnte rechnerisch verifiziert werden
- Simulation und Errechnung der Test – Parameter (Anpresskräfte, Temperatur, ...) für die praxisnahe Verifizierung über Pin-on-Disk Tests.

Zum anderen wurde ein Stift-Scheibe - Test entwickelt, mit dem eine Simulation des Extremfalles des Trockenreibkontaktes in der Rückstromsperre unter kontrollierten Bedingungen abgebildet werden kann. Mit Hilfe dieses Stift-Scheibe - Tests wurde eine Studie mit verschiedenen Hartmetallsorten durchgeführt, die durch verschiedenste Gefügestrukturen wie Korngrößenverteilung und W_xC -Anteile aber auch Matrixlegierungen Aufschluss über die Formation von Tribolayern gibt. Tribolayer können unter bestimmten Voraussetzungen von den Trockenreibpartnern gebildet werden und schützen die darunter liegende Fläche vor weiterem, abrasivem und adhäsivem Verschleiß [99].

Für einen wirtschaftlichen Verschleißschutz bei Rückstromsperren sind Hartmetalle aber nur unter besonderen Einsatzumständen geeignet. Deshalb wurde im Zuge der vorliegenden Arbeit ein Schweißkonzept entwickelt, dass sich von bekannten, in der Industrie üblichen Lösungen deutlich abhebt. Die Flügel der Ringrückstromsperre werden gezielt und an die Einsatzbedingungen angepasst geschützt. Ausschlaggebend für die Auswahl des Basiswerkstoffes waren die Verfügbarkeit in allen Durchmessern, ein Chromgehalt von mindestens 12 % nach der Wärmebehandlung und Schweißbarkeit. Die Schweißbarkeit ist auch einer der Gründe, neben guter Automatisierung und hoher Präzision sowie Effizienz beim Materialeinsatz und Schweißzeit, warum die Wahl auf das Auftragsverfahren des Laserschweißens gefallen ist. Mit diesem Verfahren ist die Herstellung eines Werkstoffverbunds so möglich, dass auf den Flügeloberflächen ein Schutz gegen adhäsiven Verschleiß möglich ist und gleichzeitig der Grundkörper der Schnecken Spitze mit einem gewissen Maß an Korrosionsbeständigkeit sowie

Schutz gegen vorbeiströmende, gefüllte Kunststoffschmelzen versehen ist. Damit ist mit einer Werkstoffverbundlösung eine maßgeschneiderte Schutzfunktion, aufgeteilt nach auftretenden Belastungen, entwickelt worden. Wirtschaftlich betrachtet bringt diese Herstellungsvariante einen Kostenvorteil und Herstellungseffizienz:

- Kostenvorteil durch geringere Rohstoffkosten und geringeren, effizienteren Fertigungsaufwand (kein komplizierter Lötprozess)
- „Sanfter“ Tribopartner und optimiertes Zusammenspiel der Laufflächen über das Gefüge und die Legierungsbestandteile der Schweißschichten einstellbar
- Schutz gegen abrasiven Verschleiß im Flügelbereich bei gleichzeitig guter Korrosionsbeständigkeit

Die Schweißlösung stellt eine praxisnahe, langfristig wirtschaftliche Lösung dar, die in jedem Teilbereich auf das Belastungskollektiv abgestimmte Eigenschaften aufweist und somit wirtschaftlichen Schutz für den Einsatz in der Plastifiziereinheit gewährleistet.

8. Zusammenfassung

Die Entwicklung des Verschleißschutzes in Plastifiziereinheiten von Thermoplastspritziessmaschinen gewinnt, auch nach jahrzehntelanger Forschung und Entwicklungsarbeit, ständig an Bedeutung. Der Grund liegt in der steigenden Komplexität der Kunststoffzusammensetzung und Menge an Füllstoffen, die die eingesetzten Bauteile und Werkstoffe in der Plastifiziereinheit immer wieder an ihre Belastbarkeitsgrenzen bringen. Um in diesem Wettbewerb der Technologien Schritt halten zu können, und dabei wirtschaftlich zu bleiben, sind maßgeschneiderte Lösungen für den Verschleißschutz erforderlich. Dafür müssen die sich überlagernden Verschleißmechanismen, wie sie in den einzelnen Bereichen der Plastifiziereinheit vorkommen, getrennt voneinander betrachtet werden. Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, die einzelnen Verschleißmechanismen, die in direktem Zusammenhang mit dem Aggregatzustand des Kunststoffes stehen, herauszuarbeiten und quantitativ zu analysieren. Diese Mechanismen sollen isoliert voneinander in Modellversuchen und Simulationen nachgestellt und realen Verschleißsituationen gegenübergestellt werden.

Auf dem Weg des festen Kunststoffgranulats durch die ersten Schneckengänge wird das Granulat komprimiert und in der Kompressionszone bereits oberflächlich angeschmolzen. Durch die anschmelzende Oberfläche treten die harten, nicht schmelzenden Partikel (Glasfaser, Titandioxid, . . .) heraus und werden gegen die Schnecken- bzw. Zylinderwand gedrückt. Durch den festen Zustand des noch nicht geschmolzenen Granulatkorns steigt die punktuelle Last stark an. Dieser Bereich der Spritzgießschnecke wurde mit einem Kunststoff-Stiftgegen-Scheibe-Test als Versuchsmodell nachgestellt. Dadurch ist es erstmals gelungen, die Anpresskräfte definiert zu erhöhen und die Druckverhältnisse und die Bedingungen in der Plastifiziereinheit nachzubilden. Glasfaseranteile konnten durch REM-Aufnahmen bestätigt und auch in den Verschleißspuren der Triboproben (Schneckenwerkstoffe) gefunden werden, was einen quantitativen Werkstoffvergleich ermöglicht.

Ist der Kunststoff einmal geschmolzen, ist die bestimmende Verschleißgröße unter anderem der Druck, den das frei „schwimmende“ bzw. bewegliche Füllstoffpartikel auf die Kontaktfläche ausüben kann. Enge Kanal- bzw. Spalt-Geometrien begünstigen hohe Drücke und in Kombination mit hoher Fließgeschwindigkeit entsteht starke Dissipation durch Friktion und Scherung. Mit sehr engen Spaltgeometrien und hohen Einspritzgeschwindigkeiten konnte die bisher in der Literatur völlig unterschätzte Dissipation im Modellversuch und in der Simulation nachgewiesen werden. Diese führt im Extremfall zu einer Temperaturerhöhung der Stahl-Probekörper über die Anlasstemperatur (des Stahls) und so zu einem massiven Härteverlust, der wiederum den Verschleiß begünstigt. Durch eine dreidimensionale Darstellung der Härtemessungen am Beispiel der Probekörper kann auf die Temperatur und Druckbelastung durch die hohen Einspritzvolumenströme und die mechanische Arbeit der strömenden Partikel geschlossen werden. Hier wurden Härteverluste von ca. 40 % an der Oberfläche der hochlegierten Stahlprobekörper gefunden.

Auch der Einfluss der extremen Spritzbedingungen auf die Glasfaserlängenverteilung wurde untersucht. Höhere Einspritzvolumenströme führen zu einer kürzeren mittleren Faserlänge, die sich dann auch in Konstruktionsbauteilen aus glasfaserverstärkten Kunststoffen durch schlechtere Festigkeits- und vor allem Steifigkeitseigenschaften negativ auswirken wird. Für ein umfassendes Verständnis dieser Verschleißmechanismen müsste das Ziel die Entwicklung eines abrasiven Verschleißmodells sein, welches die Bewegungen und die mechanische Energie

für die Mikrozerspanung während des Kontaktes der einzelnen Partikel mit der Stahlwand und deren Veränderung durch z.B. Glasfaserbruch in diesem tribologischen System berücksichtigt.

Im Trockenreibkontakt, wie er im Extremfall besonders im Bereich der Rückstromsperre auftritt, konnte die Verschleißsituation über einen Stift-Scheibe-Test nachgestellt werden. Mithilfe dieses Tests wurden verschiedene Hartmetall- und modifizierte Stahlproben auf ihre Trockenreib-Eigenschaften unter kontrollierten Bedingungen getestet. Eine Studie mit verschiedenen Hartmetallsorten wurde durchgeführt, die durch verschiedenste Gefügestrukturen, wie Korngrößenverteilung und W_xC -Anteile aber auch Matrixlegierungen, Aufschluss über die Bildung von schützenden Tribolayern gibt. Außerdem wurde ein Berechnungsprogramm entwickelt, welches über Kombination von Energie- und Bewegungsgleichungen (und deren Iteration) die Wechselwirkung von heißer Kunststoffschmelze zwischen zwei unterschiedlich schnell bewegten Wänden darstellbar macht. Die Darstellung dieser komplexen Schmelzeströmung, wie sie in der Rückstromsperre auftritt, ist ein Novum im Bereich der Rückstromsperren-Entwicklung. Damit lassen sich Strömungen im Leckspalt zwischen der inneren schneller bewegten Wand, der Spitze, und der sich langsam bewegenden Wand, dem Absperring, darstellen. Außerdem kann die dissipierte Energie rechnerisch verifiziert und als Druck, Temperatur- und Viskositäts-Verteilung in den einzelnen Bereichen (Bauteilabschnitten) graphisch dargestellt werden.

Um im Fall auftretender Trockenreibkontakte in der Rückstromsperre einen möglichst effizienten Verschleißschutz zu gewährleisten, wurde ein Schweißkonzept erarbeitet. Als Basiswerkstoff dient ein martensitischer Chromstahl, der aufgrund seiner guten Balance zwischen Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit einen guten Grundkörper für die vorbeiströmende, gefüllte Kunststoffmasse bietet. Auf den Flügeln wird ein Eisenbasispulver mit Vanadium- und Chromcarbiden mittels Laserauftragsschweißen aufgebracht. Das gewährleistet einen „sanften“ Tribokontakt zum Absperring, der in nitrierter und in aufgeschweißter Form als Testpartner ausgeführt wird. Durch diesen Verbundwerkstoff ist es möglich, den auftretenden Beanspruchungen in den jeweiligen Bereichen mit einem maßgeschneiderten Eigenschaftsprofil entgegenzuwirken.

Durch den Umstand, dass die Werkstoffeigenschaften und deren vielseitige Anforderungen oft gegenläufig sind, werden nur Verbundlösungen langfristig die geeignete Lösung für hochbelastete Bauteile sein. Auch für die Zukunft werden nur maßgeschneiderte Verbundlösungen zu einem wirtschaftlichen und effizienten Verschleißschutz führen.

Abkürzungsverzeichnis, Formelzeichen und Symbole

Kurzzeichen	Einheit	Bezeichnung
2K-Technik		Zwei-Komponenten-Technik
ASV		Aufschmelzverlauf
BSE		Rückstreuelektronen-Modus
COF		Reibungskoeffizient (Coefficient of friction)
CT		Computertomographie
DKI		Deutsches Kunststoffinstitut
EDX		Röntgenspektroskopie
GF		Glasfaser
GIT		Gasinjektionstechnik
HTC	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizient (Heat transition coefficient)
KD	MPa	Kontaktdruck
KTP		Kunststofftechnik Paderborn
L/D		Länge- zu Durchmesser Verhältnis
MML		Mechanical Mixed Layers
PVD		Physical vapour deposition
PA		Polyamid
PS		Polystyrol
PE		Polyethylen
REM		Rasterelektronenmikroskop
RSP		Rückstromsperre
RT	°C	Raumtemperatur
WBH		Wärmebehandlung
W _x C		Wolframkarbid
Co		Kobalt
Cr		Chrom
Al		Aluminium
Ni		Nickel
N		Stickstoff
C		Kohlenstoff
O		Sauerstoff
Mo		Molybdän
Si		Silizium
Mn		Mangan
V		Vanadium
W		Wolfram
Fe		Eisen
L _F	mm	Flügelbreite
h _F	mm	Flügelhöhe im Eingriff
h ₀	mm	Reibspaltbreite
h _{min}	mm	minimale Reibspaltbreite

Abkürzungsverzeichnis, Formelzeichen und Symbole

x_{F,L_F}	mm	Reibfläche des Flügels
α	°	Flügelwinkel der einströmenden Kante
H	mm	Plättchenhöhe
h_V	mm	Verschleißspalthöhe
B	mm	Plättchenbreite
b_V	mm	Verschleißspaltbreite
l_V	mm	Verschleißspatllänge
\dot{V}	cm^3/s	Einspritzvolumenstrom
\bar{v}	m/s	Durchschnittliche Strömungsgeschwindigkeit
$\dot{\gamma}_{\text{app}}$	s^{-1}	Scheinbare Scherrate
$\eta(\dot{\gamma}_{\text{app}}, T)$	$\text{Pa}\cdot\text{s}$	Schmelzeviskosität
Re		Reynoldszahl
R_p	μm	Profiltiefe
R_v	μm	Profilspitzenhöhe
R_t	μm	Gesamthöhe des Profils (Rautiefe)
R_a	μm	Arithmetischer Mittenrauhwert
R_q	μm	Quadratischer Mittenrauhwert
HV		Härte nach Vickers
J		Joule
°C		Grad Celsius
K		Kelvin
°		Grad
N		Newton
kg		Kilogramm
W		Watt
mm		Millimeter
cm^3		Kubikzentimeter
cm^2		Quadratzentimeter
mm^2		Quadratmillimeter
m		Meter
μm		Mikrometer
s		Sekunde
h		Stunde
MPa		Megapascal
GPa		Gigapascal
Gew. %		Gewichtsprozent

Abbildungsverzeichnis

1.1. Schnitt durch eine Plastifiziereinheit mit 3-Zonen-Schnecke	14
2.1. Verschleißarten und -mechanismen in einer Plastifiziereinheit nach [15]	16
2.2. Funktionsweise der Ring-Rückstromsperre, modifiziert nach [1]	17
2.3. Schematisches Bild vom Igeeffekt auf der Schnecke, modifiziert nach [63, 64]	19
2.4. Paralleler Verlauf der Kunststoff- und Kunststoffmaschinenentwicklung nach [1], modifiziert nach [104]	21
3.1. Fertig modellierte Schnecke mit Temperaturzonen	24
3.2. Darstellung der vereinfachten Querschnittsgeometrie zur Problemabstraktion und Übertragung in die finite Differenzenmethode, modifiziert nach [109]	25
3.3. Prinzipdarstellung des Reibspaltes zwischen Flügel (Schneckenspitze) und Absperrring zur Problemabstraktion und Übertragung in die finite Differenzenmethode, modifiziert nach [109]	25
3.4. Aufbau des simulierten Verschleißwerkzeuges zur Berechnung der Temperaturen in der Kunststoffschmelze und den schmelzeberührenden Verschleiß-Probekörpern	27
4.1. Prinzipieller Stift-Scheibe – Test Aufbau mit verschiedenen, getesteten Stift-Geometrien (a-d)	28
4.2. Computer Tomographie (CT) Bild eines a) Kunststoffstifts, sowie enthaltener Glasfaserverteilung im b+c) Querschnitt des Kunststoffstifts in verschiedenen Vergrößerungen, d) Prinzipielle Glasfaserverteilung und e) Draufsicht auf die geschnittene halbe Stift-Breite	30
4.3. Tribologisches System Polymerschmelze/Stahl [52, 53]	31
4.4. Prinzipskizze der halben Verschleißprobe für die Härteprofilmessung in den Schnittflächen auf halber Breite (B/2) bzw. parallel dazu einem Drittel (B/3), einem Viertel (B/4) und einem Fünftel (B/5 - nicht dargestellt) der Breite ausgewählter Probensteine	32
4.5. Gefüge und Mikrostruktur von a) PM1, b) HM1, c) HM3 im REM-BSE	34
4.6. Überblick des Messsystems mit gekennzeichneten Hauptkomponenten, entnommen aus [132]	36
4.7. Prinzip Darstellung der Mess- und verschiedenen Heiz- und Kühlstationen, entnommen aus [132]	36
4.8. Hochtemperatur-Pin-on-Disc-Test: a) Probenkammer; b) Thermografie während der letzten Testphase	37
4.9. REM-BSE-Bilder von polierten Hartmetallen. Das obere Rohteil zeigt die Hartmetalle, die für die Platten verwendet wurden: a) DI, b) DII, c) DIII und das untere Rohteil zeigt die für die Stifte verwendeten Hartmetalle: d) PI e) PII, f) PIII	39
4.10. Partikelanalyse der untersuchten Materialien: a) äquivalenter Durchmesser, b) Histogramm der Partikelentfernung	40
4.11. Gefüge der verschweißten Pulver LG1 (E1) a) vor und b) nach der Wärmebehandlung und LG2 (E2) c) vor und d) nach der Wärmebehandlung	41
4.12. Gefüge des PM1 nach der Wärmebehandlung	42
4.13. Härteverlauf der aufgeschweißten Flügel bis ins Grundmaterial vor und nach der Wärmebehandlung	43

5.1. REX-Auswertung einer Standard-3-Zonen Schnecke mit PA66 mit 35 % GF a) Druckverlauf und b) Aufschmelzverlauf (ASV) bzw. Schmelze- und Feststoffanteile	45
5.2. Eingabebildschirm des Rückstromsperren-Simulationsprogramms	46
5.3. Graphische Ausgabefenster des Rückstromsperren – Simulationsprogrammes mit Druckverteilung im a) Außenspalt, b) Reibspalt, c) Innenspalt und Geschwindigkeitsverteilung in d) axialer, e) azimuthaler Richtung, sowie f) Viskositäts- und g) Temperaturverteilung	47
5.4. Temperaturprofil in den Probepfannchen bei einem Einspritzvolumenstrom von 220 cm ³ /s und Verspritzung von PA66 mit 50 % GF (Ultradid A3WG10)	49
5.5. Temperaturprofil in der Kunststoffschmelze im Verschleißspalt bei einem Einspritzvolumenstrom von 220 cm ³ /s und 290 °C Ausgangsschmelzetemperatur für PA66 mit 50 % GF	49
6.1. Verschleißrate über gefahrene Distanz bei verschiedenen Kontaktdrücken (KD) bei Raumtemperatur (RT) und bei 200 °C Umgebungstemperatur für blanke und beschichtete Stahlproben	51
6.2. Topographie a) des PM-Stahles und b) der beschichteten Oberfläche, beide bei verschiedenen Kontaktdrücken (KD) und at Temperaturen (RT und 200 °C)	53
6.3. Verschleißoberfläche a+c) des blanken PM-stahls und b+d) der beschichteten Oberflächen in verschiedenen Vergrößerungen sowie EDX-Linescans der Verschleißspuren e) des blanken PM-stahls und f) der beschichteten Proben	54
6.4. REM-Aufnahme der verschlissenen Oberfläche von a+b) Kunststoffstift und c+d) PM-Stahl Scheibe nach einem Test bei hohem KD und 200 °C	55
6.5. Eingestellter Volumenstrom gegenüber effektivem Volumenstrom und maximalem Einspritzdruck	56
6.6. Glasfaserlängenverteilung in Klassen, ausgewertet im Granulat und nach dem Aufdosieren sowie nach dem Verspritzen mit einem Einspritzvolumenstrom von 55±5 cm ³ /s und 210±15 cm ³ /s als a) Originaldaten und b) gleitender Durchschnitt	57
6.7. Verschleißrate vom PM-Stahl PM1 und den Hartmetallen HM1 und HM3 bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom von 210±15 cm ³ /s und 10, 30 bzw. 50 kg verspritztem PA66 mit 50 % GF	59
6.8. Verschleißrate vom PM-Stahl PM1 bei unterschiedlichen effektiven Einspritzvolumenströmen von 55 cm ³ /s bis 210 cm ³ /s und 50 kg verspritztem PA66 mit 50 % GF	60
6.9. Tiefen Härteprofil a) der beiden Hartmetalle und des PM-Stahls (mit verschiedenen effektiven Einspritzvolumenströmen) an der Position (B/2) - halber Probenbreite - im ersten Drittel der Probe in Spritzrichtung; b) des PM1 bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom von 195 cm ³ /s in 1/5 (B/5), 1/4 (B/4), 1/3 (B/3) und 1/2 (B/2) der Probenbreite, jeweils auch im ersten Drittel der Probe in Spritzrichtung	61
6.10. Gemessenes Resthärteprofil bei vergütetem PM Stahl (100 %), nach 50 kg verspritzter Masse und einem Einspritzvolumenstrom von 210±15 cm ³ /s, gemittelt über drei Proben mit je fünf Messungen je Messpunkt	62
6.11. Verschleißrate von ST1, ST2, ST3, PM1 und PM2 bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom von 93±1 cm ³ /s und 50 kg verspritzter Masse	63
6.12. Stereoaufnahmen von PM1 bei a), b) 10 kg, c), d) 30 kg und e), f) 50 kg überspritzter Kunststoffmasse bei einem Einspritzvolumenstrom von 210±15 cm ³ /s in zwei Vergrößerungen; Der Pfeil zeigt die Strömungsrichtung an	64

6.13. Stereoaufnahmen von PM1 bei 50 kg überspritzter Kunststoffmasse bei einem a), b) Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$, c), d) Einspritzvolumenstrom von $90 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$ und e), f) Einspritzvolumenstrom von $50 \pm 5 \text{ cm}^3/\text{s}$ in zwei Vergrößerungen; Der Pfeil zeigt die Strömungsrichtung an	64
6.14. REM im Zentrum der Verschleißfläche des PM-Stahls nach den Test mit einem Einspritzvolumenstrom von $210 \pm 15 \text{ cm}^3/\text{s}$ und 50 kg überspritzter Masse in a) Sekundärelektronen- (SE), b) Rückstreuелеktronen-Modus (BSE) und c) Topographie; d) Topographie (gekippte Ansicht) der verschlissenen Oberfläche nach Test mit einem Einspritzvolumenstrom von $55 \pm 2 \text{ cm}^3/\text{s}$ und 50 kg überspritzter Masse; Der Pfeil zeigt die Strömungsrichtung an	65
6.15. Verschleißrate von Böhler ST1, ST2, ST3, PM1 und PM2 bei einem effektiven Einspritzvolumenstrom von $93 \pm 1 \text{ cm}^3/\text{s}$ und 50 kg verspritzter Masse	66
6.16. Warmhärte PM1 im vergüteten und im zusätzlich nitrierten Zustand, sowie PM2 in vergüteten Zustand	67
6.17. Verschleißraten der Hartmetallpaarungen I, II und III im Trockenkontakt	68
6.18. Reibungskoeffizienten über die Testzeit von 6 h der: a) Paarung I, b) Paarung II und c) Paarung III	70
6.19. REM Untersuchung der Paarung I (DI-PI): a) Oberfläche REM-BSE der Scheibe, b) Querschnitt REM-BSE der Scheibe, c) Oberfläche REM-BSE des Stiftes, d) Querschnitt REM-BSE des Stiftes	72
6.20. REM Untersuchung der Paarung II (DII-PII): a) Oberfläche REM-BSE der Scheibe, b) Querschnitt REM-BSE der Scheibe, c) Oberfläche REM-BSE des Stiftes, d) Querschnitt REM-BSE des Stiftes	72
6.21. REM Untersuchung der Paarung III (DIII-PIII): a) Oberfläche REM-BSE der Scheibe, b) Querschnitt REM-BSE der Scheibe, c) Oberfläche REM-BSE des Stiftes, d) Querschnitt REM-BSE des Stiftes	73
6.22. Oberflächentopographien der Tribopaarungen (Paarungen I-III) nach dem Versuch bei 400 N und 6 h; separat abgebildet für Scheiben (D) obere und Stifte (P) untere Spalte: a) HM-DI, b) HM-DII, c) HM-DIII; d) HM-PI, e) HM-PII, f) HM-PIII	74
6.23. Verschleißraten der Hartmetallpaarungen I, IV und III	76
6.24. REM Untersuchung der Paarung IV (DIII-PI): a) Oberfläche REM-BSE der Scheibe (DIII), b) Oberfläche REM-BSE des Stiftes (PI)	77
6.25. Oberflächentopographien der Tribopaarungen (Paarungen I-IV) nach dem Versuch bei 400 N und 6 h; separat abgebildet für Scheiben (D) linke und Stifte (P) rechte Spalte: a) HM-DI, b) HM-DII, c) HM-DIII, d) HM-DIII, e) HM-PI, f) HM-PII g) HM-PIII, h) HM-PI	78
6.26. Schema einer möglichen Tribolayer-Bildung im trockenen Reibkontakt zwischen zwei hoch-karbidhaltigen Werkstoffen (Hartmetall)	80
6.27. Verschleißraten der verschiedenen Schweiß- und Diffusionsschichten	81
6.28. Reibungskoeffizienten über die Testzeit von 6 h der: a) Paarung V (Schweißkonzept E1 gegen Schweißkonzept E1), Paarung VI (Schweißkonzept E1 gegen PM1 plasmanitriert) sowie c) Paarung VII (Schweißkonzept E2 gegen Schweißkonzept E2) und d) Paarung VIII (Schweißkonzept E2 gegen PM1 plasmanitriert)	82
6.29. REM Oberflächen-Untersuchung der Paarung V a) Schweißkonzept E1 (Scheibe) gegen b) Schweißkonzept E1 (Stift) und der Paarung VI c) PM1 plasmanitriert (Scheibe) gegen d) Schweißkonzept E1 (Stift)	83
6.30. REM Oberflächen-Untersuchung der Paarung VII a) Schweißkonzept E2 (Scheibe) gegen b) Schweißkonzept E2 (Stift) und der Paarung VIII c) PM1 plasmanitriert (Scheibe) gegen b) Schweißkonzept E2 (Stift)	83

6.31. Oberflächentopographien der Tribopaarungen (Paarungen VII und VIII) nach dem Versuch bei 400 N und 6 h; separat abgebildet für Scheiben (D) oben und Stifte (P) unten: a) E2, b) PM1 plasmanitriert, c) E2, d) E2	84
A.1. Wärmeleitfähigkeit von PA_02	110
A.2. Spezifische Wärmekapazität von PA_02	110
A.3. Viskosität über Schergeschwindigkeit von PA_02 bei 270 °C	111
A.4. Viskosität über Schergeschwindigkeit von PA_02 bei 250 °C	111
B.1. Wärmeleitfähigkeit von PA66	114
B.2. Viskosität über Scherrate von PA66 bei 264 °C - 310 °C	114
B.3. Spezifische Wärmekapazität von PA66	115

Tabellenverzeichnis

3.1. Geometriedaten für die Berechnung in REX	24
4.1. Chemische Zusammensetzung in Gew.% und Härte in HV0,5 untersuchter Werkstoffe	34
4.2. Haupteigenschaften des Polyamids 66, Ultramid A3WG10 [114, 115, 131] . . .	35
4.3. Hauptparameter für die Stift-gegen-Scheibe Tests	38
4.4. Chemische Zusammensetzung und Härten der verwendeten Hartmetalle . . .	38
4.5. Chemische Zusammensetzung und Härten der verwendeten Grundwerkstoffe und Panzerschichten	40
4.6. Wärmebehandlungsvorschrift und zu erreichende Härten der verwendeten Grundwerkstoffe und Panzerschichten	42
6.1. Berechnete charakteristische Werte für den Schmelzefluss im Verschleißspalt .	57
6.2. Ergebnisse der EDX Messungen in den Abbildungen 6.19-6.21	73
6.3. Rauheitswerte vor und nach dem Trockenverschleißtest der Paarungen I, II und III	75
6.4. Rauheitswerte vor und nach dem Trockenverschleißtest der Paarungen VII und VIII	85

Literatur

- [1] F. Johannaber und W. Michaeli, *Handbuch Spritzgießen*. München: Hanser, 2001, ISBN: 9783446440982.
- [2] G. Mennig und M. Lake, *Verschleißminimierung in der Kunststoffverarbeitung, Phänomene und Schutzmaßnahmen*. München: Hanser, 2008, ISBN: 978-3-446-40776-3.
- [3] G. Mennig und K. Stoeckert, *Mold-making handbook*, 3rd. München: Hanser Publications, 2013, S. 701, ISBN: 9781569905500.
- [4] R. Baunemann, „Kunststoffe – Werkstoffe der Nachhaltigkeit“, Neue Materialien Bayreuth GmbH, Techn. Ber., 2017.
- [5] PlasticsEurope Market Research Group (PEMRG) / Consultic Marketing & Industrieberatung GmbH, „Plastics – the Facts 2016“, Techn. Ber., 2016. Adresse: <http://www.plasticseurope.org/application/files/4315/1310/4805/plastic-the-fact-2016.pdf>.
- [6] J. L. Thomason, „The influence of fibre length, diameter and concentration on the strength and strain to failure of glass fibre-reinforced polyamide 6.6“, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, Jg. 39, Nr. 10, S. 1618–1624, 2008, ISSN: 1359835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2008.07.002.
- [7] J. L. Thomason, „The influence of fibre length, diameter and concentration on the impact performance of long glass-fibre reinforced polyamide 6.6“, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, Jg. 40, Nr. 2, S. 114–124, 2009, ISSN: 1359835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2008.10.013. arXiv: 9809069v1 [arXiv:gr-qc].
- [8] J. L. Thomason, „The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene. 6. the properties of injection moulded long fibre PP at high fibre content“, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, Jg. 36, Nr. 7, S. 995–1003, 2005, ISSN: 1359835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.11.004. arXiv: 0812.0143v2.
- [9] J. L. Thomason, „The influence of fibre length, diameter and concentration on the modulus of glass fibre reinforced polyamide 6.6“, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, Jg. 39, Nr. 11, S. 1732–1738, 2008, ISSN: 1359835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2008.08.001.
- [10] N. Sato, T. Kurauchi, S. Sato und O. Kamigaito, „Reinforcing Mechanism by Small Diameter Fiber in Short Fiber Composite“, *J. Compos. Mater.*, Jg. 22, Nr. 9, S. 850–873, 1988, ISSN: 1530793X. DOI: 10.1177/002199838802200905.
- [11] M. Akay und D. Barkley, „Fibre orientation and mechanical behaviour in reinforced thermoplastic injection mouldings“, *J. Mater. Sci.*, Jg. 26, Nr. 10, S. 2731–2742, 1991, ISSN: 00222461. DOI: 10.1007/BF00545562.
- [12] A. Hassan, R. Yahya, A. H. Yahaya, A. R. Tahir und P. R. Hornsby, „Tensile, impact and fiber length properties of injection-molded short and long glass fiber-reinforced polyamide 6,6 composites“, *J. Reinf. Plast. Compos.*, Jg. 23, Nr. 9, S. 969–986, 2004, ISSN: 07316844. DOI: 10.1177/0731684404033960.
- [13] E. Bürkle, F. Johannaber und A. Kaminski, „Verschleiß und Verschleißschutz beim Spritzgießen“, *Materwiss. Werksttech.*, Jg. 26, Nr. 10, S. 531–538, 1995, ISSN: 15214052. DOI: 10.1002/mawe.19950261008.

- [14] H. Czichos und K.-H. Habig, „Reibung“, in *Tribologie-Handbuch*, 2010, S. 81–112, ISBN: 9788578110796. DOI: 10.1007/978-3-8348-9660-5_4. arXiv: arXiv:1011.1669v3.
- [15] M. Reinhard, „Leistungsbewertung und Einsatzmöglichkeiten von Werkstoffen für verschleißbeanspruchte Spritzgießmaschinen- und Extruderbauteile“, Diss., Technische Hochschule Darmstadt, 1987, S. 182.
- [16] W.-D. Mahler, „Modelluntersuchung zur Verschleißwirkung strömender Schmelzen“, Diss., Technische Hochschule Darmstadt, 1975, S. 145.
- [17] P. Volz, „Reibung und Verschleiß in der Kunststofftechnologie“, *Ausgabe 59 von Fortschrittberichte der VDI-Zeitschriften / 05*, S. 206, 1982.
- [18] H. Czichos und J.-P. Celis, „Tribokorrosion“, in *Tribologie-Handbuch*, Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015, S. 201–213. DOI: 10.1007/978-3-8348-2236-9_7.
- [19] M. Heinze, „Wear resistance of hard coatings in plastics processing“, *Surf. Coatings Technol.*, Jg. 105, Nr. 1-2, S. 38–44, 1998, ISSN: 02578972. DOI: 10.1016/S0257-8972(98)00449-6.
- [20] R. T. Fox, „Quantifizierung des Verschleißes kunststoffverarbeitender Maschinen mittels kontinuierlicher (zeitauflösender) Röntgenfluoreszenzanalyse (RFA)“, Diss., Technischen Universität Darmstadt, 2005, S. 138.
- [21] A. Blutmager, M. Varga, T. Schmidt, A. Pock und W. Friesenbichler, „Abrasive/erosive wear on MMCs in plastic moulds as a function of volumetric flow rates and glass fibre distribution“, *Polym. Eng. Sci.*, DOI: 10.1002/pen.24952.
- [22] K. H. Zum Gahr, „Wear by hard particles“, *Tribol. Int.*, Jg. 31, Nr. 10, S. 587–596, 1998, ISSN: 0301679X. DOI: 10.1016/S0301-679X(98)00079-6.
- [23] G. Quercia, I. Grigorescu, H. Contreras, C. Di Rauso und D. Gutiérrez-Campos, „Friction and wear behavior of several hard materials“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 19, Nr. 4-6, S. 359–369, 2001, ISSN: 02634368. DOI: 10.1016/S0263-4368(01)00028-2.
- [24] M. Varga, „High temperature abrasive wear of metallic materials“, *Wear*, Jg. 376-377, S. 443–451, 2017, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2016.12.042.
- [25] V. Piötter, W. Bauer, R. Knitter, M. Mueller, T. Mueller und K. Plewa, „Powder injection moulding of metallic and ceramic micro parts“, *Microsyst. Technol.*, 2011, ISSN: 09467076. DOI: 10.1007/s00542-011-1274-2.
- [26] K. H. Zum Gahr, „Modelling of two-body abrasive wear“, *Wear*, Jg. 124, Nr. 1, S. 87–103, 1988, ISSN: 0043-1648. DOI: 10.1016/0043-1648(88)90236-0.
- [27] K. H. Zum Gahr, *Microstructure and wear of materials*, Vol. 10. Siegen: Elsevier Science Publishers B.V., 1987, ISBN: 0444427546.
- [28] S. Alexander, „Entwicklung neuer pulvermetallurgischer Stähle für Anwendungen unter Verschleiß- und Korrosionsbeanspruchung“, Diss., 2009.
- [29] W. Knappe und W.-D. Mahler, „Modellversuche zum Verschleiß in Kunststoffverarbeitungsmaschinen“, *Kundst. Rundschau*, Jg. 19, Nr. 2/3, S. 45–51, 1972.
- [30] J. Bergstrom, F. Thuvander, P. Devos und C. Boher, „Wear of die materials in full scale plastic injection moulding of glass fibre reinforced polycarbonate“, *Wear*, Jg. 250, Nr. 251, S. 1511–1521, 2001, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00787-6.
- [31] H. Meng, G. X. Sui, G. Y. Xie und R. Yang, „Friction and wear behavior of carbon nanotubes reinforced polyamide 6 composites under dry sliding and water lubricated condition“, *Compos. Sci. Technol.*, Jg. 69, Nr. 5, S. 606–611, 2009, ISSN: 02663538. DOI: 10.1016/j.compscitech.2008.12.004.

- [32] H. Unal und A. Mimaroglu, „Friction and wear behaviour of unfilled engineering thermoplastics“, *Mater. Des.*, Jg. 24, Nr. 3, S. 183–187, 2003, ISSN: 02641275. DOI: 10.1016/S0261-3069(03)00018-9.
- [33] H. Unal, U. Sen und A. Mimaroglu, „Dry sliding wear characteristics of some industrial polymers against steel counterface“, *Tribol. Int.*, Jg. 37, Nr. 9, S. 727–732, 2004, ISSN: 0301679X. DOI: 10.1016/j.triboint.2004.03.002.
- [34] G. Menges, W. Michaeli und P. Mohren, *Spritzgießwerkzeuge: Auslegung, Bau, Anwendung*. Hanser, 2007, ISBN: 9783446446823.
- [35] J. Liu, „Erhöhung der Reproduzierbarkeit des Spritzgießprozesses durch verbesserte Plastifizierkonzepte Überblick“, Diss., Technischen Universität München, 2010.
- [36] F. Johannaber, *Injection Molding Machines*, 4th. Carl Hanser Publishers, Munich - Hanser Gardner Publications, Cincinnati, 2008, S. 390, ISBN: 978-3-446-22581-7. DOI: 10.3139/9783446450110.
- [37] S. Kruppa, „Adaptive Prozessführung und alternative Einspritzkonzepte beim Spritzgießen von Thermoplasten“, Diss., Universität Duisburg-Essen, 2015. Adresse: http://duepublico.uni-duisburg-essen.de/servlets/DerivateServlet/Derivate-40663/diss%7B%5C_%7Dkruppa.pdf.
- [38] A. Wiczorek, „Untersuchungen zum Schließverhalten von Rückstromsperren“, *Mont. Leoben, Diplomarbeit*, 1998.
- [39] S. Haman, „Prozessnahes Qualitätsmanagement beim Spritzgießen“, Diss., Technischen Universität Chemnitz, 2003, S. 146. Adresse: <http://www.qucosa.de/fileadmin/data/qucosa/documents/4864/data/Dissertation.pdf%20url:http://archiv.tu-chemnitz.de/pub/2004/0115>.
- [40] C. J. Gornik, „Verschleißschutz für Ring- Rückströmsperren“, *Kunststoffe*, S. 88–93, Sep. 2008.
- [41] H. Potente, H.-P. Heim und T. Thümen, „Ring-Rückströmsperren rechnerisch optimieren“, *Kunststoffe*, S. 92–94, Aug. 2007.
- [42] R. Schiffers, „Verbesserung der Prozessfähigkeit beim Spritzgießen durch Nutzung von Prozessdaten und eine neuartige Schneckenhubführung“, Diss., Universität Duisburg - Essen, 2009, S. 125.
- [43] H. Czichos, *Tribologie-Handbuch: Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*, 4. Aufl. Springer Vieweg, 2015, ISBN: 9783834822369.
- [44] R. Günther und H. Haag, *Tribologie: Reibung · Verschleiß · Schmierung: Abrasivverschleiß, Mischreibung, Betriebsverhalten von Reibungssystemen, Oberflächenbehandlung*, ISBN: 9783642835582.
- [45] K. H. Zum Gahr, „Tribologie: Reibung - Verschleiss - Schmierung“, *Naturwissenschaften*, Jg. 72, Nr. 5, S. 260–267, 1985, ISSN: 00281042. DOI: 10.1007/BF00448687.
- [46] C. J. Gornik, „Neue Erkenntnisse zur Plastifiziereinheit von Spritzgießmaschinen basierend auf experimentellen Untersuchungen“, Diss., Montanuniversität Leoben, 2007, S. 184.
- [47] A. Blutmager, M. Varga, P. H. Mayrhofer und W. Friesenbichler, „Friction and wear behaviour in dry sliding of hard metals“, in *6th World Tribol. Conf.*, Beijing, 2017.
- [48] Bayer AG, „Verschleißschutz für die Plastifiziereinheit“, Leverkusen, Techn. Ber., 2000, S. 20. Adresse: <http://plastics.bayer.de>.
- [49] K. Dilger und H. Fricke, „Methoden zur Abschätzung des Verschleißes von Dosieranlagen bei der Verarbeitung von höherviskosen gefüllten Klebstoffen - Abrasio“, Techn. Ber., 2017, S. 139.

- [50] C. J. Gornik, „Abgeleitete Kenngrößen zur Optimierung nutzen“, *Kunststoffe*, Sep. 2009.
- [51] C. Kerschenbauer, M. O. Speidel, G. Lichtenegger, J. Sammer und K. Sammt, „PM plastic mould steels - wear resistant and corrosion resistant martensitic chromium steels“, in *6th Int. Tool. Conf.*, J. Bergstrom, G. Fredriksson, M. Johansson, O. Kotik und F. Thuvander, Hrsg., Karlstad, Sweden: Karlstad University, 2002, S. 349–359.
- [52] W. Friesenbichler, G. R. Berger und J. Perko, „Abrasive/corrosive wear on plastic mold steels, measured under practical processing conditions“, *Polym. Process. Soc. 23rd Annu. Meet.*, S. 3–11, 2007.
- [53] W. Friesenbichler, G. R. Berger und J. Perko, „Praxisnahe Prüfmethode für die Messung des abrasiven und korrosiven Verschleißes“, *19. Leobner Kunststoff-Kolloquium*, 2006.
- [54] P. Süry und P. Brezina, „Kurzzeitprüfmethode zur Untersuchung des Einflusses von Wärmebehandlung und chemischer Zusammensetzung auf die Korrosionsbeständigkeit martensitischer Chrom-Nickel-(Molybdän)-Stähle mit tiefem Kohlenstoff-Gehalt“, *Mater. Corros.*, Jg. 30, Nr. 5, S. 341–357, 1979, ISSN: 15214176. DOI: 10.1002/maco.19790300505.
- [55] C. Dantan, „Verschleißuntersuchungen an pulvermetallurgisch hergestellten Stählen unter besonderer Berücksichtigung des Korrosionsverschleißes“, *Diplomarbeit, Mont. Leoben*, S. 93, 2001.
- [56] B. Hribernik, J. Stamberger und W. Friesenbichler, „Verschleiß von Werkzeugstählen unter den Bedingungen des Spritzgießens“, *Stahl Met. Mag.*, Nr. 27 (3), 1989.
- [57] P. Eggering, W. Knappe und K. Stärk, „Verschleiß an Metalloberflächen, die mit schnell strömenden Kunststoffschmelzen in Berührung stehen“, *Mitteilung aus dem Dtsch. Kunststoff-Institut Darmstadt*, Jg. 10, Nr. 5, S. 159–166, 1971.
- [58] L. Olah, W. Friesenbichler und L. Borbas, „Wear of plastic mould steels under injection moulding conditions“, *Trans. Famenia*, Jg. XXXIII, Nr. 3, S. 15–24, 2009.
- [59] W. Friesenbichler, G. Weiermair und G. R. Langecker, „Kurzbericht Verschleißuntersuchung am Tribosystem Polymerschmelze/Stahl“, Montanuniversität, Leoben, Techn. Ber., 2003.
- [60] W. Friesenbichler, G. R. Langecker und G. Lichtenegger, „Wear testing apparatus with integrated measuring technology for measuring the abrasive / corrosive wear on steels for plastics molds“, S. 1–4, 2001.
- [61] Covestro, „Spritzgießen von Qualitätsformteilen Verschleißschutz für die Plastifiziereinheit“, Covestro Deutschland AG, Leverkusen, Techn. Ber., 2016.
- [62] W. Friesenbichler, „Verschleißapparatur mit integrierter Messtechnik zur Messung des abrasiv/korrosiven Verschleißes an Kunststoff-Formenstählen“, in *15. Leobener Kunststoff - Kolloquium*, Leoben, 2006, S. 1–20.
- [63] A. G. Atkinsi, „Slice-push, formation of grooves and scale effect in cutting“, *Interface Focus*, Jg. 6, Nr. 3, S. 20 160 019, Juni 2016, ISSN: 20428901. DOI: 10.1098/rsfs.2016.0019.
- [64] K. Hokkirigawa und K. Kato, „An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear“, *Tribol. Int.*, Jg. 21, Nr. 1, S. 51–57, 1988, ISSN: 0301679X. DOI: 10.1016/0301-679X(88)90128-4.
- [65] G. Mennig und G. Paller, „Verschleißschutz in der Kunststoff-Verarbeitung durch PVD-Hartstoffsichten“, *Materwiss. Werksttech.*, Jg. 24, Nr. 3-4, S. 152–159, 1993, ISSN: 15214052. DOI: 10.1002/mawe.19930240314.

- [66] A. Pogačnik und M. Kalin, „Parameters influencing the running-in and long-term tribological behaviour of polyamide (PA) against polyacetal (POM) and steel“, *Wear*, Jg. 290-291, S. 140–148, 2012, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2012.04.017.
- [67] A. Pogačnik, A. Kupec und M. Kalin, „Tribological properties of polyamide (PA6) in self-mated contacts and against steel as a stationary and moving body“, *Wear*, Jg. 378-379, S. 17–26, 2017, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2017.01.118.
- [68] K. Bobzin, E. Lugscheider, M. Maes, R. Cremer und R. Tariq, „(Cr_{1-x}Al_x)N-PVD-Niedertemperaturbeschichtung zum Verschleißschutz von Bauteilen“, *Tribol. und Schmierungstechnik*, Jg. 53, Nr. 1, S. 15–19, 2006, ISSN: 07243472.
- [69] A. Blutmager, „Influence of Hf on the phase stability and age-hardening behaviour of Ti-Al-N hard coatings“, *Diploma Thesis, Mont. Leoben*, 2010.
- [70] M. Cremer, E. Broszeit, G. Berg und M. Heinze, „Schichten in der Kunststoffverarbeitung. Mittels MSPVD abgeschiedene Cr_xN-Schichten eröffnen neue Möglichkeiten für den Verschleißschutz von Plastifiziereinheiten“, *Materwiss. Werksttech.*, Jg. 29, Nr. 9, S. 555–561, 1998, ISSN: 1521-4052. DOI: 10.1002/mawe.19980290914.
- [71] R. Rachbauer, A. Blutmager, D. Holec und P. H. Mayrhofer, „Effect of Hf on structure and age hardening of Ti-Al-N thin films“, *Surf. Coatings Technol.*, Jg. 206, Nr. 10, S. 2667–2672, 2012, ISSN: 02578972. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.11.020.
- [72] G. Paller, B. Matthes, W. Herr und E. Broszeit, „Tribological properties of r.f.-sputtered titanium-based hard coatings and their behaviour under plastics-processing conditions“, *Mater. Sci. Eng. A*, Jg. 140, Nr. C, S. 647–654, 1991, ISSN: 09215093. DOI: 10.1016/0921-5093(91)90490-E.
- [73] B. Kaynak, „Perfluoralkylsilan Beschichtungen für Formen und Werkzeuge in der Kunststofftechnik“, Diss., Montanuniversität Leoben, 2017.
- [74] G. Weiermair, „Untersuchungen zum abrasiven Verschleiß von niedrig- bzw. hochlegierten Kunststoff-Formenstählen mit einem verbesserten Verschleißmodell“, *Diplomarbeit, Mont. Leoben*, S. 122, 2011.
- [75] W. Friesenbichler, G. R. Langecker und D. Caliskanoglu, „Abrasive/corrosive wear on plastic mould steels, measured under practical conditions“, in *7th Tool. Conf.*, Turin, Italien, 2006.
- [76] H. M. Ortner, P. Ettmayer, H. Kolaska und I. Smid, „The history of the technological progress of hardmetals“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 49, Nr. 1, S. 3–8, 2015, ISSN: 22133917. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.04.016. arXiv: arXiv:1011.1669v3. Adresse: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.04.016>.
- [77] J. A. Wesmann und N. Espallargas, „Effect of atmosphere, temperature and carbide size on the sliding friction of self-mated HVOF WC-CoCr contacts“, *Tribol. Int.*, Jg. 101, S. 301–313, 2016, ISSN: 0301679X. DOI: 10.1016/j.triboint.2016.04.032.
- [78] R. J. Wood, „Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 28, Nr. 1, S. 82–94, 2010, ISSN: 02634368. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2009.07.011.
- [79] J. Pirso, S. Letunoviš und M. Viljus, „Friction and wear behaviour of cemented carbides“, *Wear*, Jg. 257, Nr. 3-4, S. 257–265, 2004, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2003.12.014.
- [80] A. Krawitz und E. Drake, „Residual stresses in cemented carbides — An overview“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 49, S. 27–35, März 2015, ISSN: 02634368. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.07.018.
- [81] L. Prakash, „Fundamentals and General Applications of Hardmetals“, in *Compr. Hard Mater.* Elsevier, 2014, S. 29–90. DOI: 10.1016/B978-0-08-096527-7.00002-7.

- [82] S. S. Ponomarev, A. V. Shatov, A. A. Mikhailov und S. A. Firstov, „Mechanisms for the degradation of strength and wear-resistance of WC based cemented carbides due to faster cooling“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 49, Nr. 1, S. 161–169, 2015, ISSN: 22133917. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.10.010.
- [83] G. S. Upadhyaya, *Cemented tungsten carbides : production, properties, and testing*, 1. Aufl. William Andrew, 1998, S. 403, ISBN: 9780815514176.
- [84] K. Zhang, Z. Wang, D. Wang, Y. Guo und B. Zhao, „Dry sliding friction and casing wear behavior of PCD reinforced WC matrix composites“, *Tribol. Int.*, Jg. 90, S. 84–95, 2015, ISSN: 0301679X. DOI: 10.1016/j.triboint.2015.04.028.
- [85] M. Aristizabal, N. Rodriguez, F. Ibarreta, R. Martinez und J. M. Sanchez, *Liquid phase sintering and oxidation resistance of WC-Ni-Co-Cr cemented carbides*, 2010. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2010.02.010.
- [86] W. Schubert, M. Fugger, B. Wittmann und R. Useldinger, „Aspects of sintering of cemented carbides with Fe-based binders“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 49, S. 110–123, März 2015, ISSN: 02634368. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.07.028.
- [87] H. Saito, A. Iwabuchi und T. Shimizu, „Effects of Co content and WC grain size on wear of WC cemented carbide“, *Wear*, Jg. 261, Nr. 2, S. 126–132, 2006, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2005.09.034.
- [88] M. Aristizabal, L. C. Ardila, F. Veiga, M. Arizmendi, J. Fernandez und J. M. Sánchez, „Comparison of the friction and wear behaviour of WC-Ni-Co-Cr and WC-Co hardmetals in contact with steel at high temperatures“, *Wear*, Jg. 280-281, S. 15–21, 2012, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2012.01.015.
- [89] M. G. Gee, A. Gant und B. Roebuck, „Wear mechanisms in abrasion and erosion of WC/Co and related hardmetals“, *Wear*, Jg. 263, Nr. 1-6 SPEC. ISS. S. 137–148, 2007, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2006.12.046.
- [90] A. J. Gant und M. G. Gee, „Abrasion of tungsten carbide hardmetals using hard counterfaces“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 24, Nr. 1-2, S. 189–198, 2006, ISSN: 02634368. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2005.05.007.
- [91] I. Konyashin, A. Zaitsev, D. Sidorenko, E. Levashov, B. Ries, S. Konischev, M. Sorokin, A. Mazilkin, M. Herrmann und A. Kaiser, „Wettability of tungsten carbide by liquid binders in WC–Co cemented carbides: Is it complete for all carbon contents?“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 62, S. 134–148, Jan. 2017, ISSN: 02634368. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2016.06.006.
- [92] I. Konyashin und B. Ries, „Wear damage of cemented carbides with different combinations of WC mean grain size and Co content. Part I: ASTM wear tests“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 46, 2014, ISSN: 02634368. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.04.021.
- [93] I. Borgh, P. Hedström, T. Persson, S. Norgren, A. Borgenstam, J. Ågren und J. Odqvist, „Microstructure, grain size distribution and grain shape in WC–Co alloys sintered at different carbon activities“, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, Jg. 43, S. 205–211, März 2014, ISSN: 02634368. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2013.12.007.
- [94] J. Long, K. Li, F. Chen, M. Yi, Y. Du, B. Lu, Z. Zhang, Y. Wang, K. Cheng und K. Zhang, „Microstructure evolution of WC grains in WC–Co–Ni–Al alloys: Effect of binder phase composition“, *J. Alloys Compd.*, Jg. 710, S. 338–348, Juli 2017, ISSN: 09258388. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.03.284.
- [95] R. Polak, S. Ilo und E. Badisch, „Relation between inter-particle distance (L IPD) and abrasion in multiphase matrix-carbide materials“, *Tribol. Lett.*, Jg. 33, Nr. 1, S. 29–35, 2009, ISSN: 10238883. DOI: 10.1007/s11249-008-9388-0.
- [96] V. L. Popov, *Kontaktmechanik und Reibung*, 3. Aufl. Springer Vieweg, 2010, ISBN: 978-3-642-13301-5. DOI: 10.1007/978-3-642-13302-2. arXiv: arXiv:1011.1669v3.

- [97] V. L. Popov, V. E. Rubzov und A. V. Kolubaev, „Blitztemperaturen bei Reibung in hoch belasteten Reibungspaaren“, *Tribol. und Schmierungstechnik*, S. 1–8, 2000.
- [98] K. Bonny, P. De Baets, Y. Perez, J. Vleugels, B. Lauwers, B. de Patrick, J. Vleugels, S. Huang und B. Lauwers, „Friction and wear characteristics of WC-Co cemented carbides in dry reciprocating sliding contact“, *Tribol. Trans.*, Jg. 52, Nr. 11-12, S. 481–491, 2010, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2010.02.029.
- [99] S. Hernandez, J. Hardell, H. Winkelmann, M. R. Ripoll und B. Prakash, „Influence of temperature on abrasive wear of boron steel and hot forming tool steels“, *Wear*, Jg. 338-339, S. 27–35, 2015, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2015.05.010.
- [100] H. Engqvist, H. Högberg, G. A. Botton, S. Ederyd und N. Axén, „Tribofilm formation on cemented carbides in dry sliding conformal contact“, *Wear*, Jg. 239, Nr. 2, S. 219–228, 2000, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/S0043-1648(00)00315-X.
- [101] H. Berns, „Microstructural properties of wear-resistant alloys“, *Wear*, Jg. 181-183, Nr. PART 1, S. 271–279, 1995, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/0043-1648(95)90034-9.
- [102] H. Rojacz, M. Varga, H. Kerber und H. Winkelmann, „Processing and wear of cast MMCs with cemented carbide scrap“, *J. Mater. Process. Technol.*, Jg. 214, Nr. 6, S. 1285–1292, 2014, ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprot.2014.01.011.
- [103] H. Winkelmann, E. Badisch, M. Varga und H. Danninger, „Wear mechanisms at high temperatures. part 3: Changes of the wear mechanism in the continuous impact abrasion test with increasing testing temperature“, *Tribol. Lett.*, Jg. 37, Nr. 2, S. 419–429, 2010, ISSN: 10238883. DOI: 10.1007/s11249-009-9534-3.
- [104] T. Bauernhansl, *Industrie 4.0 in Produktion, Automatisierung und Logistik*, T. Bauernhansl, M. ten Hompel und B. Vogel-Heuser, Hrsg. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014, ISBN: 978-3-658-04681-1. DOI: 10.1007/978-3-658-04682-8.
- [105] G. Mennig und G. Paller, „Verschleißschutz in der Kunststoff-Verarbeitung durch PVD-Hartstoff schichten“, *Materwiss. Werksttech.*, Jg. 159, Nr. 3-4, S. 152–159, 1993, ISSN: 15214052. DOI: 10.1002/mawe.19930240314.
- [106] C. Gornik, „Einsatz von PVD-Beschichtungen in Plastifiziereinheiten“, *Kunststoffe*, S. 44–49, Nov. 2005, ISSN: 09450084.
- [107] W. Friesenbichler und G. R. Berger, „Innovative Spritzgießtechnologie - Trends und Entwicklungen“, in *26. Kunststoffkolloquium Leoben*, Leoben: Lehrstuhl Spritzgießen von Kunststoffen, 2017, ISBN: 978-3-9503248-6-0.
- [108] *Fakultät für Maschinenbau - PSI (Universität Paderborn)*. Adresse: <https://ktp.uni-paderborn.de/foerderverein/software/psi/> (besucht am 02.07.2018).
- [109] H. Schoosleitner und D. Trauner, „Modellierung und Untersuchung der Strömung durch die Rückstromsperre eines Schraubenextruders“, *Master Thesis, TU Wien*, 2017.
- [110] D. Trauner, B. Scheichl und H. Schoosleiter, „On the simulated interplay of external friction and thermo-fluid dynamics of glass-fibre-additivated polymeric melt in the backflow barrier of a screw extruder“, *Tribol. Schmierungstechnik*, Jg. 66, Nr. 6, S. 12, 2018.
- [111] D. Trauner, B. Scheichl, H. Schoosleitner, W. Friesenbichler und A. Blutmager, „On the glass- fibre-additivated polymer melt in the backflow barrier of a screw extruder: simulated interplay of thermo-fluid dynamics and external friction“, *J. Polym. Res.*, 2018.
- [112] A. Blutmager, T. Spahn, S.-A. Glatz, M. Varga, W. Friesenbichler, H. Riedl und P. H. Mayrhofer, „Wear phenomena of fiber reinforced polyamide on blank and coated tool surfaces“, *Wear, Submitt.*,

- [133] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, „Nichtrostender Stahl N335“, Kapfenberg, Techn. Ber., 2006.
- [134] F. Hensen, W. Knappe und H. Potente, *Handbuch der Kunststoff-Extrusionstechnik*. München: Hanser Fachbuch, 1989, ISBN: 3446143394.
- [135] W. Friesenbichler und A. Blutmager, „Influence of shear rate and viscous dissipation on abrasive wear of a powder metallurgical mould steel“, in *PMI 2018*, Bd. 2316, Guimarães, Portugal.
- [136] T. Spahn, „Bachelor Thesis Influence of surface roughness and load variations on the tribological properties of PVD coated and nitrated tool steel“, *Bachelor Thesis, TU Wien*, 2017.
- [137] M. Heinze, G. Mennig und G. Paller, „Wear resistance of PVD coatings in plastics processing“, *Surf. Coatings Technol.*, Jg. 74-75, Nr. PART 2, S. 658–663, 1995, ISSN: 02578972. DOI: 10.1016/0257-8972(95)08352-9.
- [138] A. M. Pock, „Einfluss des Einspritzvolumenstroms auf die Faserlängenverteilung von kurzglasfaserverstärktem PA66“, *Bachelorarbeit, Mont. Leoben*, 2018.
- [139] B. Bhushan, *Introduction to Tribology*, 2. Aufl. New York: JohnWiley & Sons, Ltd, 2013, ISBN: 9781119944539. DOI: 10.1002/9781118403259M4-Citavi.
- [140] G. Kleer und W. Döll, „Untersuchungen zum Einfluss von Schichtherstellparametern auf Hochtemperatur- und Verschleißverhalten von PVD-Schichten“, *Materwiss. Werksttech.*, Jg. 24, Nr. 3-4, S. 80–85, 1993, ISSN: 1521-4052. DOI: 10.1002/mawe.19930240305.
- [141] P. Boey, W. Ho und S. J. Bull, „The effect of temperature on the abrasive wear of coatings and hybrid surface treatments for injection-moulding machines“, *Wear*, Jg. 258, Nr. 1-4 SPEC. ISS. S. 149–156, 2005, ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2004.09.039.
- [142] H. Torres, M. Varga, F. Widder, U. Cihak-Bayr, O. Viskovic und M. Rodríguez Ripoll, „Experimental simulation of high temperature sliding contact of hot rolled steel“, *Tribol. Int.*, Jg. 93, S. 745–754, 2016, ISSN: 0301679X. DOI: 10.1016/j.triboint.2015.01.007.

A. PA6_02 PSI-REX-Materialdaten

Die nachstehende Tabelle zeigt die Originaldaten aus der PSI Datenbank für die Berechnungen mit PA6_02:

Allgemeine Materialdaten:

Materialname	PA6_02
Kommentar	MVI: 45
Materialtyp	PA
Materialbearbeiter	KTP
Datum	19.06.2002

Rheologische Materialdaten

(Carreau-Ansatz):

Berechnungsart	WLF(C1,C2)		
Nullviskosität	a	605.180000	Pas
Reziproke Übergangsgeschwindigkeit	b	0.004722	s
Steigung	c	0.647060	
Bezugstemperatur	T _b	270.000000	°C
Standardtemperatur	T _s	0.000000	°C
Druckverschiebungsfaktor	beta	-	1/MPa
1. Konstante des WLF-Ansatzes	c ₁	13.452200	
2. Konstante des WLF-Ansatzes	c ₂	552.931000	
Aktivierungsenergie	E	-	J/mol
Kritische Wandschubspannung 1	k_1	0.000000	N/mm ²
Kritische Wandschubspannung 2	k_2	0.000000	N/mm ²
Temperatur 1	temp ₁	0.000000	°C
Temperatur 2	temp ₂	0.000000	°C

Dichten:

Feststoffdichte	rho _F	1.090000	g/cm ³
Schüttdichte	rho _S	0.630000	g/cm ³
Spezifische Dichte	rho ₀	1.127000	g/cm ³
Steigung der Dichtefunktion	rho _m	0.000050	g/(cm ³ *°C)
Kompressibilitätsfaktor	kappa	-	1/Pa
Spezifisches Volumen	v ₀	-	cm ³ /g
Steigung der Volumenfunktion	v _m	0.000000	cm ³ /(g*°C)

Thermodynamische Daten:

Schmelztemperatur	K	222.000000	°C
Wärmekapazität	cp ₀	3.140000	kJ/(kg*K)
Steigung der Wärmekapazitätsfkt.	cp _m	0.006220	J/(g*K*°C)
Wärmeleitfähigkeit	lambda ₀	0.210000	W/(m*K)
Steigung d. Wärmeleitfähigkeitsfkt.	lambda _m	0.000150	W/(m*K*°C)
Wärmeleitfähigkeit des Feststoffs	lambda _F	0.350000	W/(m*K)
Molekülstruktur des Materials		Teilkristallin	

A. PA6_02 PSI-REX-Materialdaten

Aufschmelzenthalpie	h_A	45.000000	J/g
Feststoffenthalpie	h_F	530.000000	J/g
Tribologische Daten:			
Zylinderreibungskoeffizient	μ_{e_z}	0.350000	
Innerer Reibkoeffizient	μ_{e_i}	0.090000	
Schneckenreibkoeffizient	μ_{e_s}	0.350000	
Temperaturabh. Reibkoeffizient	$\mu_{e_{z1}}$	0.350000	
Molekulargewicht:			
Zahlenmittel der Molekülmasse	Mn	-	g/mol
Gewichtsmittel der Molekülmasse	MW	-	g/mol
Polydisperität	PD	-	-
Intrinsische Viskosität	IV	-	dl/g
Lösungsmittelkonzentration IV	C_{IV}	-	g/l
Viskositätszahl	VZ	-	cm ³ /g
Lösungsmittelkonzentration VZ	C_{VZ}	-	g/l
Melt Flow Rate [0.0 °C; 0.0 kg]	MFI	0.0	g/10min
Melt Volume Rate [0.0 °C; 0.0 kg]	MVR	0.0	cm ³ /10min
Parameter Materialabbau			
Temperaturempfindlichkeit	T_0	-	°C
Schergeschwindigkeitsempfindlichkeit	Γ_0	-	s ⁻¹
Verweilzeitempfindlichkeit	t_{v_0}	-	s
Technologische Daten:			
minimale Granulatgröße	dg_{min}	4.000000	mm
maximale Granulatgröße	dg_{max}	4.000000	mm
mittlere Granulatgröße	dg_q	4.000000	mm
Scherspannung	τ_{scher}	-	N/mm ²
Faserabbau:			
Fasertyp			
Anzahlfaserlänge (anzahlgewichtet)	L_N	-	μm
Faserdurchmesser	D_{Fa}	-	μm
Fasergewichtsanteil	ψ_{Fa}	-	%
Faserdichte	ρ_{Fa}	-	g/cm ³
E-Modul	E_{Fa}	-	MPa
Bruchdehnung	ϵ_{Fa}	-	%

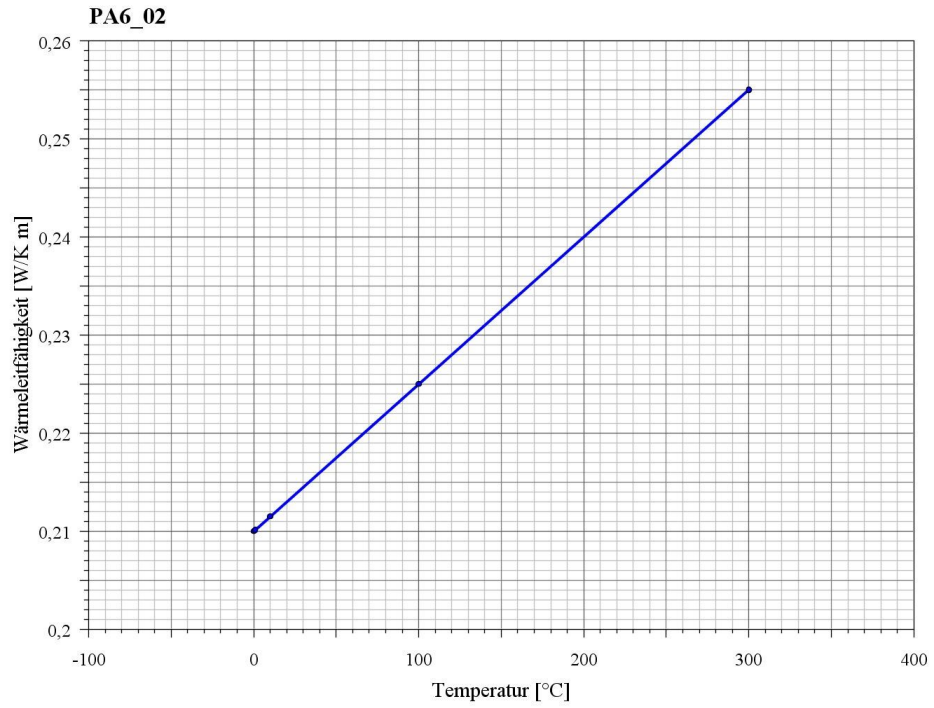


Abbildung A.1.: Wärmeleitfähigkeit von PA_02

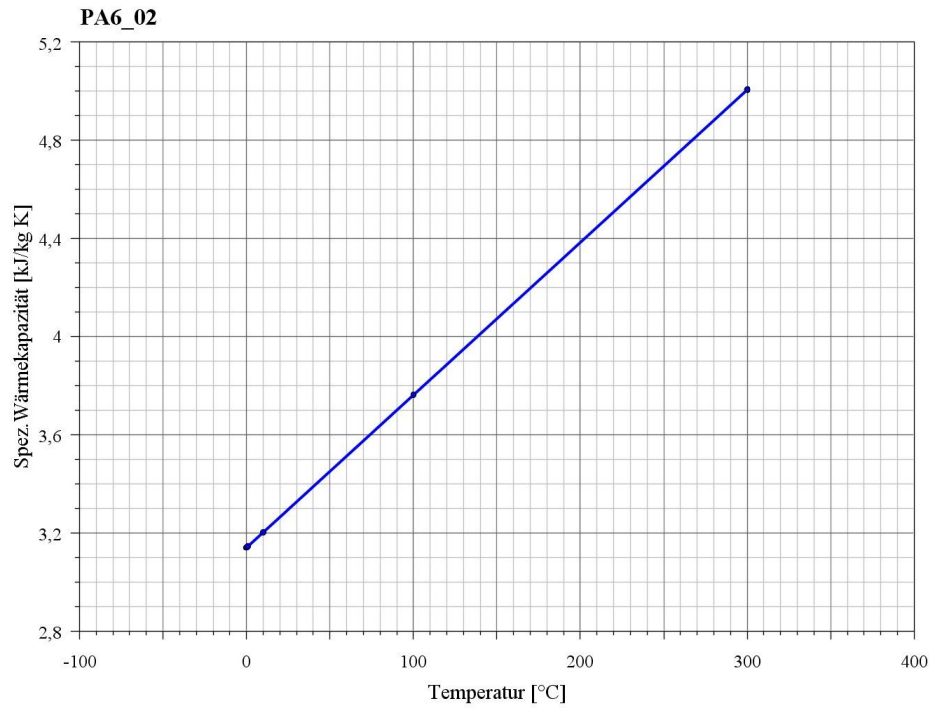


Abbildung A.2.: Spezifische Wärmekapazität von PA_02

A. PA6_02 PSI-REX-Materialdaten

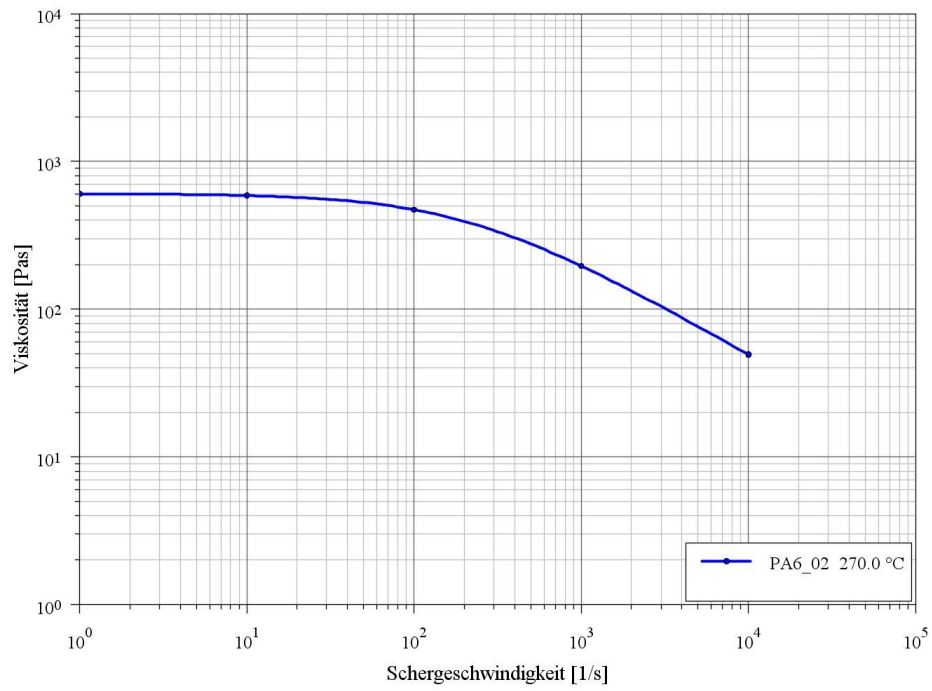


Abbildung A.3.: Viskosität über Schergeschwindigkeit von PA_02 bei 270 °C

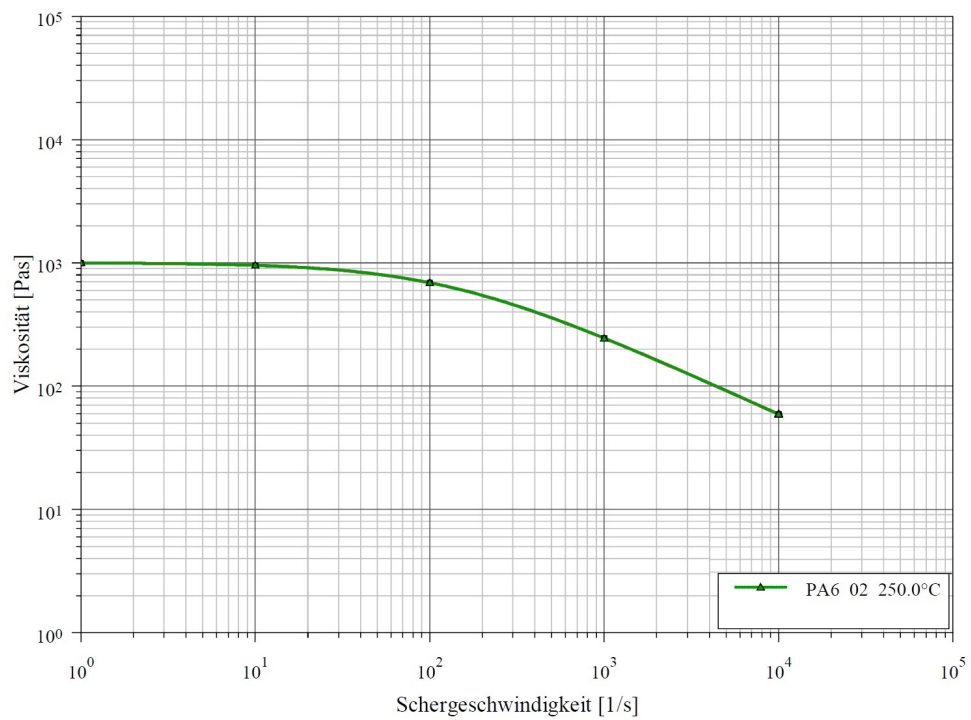


Abbildung A.4.: Viskosität über Schergeschwindigkeit von PA_02 bei 250 °C

B. Eingabedaten Strömungssimulation SigmaSoft

Prozessparameter	
Massetemperatur:	290°C
Verschleißdüsentemp. (Außenoberfläche):	290°C
Schmelze-Volumenstrom:	240 cm ³ /s
Cross WLF- Koeffizienten:	
A1	2,1918
A2	48,2386 K
n	0,3539
D1	855,8107 Pas
D2	300°C
D3	3,1440e ⁻⁰⁰³ K/bar
D4	100555,3906 Pa

Spezifische Wärmekapazität	
Temperatur (°C)	C _p (J/kgK)
2	1105
150	1944
213	2155
225	5988
234	2007
261	1989

Wärmeleitfähigkeit:	
Temperatur (°C)	λ in (W/mK)
30	0,286
40	0,258
60	0,261
70	0,272
90	0,274
110	0,289
150	0,311
170	0,314
200	0,33
220	0,353
240	0,339
250	0,347
260	0,348
270	0,34

Tait-Koeffizienten	
Schmelzbereich	
~270-322°C	b1m 0,7362 cm ³ /s

B. Eingabedaten Strömungssimulation SigmaSoft

	b2m	3,2410e-004 cm ³ /(g/K)
	b3m	2153,0828 bar
	b4m	2,6481e-003 1/K
Feststoffbereich ~20-238°C	b1s	0,7036 cm ³ /s
	b2s	1,5966e-004 cm ³ /(g/K)
	b3s	3318,2571 bar
	b4s	0,00021084 1/K
Übergangsbereich ~238°C	b5	270,8725 °C
	b6	2,8073e-003 K/bar
Phasenübergang ~238-70°C	b7	0,032 cm ³ /g
	b8	0,0448 1/K
	b9	3,8313e-004 1/bar
Temperatur in (°C)	Spezifisches Volumen in (cm ³ /g)	
20	0,663	
50,3	0,6682	
101,82	0,6767	
150,3	0,6846	
201,82	0,6939	
250,3	0,7128	
301,82	0,7462	
320	0,7519	
Materialdaten-Stahl PM1		
Wärmeleitfähigkeit:		
Temperatur (°C)	λ in W/mK	
20	15	
Anlasstemperatur:	520 °C	
Wärmeausdehnung:		
Temperatur in °C	Lin. Ausdehnungskoeffizient in 10 ⁻⁶ m/(m*K)	
100	10,4	
200	10,7	
300	11	
400	11,2	
500	11,6	

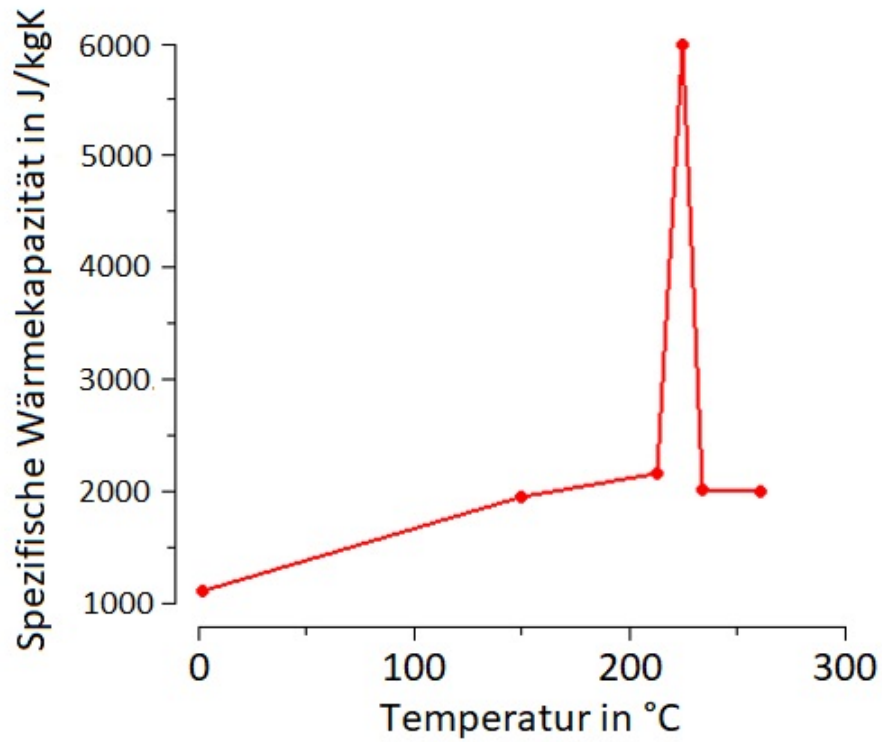


Abbildung B.1.: Wärmeleitfähigkeit von PA66

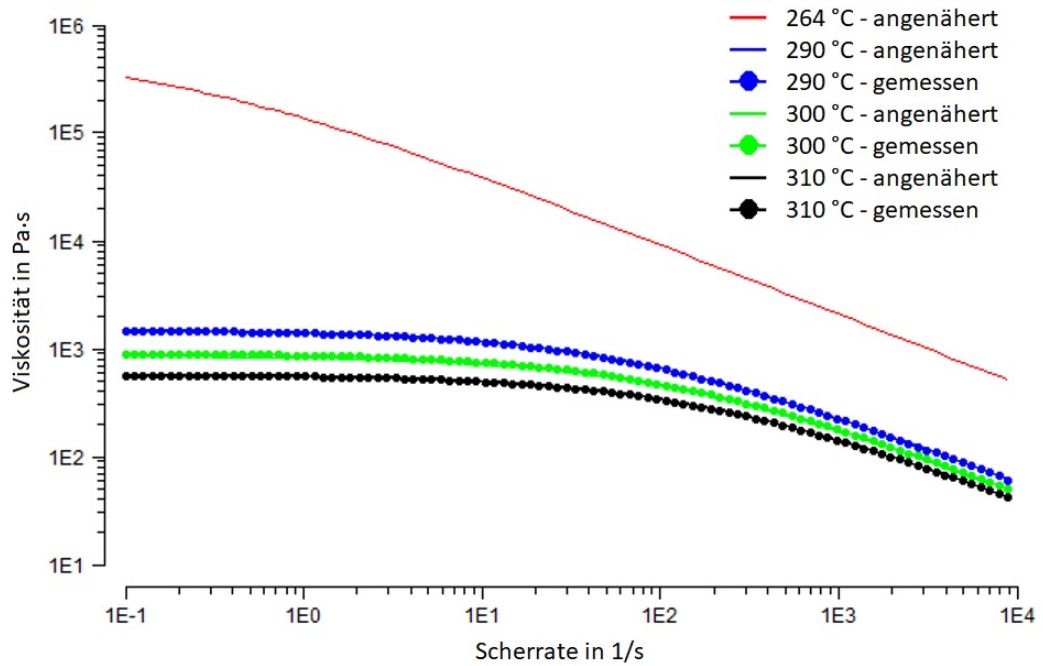


Abbildung B.2.: Viskosität über Scherrate von PA66 bei 264 °C - 310 °C

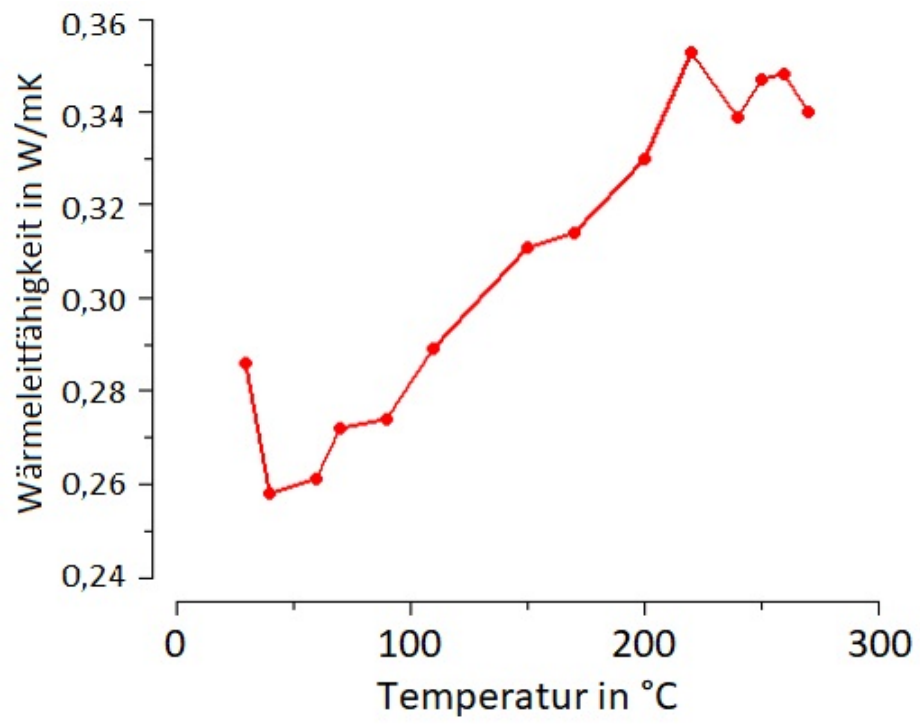


Abbildung B.3.: Spezifische Wärmekapazität von PA66