

Masterarbeit

**Vergleichende Verschleißuntersuchungen von
Kunststoffformenstählen mittels
Plättchen-Verschleißmethode**

verfasst von

David Zidar



SPRITZGIESSEN VON
KUNSTSTOFFEN

Vorstand: Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Walter Friesenbichler

Leoben, August 2018

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, that I wrote this theses and performed the associated research myself, using only literature cited in the volume.

Datum

Unterschrift

Danksagung

Zu aller erst möchte ich mich herzlich beim Lehrstuhlleiter Univ. Prof. Dr. Walter Friesenbichler bedanken, der mir dieser Arbeit ermöglicht hat.

Einen herzlichen Dank spreche ich auch dem Mädchen für Alles und Meister der Spritzgusshalle, Eduard Leitner, aus für die Betreuung an den Maschinen und einer Fülle von anwendungsnahen Fachgesprächen, die zu mancher Idee führten, die in dieser Arbeit umgesetzt wurden.

Herrn Dipl. Ing. Andreas Blutmager von der Firma Wittmann Battenfeld, der mir in dem für Kunststofftechniker schweren Gebiet der Metalle stets mit Rat zur Seite stand.

Weiters möchte ich mich bei Herrn Dipl. Ing. Dr. mont. Horst Zunko für die Unterstützung seitens voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH und Co KG bedanken, sowie das Ermöglichen der Härtemessungen, welche dort durchgeführt wurden.

Für die Oberflächenmessungen mittels WLI darf ich Priv.-Doz. DI Dr. Gruber und seinem Team vom PCCL ganz herzlich danken.

Danken möchte ich auch all jenen, die mich in meiner langen Zeit in Leoben begleitet haben, und so mein Leben bereichert haben.

Auch möchte ich meinen engsten Freunden Markus, Markus und Florian in der Heimat danken, auf die trotz der großen Entfernung immer Verlass war.

Zu guter letzt möchte ich mich vor allem bei meinen Großeltern, Eltern, Geschwistern, Schwagern, Schwägerinnen und Nichten bedanken, durch die ich immer eine Heimat hatte, egal was gerade in meinem Leben vor sich ging.

Die präsentierten Forschungsergebnisse wurden aus dem österreichischen COMET-Programm (Projekt XTriology, Nr. 849109) gefördert und sind in Zusammenarbeit mit dem „Exzellenzzentrum für Tribologie“ (AC2T research GmbH) entstanden.

Kurzfassung

Die Anforderungen an die in der Verarbeitung von Kunststoffen eingesetzten Materialien steigen aufgrund der immer breiteren Anwendungsbereiche von Kunststoffbauteilen. Der damit einhergehende Verschleiß führt nicht nur zu steigenden Kosten, sondern behindert auch die Automatisierung wegen notwendiger Wartungsarbeiten.

Aus diesem Grund wurden fünf hochlegierte Kunststoffformenstähle mittels der Plättchen-Verschleißmethode auf ihr Verschleißverhalten im tribologischen Dreikörpersystem Kunststoffschmelze/Stahl/Glasfaser getestet, was den abrasiven Verschleißfall in der Anwendung von glasfaserverstärkten Polymersystemen widerspiegelt. Die untersuchten Stähle unterscheiden sich in deren Herstellungsart und Legierungskonzeption.

Für alle Stähle waren die Versuchsbedingungen gleich und wurden während des Versuchs kontrolliert, auf mögliche Einflüsse hin untersucht und diese auf ihre Wichtigkeit hin bewertet. Zudem wurden Vorschläge für die Behebung von Einflussfaktoren, Probenreinigung und Restfeuchte im eingesetzten Kunststoff erhoben. Abschließend wurden die erzielten Ergebnisse mit Verschleißuntersuchungen verglichen, welche unter ähnlichen Bedingungen durchgeführt wurden.

Abstract

The demand of materials used in the processing of plastics is increasing due to the ever-increasing application of plastic components.

Wear not only leads to increasing costs but also hampers automation due to necessary maintenance. For this reason, the wear behavior of five high-alloyed plastic mold steels were tested in the tribological three-body system plastic melt/steel/glass fiber using the testing method for platelet-shaped test specimen, which reflects the abrasive wear in the application of glass fiber reinforced polymer melt. The steels differ in their production route and alloy design.

The test conditions are the same for all steels and are checked during the tests, examined for possible influences and evaluated for their importance. In addition, suggestions are made for the elimination of influencing factors like the sample cleaning and the residual moisture in the plastic used.

Finally, the results obtained are compared with wear tests carried out under comparable conditions.

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG UND ZIELSETZUNG	1
2	THEORETISCHE GRUNDLAGEN	2
2.1	REIBUNG UND VERSCHLEIß	2
2.2	DAS TRIBOLOGISCHE SYSTEM	2
2.3	VERSCHLEIß UND SEINE EINFLUSSGRÖßEN	4
2.4	VERSCHLEIßMECHANISMEN	4
2.4.1	<i>Adhäsion</i>	5
2.4.2	<i>Abrasion</i>	6
2.5	VERSCHLEIß BEIM SPRITZGIEßEN	7
2.6	KUNSTSTOFFFORMENSTÄHLE.....	10
2.6.1	<i>Blockguss</i>	12
2.6.2	<i>Elektroschlacke Umschmelzen</i>	14
2.6.3	<i>Pulvermetallurgie</i>	15
2.6.4	<i>Vergleich von Stahlherstellungsmethoden</i>	18
2.6.5	<i>Legierungselemente und deren Einflüsse</i>	20
2.6.6	<i>Karbide und deren Härte</i>	22
3	EXPERIMENTELLER AUFBAU.....	23
3.1	VERWENDETES TRIBOSYSTEM	23
3.2	VERSCHLEIßAPPARATUR.....	24
3.2.1	<i>Probengeometrie</i>	25
3.3	VERWENDETE MASCHINEN UND GERÄTE	26
3.3.1	<i>Spritzgussmaschine</i>	26
3.3.2	<i>Reinigung (Proben)</i>	26
3.3.3	<i>Reinigung (Werkzeug)</i>	26
3.3.4	<i>Analysenwaage</i>	27
3.3.5	<i>Mikroskop</i>	27
3.3.6	<i>Oberflächenrauheitsmessung</i>	28
3.3.7	<i>Härtmessungen</i>	28
3.3.8	<i>Vortrocknung des Materials</i>	28
3.3.9	<i>Verwendete Kunststoffe</i>	29
3.4	VERSUCHSDURCHFÜHRUNG.....	29
3.4.1	<i>Untersuchte Stähle</i>	29
3.4.2	<i>Gewählte Parameter</i>	32
3.4.3	<i>Maschinen- und Werkzeugeinstellungen</i>	34

4	ERGEBNISSE	35
4.1	VERSCHEIB AN DEN VERGLICHENEN KUNSTSTOFFFORMENSTÄHLEN	36
4.1.1	<i>KUFO-1-ESU</i>	<i>36</i>
4.1.2	<i>KUFO-2-K</i>	<i>36</i>
4.1.3	<i>KUFO-3-K</i>	<i>37</i>
4.1.4	<i>KUFO-4-PM</i>	<i>38</i>
4.1.5	<i>KUFO-5-PM</i>	<i>38</i>
4.2	EINFLUSSPARAMETER AUF DEN VERSUCH	39
4.2.1	<i>Oberfläche</i>	<i>39</i>
4.2.2	<i>Maschinenschwankungen</i>	<i>42</i>
4.2.3	<i>Materialrestfeuchte</i>	<i>43</i>
4.2.4	<i>Reinigung</i>	<i>44</i>
5	DISKUSSION	46
5.1	VERGLEICH VON VERSCHLEIB AN STÄHLEN	46
5.1.1	<i>Vergleich der nicht pulvermetallurgischen Stähle</i>	<i>46</i>
5.1.2	<i>Vergleich der pulvermetallurgischen Stähle</i>	<i>49</i>
5.1.3	<i>Gesamtbetrachtung</i>	<i>51</i>
5.2	EINFLUSSFAKTOREN	54
5.2.1	<i>Probenreinigung nach dem Verschleißversuch</i>	<i>54</i>
5.2.2	<i>Restfeuchte im eingesetzten Kunststoff</i>	<i>55</i>
5.3	GEGENÜBERSTELLUNG MIT FRÜHEREN VERGLEICHVERSUCHEN	57
5.3.1	<i>Vergleich des Massenabtrags unter verschiedenen Gesichtspunkten</i>	<i>59</i>
5.3.2	<i>Schlussfolgerung</i>	<i>62</i>
5.4	AUSBLICK	63
6	ZUSAMMENFASSUNG	64
7	LITERATURANGABE	65
8	TABELLENVERZEICHNIS	67
9	ABBILDUNGSVERZEICHNIS	68
10	ANHANG	70
10.1	ANHANG A: AUSGANGSMASSE (G) UND ABTRAG (MG)	70
10.2	ANHANG B: OBERFLÄCHENMESSUNG MITTELS WLI	71

1 Einleitung und Zielsetzung

Aufgrund der Erschließung immer neuer Einsatzgebiete von Kunststoffbauteilen wachsen die Anforderungen an das Eigenschaftsprofil der in der Verarbeitung eingesetzten Materialien. Mittels Modifikation der Kunststoffe durch Additive und Füllstoffe lassen sich spezifische Eigenschaften einstellen, die an die Anwendung angepasst sind. Zudem müssen gerade in Hochlohnländern die Produktionskosten niedrig gehalten werden, wodurch die Durchsätze und der Automatisierungsgrad in der Produktion steigen.

Diese Bedingungen führen wegen der hohen Härte von Füllstoffen (z.B. Glasfasern, Metallpulver, Silikate), der Bildung von verdünnten Säuren von zersetzten Polymeren und Additiven (z.B. Polysulfon, welches mit Feuchtigkeit schwefelige Säure bildet oder roter Phosphor als Flammschutzmittel, welcher phosphorige Säure bildet) und der ausgeweiteten Produktionskapazitäten zu einer Zuspitzung der Verschleißproblematik [1].

Verschleiß in der Kunststoffverarbeitung führt zu steigenden Kosten aufgrund höherer Ersatzteil- und Instandhaltungskosten, senkt die Standzeit und ist im Betrieb kaum messbar, weshalb es kaum möglich ist, den optimalen Zeitpunkt für einen Bauteilwechsel eines verschlissenen Teils in der Maschine festzusetzen. Zudem beeinflusst der Verschleiß die Qualität der produzierten Spritzgießformteile und Extrusionshalbzeuge durch Maß- und Gewichtsschwankungen, Verweilzeitverlängerung und unerwünschte Farbkontraste [1-3].

Die Hauptmechanismen des Verschleißvorgangs lassen sich in Abrasion, Adhäsion, Korrosion und Oberflächenzerrüttung unterteilen. Da meist mehrere Mechanismen gleichzeitig auftreten, überlagern sich diese, was zu einem Synergieeffekt führt und den Verschleiß verschärft [1-3].

Ziel dieser Masterarbeit ist es, mit Hilfe der DKI-Plättchenmethode Vergleichsversuche an zwei pulvermetallurgischen Stählen (PM), einem Elektroschlacke umgeschmolzenen Stahl (ESU) und zwei konventionell im Blockguss hergestellten Stähle (K) der Firma voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG durchzuführen und diese auf deren Verschleißfestigkeit zu prüfen. Die Stähle unterscheiden sich aufgrund ihrer unterschiedlichen Herstellungsmethoden in deren Gefüge sowie in deren Legierungsbestandteilen und Gesamtlegierungsanteilen. Zu den vergleichenden Versuchen werden die Bedingungen der Verschleißmethode auf die Möglichkeit einer verbesserten Reproduzierbarkeit überprüft und etwaige Fehlerquellen sowie deren Beseitigung erhoben.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Reibung und Verschleiß

Im deutschen Sprachgebrauch werden Reibung und Verschleiß oft als das Selbe erachtet.

Verschleiß bezeichnet aber „den fortschreitenden Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers, hervorgerufen durch mechanische Ursachen, das heißt Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers“ also den Masseverlust (Oberflächenabtrag) einer Stoffoberfläche [3,4].

Reibung hingegen ist eine Kraft, die zwischen sich berührenden Körpern oder Teilchen wirkt. Die Reibungskraft erschwert eine gegengerichtete Bewegung, weshalb ein Teil der Bewegungsenergie in Reibungswärme umgewandelt wird [3,4].

Zwischen Reibung und Verschleiß besteht zwar ein Zusammenhang und für Verschleiß ist überwiegend Reibung Voraussetzung, aber durch sie muss nicht zwangsläufig Verschleiß entstehen. Es handelt sich nicht um physikalische Kenngrößen, sondern um technologische Prozesskennwerte, die von einer Vielzahl von teils unbekanntem Parametern abhängen. Gemeinsam mit dem Begriff der Schmierung, welche die Verringerung von Reibung und Verschleiß zwischen zwei Maschinenelementen die sich relativ zueinander bewegen bezeichnet, werden sämtliche Aspekte unter dem Begriff Tribologie zusammengefasst. Die Anzahl der jeweiligen beeinflussenden Parameter hängt vom jeweiligen tribologischen System ab [3,4].

2.2 Das tribologische System

Bauteile stellen je nach ihrem Einsatzgebiet spezielle Anforderungen an ihre Funktion, Fertigung, Lebensdauer und daher an den eingesetzten Werkstoff. Bei der Auslegung müssen mechanische Ansprüche erfüllt sein, welche meist anhand von Festigkeitseigenschaften bezogen auf das Bauteilvolumen gewählt sind. Des Weiteren muss die tribologische Beanspruchung, die über die Kontaktfläche wirkt, berücksichtigt werden. Deshalb werden oft andere Eigenschaften von der Oberfläche als vom Grundwerkstoff verlangt [3-5].

Um die tribologische Beanspruchung an einem Bauteil beschreiben zu können, die von zahlreichen Parametern beeinflusst wird, muss ein tribologisches System herangezogen werden, welches es ermöglicht, die komplexen und irreversiblen Prozesse in der Grenzschicht zu erfassen. Dieses ist durch folgende Eigenschaften gekennzeichnet [5]:

2. Theoretische Grundlagen

- I. Funktion
- II. Beanspruchungskollektiv
- III. Struktur
 - am Verschleiß beteiligte Elemente
 - Eigenschaften der Elemente
 - Wechselwirkungen der Elemente
- IV. Reibungs- und Verschleißkenngrößen

Abbildung 1 zeigt ein solches System. Die Funktion (I), welche das tribologische System festlegt, bestimmt maßgeblich die Vorgaben hinsichtlich zu verwendender Werkstoffe und konstruktiver Gestaltung [5].

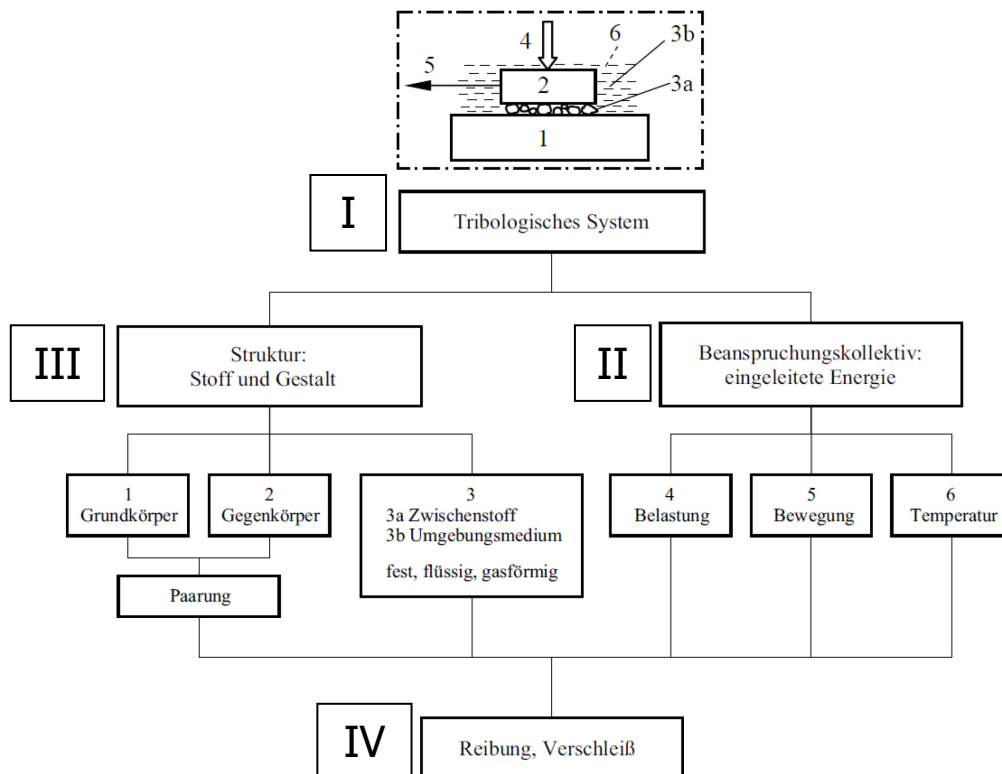


Abbildung 1: Das tribologische System [5]

Das Beanspruchungskollektiv (II) umfasst die Parameter, Belastung 4, Bewegung 5 und Temperatur 6. Die strukturbildenden Elemente einschließlich ihrer Eigenschaften und ihrer Wechselwirkungen (III) beinhalten Grundkörper 1, Gegenkörper 2, Zwischenstoff 3a und Umgebungsmedium 3b. Die Punkte (II) und (III) nehmen einen besonderen Stellenwert in der Analyse ein, da bereits geringe Abweichungen von der Spezifikation das tribologische Verhalten entscheidend beeinflussen. Reibungs- und Verschleißkenngrößen (IV)

2. Theoretische Grundlagen

Überlagerung dieser Prozesse wird der Abtrag häufig noch verstärkt und deren jeweiliger Anteil kann sich im Laufe der Beanspruchung ändern. Abbildung 3 zeigt die grundlegenden Verschleißmechanismen, deren Kennzeichen und Merkmale [5].

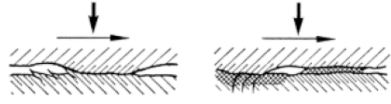
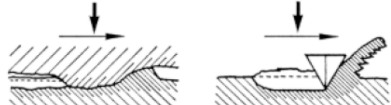



Mechanismus		Kennzeichen	Merkmal
Adhäsion			Vertiefungen, Riefen, Risse, Werkstoffübertrag, Verformung, Gefügeänderung
Abrasion			Riefen, Span, Wall, Mulden, Wellen, Verformung, Gefügeänderung
Oberflächenzerrüttung			Verformung, Risse, Grübchen, Gefügeänderung
Tribochemische und/oder tribo-physikalische Reaktionen	Reaktionsschichtbildung		Schichtbildung, Oxidation
	Ablation		Verdampfen, Ausgasen, Zersetzen

Abbildung 3: Verschleißmechanismen bei tribologischer Beanspruchung [5]

Bei dem für die Vergleichsversuche verwendeten Tribosystem sind die maßgeblichen Verschleißmechanismen jene der Adhäsion und der Abrasion. Deshalb wird anschließend nur auf diese detaillierter eingegangen. Die Mechanismen werden umfangreich für den allgemeinen Fall im Arbeitsblatt Tribologie [5] und für den kunststoffspezifischen Fall im Buch von Mennig G. [2] betrachtet.

2.4.1 Adhäsion

Durch die Struktur der Oberfläche, welche nie ideal glatt ist, erfolgt die Kraftübertragung lokal an einzelnen Kontaktstellen, wodurch eine elastisch-plastische Verformung einsetzt, die zur Zerstörung von Adsorptions- und Reaktionsschichten führt. Die Bildung von atomaren Bindungen im Kontaktbereich wird als Adhäsion bezeichnet. Die Festigkeit dieser Haftbrücken entscheidet darüber, ob die Trennung innerhalb der Bindungsebene oder außerhalb des Grundwerkstoffs stattfindet, was zu einer Werkstoffübertragung und damit zum Verschleiß führt. Deshalb wird dieser Mechanismus auch als Haftverschleiß bezeichnet. Der Adhäsionsmechanismus ist noch vergleichsweise schlecht erforscht. In der Kunststofftechnik

2. Theoretische Grundlagen

tritt dieser bei bisherigen Beobachtungen nicht sehr häufig aber in verheerender Form auf, wie zum Beispiel bei Schneckenabrissen durch Torsionshemmung [2,6,7].

Abbildung 4 zeigt beispielhaft die Auswirkungen von adhäsivem Verschleiß [8].

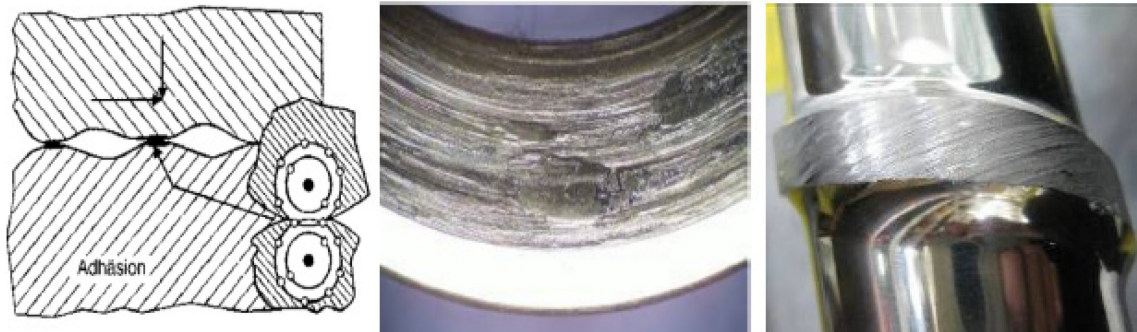


Abbildung 4: Adhäsion und ihre Auswirkungen [8]

2.4.2 Abrasion

Abrasiver Verschleiß ist eine Zerspanung im Mikrobereich. Die Rauheitsspitzen harter Festkörper oder auch abgetrennter Verschleißpartikel dringen unter Last in die Oberfläche des weicheren Gegenkörpers ein und pflügen über die Oberfläche. Dabei hängt die Höhe des Abtrags vom Tribosystem ab, welches entscheidet, ob die Abrasivstoffe als Gegenspieler (gebunden oder lose) oder als Zwischenstoffe fungieren. Gebundene Körner oder Fasern (z.B. Metall/Metall Kontakt bei der Rückstromsperre oder Faser/Metall Kontakt durch Igeleffekt) führen bei Tangentialbewegungen einen wesentlich längeren Gleitweg aus, als lose Partikel oder Zwischenstoffe (z.B. mineralische oder metallische Füll- und Verstärkungsstoffe innerhalb der Schmelze). Lose Körner bzw. Fasern oder Zwischenstoffe können Rollbewegungen ausführen, wodurch der Gleitweg auf Druckprozesse reduziert wird und der Mikrozerspanungsweg und damit der Verschleißbeitrag sehr gering bis nicht vorhanden ist [2,6].

Die verschiedenen Arten, in denen abrasiver Verschleiß auftritt, werden in Abbildung 5 veranschaulicht [8].

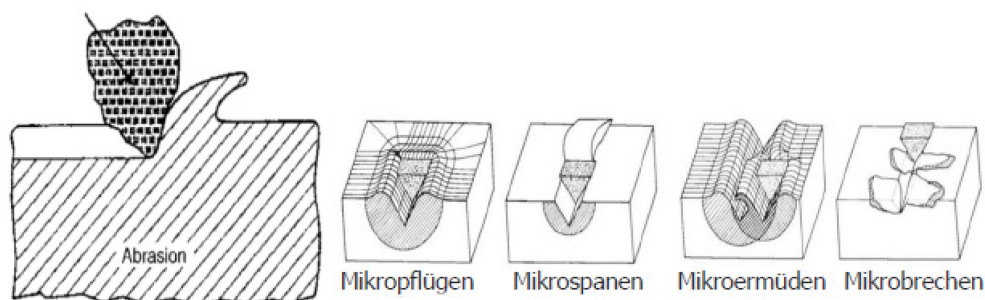


Abbildung 5: Abrasive Verschleißmechanismen [8]

2. Theoretische Grundlagen

2.5 Verschleiß beim Spritzgießen

Die Verschleißproblematik beim Spritzgießen gewinnt durch die rasante Entwicklung im Bereich der Formmassen aber auch der immer höher werdenden Anforderungen an die Bauteile sowie durch das Erschließen neuer Einsatzgebiete von Kunststoffformteilen an Bedeutung. Heutzutage werden durch hochgefüllte Systeme mit bis zu 70 % Glasfaseranteil und Hochleistungskunststoffen mit Verarbeitungstemperaturen von fast 400 °C ganz neue Ansprüche an die in der Verarbeitung verwendeten Werkstoffe gestellt. Zudem steigt der Druck in Hinsicht auf Produktivitätssteigerung, wodurch Mehrkavitätenwerkzeuge und verkürzte Zykluszeiten die Anforderungen an die Plastifiziereinheit und das Werkzeug steigen lassen. Die Einflussgrößen auf das Ausmaß des Verschleißes sind sehr komplex. Diese und deren Wechselwirkungen sind vereinfacht in Abbildung 6 dargestellt. [9]

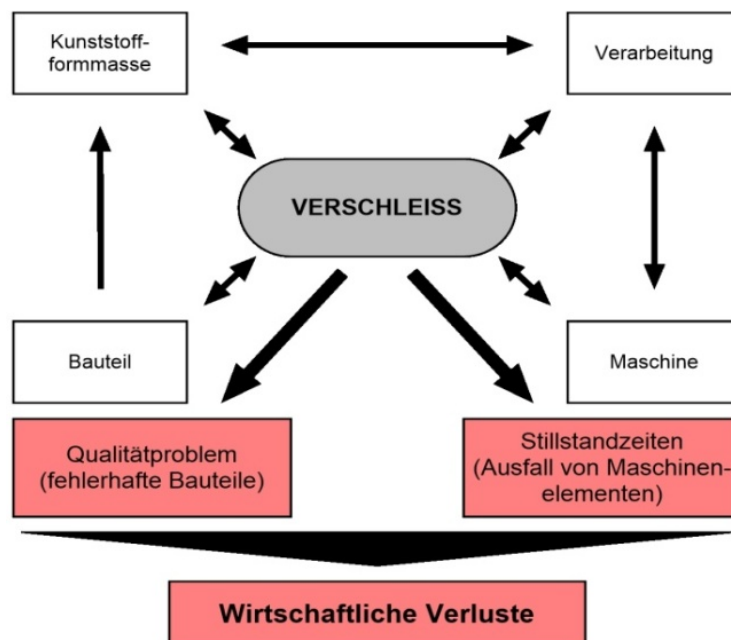


Abbildung 6: Verschleiß: Einflussgrößen, Wechselwirkungen und Folgen [8]

Seit den 1970er Jahren hat sich diesbezüglich viel bewegt. Es wurde für Standardschnecken ein L/D Verhältnis von 18-22 mit einer Zonenaufteilung von 60 % Einzugszone, 20 % Kompressionszone und 20 % Meteringzone festgelegt, welche aber aufgrund immer weiter steigender Ausstoßleistungen an ihre Grenzen stoßen. Deshalb werden heutzutage Schnecken sehr speziell auf das jeweilige Anwendungsgebiet angepasst. Im Bereich der Werkstoffauswahl wurde mehr Wert auf die Auswahl der eingesetzten Stähle gesetzt. Durch neue Technologien zur Stahlherstellung wie der Pulvermetallurgie und dem heiß-isostatischen Pressen lassen sich sehr verschleißfeste Stahltypen herstellen. Zudem etablierte sich auch der Verschleißschutz durch Oberflächenbeschichtungen. Aus Kostengründen und technologischem Aufwand werden 90 % der Plastifiziereinheiten mittlerweile

2. Theoretische Grundlagen

verschleißgeschützt ausgeliefert und Schutzmaßnahmen nicht mehr vom Verarbeiter vorgenommen [9].

Im Bereich der Plastifiziereinheit bietet Abbildung 7 einen guten Überblick über die Arten und Mechanismen des Verschleißes.

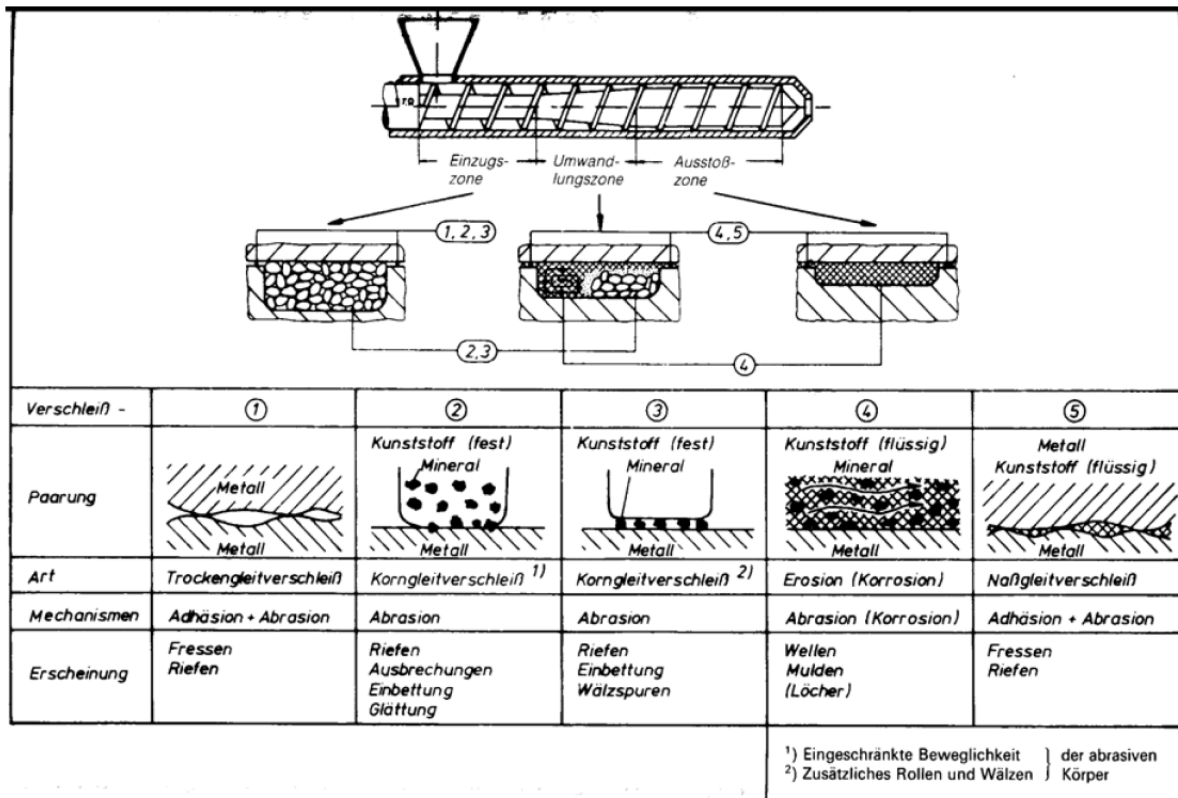


Abbildung 7: Verschleißarten und -mechanismen der Plastifiziereinheit [9]

Wie in Abbildung 7 zu erkennen ist, entstehen innerhalb der Plastifiziereinheit aufgrund des Verfahrens verschiedene Verschleißpaarungen, welche wiederum zu verschiedenen Verschleißarten und Mechanismen führen. Im Speziellen liegt das Hauptaugenmerk weiterhin auf dem Abrasivverschleiß, da sich sowohl die Hersteller der Plastifiziereinheiten als auch die Spritzgießwerkzeughersteller immer größeren Herausforderungen, bedingt durch den breiten Einsatz von hochgefüllten oder additivierten Formmassen, zu stellen haben. Aufgrund der Härte der Glasfasern oder Pigmente, die bei 1200 HV oder darüber liegt, stellt dies besondere Anforderungen an den Verschleißschutz. Die größten Problemzonen der Plastifiziereinheit sind der Übergangsbereich zwischen Einzugs- und Kompressionszone durch den Igeleffekt, welcher massiven Verschleiß an den Aktiv- und Passivflanken der Schneckenstege sowie den Dichtelementen wie der Rückstromsperre hervorruft. Abbildung 8 zeigt beispielhafte Auswirkungen von abrasivem Verschleiß an Rückstromsperre und Schnecke [10].

2. Theoretische Grundlagen

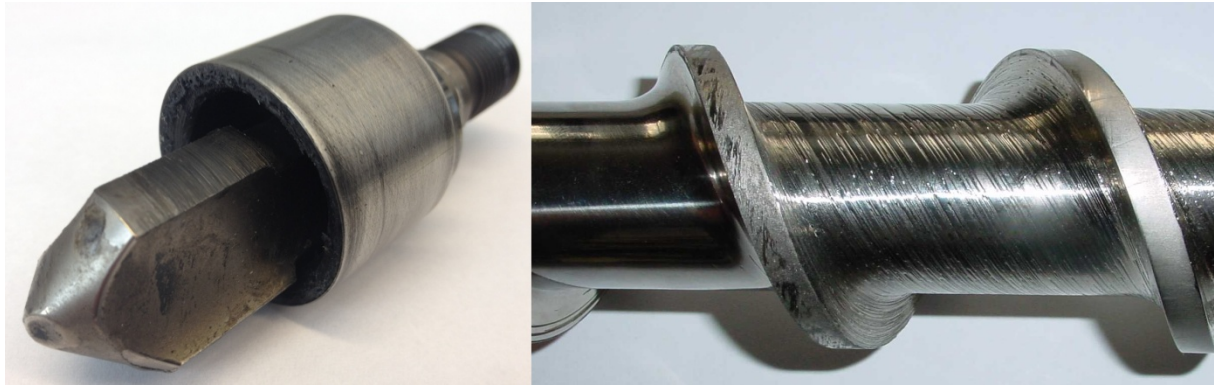


Abbildung 8: Verschleiß an Rückstromsperre und Barrierschnecke (Ende Einzugszone) [10]

Durch den Verschleiß an der Plastifiziereinheit schwanken die Prozessparameter stärker, weshalb auch der Ausschuss beim Endprodukt steigt. Beispielsweise führt die Veränderung des Arbeitshubes des Absperrings einerseits zu starken Schussgewichts- und Massepolsterschwankungen und andererseits zu nicht reproduzierbarem Schließverhalten der Rückstromsperre [9].

Auch im Werkzeug führt Verschleiß zu folgenschweren Fehlern am Formteil. Tabelle 1 zeigt eine Auflistung der auf Abrasion zurückzuführenden Schäden an Werkzeugen und den damit hergestellten Spritzgussteilen [9].

Tabelle 1: Abrasive Schäden an Werkzeugen und Formteilen [9]

Werkzeugsegment	Auswirkungen am Werkzeug	Hervorgerufener Formteilfehler
Heißkanaldüse	Materialabtrag an der Düsenspitze	Kranzbildung, vergrößerter Abrisspunkt
Anschnitt	Auswaschung im Anschnittbereich	Vergrößerter Abrisspunkt, Glanzunterschied
Bindenahtbereiche	Materialabtrag im Bindenahtbereich	Glanzunterschiede
Trennebene	Kantenverrundung	Gratbildung
Strukturen	Strukturabtrag	Glanz- und Strukturveränderung
Polituren	Materialabtrag, Auswaschungen	Glanz- und Strukturveränderungen
Entformungssystem	Materialabtrag, Fressen	Gratbildung
Zuletzt gefüllte Bereiche	Auswaschungen	Glanz- und Strukturveränderung, Gratbildung

2. Theoretische Grundlagen

Damit Füllstoffe Abrasion verursachen können, müssen hohe Kräfte auf die Teilchen wirken. Dies kann nur über die Formmasse geschehen, welche die Teilchen umgibt. Deshalb ist Abrasion auch stark von den Verarbeitungsparametern abhängig, die die auftretenden Schubspannungen und Schergeschwindigkeiten während der Einspritzphase beeinflussen. Weitere Einflussfaktoren sind die Viskosität der Formmasse, die Wanddicke in Verbindung mit der Fließweglänge sowie die Form der Füllstoffteilchen [9].

2.6 Kunststoffformenstähle

Die Aufgaben in der Kunststoffverarbeitung sind vielfältig. Dementsprechend werden auch von den Werkstoffen, die sich im Einsatz in Werkzeugen befinden, sehr unterschiedliche Eigenschaften verlangt, die von verschiedenen Stahlgruppen erfüllt werden. Diese werden unter dem Begriff „Kunststoffformenstähle“ zusammengefasst, die in der DIN EN ISO 4957 aber nicht als eigene Gruppe geführt wird. Sie umfasst durchgehärtete und randschichthärtbare Vergütungsstähle, Kalt- und Warmarbeitsstähle sowie nichtrostende martensitische Chromstähle. Je nach Einsatzgebiet des Stahles werden spezielle Legierungsanteile beigesetzt. Die tatsächliche Zusammensetzung muss sehr exakt an die jeweilige Anwendung und Nachbehandlung des Stahls angepasst werden, da die meisten Legierungselemente auf gewisse Eigenschaften einen positiven, auf andere aber einen negativen Effekt haben. Um beispielsweise die durch die Zeiligkeit bedingte Anisotropie der Zähigkeit in warmumgeformten Kunststoffformstählen zu verringern, sind niedrige Schwefelgehalte erforderlich. Diese beeinflussen die Spanbarkeit allerdings negativ [11].

In der Plastifiziereinheit bestimmen vor allem der Füllstoffgehalt und die Art des Füllstoffs die Wahl des Stahls. Bei geringen Füllgraden werden für Schnecken und Zylinder Nitrierstähle eingesetzt, da diese neben hoher Härte und Anlassbeständigkeit auch nur eine geringe Fressneigung bei Metall-Metall-Kontakt mit sich bringen. Für hochgefüllte Kunststoffsysteme sind hingegen ledeburitische Kaltarbeitsstähle oder pulvermetallurgische Stähle im Einsatz. Bei diesen wird um die Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit zu steigern, der Cr, V und vor allem C-Gehalt angehoben [11].

Tabelle 2 bietet einen Überblick der geforderten Werkstoffeigenschaften aus Sicht des Anwenders. Dies zeigt das vielfältige Eigenschaftsprofil, welches von Kunststoffformenstählen verlangt wird, warum ein breites Segment an verschiedenen Stählen zur Verfügung steht und die Entwicklung in diesem Bereich weiter vorangetrieben wird [12].

Da an Kunststoffformstähle höchste qualitative Anforderungen gestellt werden, werden diese über metallurgische Prozesse hergestellt. Die in dieser Arbeit verglichenen Stähle wurden mittels Blockguss, Elektroschlack-Umschmelz Verfahren (ESU-Verfahren)

2. Theoretische Grundlagen

Tabelle 2: Geforderte Werkstoffeigenschaften aus Sicht des Anwenders [12]

Werkzeugbauer fordert	Werkstoff Eigenschaften
Wirtschaftliche Fertigung bei großem Zerspanungsaufwand	Ausgezeichnete Zerspanbarkeit
Beste Polierbarkeit	Hoher Reinheitsgrad
Unkomplizierte, gleichbleibende Fertigungsprozesse	Gleichmäßige Stahlqualität
Optimale Narbätzbarkeit	Homogene Werkstoffeigenschaften
Kunststoffverarbeiter fordert	Gewährleistet durch
Lange Werkzeuglebensdauer	Hoher Verschleißwiderstand
Kurze Zykluszeiten	Beste Wärmeleitfähigkeit
Widerstand gegen korrosiv-wirkende Einflüsse, dadurch geringerer Pflege- und Wartungsaufwand	Beste Korrosionsbeständigkeit
Gleichbleibende Werkzeugqualität	Beste Härte- und Zähigkeitseigenschaften sowie Druckfestigkeit

unter Schutzgas (DESU-Verfahren) bzw. mittels Pulvermetallurgie (PM) mit nachgelagertem heißisostatischem Pressen (HIP) hergestellt. Abbildung 9 zeigt, dass sowohl dem Umschmelzen als auch der Pulvermetallurgie aufwendige Prozesse vorgelagerte sind, auf welche in dieser Arbeit aber nicht näher eingegangen wird. Einen Überblick über die Verfahren bietet [13].

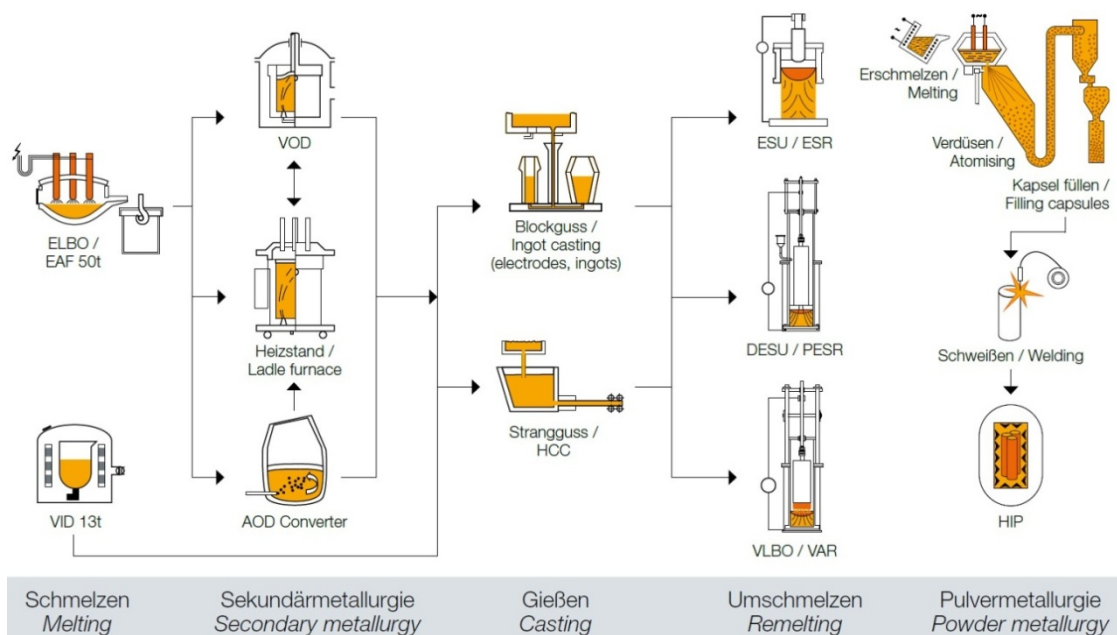


Abbildung 9: Erste Herstellungsschritte von Kunststoffformstählen [12], Deutsche Begriffserklärung: ELBO: Elektrolichtbogenofen, VID: Vakuum Induktionsofen, VOD: Vakuum Sauerstoff Entkohlung, AOD: Argon-Sauerstoff Entkohlung, VLBO: Vakuum Lichtbogenofen, ESU: Elektro-Schlacke-Umschmelzen, DESU: Druck/Schutzgas Elektro-Schlacke-Umschmelzen

2. Theoretische Grundlagen

2.6.1 Blockguss

Beim klassischen Blockguss wird das schmelzflüssige Metall aus der Gießpfanne in Kokillen vergossen, die meistens aus Gusseisen gefertigt sind und mehrere Tonnen Metall aufnehmen. Im einfachsten Fall wird die Schmelze von oben („fallend“) in die Kokille vergossen. Durch Spritzer, die beim Aufprall auf die kalte Kokillenwand erstarren, kann die Oberfläche rau und unregelmäßig ausfallen. Beim Gespannguss oder steigenden Blockguss (Abbildung 10) werden mehrere Kokillen gleichzeitig langsam und ruhig von unten (steigend) gefüllt. Durch die Kokillenwand wird der Wärmeinhalt der Schmelze an die Umgebungsluft abgeführt [14].

Unberuhigtes Vergießen

Flüssiger Stahl kann größere Mengen an Sauerstoff lösen. Sinkt die Temperatur der Schmelze nach dem Vergießen in die Kokille (Abbildung 10), so nimmt die Löslichkeit für Sauerstoff ab. Das gebildete FeO und der Kohlenstoff reagieren unter Bildung von CO.

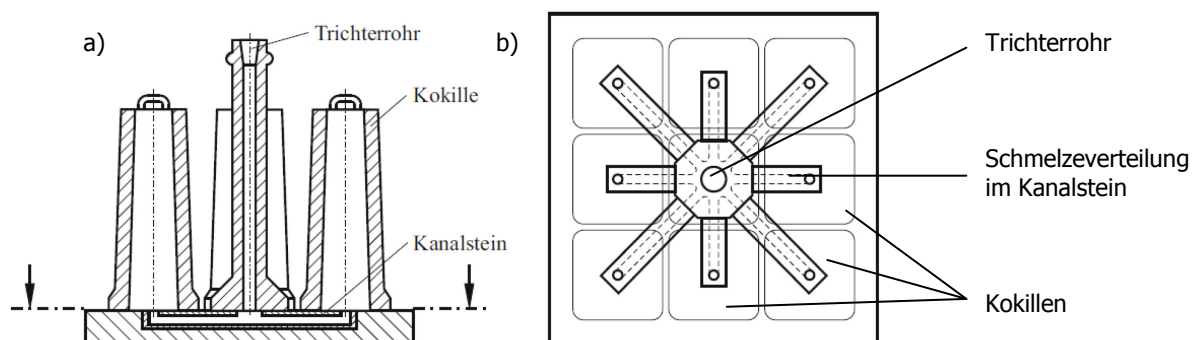


Abbildung 10: Gespannguss [13], a) Schnittdarstellung, b) Draufsicht des Mehrfach-Kokillengusses

Das nach oben entweichende Gas bringt das Bad zum „Kochen“. Der Erstarrungsvorgang beginnt an der Kokilleninnenwand, an welcher sich Dendriten bilden und Richtung Zentrum wachsen. Verunreinigungen, die die Erstarrungstemperatur erniedrigen, reichern sich an der Erstarrungsfront an, werden also nach innen und durch das „Kochen“ des Bades nach oben gedrängt, und konzentrieren sich daher im Innern und bevorzugt im oberen Bereich des Blockes.

Diese Entmischung über den Blockquerschnitt nennt man Blockseigerung. Im Kern sind Phosphor und Schwefel angereichert, während der Randbereich weniger Verunreinigungen enthält, als es der Pauschalzusammensetzung des Stahles entspricht. Im oberen Bereich des Blockes bildet sich als Folge des Schwunds bei der Erstarrung ein Erstarrungslunker (Kopflunker). Beim Auswalzen des Blockes bleibt die Seigerung im Innern erhalten (Abbildung 11). Die reine, saubere Außenschicht nennt man Speckschicht [13].

2. Theoretische Grundlagen

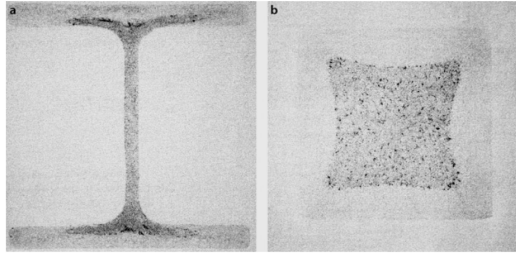


Abbildung 11: Nachweis von Seigerungen in unberuhigt vergossenem Stahl mittels Makroätzung (a): im Kern eines Blocks (b): nach dem Auswalzen in einem Profil [13]

Ein Teil der freiwerdenden Gase sammelt sich in Randblasen zwischen den Dendriten. Bei sinkender Temperatur wird verunreinigte Schmelze in die Gasräume hinein gesaugt (Gasblasenseigerung) [13].

Beruhigtes Vergießen

Um das „Kochen“ und damit die Entstehung von Seigerungen zu vermeiden, muss der frei werdende Sauerstoff zu einer festen Verbindung abgebunden werden. Als Desoxidationsmittel verwendet man Silicium und Mangan oder Aluminium, das besonders stark desoxidierend wirkt. Da keine gasförmigen Reaktionsprodukte entstehen, erstarrt das Bad ruhig, das heißt ohne zu Kochen. Man spricht infolgedessen von beruhigtem Vergießen. Die Verunreinigungen sind in diesem Falle gleichmäßiger über den Querschnitt verteilt, und man findet weder Block- noch Gasblasenseigerungen. Allerdings ist der Kopflunker bei beruhigt vergossenem Stahl wesentlich tiefer (Beeinträchtigung der Wirtschaftlichkeit, da beim Auswalzen ein „gedoppelter“ Stahl entsteht, falls man den Kopf nicht tief genug abschneidet). Wird zusätzlich Aluminium zur Desoxidation verwendet, so bindet dieses Element nicht nur Sauerstoff, sondern auch Stickstoff ab, sodass ein alterungsbeständiger Stahl entsteht. Al_2O_3 und AlN bilden ferner Keime, welche die Ausbildung eines feinen Korn bewirken, was zu guter Zähigkeit bei erhöhter Festigkeit führt. Oberhalb von 0,25 % Kohlenstoff und bei Anwesenheit bestimmter Legierungselemente kann der Stahl nicht unberuhigt vergossen werden, da Randblasen auftreten können. FeS und FeO machen den Stahl rotbrüchig und warmrissanfällig, da der Schmelzpunkt der zuletzt erstarrenden hiermit verunreinigten Schmelze auf weniger als 1000 °C sinkt, und dies beim Umformen zur Heißrissbildung an den Korngrenzen führt. Ist die Vergießungsart nicht bekannt, kann man durch eine chemische Analyse feststellen, um welchen Stahl es sich den Festlegungen der DIN 17 100/Z gemäß handelt: Um einen unberuhigten (U), bei dem die Analyse nur Mn nachweist, um einen beruhigten (R) mit den Analysewerten $\text{Mn} + \text{Si} > 0,15 \%$ oder $\text{Mn} + \text{Al} > 0,02 \%$ oder einen stark beruhigten (RR) Stahl mit dem Analyseergebnis $\text{Mn} + \text{Si} + \text{Al} > 0,02 \%$ [13].

2. Theoretische Grundlagen

2.6.2 Elektroschlacke Umschmelzen

Bei Umschmelzverfahren werden konventionell abgegossene Blöcke umgeschmolzen, um unerwünschte oder schädlicher Spurenelemente zu entfernen. Weiteres wird es zur Herstellung von Blöcken verwendet, die möglichst frei von Blockseigerungen, Innenfehlern und nichtmetallischen Einschlüssen sind.

Beim ESU-Verfahren wird der umzuschmelzende Block in Form einer Abschmelzelektrode in ein Bad flüssiger Schlacke getaucht. Die zum Schmelzen erforderliche Wärme wird beim Durchgang des Stromes durch das als Widerstand wirkende Schlackenbad erzeugt. Der geschmolzene Stahl tropft durch die heiße, reaktionsfähige Schlacke, wodurch er gereinigt wird. Anschließend erstarrt er rasch in einer wassergekühlten Kokille. Die Schlacken-zusammensetzung (CaO , CaF_2 als Flussmittel, Al_2O_3 zur Widerstandserhöhung) spielt hierbei eine besonders große Rolle, da diese über die Verringerung der Schwefel- und Sauerstoffgehalte des Stahles sowie über die Anzahl, Morphologie und Größe der nichtmetallischen Einschlüsse entscheidet. Die ESU - Stähle zeichnen sich durch höchste Reinheit und verbesserte technologische Eigenschaften aus. Besonders erwähnenswert sind die deutlich verbesserte Warmverformbarkeit und die gute Querschlagwerte, wobei sich die erzwungene gerichtete Erstarrung günstig auswirkt. Abbildung 12 a) zeigt schematisch den Aufbau einer ESU-Anlage [13].

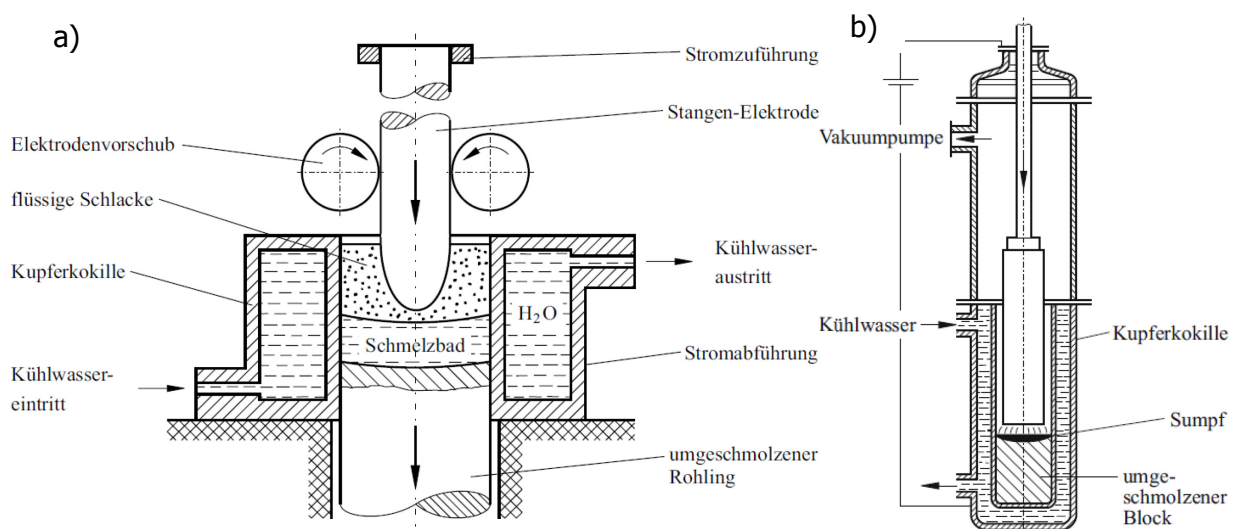


Abbildung 12: Grundprinzip des ESU- (a) und DESU-Verfahrens (b) [13]

Beim Umschmelzen im Vakuum-Lichtbogenofen (Abbildung 12b)), kommt der Rohblock als negativer Pol zum Einsatz und wird in einer wassergekühlten Kupferkokille als positivem Pol durch einen Lichtbogen abgeschmolzen. Die von der sich selbstverzehrenden Elektrode abfallenden Metalltropfen erfahren eine intensive Entgasung [13].

2. Theoretische Grundlagen

2.6.3 Pulvermetallurgie

Der erste Schritt in der Pulvermetallurgie ist das Herstellen des Metallpulvers. Das Metallpulver wird durch das Verdüsen von flüssigem Metall hergestellt. Die Grundlage des Verfahrens besteht darin, dass eine Schmelze von strömenden komprimierten Gasen und Flüssigkeiten, von mechanisch bewegten Teilen oder durch Ultraschall in Tröpfchen zerteilt wird, die im Zerteilungsmedium oder mit Hilfe zusätzlicher Kühlmittel rasch erstarren. Die gängigsten Verfahren hierbei bilden das Verdüsen mit Druckluft oder Druckwasser. Die Teilchengröße des Pulvers kann über die einwirkende Energie, die Temperatur, Viskosität und Oberflächenspannung der Schmelze eingestellt werden. Konventionelle sowie auch neuere Verarbeitungsmethoden setzen für die Gebrauchsmetalle und viele hochlegierte Werkstoffe nach wie vor Pulver im Korngrößenbereich von 40-400µm und für hochschmelzende Metalle, Hartmetalle u.a. bis etwa 0,4 µm ein. Auf der anderen Seite ist ein stetiges Anwachsen des Bedarfes an Pulvern im Teilchengrößenbereich unter 45 µm wegen deren Einsatz im Additiv Manufacturing zu beobachten. Abbildung 13 zeigt schematisch den Verfahrensablauf des VerdüSENS [13,15].

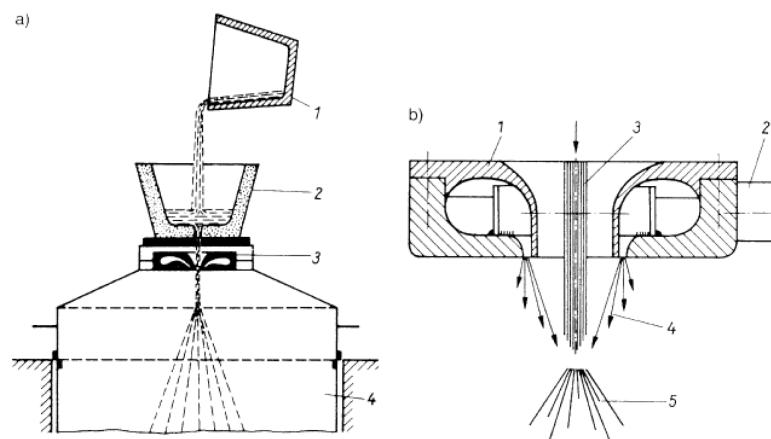


Abbildung 13: Anlage zur Pulverherstellung durch Verdüsen. a) Prinzipskizze einer Verdüsanlage: 1 Tiegel mit Schmelze; 2 mit Keramik ausgekleideter Eingießtrichter; 3 Düse; 4 Verdüsenbehälter; b) Schnitt durch ein Düsensystem: 1 Düsenoberseite mit Einlauföffnung für Schmelze; 2 Zuführung des Verdüsenmediums; 3 flüssiger Metallstrahl; 4 Ausströmrichtung des Verdüsenmediums (Gas); 5 zerstäubter Metallstrahl (Pulverteilchen) [13]

Wenn das Inertgasverdüsen mengenmäßig auch eine untergeordnete Rolle spielt, so hat es doch in der Kunststofftechnik eine besondere Bedeutung, da diese Pulver im Pulverspritzguss (MIM) eingesetzt werden, sowie mittels heißisostatischem Pressen PM-Kunststoffformenstähle daraus produziert werden [15].

2. Theoretische Grundlagen

Inertgasverdüsen

Hochreine, meist kugelige Pulver aus Superlegierungen und anderen hochlegierten bzw. oxidationsempfindlichen Werkstoffen lassen sich durch Verdüsen mit Inertgas herstellen. Diese Methode ist vergleichsweise teuer und war bislang Spezialanwendungen vorbehalten. Die mittlere Teilchengröße liegt bei 45-150µm. Das ASEA-STORA-Verfahren wird großtechnisch für die Verdüsung von Schnellarbeitsstahl-Schmelzen verwendet. Der Vorteil gegenüber Gusswerkstoffen ist, dass keinerlei Makrosegregation oder Karbidzeiligkeit zu beobachten ist. Das Erstarrungsgefüge der überwiegend kugeligen Pulverteilchen besteht aus sehr feinen Dendriten, deren Anordnung, insbesondere bei kleinen Teilchendurchmessern, auf Keimbildung und Kristallisationsbeginn im Teilcheninnern schließen lässt. Mittels dieses Verfahrens werden Pulver im Größenbereich von 40-500µm mit einem Sauerstoffanteil von etwa 100 ppm hergestellt [15].

Eine Möglichkeit der keramikfreien Metallverdüsung, die sich besonders für reaktive Werkstoffe eignet, stellt das EIGA-Verfahren dar. Bei dieser Methode wird das zu verdüsende Metall bzw. die zu verdüsende Legierung als Elektrode in Stangenform senkrecht einer ringförmigen Induktionsspule zugeführt und hier oberflächlich aufgeschmolzen. Um ein gleichförmiges Anschmelzen zu gewährleisten, unterliegt die Stange während des Prozesses einer Drehbewegung. Die so erzeugte Schmelze tropft schließlich im freien Fall durch eine Ringdüse, wird hier zerstäubt und erstarrt. Anschließend wird das Pulver im Verdünsbehälter abgeschieden. Das Verfahrensprinzip wird in Abbildung 14 veranschaulicht. [15].

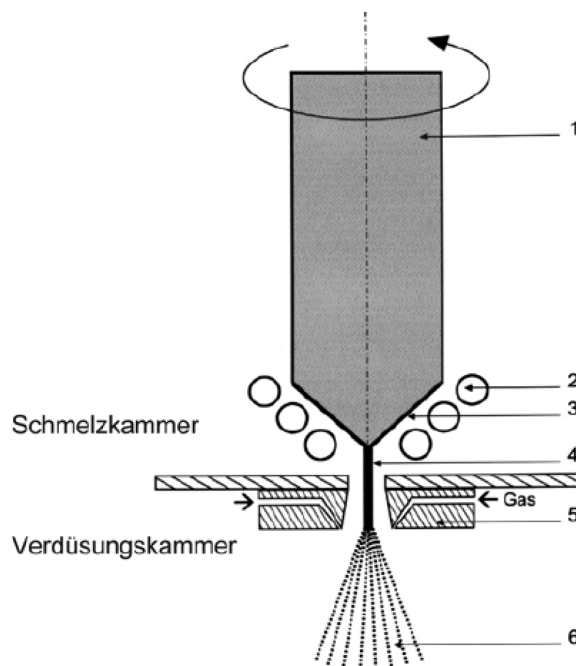


Abbildung 14: Prinzipskizze einer EIGA-Anlage (1 Metallelektrode, 2 Induktionsspule, 3 flüssiger Metallfilm, 4 Schmelzstrahl, 5 Gasdüse, 6 Metallpulver) [15]

2. Theoretische Grundlagen

Heißisostatisches Pressen (HIP)

Bei der pulvermetallurgischen Herstellung von Werkzeugstahl werden als erster Schritt verdüστε gekapselte Pulver heißisostatisch zu großformatigen Halbzeugen verdichtet, die über Warmwalzen und Schmieden schließlich zu Werkzeugen verarbeitet werden. Das Pulver muss mit einer gasdichten Hülle aus Metallblech oder Glas umgeben (gekapselt) werden, die vor dem endgültigen Verschließen zu evakuieren ist (Abbildung 15).

Für das isostatische Heißpressen wird im Inneren eines Druckgefäßes zusätzlich eine Heizvorrichtung angeordnet, die die zu pressende Kapsel aufnimmt. Die Arbeitstemperaturen liegen meist zwischen 800 und 1500 °C, in Sonderfällen reichen sie bis 2000 °C. Druckübertragungsmittel sind Gase, in der Regel Argon hohen Reinheitsgrades, mit welchem die Kapsel beaufschlagt wird. Der volle Arbeitsdruck (bis 200 MPa) stellt sich im Verlauf und als Folge des Aufheizens im abgeschlossenen Gefäß ein. Bereits vorverdichtete Körper ohne von außen zugänglichem offenen Porenraum (z.B. gesinterte Hartmetallteile) können ohne weitere Maßnahmen nachverdichtet werden [15].

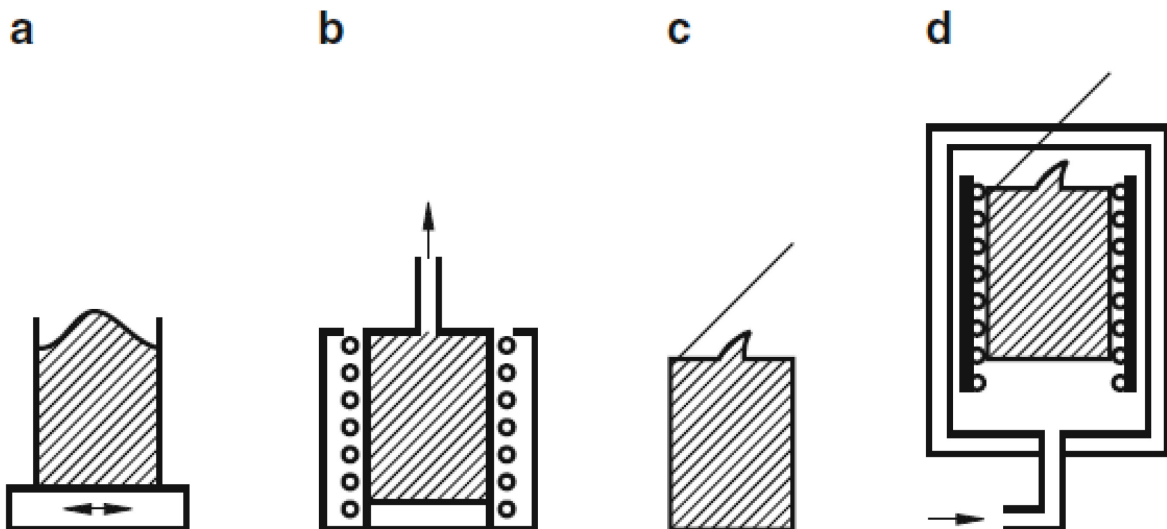


Abbildung 15: Heißisostatisches Pressen (HIP) a) Füllen, b) Entgasen, c) Versiegeln, d) Heißisostatisches Pressen [13]

Trotz hoher Anlagenkosten hat sich das heißisostatische Pressen (HIP-Technik) für die Herstellung von PM-Werkstoffen wie Schnellarbeitsstahl, Super- oder Titanlegierungen industriell etabliert [15].

2. Theoretische Grundlagen

2.6.4 Vergleich von Stahlherstellungsmethoden

Kennzeichnend für die Gefüge aller pulvermetallurgisch hergestellten Werkzeugwerkstoffe sind ihre Feinkörnigkeit und die gleichmäßige Verteilung der Primärkarbide in der Matrix. Man findet sie sowohl bei Schnellarbeitsstählen, deren Karbidanteil 30 Vol.-% im Gefüge nicht übersteigt, als auch bei den hartstoffangereicherten Sinterwerkstoffen mit einem Karbidanteil zwischen 30 und 70 Vol.-%, unabhängig davon, ob die Matrix aus Schnellarbeitsstahl oder anderen Legierungen besteht. In gesinterten Schnellarbeitsstählen (Abbildung 16) tritt keine Karbidzeiligkeit auf. Die Primärkarbide sind bevorzugt in den Zwickeln der Körner eingelagert und von gleichmäßiger Größe [15].

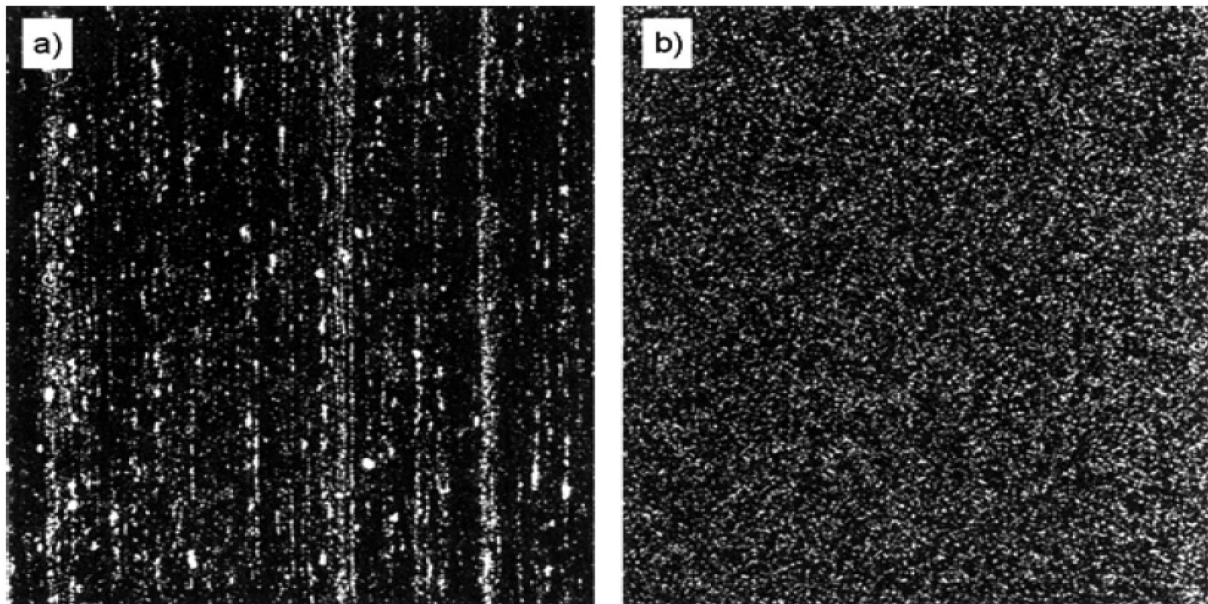


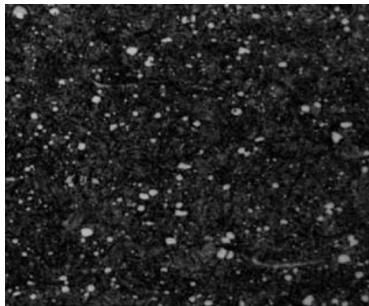
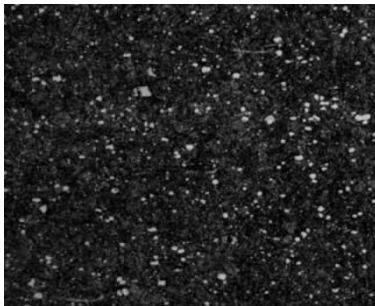
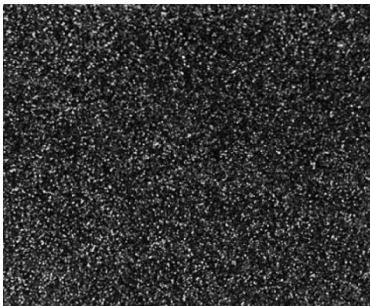
Abbildung 16: Vergleich des Gefüges von Schnellarbeitsstählen (Quelle: Sächsische Edelstahlwerke GmbH, Freital/Sa.); a) Schmelzmetallurgisch erzeugter Schnellarbeitsstahl; b) Pulvermetallurgisch erzeugter Schnellarbeitsstahl [15]

Die schnelle Erstarrung der Pulverteilchen beim Verdüsen ist die wesentliche Voraussetzung für die Ausbildung dieses günstigen Gefüges. Darüber hinaus dürfte aber auch die Tatsache, dass die Gitterkonstanten von Martensit und Restaustenit im Pulverteilchen (Herstellungszustand) größer als im gehärteten, schmelzmetallurgisch erzeugten Stahl sind, von Bedeutung sein, da sie für eine höhere Löslichkeit von Legierungselementen und Kohlenstoff im dispergierten Stahl sprechen und im Pulverteilchen weniger Bereiche mit Zusammensetzungen, die zur Bildung eines Eutektikums führen können, existieren [15].

2. Theoretische Grundlagen

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass das Herstellungsverfahren des Stahls dessen Eigenschaften maßgeblich beeinflusst. Ausgehen vom konventionellen Blockguss kann der in Tabelle 3 aufgeführte Vergleich gezogen werden [16]:

Tabelle 3: Gegenüberstellung von Herstellungsmethoden [16]

Blockguss - Erzeugung	ESU - Erzeugung	Pulvermetallurgische Erzeugung
Der „Standard“ Werkstoff für gewöhnliche Beanspruchung, normales Niveau bei:	Verbesserte Standzeit durch:	Für höchste Anforderungen
<ul style="list-style-type: none"> - Gefügestruktur - Karbidverteilung - Homogenität - Einzelkarbiden - Reinheitsgrad - Zähigkeit 	<ul style="list-style-type: none"> - Geringste nichtmetallische Einschlüsse - Geringe Mikro- und Makroseigerung - Gute Homogenität und hoher Reinheitsgrad - Homogenes Gefüge über gesamten Querschnitt und gesamte Stablänge - Herstellung großer Stababmessungen bei gleichbleibender Karbidverteilung - Gleichmäßige Maßänderung - Breites Anwendungsspektrum durch hohe Zähigkeit 	<ul style="list-style-type: none"> - Seigerungsfreier Hochleistungsstahl - Feinste Karbidverteilung - Höchste metallurgische Reinheit - Isotrope Eigenschaften - Maximale Verschleißfestigkeit bei gleichzeitig hoher Zähigkeit - Hohe Härte - Sehr gute Maßbeständigkeit - Hohe Druckbeständigkeit
 <p>Gefügestruktur BÖHLER S600</p>	 <p>Gefügestruktur BÖHLER S600 – ESU-Qualität</p>	 <p>Gefügestruktur PM-Werkstoffe</p>

2. Theoretische Grundlagen

2.6.5 Legierungselemente und deren Einflüsse

In [17] sind alle Legierungselemente und deren Wirkung und Bedeutung sowie deren Anwendung aufgeführt. Tabelle 4 beschränkt sich auf die in den verglichenen Stählen eingesetzten Legierungselemente.

Tabelle 4: Legierungselemente: Wirkung, Bedeutung und Anwendung [17]

Element	Wirkung und Bedeutung	Anwendung
Kohlenstoff C	<ul style="list-style-type: none"> - wichtigstes Begleit- und Legierungselement im Stahl; wird entweder im Mischkristall gelöst oder liegt gebunden als Karbid oder Karbonitrid vor - sorgt für tetragonale Verspannung im Martensit - erhöht Festigkeit, Härte und Verschleißwiderstand, aber mindert Zähigkeit, verschlechtert Umformvermögen, Spanbarkeit und Schweißbarkeit 	in allen Stählen vorhanden; C-Gehalt muss auf Verarbeitung, Wärmebehandlung und Einzeigenschaften exakt abgestimmt werden
Mangan Mn	<ul style="list-style-type: none"> - reduziert kritische Abkühlgeschwindigkeit sehr stark → verbessert Einhärtbarkeit - bindet Schwefel; anstelle von FeS bildet sich Mangansulfid (MnS); MnS hat im Vergleich zu FeS eine höhere Schmelztemperatur und wird beim Umformen zu Sulfidzeilen ausgewalzt! Verbesserte Warmumformbarkeit; deutlich geringere versprödende Wirkung als FeS - MnS-Zeilen führen zu Anisotropie (richtungsabhängige Festigkeit und Zähigkeit, haben aber beim Spanen eine spanbrechende Wirkung (verbesserte Spanbarkeit bei Automatenbearbeitung) - stabilisiert Austenit (preiswerte Alternative im Vergleich zu Nickel als Legierungselement in austenitischen Stählen) - wirkt desoxidierend (bindet Sauerstoff, beruhigt Rohstahlschmelze) - Mn führt zu Mischkristallverfestigung im Ferrit (Festigkeitssteigerung, aber auch höhere Span- und Umformkräfte bei der Verarbeitung notwendig) 	geringe Mengen in allen Stählen, um den Rest-Schwefel im Stahl abzubinden; Mn-legierte Vergütungsstähle, legierte Kaltarbeitsstähle, Hartmanganstähle (äußerst verschleißbeständige hochmangan- und kohlenstoffhaltige austenitische Stähle)

2. Theoretische Grundlagen

Chrom Cr	<ul style="list-style-type: none"> - sind im Stahl 13 % Cr oder mehr gelöst, wird er korrosionsbeständig. Auf der Oberfläche bildet sich eine dichte schützende Oxidschicht - verbessert Zunderbeständigkeit und Einhärtbarkeit - bildet Karbide, kleine und fein verteilte, verbessern Festigkeit und Dauerfestigkeit erheblich, ohne die Zähigkeit zu beeinträchtigen - bildet Nitride; beim Nitrieren wird Verschleißschutz verbessert 	rost- und säurebeständige Stähle, Vergütungsstähle, Einsatzstähle, Nitrierstähle, wetterfeste Baustähle, Werkzeugstähle, warmfeste Stähle, zunderbeständige Stähle
Silicium Si	<ul style="list-style-type: none"> - wirkt desoxidierend (beruhigend) - erweitert Ferritgebiet - erhöht Festigkeit, insbesondere Streckgrenze und Warmfestigkeit (Legierungselement bei Federstählen) - verbessert Zunderbeständigkeit - vermindert Zähigkeit (Kerbschlagenergie) - hohe Siliziumgehalte verschlechtern Warm- sowie Kaltumformbarkeit und Schweißbarkeit 	Federstähle, Transformatorenbleche
Molybdän Mo	<ul style="list-style-type: none"> - karbid- und nitridbildendes Element, verbessert Einhärtbarkeit des Stahles - Mo und feinstverteilte Mo-Karbide steigern Festigkeit, Dauerfestigkeit und Verschleißbeständigkeit - bei rost- und säurebeständigem Cr-Ni-Stahl wird durch Mo die Beständigkeit gegen Chloridionen, Lochfraß und transkristalline Korrosion erhöht - verbessert Anlassbeständigkeit (mindert Festigkeitsverlust mit zunehmender Anlasstemperatur) und beugt Anlassversprödung bei 500 °C vor 	Einsatz-, Vergütungs- und Nitrierstähle, rost- und säurebeständige Stähle, Werkzeugstähle, warmfeste Stähle
Vanadium V	<ul style="list-style-type: none"> - Feinkornbildner - bildet Karbide und Nitride - verbessert Einhärtbarkeit und Anlassbeständigkeit 	Werkzeug-, Nitrier- und Vergütungsstähle, schweißgeeignete Feinkornbaustähle

2. Theoretische Grundlagen

Wolfram W	- bildet thermisch besonders stabile und harte Karbide, die Warmfestigkeit, Warmverschleißbeständigkeit und Schneidhaltigkeit eines Werkzeuges steigern	Warm- und Schnellarbeitsstähle
Stickstoff N	<ul style="list-style-type: none"> - Stahlschmelze nimmt N aus Atmosphäre auf; bei Raumtemperatur keine Löslichkeit für N im Stahl - gelöster N sammelt sich in Nähe von Versetzungen und blockiert diese! keine Versetzungsbewegung = Versprödung (Reckalterung) - bei 200 °C - 300 °C läuft Reckalterung beschleunigt ab (Anlassversprödung oder wegen Anlassfarbe des Stahles auch Blausprödigkeit genannt). - Fe bildet Nitride (Fe_4N), die zu Festigkeitssteigerung, aber auch Versprödung führen - N ist ein austenitstabilisierendes Element - Beim Nitrieren wird in Randbereich bewusst N eingebracht! Nitridreiche Oberflächen sind besonders verschleißbeständig 	austenitische rost- und säurebeständige Stähle; im Randbereich von nitrierten Stählen

2.6.6 Karbide und deren Härte

Die Legierungslage beeinflusst die Verschleißfestigkeit des Stahls wesentlich. Da für den Verschleiß die Karbidbildung von beträchtlicher Bedeutung ist, sind die gebildeten Karbide und deren Mikrohärtigkeit in Tabelle 5 angeführt.

Tabelle 5: Karbid bildende Elemente und ihre Mikrohärtigkeit [18]

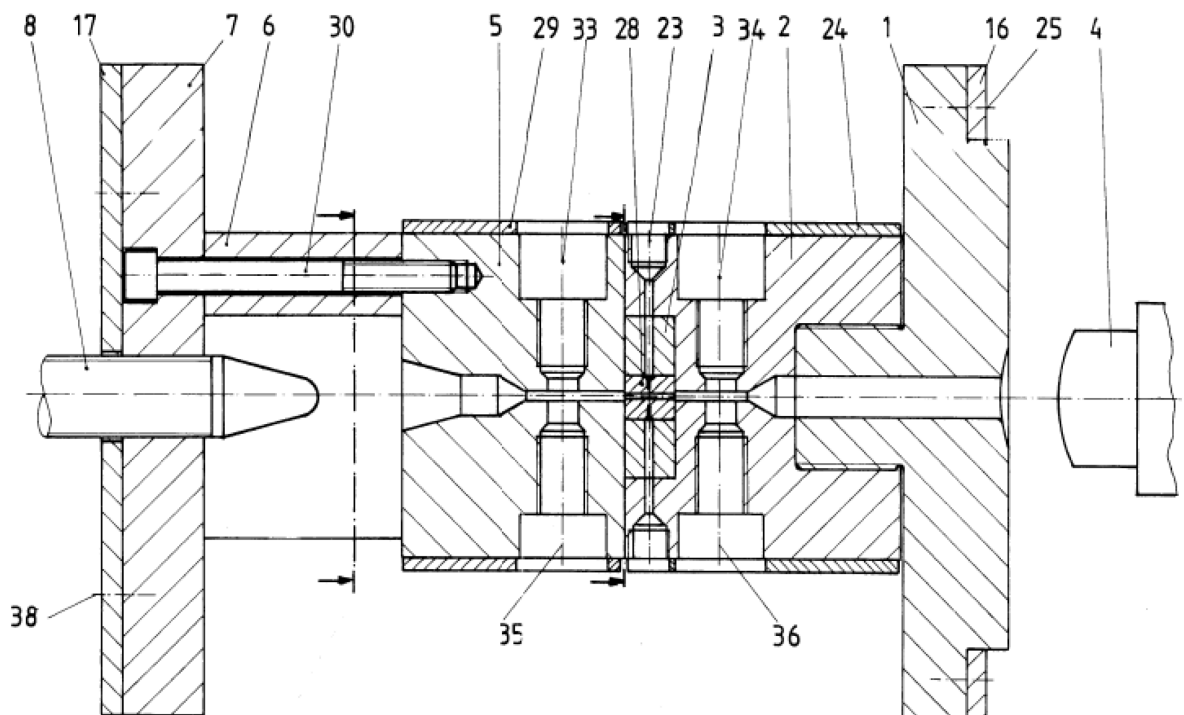
Element	Karbidzusammensetzung	Mikrohärtigkeit HRC	Mikrohärtigkeit HV
Eisen	Fe_3C	65-70	900
Chrom	Cr_3C_2	68-72	2150
Wolfram	WC	73-77	2400
Molybdän	MoC	67-71	1500
Vanadium	VC	80-85	2800

Dies zeigt deutlich, dass die Härte der Ausscheidungen über jener der Glasfaser liegt. Deshalb wirken diese Karbide dem abrasiven Verschleiß entgegen.

3. Experimenteller Aufbau

3.2 Verschleißapparat

1999 wurde am Institut für Kunststoffverarbeitung die „Verschleißmessapparatur mit integrierter Messtechnik“ (Abbildung 18) entwickelt, welche eine Weiterentwicklung der DKI-Methode darstellt [21]. Die Apparatur ist als Spritzgusswerkzeug ausgeführt, während die DKI-Plättchenverschleißmethode wie in Abbildung 19 dargestellt, ursprünglich als Vorsatzdüse für das Spritzaggregat der Spritzgussmaschine konzipiert wurde.



1,7 Flansch; 2 Messdüse; 3 Probenadapter; 4 Düse; 5 Düsenauslauf; 8 Staubolzen;
17 Isolierplatte; 23 Thermoelement; 24, 29 Heizband; 28 Verschleißproben;
33, 34 Druckaufnehmer; 35, 36 Infrarot-Temperaturfühler

Abbildung 18: Verschleißmessapparatur mit integrierter Messtechnik [21]

In der Trennebene des Werkzeugs kann der Probenadapter (3) in welchem sich die Verschleißproben (28) befinden, ein und ausgebaut werden. Die Schmelze wird über die Düse (4) durch den Fließkanal gespritzt und durch den Verschleißspalt, welcher durch die Verschleißproben gebildet wird, gepresst. Das verspritzte Material verlässt das Werkzeug über den Düsenauslauf (5). Es wird von zwei Heizbändern (24, 29) auf 290 °C Werkzeugtemperatur geheizt (geregelt über zwei Fe/Co Thermoelemente). Die Bohrungen 33-36 werden mit Blindstopfen verschlossen, um die Geometrie des Fließkanals nicht zu verändern. Insofern werden für die Vergleichsversuche nicht die gesamten Möglichkeiten der Verschleißapparatur ausgenutzt, sondern diese lediglich im Sinne der DKI-Plättchenverschleißmethode eingesetzt (Abbildung 19) [8,21,22].

3. Experimenteller Aufbau

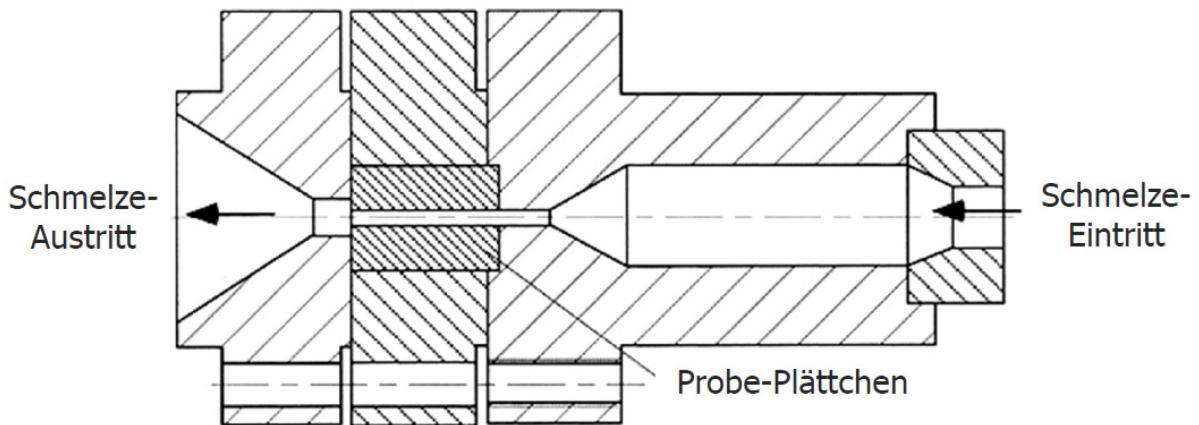


Abbildung 19: DKI-Plättchenverschleißmethode [8]

3.2.1 Probengeometrie

Ziel der Ausführungen ist es, den Verschleiß in Abhängigkeit der verursachenden Größen wie beispielsweise der Wandschubspannung, der Wandschergeschwindigkeit und der Temperatur zu beschreiben [23].

Abbildung 20 zeigt die Abmessungen der Probekörper und der Verschleißspaltgeometrie.

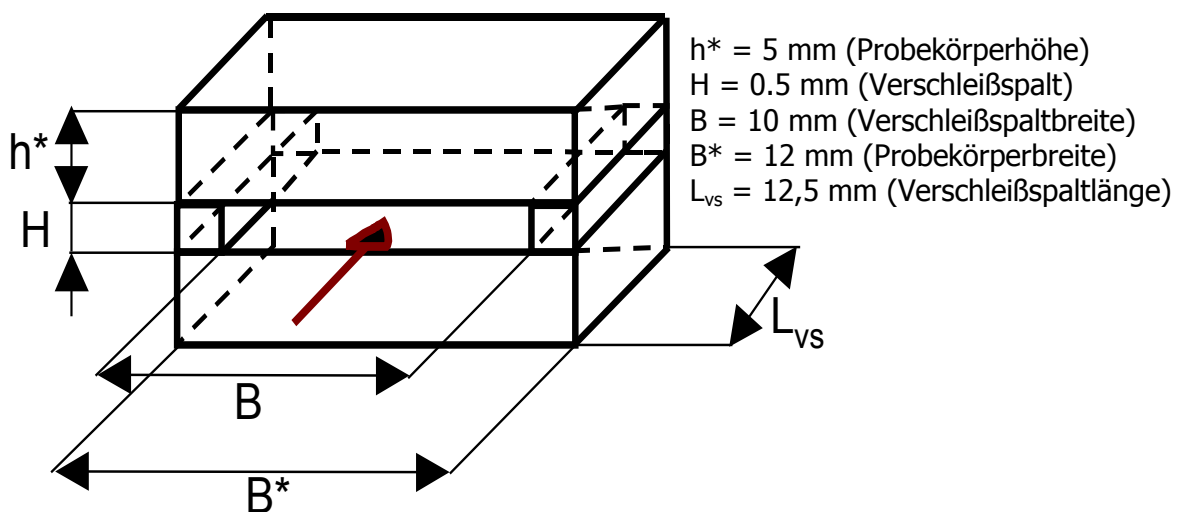


Abbildung 20: Probekörper und Verschleißspaltgeometrie [19]; Schmelzfluss in Pfeilrichtung

Die immer gleichbleibende Geometrie der Probekörper macht auch einen Vergleich über das ursprüngliche Probengewicht möglich, da die Plättchen sehr genau gefertigt werden müssen. Dies hat zum Ziel, den Abtrag, der durch den Verschleißversuch entsteht, auf das anfängliche Probengewicht zu beziehen, und diesen damit von der Dichte des Materials unabhängig zu machen.

3. Experimenteller Aufbau

3.3 Verwendete Maschinen und Geräte

3.3.1 Spritzgussmaschine

Für die Vergleichsversuche wird eine Spritzgussmaschine der Type Emotion 740/180T der Firma Engel GmbH, Schwertberg mit in Tabelle 6 beschriebener Charakterisierung verwendet [24].

Tabelle 6: Spritzgießmaschinenspezifikation [24]

Maschinentyp	EM 740/180 T
Antriebsart	Elektrisch
Baujahr	2011
Schneckendurchmesser	35 mm
L/D Schneckenlänge (3 Zonen)	20
Schließkraft	1800 kN

3.3.2 Reinigung (Proben)

Nach dem Verschleißversuch werden die Plättchen aus dem Probehalter ausgebaut und thermisch gereinigt. Für den thermischen Reinigungsschritt wird ein Laborofen ELF 11/6 der Firma Carbolite Gero GmbH & Co KG, Neuhausen, Deutschland eingesetzt. In diesem werden die Plättchen im Anschluss an den Versuch für 6 h bei 450 °C ausgeheizt, um die Restbestandteile des glasfaserverstärkten Polyamids zu entfernen. Durch das Ausheizen bildet sich eine Oxidschicht an der Oberfläche der Plättchen, welche durch manuelle, trockene Reinigung der Oberfläche mittels Putzschwämmen der Firma Paul Koch Haushaltswaren GmbH, Göttingen, Deutschland entfernt werden muss. Näheres zu diesem Vorgang und der Problematik dahinter wird in den Kapiteln 4.2.4 „Reinigung“ und 5.2.1 „Probenreinigung nach dem Verschleißversuch“ beschrieben.

3.3.3 Reinigung (Werkzeug)

Durch die jahrelange Verwendung der Verschleißapparatur ist es notwendig, die einspritzseitige Werkzeughälfte nach einem Versuch auszubauen, da sich durch Verschleiß an den Blindstopfen im Werkzeug ein Pfropfen aus erstarrter Schmelze bildet, welcher nicht manuell entfernbar ist und auch nicht beim Aufheizen des Werkzeugs aufschmilzt. Die in Abbildung 18 dargestellten Teile 1 und 2 werden gemeinsam in einem Laborofen des Typs LT 40/11/B180 der Firma Nabertherm GmbH, Lilienthal/Bremen, Deutschland, für 5 h (1 h aufheizen, 4 h bei 450 °C halten) ausgeheizt, um den Kunststoffpfropfen vollständig

3. Experimenteller Aufbau

thermisch zu zersetzen. Unter denselben Bedingungen werden auch der Probenadapter und die Abstandshalter thermisch gereinigt. Im Werkzeug und auf dem Adapter verbleibt nur mehr der Glasfaseranteil der Schmelze, welcher mittels Druckluft und Messingbürsten entfernt wird. Nach der Reinigung wird das Werkzeug wieder eingebaut, wobei besonders darauf zu achten ist, dass das Thermoelement sowie das Heizband ordnungsgemäß angebracht werden. Eine inkorrekte Montage, wie beispielsweise ein zu festes Anziehen der Heizmanschette, kann zu einer Beschädigung eben dieser und damit zum Ausfall des Heizsystems führen.

3.3.4 Analysenwaage

Das Differenzwiegen der Proben wird auf einer Analysenwaage MC 210 S ($d=0,01$ mg) der Firma Sartorius vorgenommen. Die Verschleißproben werden jeweils vor dem Versuch und nach der Reinigung gewogen und so lange manuell mittels Putzschwamm gereinigt, bis sich ein konstanter Wert bei zwei Putzzyklen einstellt. Das Wiegen wird fünfmal wiederholt mit einer maximalen Abweichung zwischen höchstem und niedrigstem Messwert von 0,05 mg. Anschließend wird der Mittelwert daraus gebildet.

Durch den Magnetismus der Proben wird die Waage bei direktem Kontakt der Proben mit der Waagschale beeinflusst. Deshalb wird eine Abstandshalter aus PE-Dosen verwendet, welcher den Abstand zwischen Waagschale und Probe erhöht und damit erreicht, dass sich das magnetische Feld nicht negativ auf die Messergebnisse auswirken kann. Vor dem Wiegen werden die Proben mit einem staubfreien Baumwolltuch und Aceton gereinigt, um etwaige Verunreinigungen durch Hautfett oder Staubpartikel zu unterbinden. Die Proben dürfen nach dieser Reinigung, um eine genaue Wägung zu garantieren, nur mehr mit einer mit Acton gereinigten Pinzette bewegt werden, da jegliche Verunreinigung und damit Verfälschung des Messergebnisses zu vermeiden ist.

3.3.5 Mikroskop

Zur Dokumentation der Probenoberfläche nach dem Verschleißversuch und Ausheizvorgang sowie zur Begutachtung des Reinigungsgrads der Plättchen wurde ein Systemmikroskop BX51 der Firma Olympus im Auflichtmodus verwendet. Nach dem Ausheizen der Proben bei 450 °C werden diese vor dem Reinigungsschritt mittels Putzschwamm unter 100-facher, 500-facher und die PM-Stähle sogar bei 1000-facher Vergrößerung betrachtet. Für den Fortschritt der Reinigung werden nach jedem Reinigungsschritt Aufnahmen unter diesen Vergrößerungen aufgenommen. Um einen Gesamteindruck der verspritzten Seite des Plättchens nach dem Versuch und Ausheizen erlangen zu können und diesen zu

3. Experimenteller Aufbau

dokumentieren, werden Aufnahmen auf einem Stereomikroskop der Firma Zeiss des Typs Discovery V12 mit einem Objektiv, PLANAPO S 1.0 x FWD 60 mm aufgenommen. Diese dienen dem Ersatz für die Begutachtung der Probenoberfläche mit freiem Auge.

3.3.6 Oberflächenrauheitsmessung

Die Oberflächenrauheit wurde an zwei Proben des KUFO-4-PM, welche sich in ihrer Poliergüte unterschieden haben, mittels Weißlicht-Interferometer, nach ISO 25178 mit einem Objektiv des Typs Leica - MIRAU 50X, gemessen. Die Untersuchungen wurden am PCCL durchgeführt. Der Prüfbericht befindet sich im Anhang B.

3.3.7 Härtemessungen

Um sicherzustellen, dass die Härte während des Versuchs nicht abfällt wurde ein Härteverlauf mittels Härtemessungen mit der Methode HV 0,5 vorgenommen. Für die Messung wurde das Plättchen in Spritzrichtung entlang der Mittelachse durchgeschnitten und nach der von der Einströmkante ausgehenden Entfernung nach einem Drittel und nach zwei Drittel der Probenlänge in einem Abstand von 0,1 mm bis 1,2 mm in die Tiefe der Proben gemessen. Abbildung 21 veranschaulicht, wie die Plättchen für die Härtemessungen geschnitten und wo die Messungen durchgeführt werden.

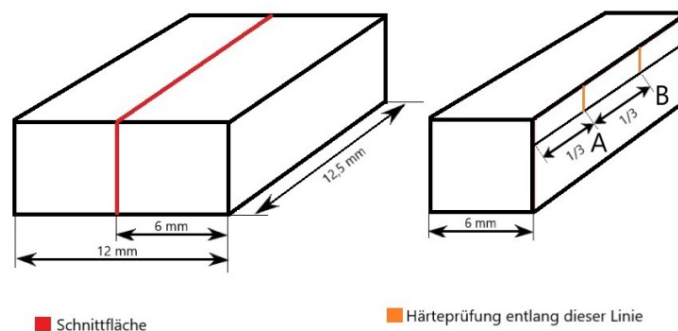


Abbildung 21: Härtemessung an Verschleißplättchen

3.3.8 Vortrocknung des Materials

Da Polyamid als Polykondensat zur Wasseraufnahme neigt, muss dieses vorgetrocknet werden. Das Material wird für 8 h bei 80 °C in einem Lufttrockner DRYER DP615 der Firma Piovan, Santa Maria di Sala, Italien getrocknet. Laut Angaben des Materialherstellers wird eine für die Verarbeitung optimale Feuchte von 0,03 – 0,06 % und eine maximale von 0,15 % angegeben [24]. Die Feuchte wurde während der Versuchsreihe fortlaufend mittels eines HydroTracer FMX der Firma aboni gemessen, um die Versuchsparameter zu kontrollieren.

3. Experimenteller Aufbau

3.3.9 Verwendete Kunststoffe

Um verschärfte Bedingungen im Verschleißspalt zu schaffen, wird ein Polyamid 66 mit 50 Gew-% Glasfasern der Type Ultramid A3WG10 Natur der Firma BASF, Ludwigshafen, Deutschland, verwendet. Tabelle 7 führt dessen wesentliche Materialdaten auf [24].

Tabelle 7: Verarbeitungstechnische Eckdaten Ultramid A3WG10 [24]

Dichte	1560 kg/m ³
Schmelztemperatur DSC nach ISO 11357	260 °C
Massetemperaturbereich	290-310 °C
Glasfaseranteil	50 ±2,5 Gew-%

3.4 Versuchsdurchführung

Von jedem Stahl wurden sechs Plättchen, bei einem eingestellten Einspritzvolumenstrom von 90 cm³/s, 50 kg Ultramid A3WG10 (PA66; 50 % GF) und einer Schmelze- und Werkzeugtemperatur von 290 °C getestet. Die Dauer pro Versuch lag bei zwei Stunden. Dies entsprach 210 Einspritzzyklen mit einem Einspritzvolumen von 180 cm³, einer Einspritzzeit von etwa 2 s je Schuss und einer Dosierzeit von rund 30 s. Wegen der geringen Anzahl an Probekörpern wurden die Ergebnisse mittels Absolutabweichung dargestellt.

3.4.1 Untersuchte Stähle

KUFO-1-ESU

Dieser härtbare Hochleistungs-Kunststoffformenstahl besitzt hervorragende Korrosionseigenschaften, sehr gute Verschleißfestigkeit und Schneidhaltigkeit, gute Zerspanbarkeit und Polierbarkeit. Er ist für das Härten in Vakuumanlagen geeignet und hat eine gute Maßstabilität bei entsprechender Wärmebehandlung mit einer feinen Karbidstruktur. Die wichtigsten Eigenschaften sind in Tabelle 8 zusammengefasst [25].

Tabelle 8: Eigenschaftsprofil KUFO-1-ESU [25]

Elastizitätsmodul bei 20 °C	219 x 10 ³ N/mm ²				
Dichte bei 20 °C	7,7 kg/dm ³				
Wärmekapazität bei 20 °C	460 J/(kg*K)				
Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	18,2 W/(m*K)				
Legierungsbestandteile (%)					
C	Cr	Mo	V	W	Gesamt
0,5	17,3	1,1	0,1	0	20

3. Experimenteller Aufbau

KUFO-2-K

Der KUFO-2-K ist ein Wolfram-Molybdän – Schnellarbeitsstahl und besitzt eine hohe Zähigkeit, eine Verschleißbeständigkeit und ist universell einsetzbar. Die Haupteinsatzgebiete sind Gewinde- und Spiralbohrer, Reibahlen, Räumwerkzeuge, Metallsägen, Fräser aller Art, Holzbearbeitungswerkzeuge und Kaltarbeitswerkzeuge. Bei seinem Eigenschaftsprofil (Tabelle 9) sticht vor allem die hohe Dichte hervor [25].

Tabelle 9: Eigenschaftsprofil KUFO-2-K [25]

E-Modul bei 20 °C	219 x 10 ³ N/mm ²				
Dichte bei 20 °C	8,10kg/dm ³				
Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	22,0 W/(m*K)				
Spezifische Wärme bei 20 °C	433 J/(kg*K)				
Legierungsbestandteile (%)					
C	Cr	Mo	V	W	Gesamt
0,9	4,1	5	1,8	6,2	18

KUFO-3-K

Dieser maßänderungsarme, ledeburitische 12 %-ige Chromstahl zeichnet sich durch seine gute Zähigkeit aus. Zudem eignet er sich besonders für Lufthärtung (Tabelle 10). Er findet Anwendung bei Hochleistungsschneidwerkzeugen (Matrizen und Stempel), Gewindewalzwerkzeugen, Zieh-, Tiefzieh- und Fließpresswerkzeugen, Presswerkzeugen für die keramische und pharmazeutische Industrie, Kaltwalzen (Arbeitswalzen) für Mehrrollengerüste sowie kleineren Kunststoffformen, von denen hohe Verschleißfestigkeit gefordert wird [25].

Tabelle 10: Eigenschaftsprofil KUFO-3-K [25]

Elastizitätsmodul bei 20 °C	200 x 10 ³ N/mm ²				
Dichte bei 20 °C	7,67 kg/dm ³				
Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	23,9 W/(m*K)				
Spezifische Wärme bei 20 °C	470 J/(kg*K)				
Legierungsbestandteile (%)					
C	Cr	Mo	V	W	Gesamt
1,5	11,3	0,7	0,7	0	15

3. Experimenteller Aufbau

KUFO-4-PM

Der KUFO-4-PM ist ein pulvermetallurgisch hergestellter martensitischer Chromstahl. Aufgrund seiner Legierungskonzeption (Tabelle 11) verfügt dieser Stahl über einen extrem hohen Verschleißwiderstand und hohe Korrosionsbeständigkeit.

Zudem zeichnen ihn sehr gute Schleifbarkeit, Hochglanzpolierbarkeit, eine hohe Zähigkeit und eine geringe Maßänderung sowie eine bessere Widerstandsfähigkeit gegen Schwingungen und mechanische Stöße aus. Diese ermöglicht hohe und reproduzierbare Werkzeugstandzeiten, Fertigungsabläufe und Teilepräzision. In der Kunststoffverarbeitung findet er Anwendung bei Formeinsätzen für die Herstellung von CDs und DVDs, Formen zur Verarbeitung chemisch angreifender Pressmassen und abrasiver Füllstoffe, Formen zur Verarbeitung von Duromeren, Formen zur Herstellung von Chips für die Elektroindustrie, Schnecken und Rückstromsperrern für Spritzgießmaschinen sowie der Auskleidung von Spritzgießzylindern [25].

Tabelle 11: Eigenschaftsprofil KUFO-4-PM [25]

Dichte bei 20 °C		7,54 kg/dm ³			
Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C		16,5 W/(m*K)			
Legierungsbestandteile (%)					
C	Cr	Mo	V	W	Gesamt
1,9	20	1	4	0,6	28

KUFO-5-PM

Ähnlich wie der KUFO-4-PM ist auch der KUFO-5-PM ein pulvermetallurgisch hergestellter martensitischer Chromstahl der sich dadurch auszeichnet, dass er noch höher legiert ist als der KUFO-4-PM. Die Legierungslage (Tabelle 12) lässt wie beim KUFO-4-PM auf einen extrem hohen Verschleißwiderstand und eine hohe Korrosionsbeständigkeit schließen [25].

Tabelle 12: Eigenschaftsprofil KUFO-5-PM [25]

Legierungsbestandteile (%)					
C	Cr	Mo	V	W	Gesamt
2,7	20	1	7,2	0,7	31

3. Experimenteller Aufbau

3.4.2 Gewählte Parameter

Die Parameter für die Versuche sollten eine möglichst aggressive, aber dennoch praxisnahe Verschleißsituation darstellen. Es musste darauf geachtet werden, nicht in den Bereich hoher Maschinen- oder Materialschwankungen zu gelangen. Dies betrifft bei der Maschine die Schwankungsbreite des Einspritzvolumenstroms, im Gebiet der getesteten Stähle deren Härte und beim Polymer den Feuchtegehalt [26,27].

Einspritzvolumenstrom

Der Einspritzvolumenstrom hat einen entscheidenden Einfluss auf die entstehende Verschleißsituation. Bei hohen Durchflussraten kann das Verschleißmedium nicht schnell genug durch den Spalt entweichen und der Druck an der Schneckenspitze steigt stark an. Dadurch ergeben sich Abweichungen, welche für reproduzierbare Vergleichsbedingungen nicht erwünscht sind. Zudem steigt die Schwankungsbreite mit steigendem Volumenstrom [30]. Deshalb wird der eingestellte Einspritzvolumenstrom auf $90 \text{ cm}^3/\text{s}$ festgelegt, da die Maschine in diesem Bereich noch keine bedeutende Abweichung zwischen eingestelltem und tatsächlichem Einspritzvolumenstrom zeigt, man aber dennoch im Bereich des maximal erreichbaren Einspritzdrucks liegt (Abbildung 22). Nach Auskunft der Herstellerfirma Engel Austria GmbH, Schwertberg, rührt diese Abweichung von der in der Maschine einprogrammierten Druckgrenze von 2400 bar her. Wenn dieser Maximalwert beim Einspritzvorgang durchbrochen wird, regelt die Maschine automatisch die Vorschubgeschwindigkeit der Schnecke herunter, um in einen maximalen Einspritzdruckbereich von unter 2350 bar zu erreichen [30].

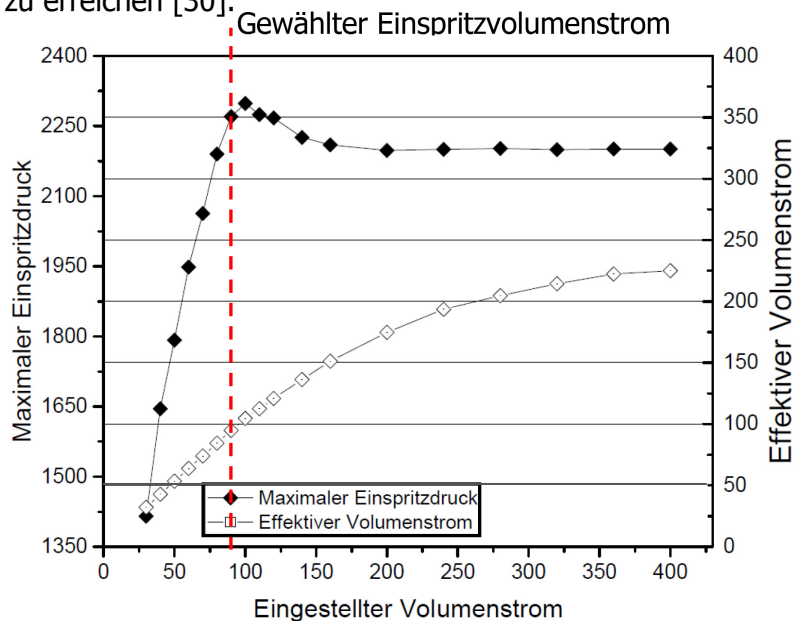


Abbildung 22: Abweichung des Einspritzvolumenstroms im Grenzarbeitsbereich der Maschine [27]

3. Experimenteller Aufbau

Härte

In [26] wurde festgestellt, dass die Härte vom pulvermetallurgischen Stahl KUFO-4-PM, welcher eine Anlasstemperatur von über 500 °C besitzt, an der Oberfläche durch den Verschleißversuch mit hohen Einspritzvolumenströmen ($\sim 190\text{-}220\text{ cm}^3/\text{s}$) bedeutend sinkt. Die Härte an der Oberfläche fällt von über 700 HV auf unter 450 HV ab. Dies geschieht vermutlich aufgrund des enormen Energieeintrags bei Versuchen mit hohen Einspritzvolumenströmen. Zudem ist bei diesen Bedingungen einhergehend mit dem Einbruch der Härte, ein Wechsel des Verschleißbildes an der Oberfläche zu erkennen [26]. Die den abrasiven Verschleiß kennzeichnenden Mikrozerspannungen kippen in den Bereich von makroskopischen Pflügungen und Ausspülungen, welche eher das Verschleißbild der Erosion prägen.

Um sicher zu gehen, dass bei den Vergleichsversuchen kein Einbrechen der Härte und damit keine einhergehenden makroskopischen Ausspülungen auftreten, werden alle Stähle auf einen Abfall der Härte untersucht. Die Proben wurden wie in Kapitel 3.3.7 „Härtemessungen“ beschrieben, gemessen.

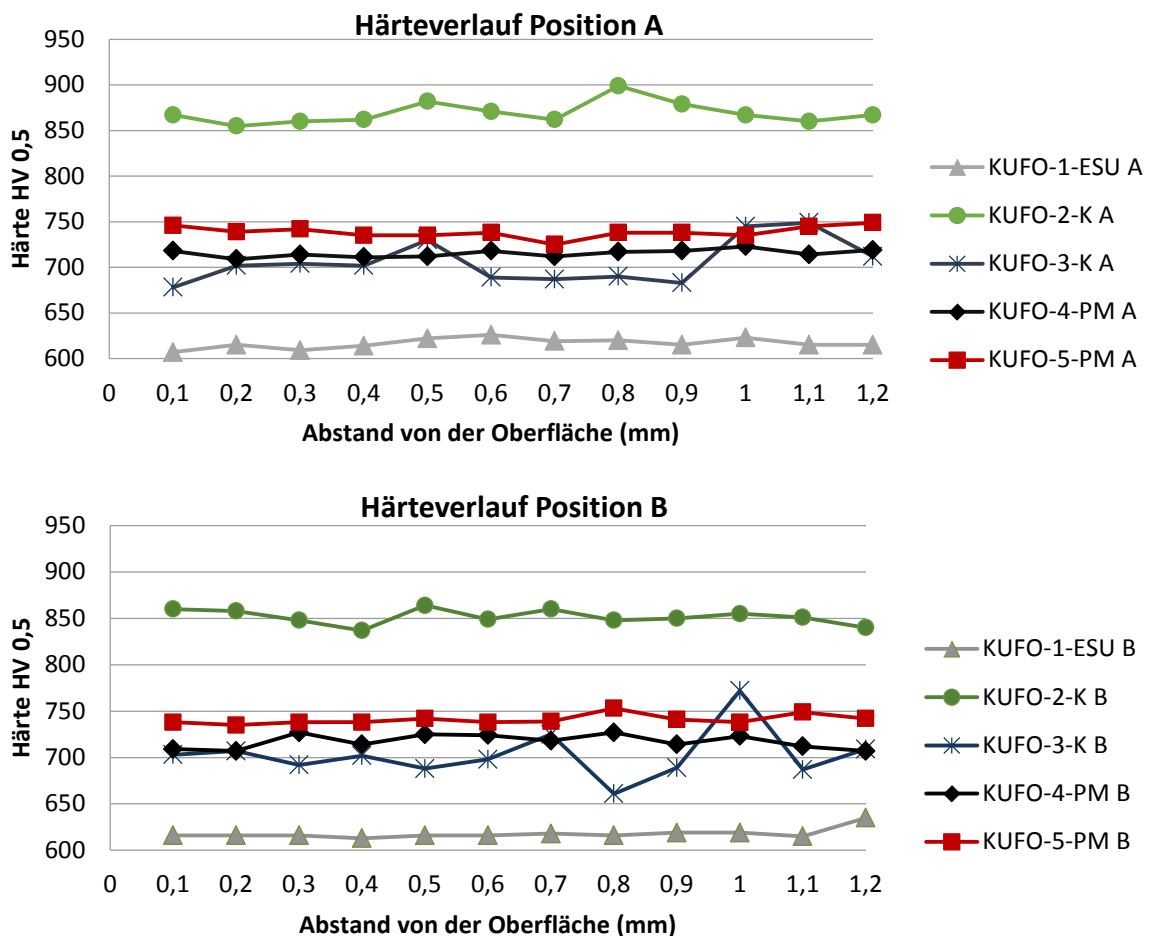


Abbildung 23: Härteverlauf nach Verschleißversuch an Position A (1/3 der Fließweglänge) und B (2/3 der Fließweglänge) als Funktion des Abstands von der Oberfläche

3. Experimenteller Aufbau

Die Ergebnisse (Abbildung 23) zeigen, dass auf keiner der beiden Positionen ein Härteabfall vorliegt. Die Messungen wurden an zwei Stellen vorgenommen, da aufgrund der Strömungsbedingungen im Spalt auch unterschiedliche Bereiche des Härteabfalls auftreten, wie man es beim KUFO-4-PM mit hohen Einspritzvolumenströmen feststellen konnte. Es waren auf keiner der verschlissenen Proben Anzeichen von Ausspülungen oder Furchen zu erkennen.

3.4.3 Maschinen- und Werkzeugeinstellungen

Die Temperatureinstellungen der Plastifiziereinheit wurden nach den Verarbeitungsempfehlungen des Materialherstellers BASF vorgenommen (Tabelle 13). Für das Werkzeug wird ebenfalls eine Temperierung oberhalb der Schmelztemperatur (beide Werkzeughälften 290 °C) gewählt um ein Einfrieren der Schmelze innerhalb des Werkzeuges während des Versuchs zu verhindern.

Tabelle 13: Maschinentemperierung

Bereich	Temperatur (°C)
Einzugszone (wassergekühlt)	40
Zylinderheizband 3 (trichternahe)	270
Zylinderheizband 2	280
Zylinderheizband 1 (düsennahe)	290
Düse	295
Düsenkanal 1 (düsenseitig)	295
Düsenkanal 2 (werkzeugseitig)	295

Aufgrund der im Kapitel 3.4.2 „Gewählte Parameter“ beschriebenen Situation wurden folgende Parameter (Tabelle 14) für die Vergleichsversuche gewählt.

Tabelle 14: Maschineneinstellung

Schließkraft	60 kN
Spritzdruckgrenze	2400 bar
Einspritzvolumenstrom	90 cm ³ /s
Dosiervolumen	180 cm ³

Die effektiven Werte im Bereich Einspritzdruck an der Schneckenspitze sowie die Einspritzzeit, über welche der effektive Einspritzvolumenstrom berechnet wird, wurden bei jedem zehnten Schuss aufgezeichnet. Die aufgetretenen Schwankungen werden im Ergebnissteil behandelt.

4. Ergebnisse

4 Ergebnisse

Durch die mittels Verschleißuntersuchung erfassten Daten lassen sich Rückschlüsse auf das Verschleißverhalten der verschiedenen Stähle ziehen. Zudem werden rund um die Verschleißversuche Messungen vorgenommen, die auf die Versuchsbedingungen, in welcher die Vergleichsversuche vorgenommen werden, schließen lassen. Pro Stahl wurden sechs Plättchen getestet. Die erzielten Ergebnisse werden nachfolgend in zwei Formen dargestellt. Einerseits wird der effektive Abtrag in mg abgebildet, und andererseits die Verschleißrate pro Plättchen in mg Abtrag pro g Probe (Gleichung 1), weshalb die Rate unabhängig von der Dichte des Stahls betrachtet wird. Der Nachteil an dieser Methode ist, dass die Plättchen in ihrer Fertigung Abmessungsschwankungen unterliegen. Folglich bekommt man damit Abweichungen in die Auswertung, da durch die geringen Größenunterschiede natürlich auch die Massenwerte der Stahlproben schwanken. Nachdem die maximale Schwankung der Masse aufgrund der hohen Fertigungsgenauigkeit aber nur 0,01 g beträgt, macht dies wiederum den durch die unterschiedliche Probengröße eingebrachten Fehler unerheblich. Die gesamten Daten befinden sich im Anhang A.

$$\text{Verschleißrate} = \frac{\text{Abtrag (mg)}}{\text{Probenmasse vor Verschleißversuch (g)}} \quad (1)$$

Vor Versuchsbeginn sind die Plättchen auf jener Fläche, welche den Verschleißspalt bildet, poliert. Aus diesem Grund sind keine nennenswerten optischen Unterschiede zwischen den Stählen erkennbar (Abbildung 24).

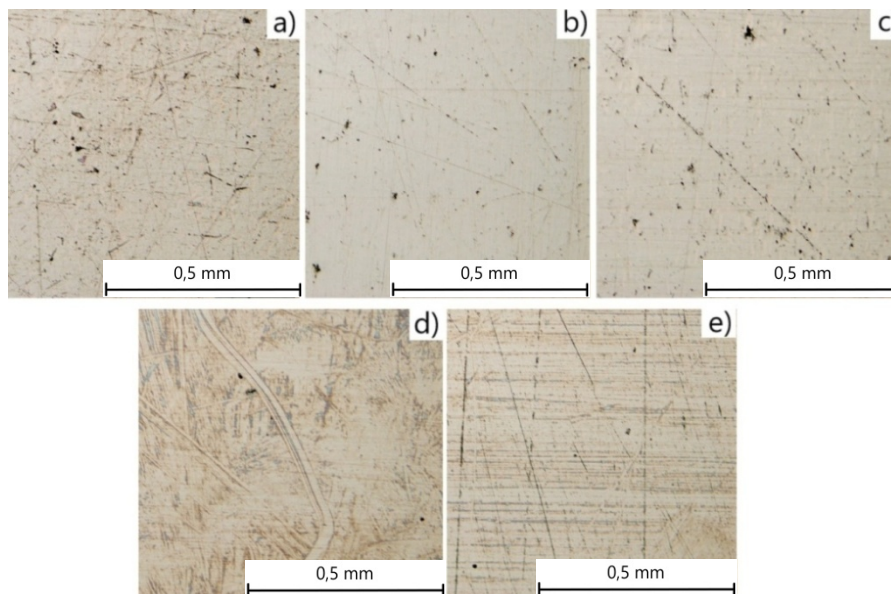


Abbildung 24: Oberfläche vor dem Verschleißversuch; a) KUFO-1-ESU; b) KUFO-2-K; c) KUFO-3-K; d) KUFO-4-PM; e) KUFO-5-PM

4. Ergebnisse

4.1 Verschleiß an den verglichenen Kunststoffformenstählen

4.1.1 KUFO-1-ESU

Bei der ersten Begutachtung nach dem Verschleißversuch ist bereits mit freiem Auge deutlich die Zeiligkeit der Karbide erkennbar (Abbildung 25 a). Betrachtet man das Mikroskopiebild (Abbildung 25 b) ist eine zeilige aber feine Karbidverteilung zu sehen. Die Karbide sind aufgrund der Bildung einer Oxidschicht an der Oberfläche im Zuge des thermischen Ausheizvorgangs sehr gut zu erkennen.

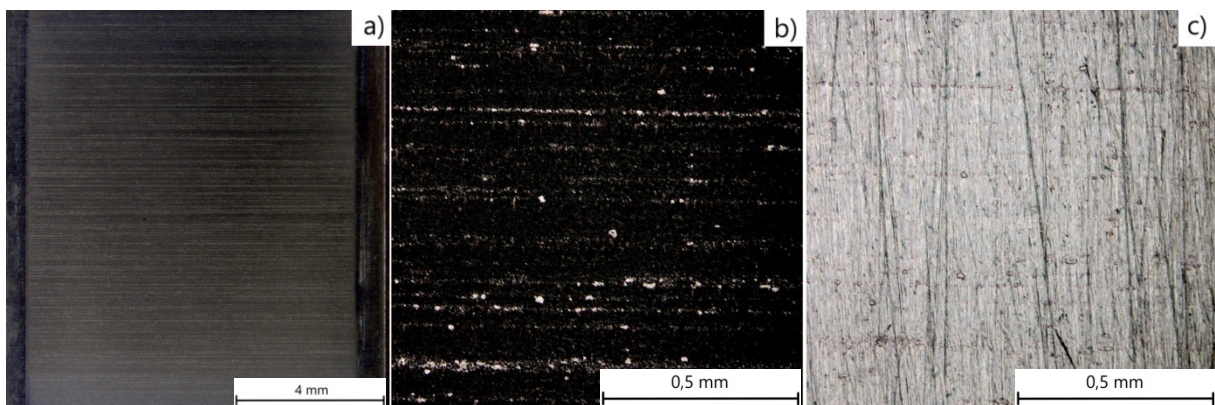


Abbildung 25: KUFO-1-ESU; a) Stereomikroskopische Aufnahme; b) Oberfläche ausgeheizt $\times 100$; c) Oberfläche mechanisch gereinigt $\times 100$

Nach der mechanischer Reinigung zur Entfernung der Oxidschicht (Abbildung 25 c) sind weiterhin vereinzelt Karbidlinien sichtbar. Anhand dieser Bilder lässt sich das Verhältnis zwischen Matrix und Karbidanteil sowie die Karbidgröße abschätzen. Der KUFO-1-ESU besitzt auch die mit etwa 615 HV geringste Härte alle verglichenen Stähle. Der gesamte Abtrag am Ende der Reinigung lag im Mittel bei 3,53 mg bzw. die Verschleißrate bei 0,62 mg/g.

4.1.2 KUFO-2-K

Beim KUFO-2-K ist mit freiem Auge kaum eine Zeiligkeit erkennbar (Abbildung 26 a). Mittels Mikroskop können diese betrachtet werden (Abbildung 26 b). Durch das Zulegieren von einem hohen Anteil an Vanadium bildet der KUFO-2-K eine wesentlich feinere Struktur der Karbide und besitzt aufgrund des hohen Anteils an Vanadium und Wolfram eine Härte von etwa 860 HV.

4. Ergebnisse

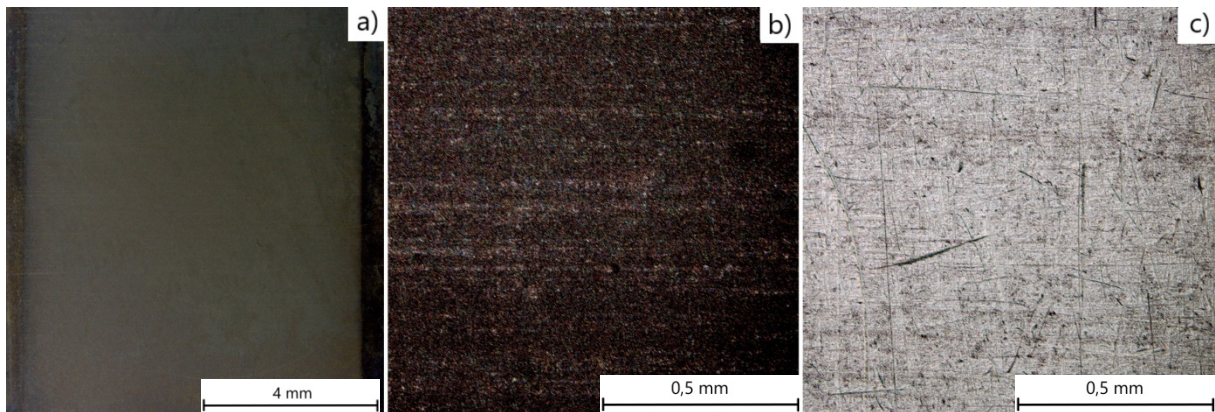


Abbildung 26: KUF0-2-K; a) Stereomikroskopische Aufnahme; b) Oberfläche ausgeheizt x100; c) Oberfläche mechanisch gereinigt x100

Im Mittel betrug der Abtrag 2,48 mg bzw. die Verschleißrate 0,41 mg/g.

4.1.3 KUF0-3-K

Auch beim KUF0-3-K lässt sich nach dem Versuch eine gewisse Zeiligkeit feststellen, die durch das Ausspülen der Matrix hervortritt. Diese ist aber bei weitem nicht so ausgeprägt und auch insgesamt wirkt das Gefüge wesentlich homogener als beim KUF0-1-ESU. Zudem fällt auf, dass die Karbide verhältnismäßig groß sind (Abbildung 27 b).

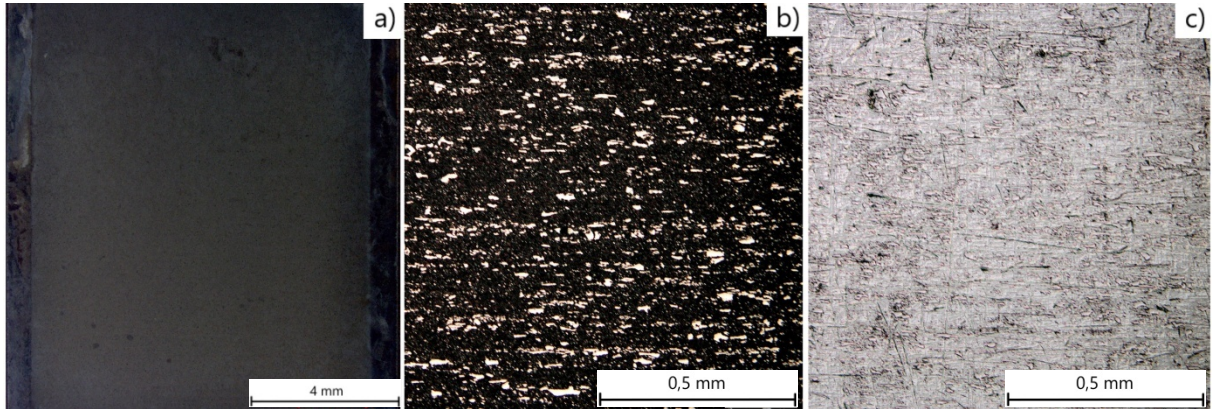


Abbildung 27: KUF0-3-K; a) Stereomikroskopische Aufnahme; b) Oberfläche ausgeheizt x100; c) Oberfläche mechanisch gereinigt x100

Auch nach der mechanischen Reinigung (Abbildung 27 c) kann man noch die Karbidstruktur erkennen. Die Härte liegt bei rund 700 HV, der Abtrag betrug im Mittel 2,59 mg und die Verschleißrate lag bei 0,45 mg/g.

4. Ergebnisse

4.1.4 KUFO-4-PM

Nach dem Verschleißversuch wirkt die Oberfläche kaum angegriffen, es sind keinerlei Vertiefungen erkennbar und sie wirkt nur leicht matt (Abbildung 28 b). Im Mikroskop wurde durch den Verschleiß das Gefüge des Stahls sichtbar.

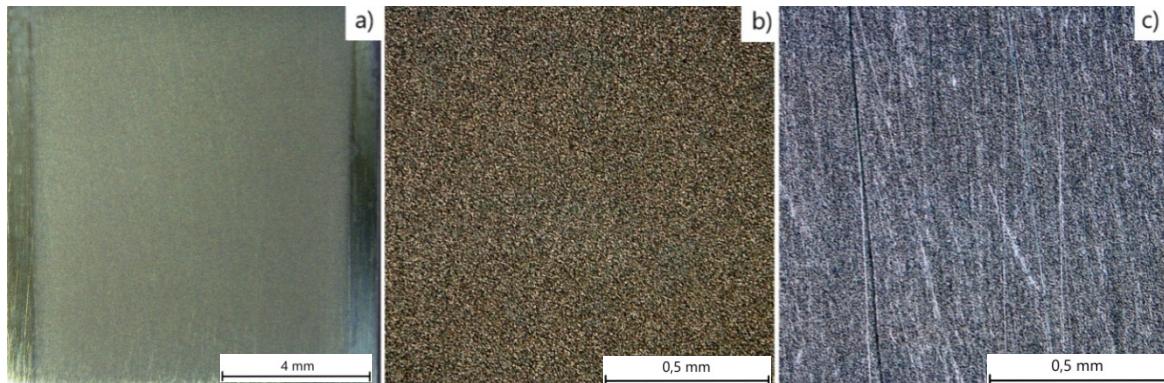


Abbildung 28: KUFO-4-PM; a) Stereomikroskopische Aufnahme; b) Oberfläche ausgeheizt x100; c) Oberfläche mechanisch gereinigt x100

Sehr fein verteilte Strukturen runder Karbide mit einer Größe von 1-3 μm heben das Bild des durch Pulvermetallurgie hergestellten Stahl deutlich vom Oberflächenbild der konventionellen oder im ESU Verfahren hergestellten Stähle ab (Abbildung 28b). Auch im mechanisch gereinigten Zustand erscheint die Oberfläche kaum anders als nach dem Ausheizen (Abbildung 28 c). Die Härte liegt bei rund 715 HV, der Abtrag betrug im Mittel 0,69 mg und die dichteunabhängige Verschleißrate 0,12 mg/g.

4.1.5 KUFO-5-PM

Beim KUFO-5-PM ergibt sich ein sehr ähnliches Bild wie beim KUFO-4-PM (Abbildung 29). Weder mit freiem Auge noch im Mikroskop sind deutliche Unterschiede zu erkennen.

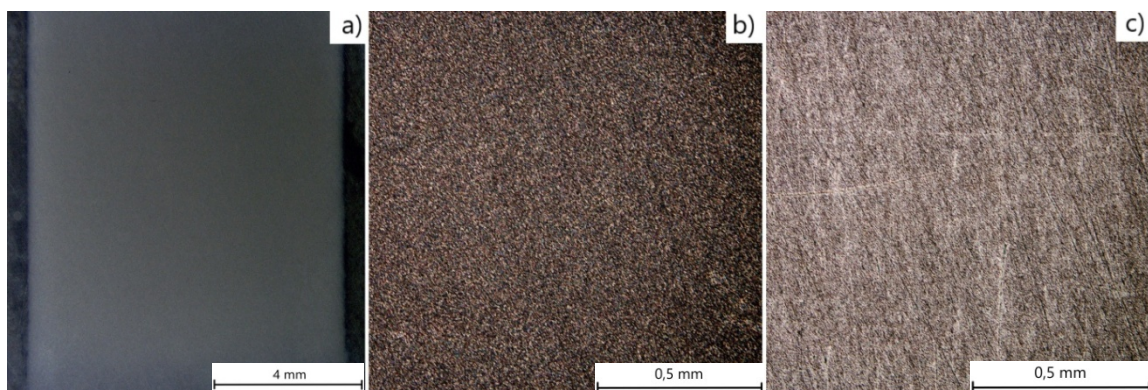


Abbildung 29: KUFO-5-PM; a) Stereomikroskopische Aufnahme; b) Oberfläche ausgeheizt x100; c) Oberfläche mechanisch gereinigt x100

4. Ergebnisse

Die Härte lag bei rund 740 HV, der mittlere Abtrag betrug 0,45 mg, was einer Verschleißrate von 0,08 mg/g entspricht.

4.2 Einflussparameter auf den Versuch

Die Methode zum Vergleich der Stahlproben mittels Plättchen-Verschleißmethode ist grundsätzlich ein einfacher und schneller Weg, Stähle auf ihre Verschleißbeständigkeit zu testen. Trotz jahrzehntelanger Erfahrung mit Verschleißversuchen gibt es auch hier noch Verbesserungs- und Fehlerpotenzial, welches im Folgenden erörtert wird.

4.2.1 Oberfläche

Vor Beginn der Vergleichsreihe wurde unter den geplanten Bedingungen ein Vorversuch mit KUFO-4-PM durchgeführt, um sicher zu gehen, dass bei den gewählten Bedingungen kein Abfall der Härte auftritt. Die Oberfläche der zu Verfügung stehenden Plättchen war merklich nicht in gewohntem Maße poliert. Mit freiem Auge konnte man leichte Polierriefen erkennen, welche unter dem Mikroskop noch deutlicher wurden (Abbildung 30). Die Plättchen wurden trotzdem getestet, da der Zweck dieses Testlaufs lediglich zur Bestätigung dienen sollte, keinen Härteabfall durch die Versuchsbedingungen hervorzurufen. Da die Oberflächengüte nicht jener der bisher getesteten Plättchen entsprach, wurden diese für die weiteren Versuche erneut poliert.

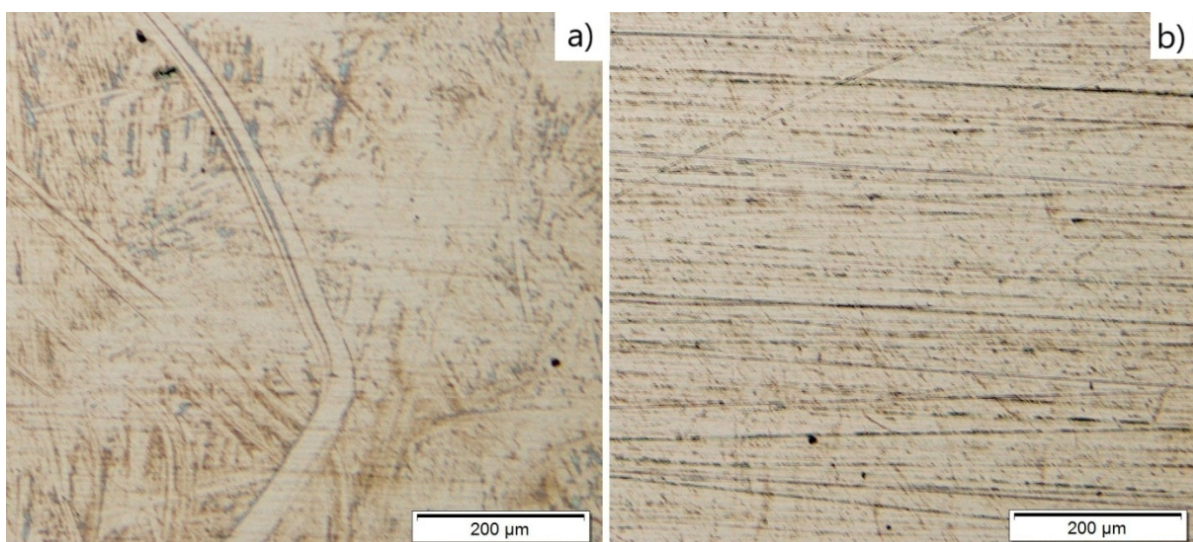


Abbildung 30: Oberflächenvergleich KUFO-4-PM; a) gut poliert; b) schlecht poliert

Die Proben wiesen keinerlei Härteabfall auf. Was allerdings nicht vorhersehbar war, war der bedeutend höhere Abtrag, den diese Plättchen aufwiesen (Abbildung 31).

4. Ergebnisse

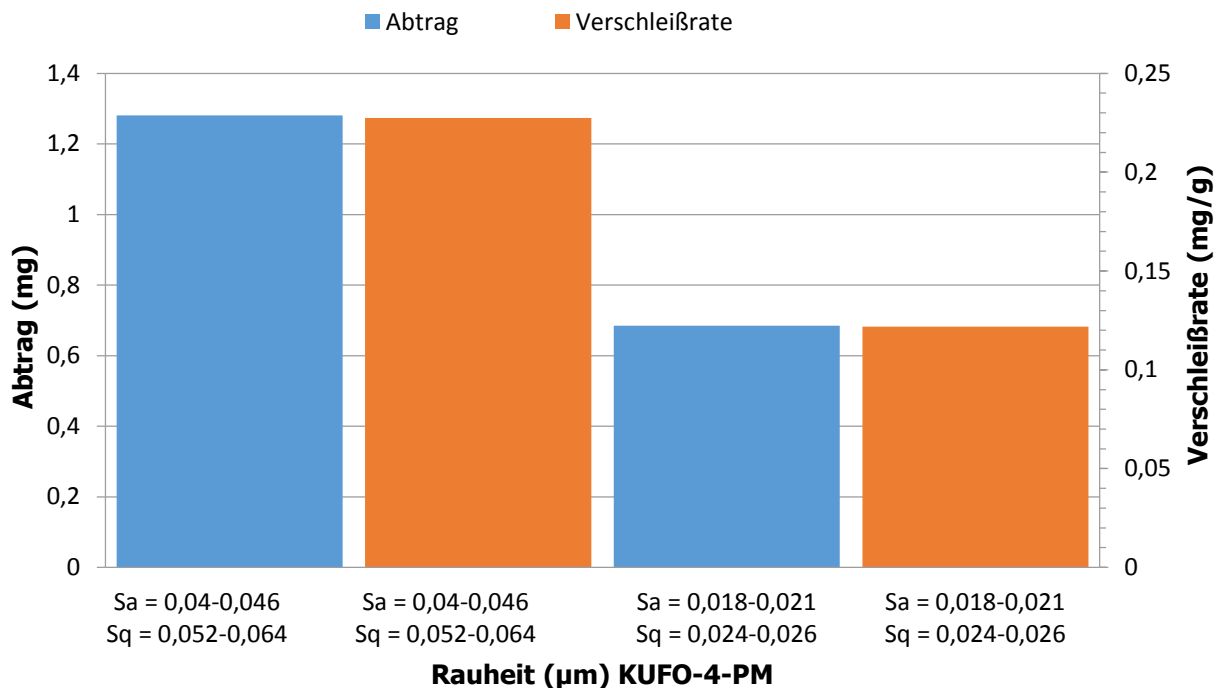


Abbildung 31: Einfluss der Rauheit auf den Verschleiß

Die Proben mit der nicht sachgemäßen Polierung (im Diagramm links) wiesen einen nahezu doppelt so hohen Abtrag und Verschleißrate auf, als jene mit einer guten Politur. Da nur zwei Plättchen mit dieser Oberfläche getestet wurden, werden hier auch nur Mittelwerte ohne Abweichungen betrachtet.

Die Ergebnisse werfen allerdings die Frage der Auswirkung der Oberflächenrauheit auf das Verschleißverhalten auf. Um den tatsächlichen Unterschied in den Oberflächen zu detektieren, wurde eine Oberflächentopographie mittels Weißlichtinterferometer (WLI) (Abbildung 32) vorgenommen.

Anhand der Topographie ist deutlich der Unterschied der Oberflächenrauheit erkennbar. Bei der schlecht polierten Oberfläche liegen der Sa-Wert bei 0,04-0,046 μm und der Sq-Wert bei 0,052-0,064 μm , während der Sa-Wert der gut polierten Oberfläche bei 0,018-0,021 μm und der Sq-Wert bei 0,024-0,026 μm liegen. Die Oberfläche der schlecht polierten Probe zeigt deutliche Polierriefen, welche die Rauheit um das Doppelte gegenüber der gut polierten Probe erhöhen. Nachdem die Riefen in Spritzrichtung vorliegen, führen diese Vertiefungen nicht zu einer Erhöhung der Kantenanzahl, an welchen Glasfasern Angriffspunkte für abrasiven Verschleiß vorfinden können. Ein Grund für den erhöhten Verschleiß könnte das Fehlen der oberflächlichen Druckeigenstressungen sein, die nach dem Poliervorgang in der Oberfläche auftreten und welche dem Verschleiß entgegenwirken.

4. Ergebnisse

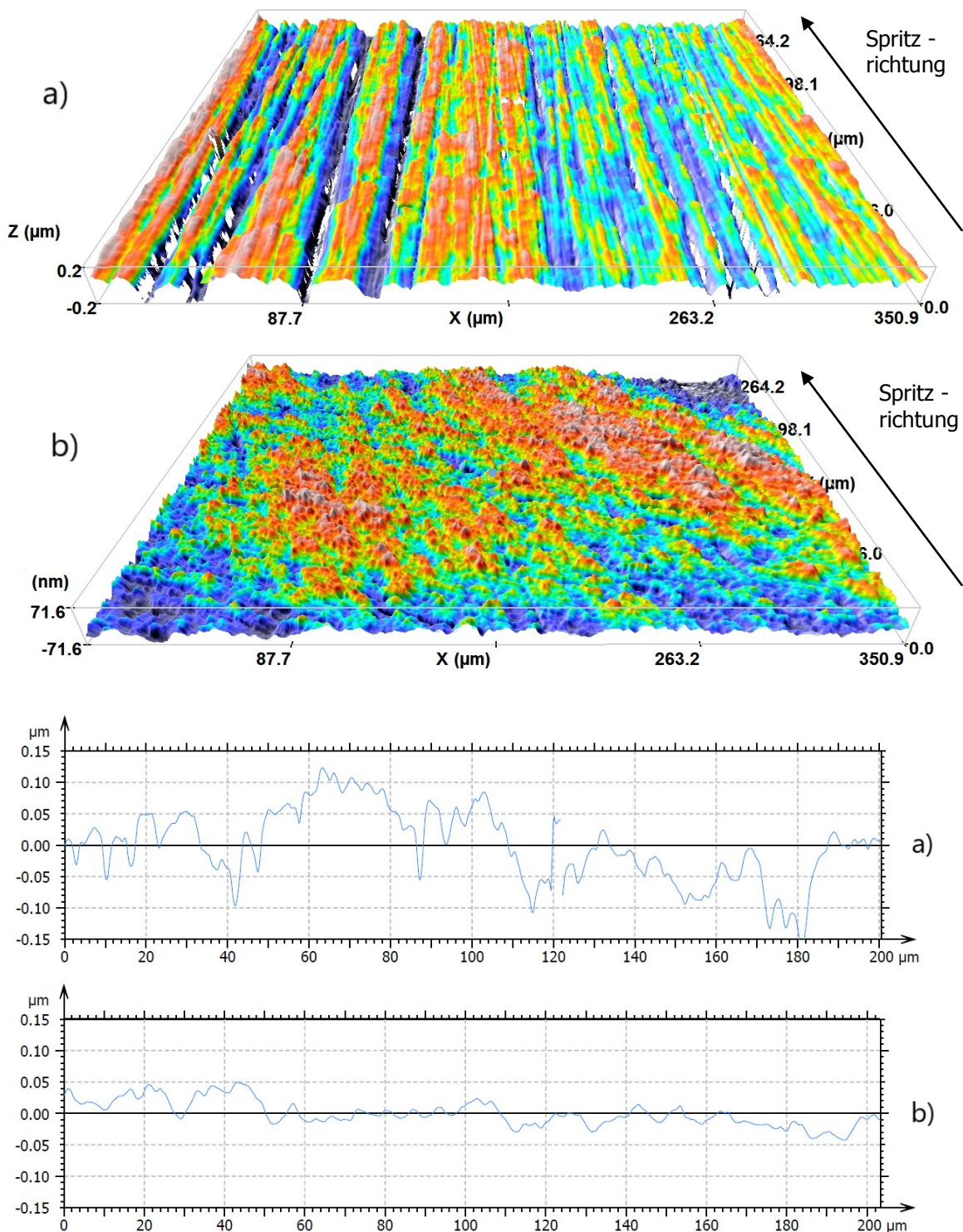


Abbildung 32: Oberflächentopographie und Oberflächenrauheit an KUFO-4-PM gemessen mittels WLI; a) schlecht; b) gut

Dennoch bedarf es einer systematischen Untersuchung, ob es eine direkte Korrelation zwischen Oberflächenrauheit und Verschleißwert gibt. Zudem müsste untersucht werden, inwieweit eine bereits verschlissene, rauere Oberfläche den weiteren Verschleißvorgang unterstützt und verstärkt.

4. Ergebnisse

4.2.2 Maschinenschwankungen

Die verwendete Spritzgussmaschine hat eine intern geregelte Einspritzdruckgrenze von 2400 bar. Da der Grenzwert aufgrund des kleinen Verschleißspalts bei höheren Einspritzvolumenströmen überschritten wird, reduziert die Maschine automatisch die Vorschubgeschwindigkeit der Schnecke, damit der Druck nicht weiter ansteigen kann. Dies führt zu Schwankungen im Einspritzvolumenstrom, weshalb der Einspritzdruck und der effektive Einspritzvolumenstrom, welcher über die angezeigte Einspritzzeit berechnet wird, kontinuierlich aufgezeichnet (jeder 10. Schuss bildete einen Messpunkt) wurde, um sicher zu stellen, dass unter den gewählten Bedingungen die Maschine keinen ausschlaggebenden Einfluss auf die Versuche ausübt. Sowohl der Einspritzvolumenstrom (Abbildung 33 a) als auch der Einspritzdruck (Abbildung 33 b) zeigen die Verteilung der aufgezeichneten Werte und legen deutlich dar, dass die durch die Maschine verursachten Schwankungen innerhalb des Versuches von rund einem Prozent liegen und diese als vernachlässigbar erachtet werden können.

Tatsächliche Schwankungsbreite:

Schwankungsbreite (95 %) Einspritzdruck: 2320 ± 18 bar; $2320 \pm 0,78$ %

Schwankungsbreite (95 %) Einspritzvolumenstrom: $92,78 \pm 0,96$ cm³/s; $92,78 \pm 1,03$ %

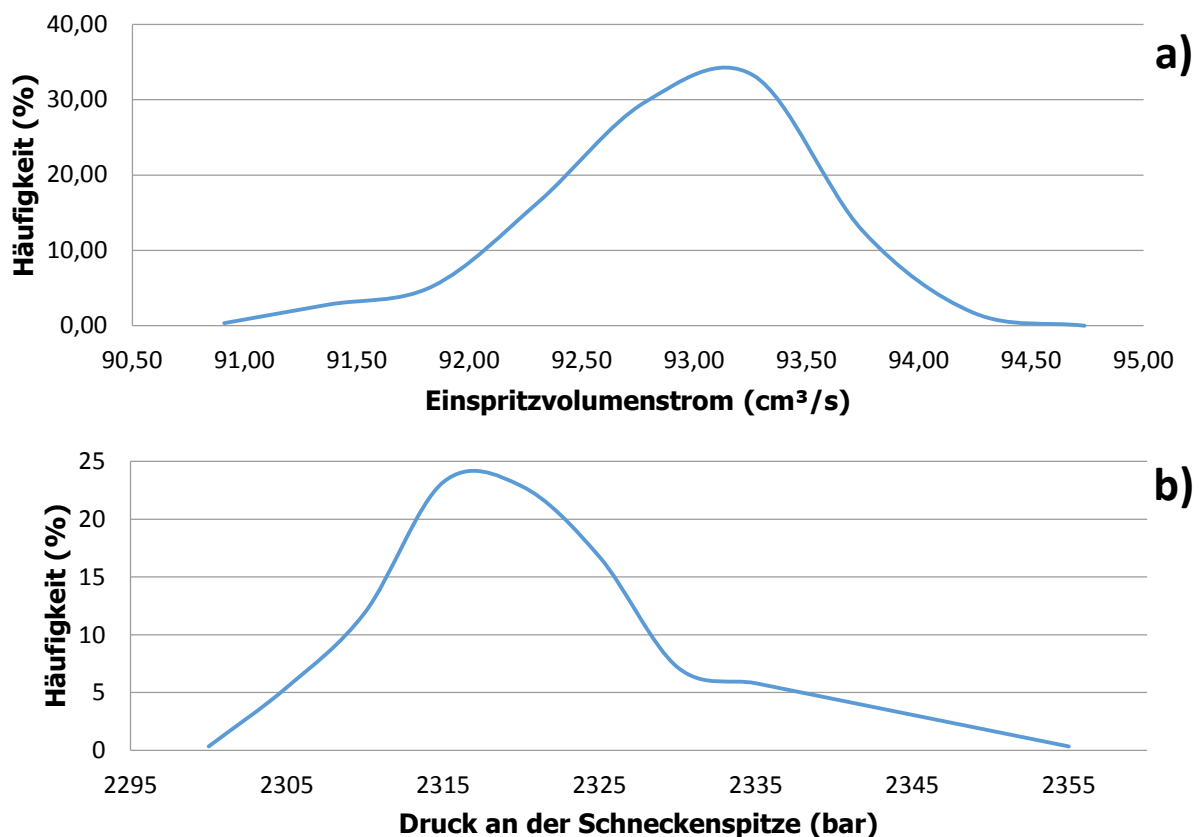


Abbildung 33: Einspritzvolumenstrom- a) und Druckverhältnisse b) während der Vergleichsversuche

4. Ergebnisse

4.2.3 Materialrestfeuchte

Das Material wurde wie bereits bei vorangegangenen Versuchsreihen 8 h bei 80 °C vorgetrocknet, um eine Materialrestfeuchte von 0,05 % zu erreichen. Durch den unvorteilhaften Aufbau der Trocknungsanlage nimmt das Material nach dem Öffnen eines Trocknungstrichters wieder Feuchtigkeit auf. Für einen Versuch mit 50 kg sind zwei Trockentrichter mit einem Fassungsvermögen von je 27 kg notwendig. Überschüssiges Material wird zum Anfahren der Maschine verwendet. Die Dauer, um einen Trockentrichter vollständig zu entleeren, beträgt etwa eine Stunde. Innerhalb dieser Stunde steigt der Feuchtegehalt des Granulats um bis zu 0,03 % an. In derselben Weise ist ein Anstieg des Einspritzvolumenstroms innerhalb dieser Stunde zu beobachten (Abbildung 34).

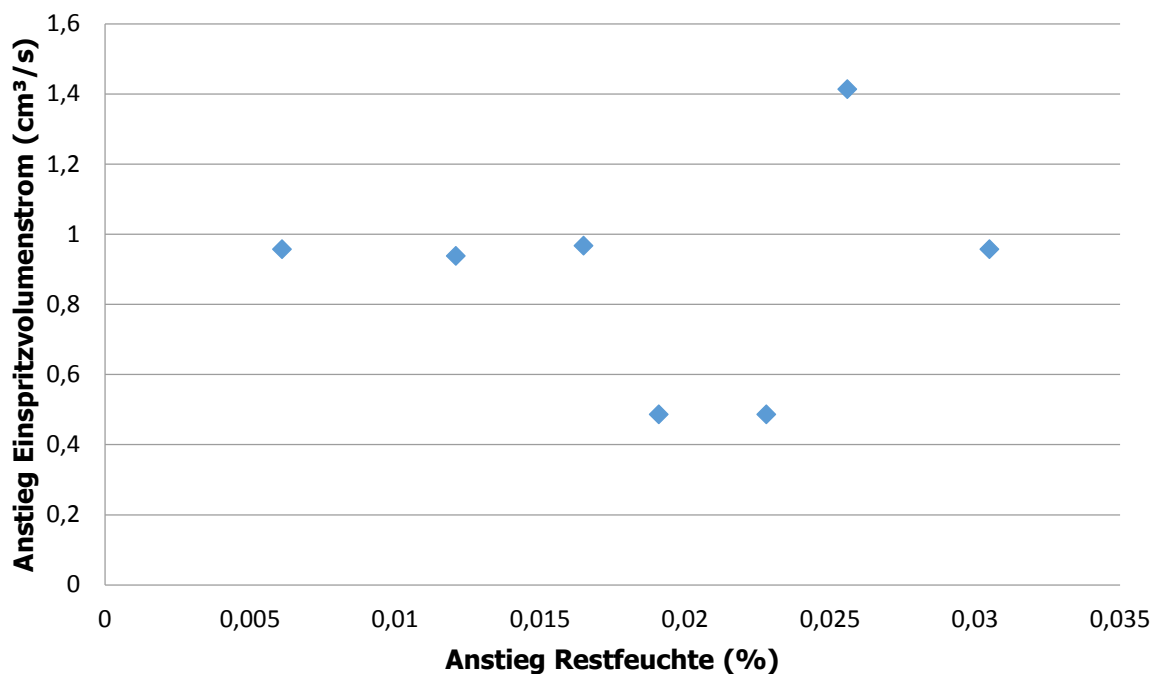


Abbildung 34: Anstieg der Materialrestfeuchte und des Einspritzvolumenstrom innerhalb von einer Stunde

Es ist immer ein Anstieg der Materialrestfeuchte und ein Anstieg des Einspritzvolumenstroms feststellbar. Dennoch gibt aber keine direkte Korrelation dieser beiden Werte. Der Anstieg des Volumenstroms ist allerdings bei dem gewählten Wert von 90 cm³/s sehr gering und entspricht einer Abweichung von weniger als 2 %, was einen vernachlässigbaren Fehler darstellt.

4. Ergebnisse

4.2.4 Reinigung

Die Reinigungsmethode, um die Plättchen von Restpolymer zu befreien, ist der fehleranfälligste Nachbereitungsschritt. In vorangegangenen Arbeiten wurde das Polyamid 66 mittels Kochen in O-Kresol entfernt. Da diese Chemikalie aber ausgesprochen gefährlich ist, wurde davon Abstand genommen. Nach dem Ausheizen im Laborofen bei 450 °C für 6 h müssen die Proben mittel Putzschwämmen manuell, mechanisch gereinigt werden. Dies macht den Arbeitsschritt abhängig von der durchführenden Person und der Erfahrung, die jene Person bereits mit dem Versuch und der Probenreinigung hat. Zudem ist die manuelle, mechanische Nachreinigung der zeitintensivste Arbeitsschritt des Versuchs. Die Streuung der Ergebnisse kann man durch einen wiederholten Wiegeprozess nach jedem Reinigungszyklus bis zur Gewichtskonstanz reduzieren. Durch den Einsatz eines Auflichtmikroskops (Abbildung 35) ist feststellbar, ob die Oxidschicht tatsächlich weitgehend vollständig entfernt wurde.

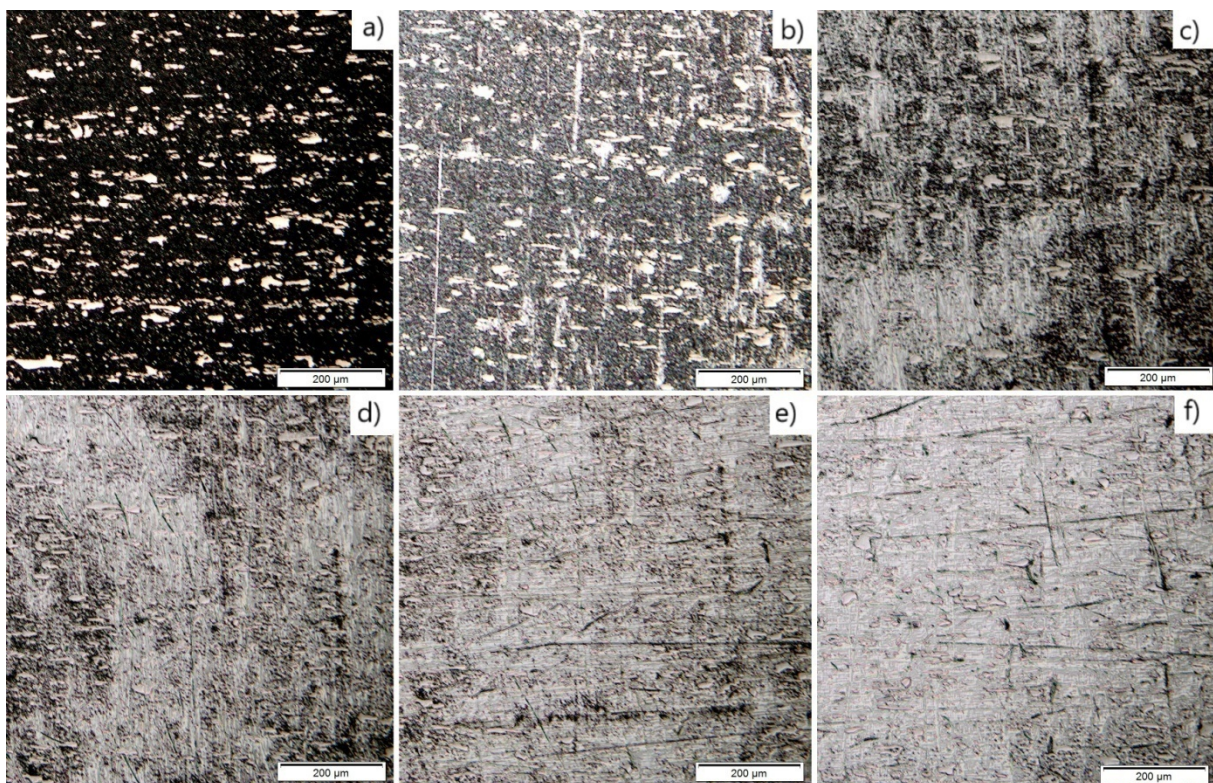


Abbildung 35: Dokumentation der mechanischen Reinigung von KUFO-3-K: a) ungereinigt, b) Reinigungszyklus (RZ) 1, c) RZ 2, d) RZ 3, e) RZ 4, f) RZ 5

4. Ergebnisse

Tabelle 15: Detailbeschreibung zum Reinigungsprozess in Abbildung 35

Reinigungszyklus	Δm zum vorherigen	Zeitaufwand	Putzschwämme
Zyklus 1: Abbildung 35 b)	0,42 mg	20 min	2
Zyklus 2: Abbildung 35 c)	0,52 mg	20 min	2
Zyklus 3: Abbildung 35 d)	0,36 mg	20 min	2
Zyklus 4: Abbildung 35 e)	0,66 mg	20 min	2
Zyklus 5: Abbildung 35 f)	0,34 mg	20 min	2

Auch hier (Tabelle 15) ist deutlich zu erkennen, dass trotz Erfahrung und demselben Einsatz von Zeit und Putzschwämmen unterschiedliche Abträge zu beobachten sind. Zudem ist die mikroskopische Zusatzkontrolle nicht für pulvermetallurgisch hergestellte Stähle geeignet. Bei PM-Stählen ist keine Veränderung der Oberfläche durch den Reinigungsprozess wahrnehmbar.

Der Gesamtzeitaufwand zur Nachreinigung eines Plättchens beträgt etwa vier Stunden und ist kaum innerhalb eines Tages realisierbar, da körperliche Ermüdungserscheinungen im Bereich der Daumen, welche den Putzschwamm auf die Stahloberfläche pressen, auftreten.

5 Diskussion

5.1 Vergleich von Verschleiß an Stählen

Aufgrund der verschiedenen Herstellungsarten und dadurch unterschiedlichen Arten des Gefüges und des Karbidhaushalts werden die pulvermetallurgischen Stähle, und die nicht PM-Stähle, vorerst getrennt voneinander verglichen, bevor eine gesamte Gegenüberstellung aller getesteten Materialien vorgenommen wird.

5.1.1 Vergleich der nicht pulvermetallurgischen Stähle

Deutlich werden die Unterschiede der Oberfläche nach dem Verschleißversuch erst bei einer 500-fachen Vergrößerung ersichtlich (Abbildung 36). Die Größe, Form und Verteilung der durch den Verschleißvorgang freigelegten Karbide unterscheidet sich maßgeblich voneinander. Der KUFO-3-K hebt sich vor allem durch die Größe und den Gesamtanteil der Karbide ab. So ist eine breite Verteilung der Größen sowie deren Anzahl zu erkennen. Die größten Teilchen liegen bei 10-40 μm . In gleichem Maße sind feinere von 1-4 μm und 5-10 μm zu erkennen. Im KUFO-1-ESU sind in geringem Anteil Karbide mit einer Größe von 5 - 20 μm und nur vereinzelt Teilchen größer 20 μm zu finden. Die Mehrzahl der freigelegten Karbide sind im Bereich zwischen 1-4 μm . Dies lässt sich durch den um 1,01 % höheren Kohlenstoffanteil erklären, da eine Karbidbildung im Stahl bei einem Kohlenstoffanteil über 0,8 %, also jenseits des Eutektoids, wesentlich stärker ausgeprägt ist und zudem Chrom die Karbidbildung fördert.

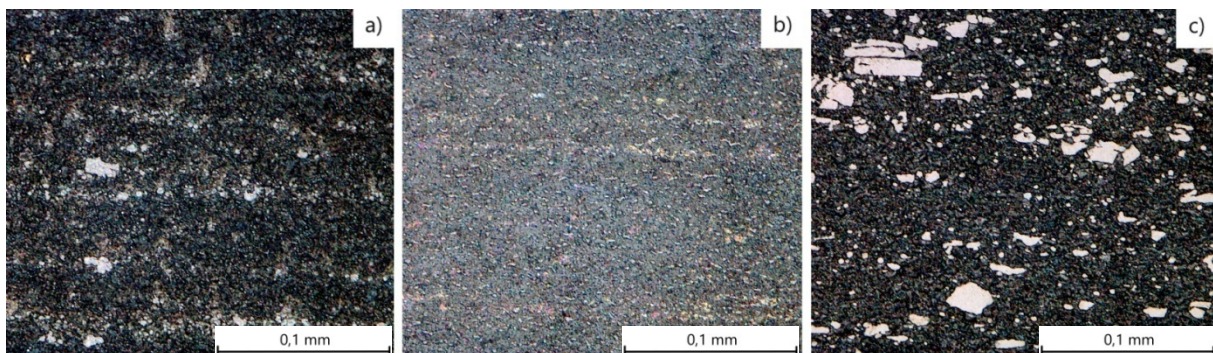


Abbildung 36: Oberfläche der verspritzten Seite bei 500-facher Vergrößerung: a) KUFO-1-ESU; b) KUFO-2-K; c) KUFO-3-K

Beim KUFO-2-K ist erkennbar, dass im Verhältnis zum KUFO-1-ESU eine noch feinere und vor allem homogenere Karbidverteilung im Material vorliegt. Die Größe ist sehr einheitlich mit etwa 1-3 μm . Zudem unterscheidet sich die Art der Verteilung maßgeblich von jener von KUFO-1-ESU und KUFO-3-K. Während KUFO-1-ESU und KUFO-3-K vor allem Chrom und

5. Diskussion

einen geringen Anteil an Vanadiumkarbiden ausscheiden, ermöglicht der hohe Vanadium- und Wolframlegierungsanteil im KUFO-2-K das Ausscheiden von feineren und ausscheidungshärtenden Vanadium- und Wolframkarbiden. Die Ausscheidungshärtung führt zu einem starken Anstieg der Gesamthärte des Stahls, weshalb die Härte des KUFO-2-K auch die der anderen Stähle in dieser Vergleichsreihe bei weitem überragt. Aufgrund der Schwankungsbreite lässt sich im Direktvergleich, bezogen auf den Verschleiß (Abbildung 37), die Aussage treffen, dass der KUFO-1-ESU das schlechteste Verhalten zeigt, während der KUFO-2-K und der KUFO-3-K innerhalb der Schwankungsbreite sehr ähnliches Verhalten gezeigt haben.

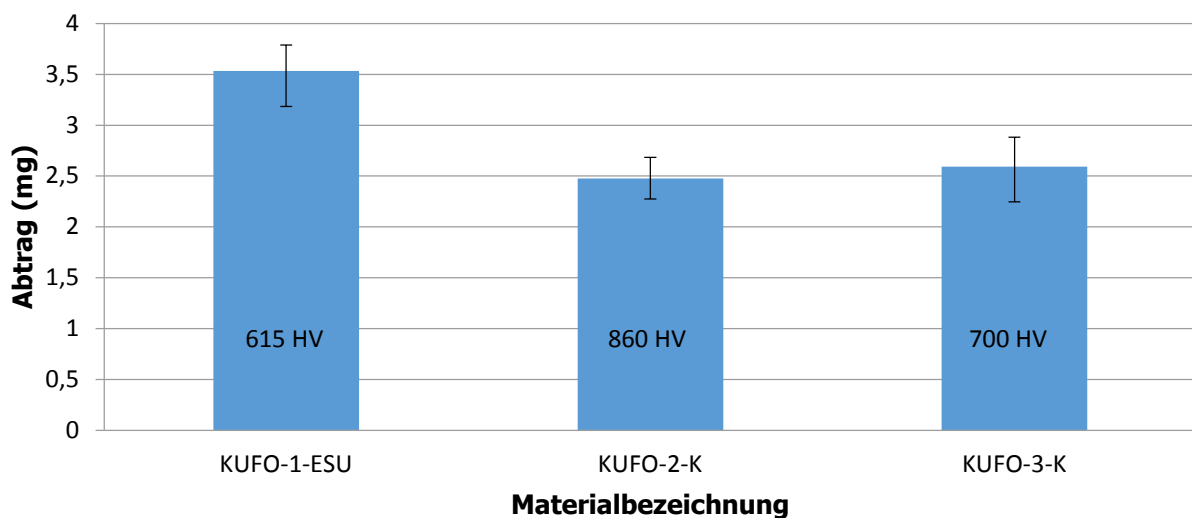


Abbildung 37: Abtrag der nicht pulvermetallurgischen Stähle KUFO 1-3

Bei der Verschleißrate (Abbildung 38), welcher auch die höhere Dichte des KUFO-2-K berücksichtigt, scheint dieser einen leichten, aber kaum signifikanten Vorteil dem KUFO-3-K gegenüber zu haben.

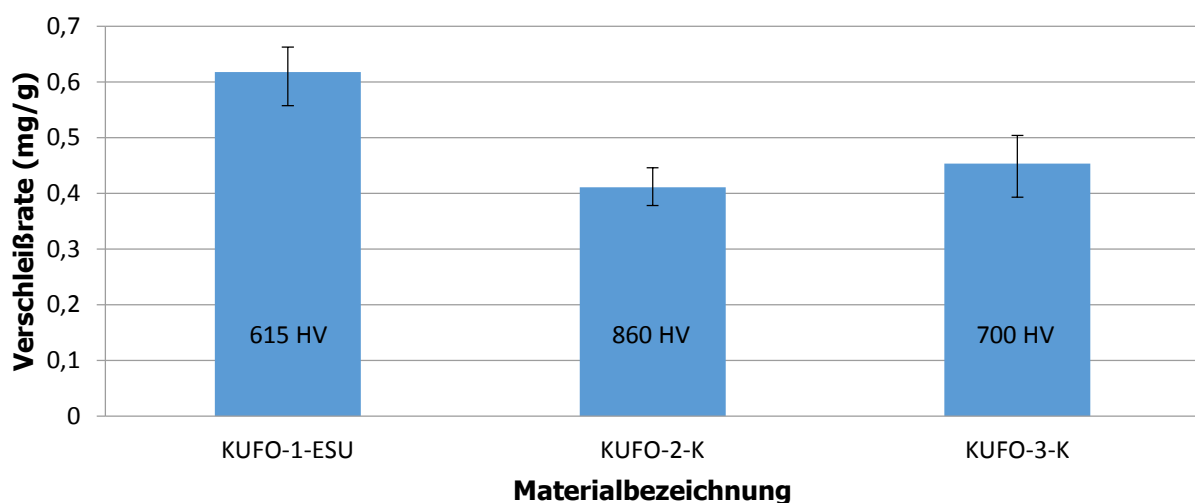


Abbildung 38: Verschleißrate der nicht pulvermetallurgischen Stähle KUFO 1-3

5. Diskussion

Wenn man die Legierungskonzeption und den Verschleiß der Blockguss - Stähle und des ESU-Stahls miteinander vergleicht, so erkennt man, dass der KUFO-3-K trotz des geringeren Legierungsanteils (Abbildung 39) im Verschleißverhalten dem KUFO-1-ESU überlegen ist.

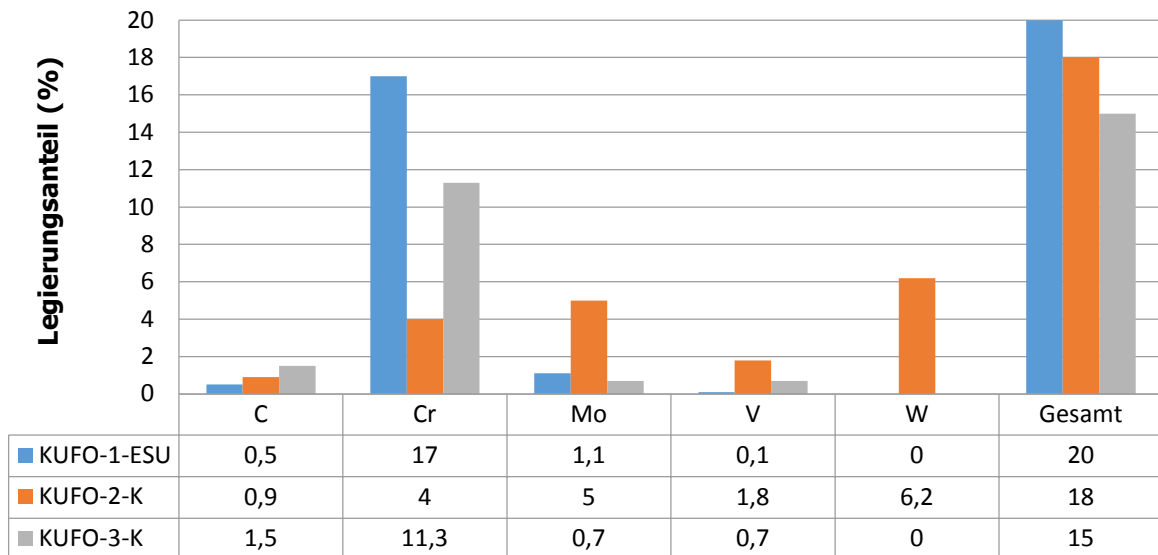


Abbildung 39: Vergleich der Legierungskonzeptionen der untersuchten nicht pulvermetallurgischen Stähle [25]

Dies lässt sich vor allem auf den höheren Kohlenstoffanteil und die damit einhergehende Möglichkeit zu Karbidausscheidung zurückführen, welche für die Verschleißbeständigkeit maßgeblich sind. Im KUFO-1-ESU ist das Chrom in der Matrix gelöst, was sich zwar sehr positiv auf die Korrosionsbeständigkeit auswirkt, aber gegen Abrasion keinerlei Schutz bietet. Betrachtet man zusätzlich noch die Rohstoffpreise (Tabelle 16) wird deutlich, dass die Kosten zur Herstellung des Schnellarbeitsstahls trotz sinkender Rohstoffpreise für Vanadium die der anderen beiden Stähle weit übersteigt.

Tabelle 16: Rohstoffpreise Legierungselemente [28]

Rohstoff	Preisspanne 2017 (USD/t)	Jänner 2018 (USD/t)
Schrott <i>Schrott aus rostfreiem Stahl CIF Europa 18/8</i>	~940-1150	~1120
Ferrochrom <i>Ungleichmäßig, Basis 52% Cr</i>	~2600-3600	~2600
Ferrovandium <i>Basis 70-80 % pr. kg</i>	~5200-45000	~5200
Ferrowolfram <i>Basis 75% W mini, \$/t W in Lager Rotterdam, unverzollt</i>	~24500-41500	~39200
Ferromolybdän <i>Basis 65-70 % Mo</i>	~ 1270-22000	~1270
Ferromangan <i>Basis 78% Mn - Standard 7.5% C</i>	~1290-1460	~1330

5. Diskussion

Der Kaltarbeitsstahl hingegen zeigt trotz verhältnismäßig geringem Legierungsanteil und damit geringen Rohstoffkosten das beste Preis/Leistungsverhältnis in Punkto Verschleiß.

Betrachtet man lediglich die Versuchsergebnisse, zeigen diese, dass die Stähle KUFO-3-K und KUFO-2-K rund 30 % verschleißfester sind als der KUFO-1-ESU.

5.1.2 Vergleich der pulvermetallurgischen Stähle

Selbst bei 1000-facher Vergrößerung sind keine signifikanten optischen Unterschiede erkennbar (Abbildung 40).

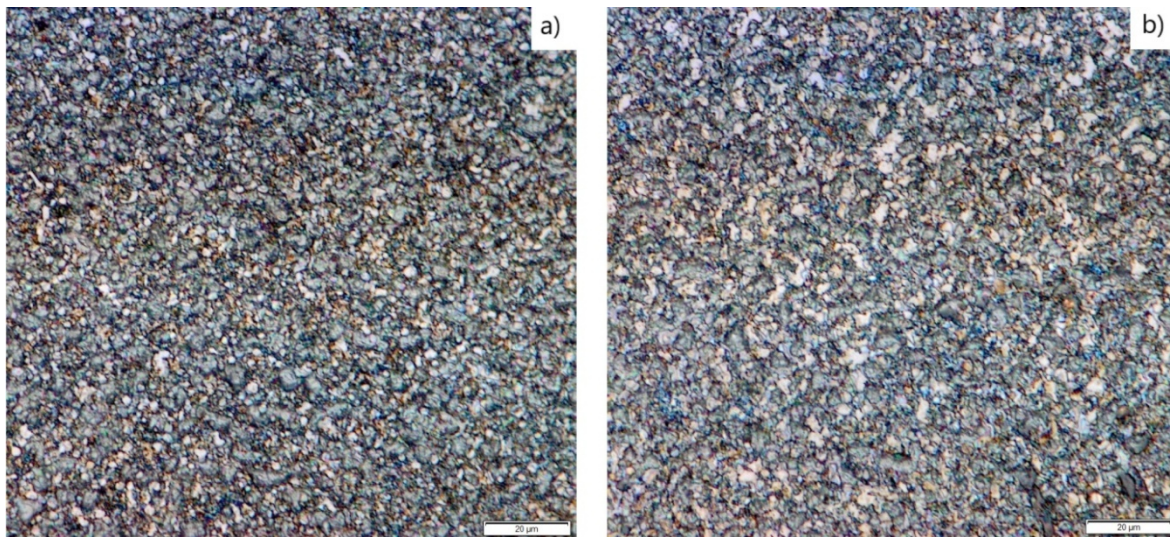


Abbildung 40: Oberfläche der verspritzten Seite bei 1000-facher Vergrößerung: a) KUFO-4-PM; b) KUFO-5-PM

Auch wenn mittels Auflichtmikroskopie und den zur Verfügung stehenden visuellen Analysemethoden keine Unterschiede ersichtlich sind, so sind diese anhand des Abtrags doch deutlich (Abbildung 41).

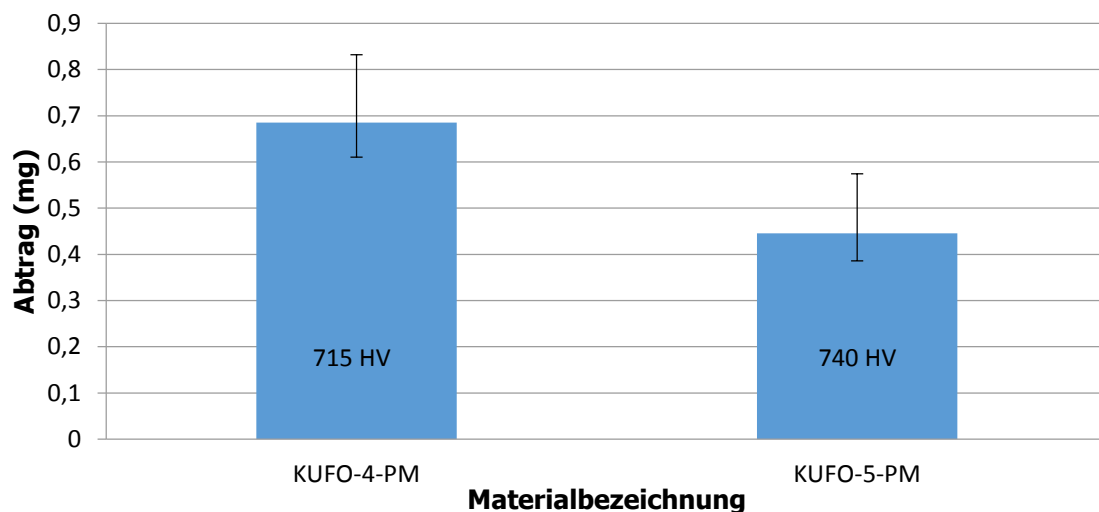


Abbildung 41: Abtrag der pulvermetallurgischen Stähle KUFO-4-PM und KUFO-5-PM

5. Diskussion

Der KUFO-5-PM zeigt eine 30-35 %ige Verbesserung im Abtrag im Verhältnis zum KUFO-4-PM. Dasselbe Bild zeigt die Verschleißrate (Abbildung 42).

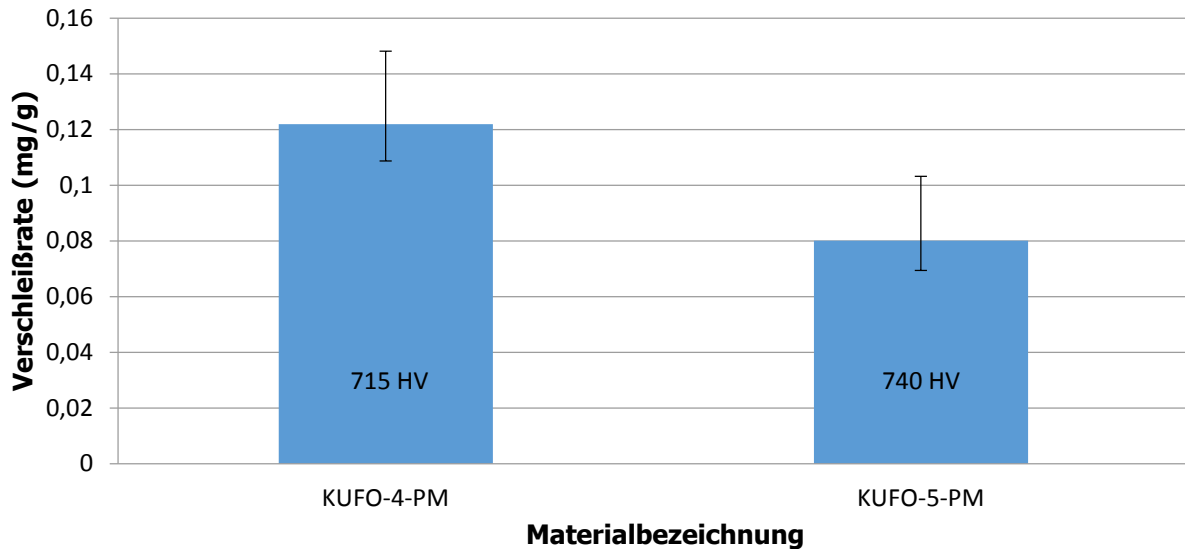


Abbildung 42: Verschleißrate der pulvermetallurgischen Stähle KUFO-4-PM; KUFO-5-PM

Der Grund hierfür findet sich im Vergleich der Legierungsbestandteile (Abbildung 43). Der deutlich höhere Kohlenstoffgehalt sowie der höhere Vanadiumgehalt führen zu einer noch stärkeren Ausscheidung von verschleißhemmenden Karbiden.

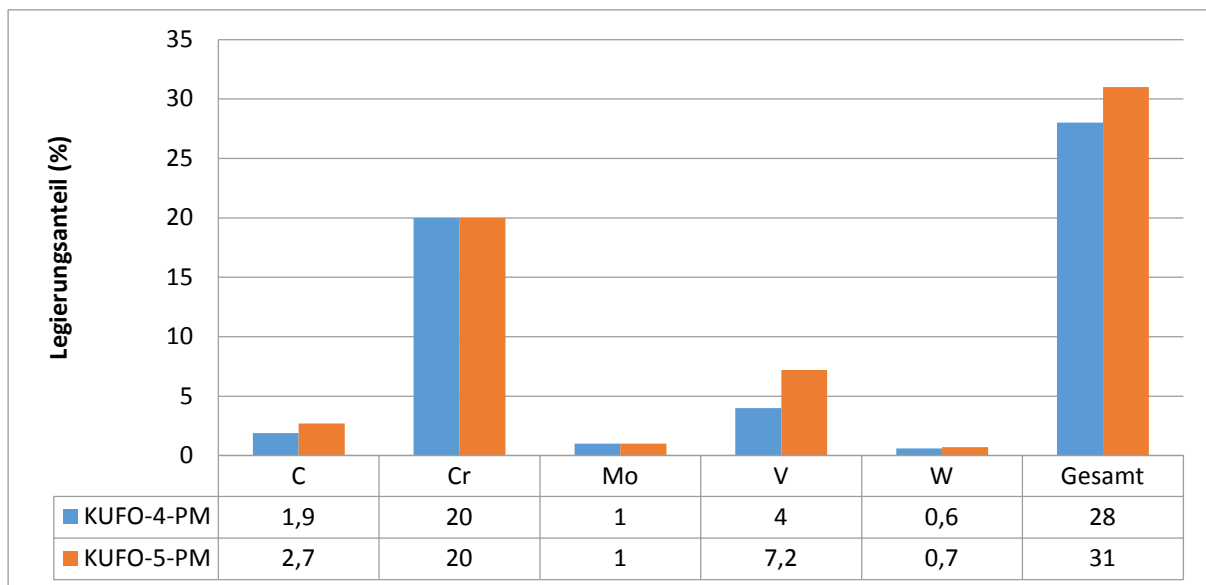


Abbildung 43: Vergleich der Legierungskonzeptionen KUFO-4-PM; KUFO-5-PM [25]

Bei beiden PM-Stählen ist die Karbidausbildung und deren Verteilung sehr fein und homogen, was sich aus dem Herstellungsprozess begründet. Der Abstand zwischen den Karbidkörnern ist kleiner als der Durchmesser einer Glasfaser, was ein Ausspülen des Matrixmaterials

5. Diskussion

aufgrund der höheren Härte der Karbide beinahe unmöglich macht. Da die Glasfasern bei der Verarbeitung aber brechen, ergeben sich Schneidkanten, welche auch in die Zwischenräume der Karbide der PM-Stähle eindringen, diese direkt aus dem Gefüge brechen und so Verschleiß verursachen.

5.1.3 Gesamtbetrachtung

Nach dem Verschleißversuch und der anschließenden Entfernung von Restpolymer mittels thermischer Reinigung lässt sich zwar ein deutlicher Unterschied zwischen den verschiedenen Stahltypen erkennen, aber keiner der Probekörper weist Ausspülungen oder Makrozerspanung an der Oberfläche auf. Durch den Abtrag des Materials, das die Karbide umgibt, wird bei den Stählen KUFO-3-K und KUFO-1-ESU die durch das Umformen entstandene Zeiligkeit der Karbidstruktur sichtbar. Auch beim KUFO-2-K ist vereinzelt Zeiligkeit erkennbar, welche allerdings aufgrund der feinverteilten Karbidstruktur nicht so ausgeprägt ist, wie jene der anderen beiden Stähle. Bei den PM-Stählen KUFO-4-PM und KUFO-5-PM ist mit freiem Auge nur eine geringfügige Aufrauung der Oberfläche feststellbar.

Unter dem Auflichtmikroskop lässt sich die Karbidstruktur nach dem Ausheizen der verschlissenen Proben sehr gut erkennen. Einerseits bildet sich die Zeiligkeit ab, aber auch die unterschiedlichen Karbidgrößen in den Materialien sind deutlich sichtbar. (Abbildung 44).

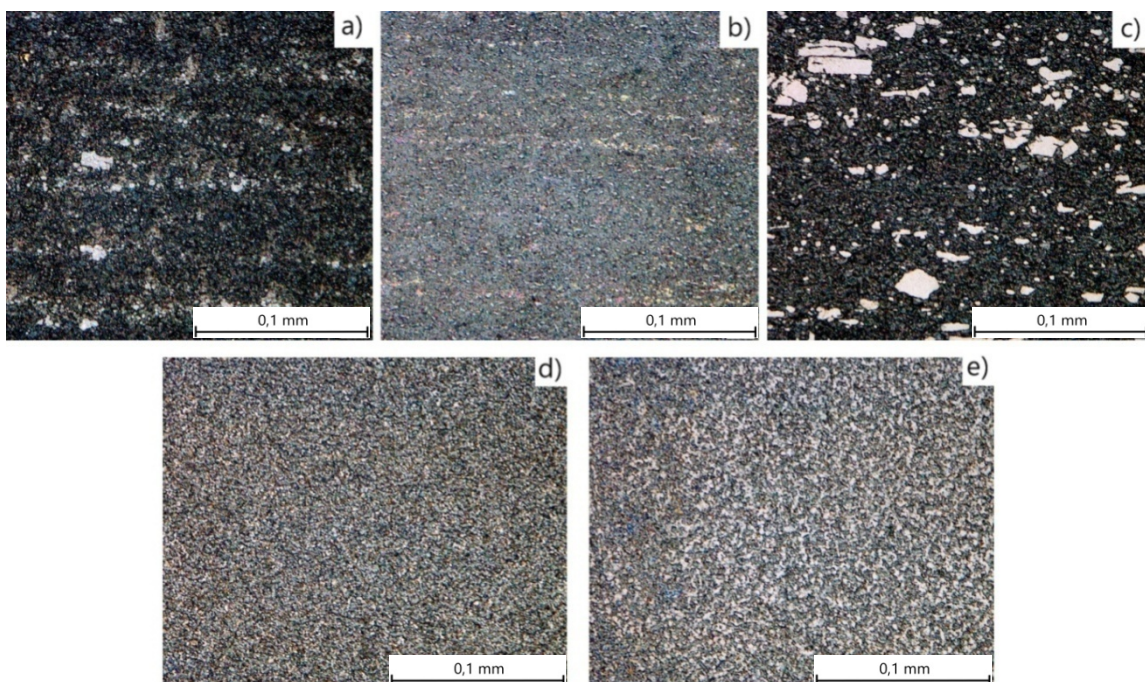


Abbildung 44: 500-fache Vergrößerung: a) KUFO-1-ESU; b) KUFO-2-K; c) KUFO-3-K; d) KUFO-4-PM; e) KUFO-5-PM

5. Diskussion

Dies belegt, dass die harten Karbide durch den Verschleißvorgang im Spalt nicht dermaßen betroffen sind wie das weichere Material, mit welchem sie umgeben sind. Es liegt der Schluss nahe, dass durch Abtrag des umgebenden Materials einzelne Karbidkörner freigelegt werden, welche sich in Folge dessen am Verschleißvorgang beteiligen. In dem im Versuch vorliegenden Tribosystem ist dies nicht von Bedeutung, da der Verschleißbereich ständig durchgespült wird und dadurch die ausgebrochenen Karbide mit dem nächsten Zyklus entfernt werden. Bei geschlossenen Systemen, wie beispielsweise Innenmischern, kann das allerdings zu erheblichen Problemen führen.

Die feinverteilte Karbidstruktur von PM-Stählen erschwert den Abtrag des Matrixmaterials, da der Durchmesser der Glasfasern größer ist als der Abstand zwischen den einzelnen Karbidkörnern. Ein Eindringen einer Glasfaser in das weichere Matrixmaterial ist dadurch nahezu unmöglich. Diese Karbidstruktur tritt flächendeckend als Gegenpart zu den Glasfasern im Polymer auf, während die Karbide in konventionellen oder im ESU-Verfahren hergestellten Stählen zwar verstärkend wirken, da ihre Härte jene der Glasfasern von etwa 1200 HV übersteigt, der Schutz aber nicht flächendeckend wirkt und es dadurch zu einer Auswaschung des umgebenden Materials kommt.

Auch die Verschleißraten (Abbildung 45) belegen dieses Bild. Die PM-Stähle sind in deren Verschleißeigenschaften klar im Vorteil gegenüber den anderen Stählen.

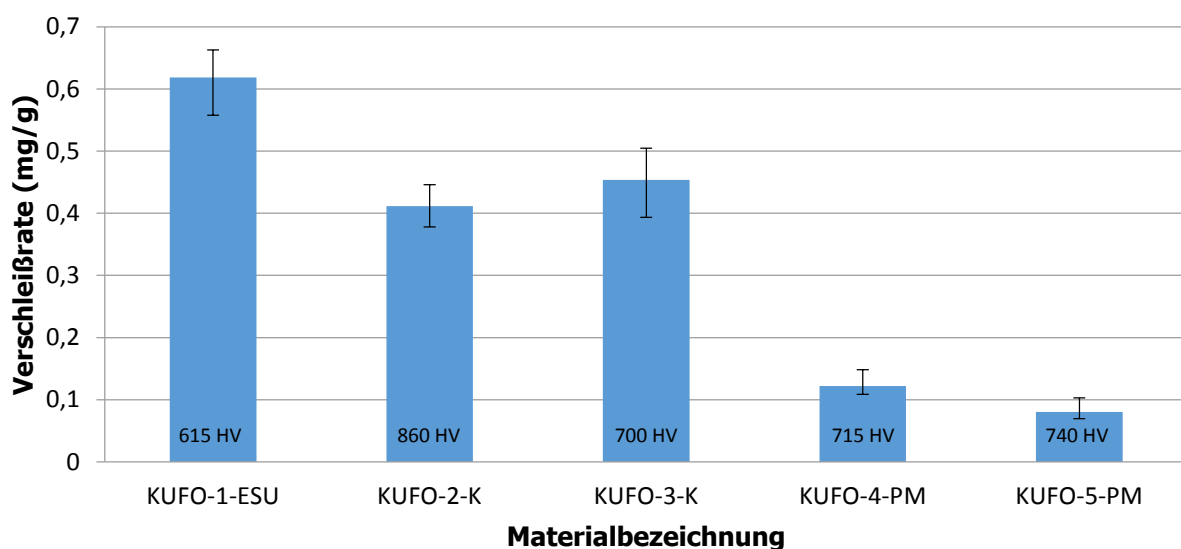


Abbildung 45: Vergleich der Verschleißraten aller getesteten Stähle

Im direkten Vergleich der Stähle muss man aber, abgesehen von deren Herstellungsmethode, auch deren Legierungszusammensetzung (Abbildung 46) betrachten. Diese beiden Parameter beeinflussen, gemeinsam mit der Wärmebehandlungsmethode, am maßgeblichsten das Gefüge des Stahls und damit seine späteren Eigenschaften.

5. Diskussion

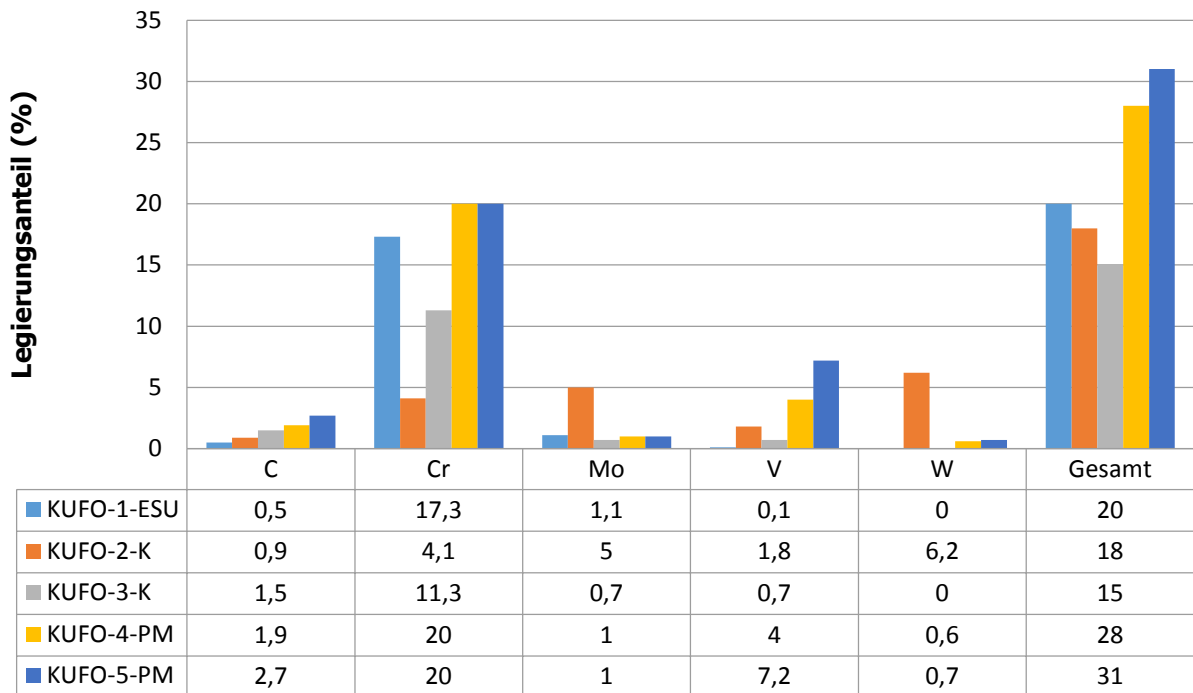


Abbildung 46: Vergleich der Legierungskonzeptionen der getesteten Stähle [25]

In der Betrachtung wird die Wärmebehandlung nicht als Faktor mit einbezogen, da auch im jeweiligen Anwendungsgebiet der Stähle davon ausgegangen werden muss, dass der Stahl abhängig von seiner Anwendung, nach den herstellerspezifischen Anweisungen und Spezifikationen für die jeweilige Anwendung wärmebehandelt wurde. Deshalb kann man direkte Rückschlüsse auf den Einfluss der Legierungselemente und deren verschleiß-reduzierenden Eigenschaften in diesem Tribosystem ziehen.

5. Diskussion

5.2 Einflussfaktoren

Über die eigentlichen Versuchsergebnisse hinaus wurde während dem Versuch aufgrund vorangegangener Arbeiten verstärkt auf mögliche Einflussfaktoren geachtet, die sich wegen geänderter Umstände in Bezug auf die Versuchsbedingungen, aber auch durch die fortschreitende Materialentwicklung ergeben haben. Einen großen Faktor spielt hierbei die Oberfläche der Plättchen. Diese sollte vor dem Verschleißversuch mittels Weißlichtinterferometer gemessen werden, um konstante und damit vergleichbare Bedingungen garantieren zu können. Das Hauptproblem stellte aber die Probenreinigung nach dem Verschleißversuch dar.

5.2.1 Probenreinigung nach dem Verschleißversuch

Es gibt mehrere Lösungsansätze, um dieses Problem zu beheben, welche nachstehend erläutert werden.

- 1.) Eine mögliche Option ist das Abstrahlen der Proben mit einem Strahlmittel, das keinerlei abrasiven Verschleiß auf den Stahl ausübt, jedoch den kontaminierenden Kunststoff entfernt. Damit könnte man die Problematik der Oxidation an der Oberfläche durch das Ausheizen beseitigen und hätte keine gesundheitliche Gefährdung durch die Giftigkeit von Lösungsmitteln wie O-Kresol. Als Strahlmedien wären grundsätzlich Nusschalenbruchstücke und festes Kohlendioxid (Trockeneis) geeignet. CO₂ Strahlanlagen sind auch in kleineren Bauweisen erwerbbar. Zudem sublimiert das feste CO₂ beim Strahlen, wodurch kein abgeschirmter Strahlraum nötig ist. Das Abstrahlen mit CO₂ wurde getestet und als unzureichend eingestuft, da sich auf der Probe sehr schnell eine schützende Schneesicht gebildet hat. Die getestete Anlage ist allerdings sehr klein und es gilt dies mit größeren Anlagen, sowie einer Stickstoffspülung zur Vermeidung von Schneebildung, zu wiederholen.
- 2.) Eine weitere Möglichkeit wäre es, nach dem Verspritzen von 50 kg PA66 50 % GF die Anlage und das Werkzeug bei geringerer Einspritzgeschwindigkeit mit einem unverstärkten Kunststoff zu spülen. Hierzu würde sich Polycarbonat anbieten, da dieses bei gleichen Verarbeitungstemperaturen verarbeitet wird und eine chemische Lösbarkeit mit ungefährlicheren Lösungsmitteln möglich ist. Diese Variante würde aber die Komplexität des Versuchs erheblich erhöhen und zudem eine ungenauere Verschleißsituation schaffen.

5. Diskussion

- 3.) Als dritte Option bietet sich eine Ultraschall-Reinigung an. Hierfür müssten die Reinigungsparameter sowie die nötige Stärke der Reinigungsanlage abgeschätzt werden.
- 4.) Eine geringfügige Verbesserung ist durch das Tauchen der Proben in flüssigen Stickstoff zu erwarten. Aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Stahl und Kunststoff kann das Restpolymer abplatzen. Dies könnte allerdings auch nur als Vorbereitung für einen weiteren Reinigungsschritt dienen, um größere Pfropfen zu entfernen.
- 5.) Als letzter und vielversprechender Lösungsansatz ist das Ausheizen der Proben in einem mit Inertgas gespülten Ofen zu nennen. Dies würde die Oberflächenoxidation auf ein Minimum reduzieren. Ein Ofen dieser Art wäre am MCL verfügbar. Problematisch wäre die Gesamtbenutzungsdauer, da die Proben auch in Inertgasatmosphäre abgekühlt werden müssen. Das würde den Ausheizvorgang auf mindestens 12 h ausdehnen.

Diese und weitere Möglichkeiten müssten im Zuge zukünftiger Versuchsreihen getestet werden. Die momentan angewendeten Reinigungsmethoden führen zwar zu reproduzierbaren Ergebnissen, bringen aber entweder eine hohe gesundheitliche Gefährdung oder eine größere Schwankungsbreite mit sich.

5.2.2 Restfeuchte im eingesetzten Kunststoff

Aufgrund der Trocknungsanlage, in welcher das Material vorgetrocknet wird, ergeben sich wegen der Feuchteaufnahme des Polyamids unregelmäßige Prozessbedingungen in Bezug auf Materialrestfeuchte und damit der Viskosität, welche sich bei den Grenzbedingungen, unter denen die Maschine arbeitet, auf den Einspritzvolumenstrom auswirkt. Der Anstieg des Einspritzvolumenstroms mit einhergehender Zunahme der Feuchte lässt sich durch das Absinken der Viskosität aufgrund steigender Restfeuchte erklären. Da der Einspritzvolumenstrom ein Einstellparameter ist und die Maschine in ihrem Grenzbereich arbeitet, gibt es vermutlich keine direkte Korrelation. Deshalb empfiehlt es sich, eine Trocknungsanlage, welche direkt mit der Maschine verbunden ist und die Feuchteaufnahme des Materials während des Versuches verhindert, zu verwenden. Alternativ kann das Material ungetrocknet mit einer maximalen Restfeuchte eingesetzt werden. Der Restfeuchtegehalt im Material ist vor allem für die Teileherstellung wichtig, um Fehler in Fertigteilen zu vermeiden, die durch zu hohen Feuchteanteil im Material entstehen. Bei den Verschleißversuchen werden keinerlei verwendbare Teile hergestellt, weshalb die Materialfeuchte von diesem

5. Diskussion

Standpunkt aus unerheblich ist. Ein höherer Feuchteanteil im Material erhöht allerdings auch die Möglichkeit der Säurebildung beim Polymerabbau, was eine korrosive Komponente in den Verschleißversuch einbringen kann. Bei höheren Einspritzvolumenströmen, wird das Material durch die steigende Scherdissipation stärker zersetzt. Bei ungetrocknetem Material steigt der korrosive Anteil des Verschleißes mit Erhöhung des Einspritzvolumenstroms stärker an als bei getrocknetem Material, da durch den höheren Restfeuchtegehalt mehr Säure gebildet werden kann. Da aber bei gleichem Einspritzvolumenstrom und gleicher Verarbeitungstemperatur auch vergleichbare Scherbedingungen im Verschleißspalt herrschen, wären auch die Säurebildung und damit die korrosive Komponente konstant. Da der korrosive Anteil am Verschleiß allerdings bei diesem Versuch vernachlässigbar klein sein soll, muss in einer eigenen Versuchsreihe geklärt werden, ob ungetrocknetes Material mit einer maximalen Restfeuchte von 0,15 % einen bedeutenden Einfluss auf die Ergebnisse hätte.

5. Diskussion

5.3 Gegenüberstellung mit früheren Vergleichsversuchen

Bereits 2001 und 2008 wurden Vergleichsversuche an Kunststoffformenstählen unter ähnlichen Bedingungen vorgenommen. Die Darstellung der Ergebnisse von Dantan in [18] lässt aufgrund der nicht übereinstimmenden Berechnungs- und Darstellungsart leider keinen Vergleich zu. Anders ist dies in [29], da die Daten als Massenabtrag in g (siehe Tabelle 18) aufgeführt sind. In den Versuchen von Weiermair [29] wurden die Stähle mit PA66 unterschiedlicher Glasfaseranteile getestet. Zudem wurden variierende Mengen verspritzt. Für die Gegenüberstellung werden jene Ergebnisse herangezogen, welche sich am ehesten mit den in dieser Arbeit beschriebenen Ergebnissen vergleichen lassen. Aus diesem Grund werden einerseits die Ergebnisse, welche mit 50 kg Ultramid A3WG7, einem PA66 mit 35 % GF und andererseits jene mit 20 kg Ultramid A3WG10, einem PA66 mit 50 % GF für die Gegenüberstellung gewählt. In beiden Fällen wurde ein Einspritzvolumenstrom von etwa 65 cm³/s gemessen. Die gesamten Prozessbedingungen sind in Tabelle 17 dargestellt [18,29].

Tabelle 17: Gewählte Prozessparameter [29]

Prozessparameter	Einstellung für beide Materialien
Verschleißspalt	0,5 mm
Dosiervolumen	110 cm ³
Dosierdrehzahl	ca. 300 min ⁻¹
Mittlerer Einspritzstrom	64,3 cm ³ /s
Temperierung	Zylinderzone 3 (trichterseitig) = 280 °C
	Zylinderzone 2 = 285 °C
	Zylinderzone 1 (düsenseitig) = 290 °C
	Düse = 295 °C
	Verschleißwerkzeug = 295 °C
Massetemperatur	295 °C

Zudem werden die Ergebnisse rein auf den Abtrag in mg bezogen (Tabelle 18). Aufgrund der unterschiedlichen Prozessbedingungen und der damit einhergehenden Änderungen der Strömungsbedingungen im Verschleißspalt ist deutlich hervorzuheben, dass die Ergebnisse im eigentlichen Sinne NICHT direkt vergleichbar sind! Dennoch ist eine Tendenz im Verschleißverhalten der Stähle deutlich erkennbar.

5. Diskussion

Tabelle 18: Massenabtrag an den Probekörpern in [29]

Massenabtrag (g)							
		Materialpaarung Stahl / Schmelze					
		1.2312/A3W	1.2312/A3WG7	1.2312/A3WG10	1.2316/A3W	1.2316/A3WG7	1.2316/A3WG10
überspritzte Masse an Kunststoff (kg)	0	0	0	0	0	0	0
	10			0,125329			0,011276
	20			0,188021			0,020370
	25	0,002853	0,109127		0,000379	0,002607	
	50		0,164624		0,001503	0,006847	

In [32] wurden Kunststoffformenstähle der Typen 1.2312 und 1.2316 getestet. Um einen Gesamteindruck über die verschiedenen Legierungszusammensetzungen der Stähle zu bekommen, sind diese in Abbildung 47 angeführt.

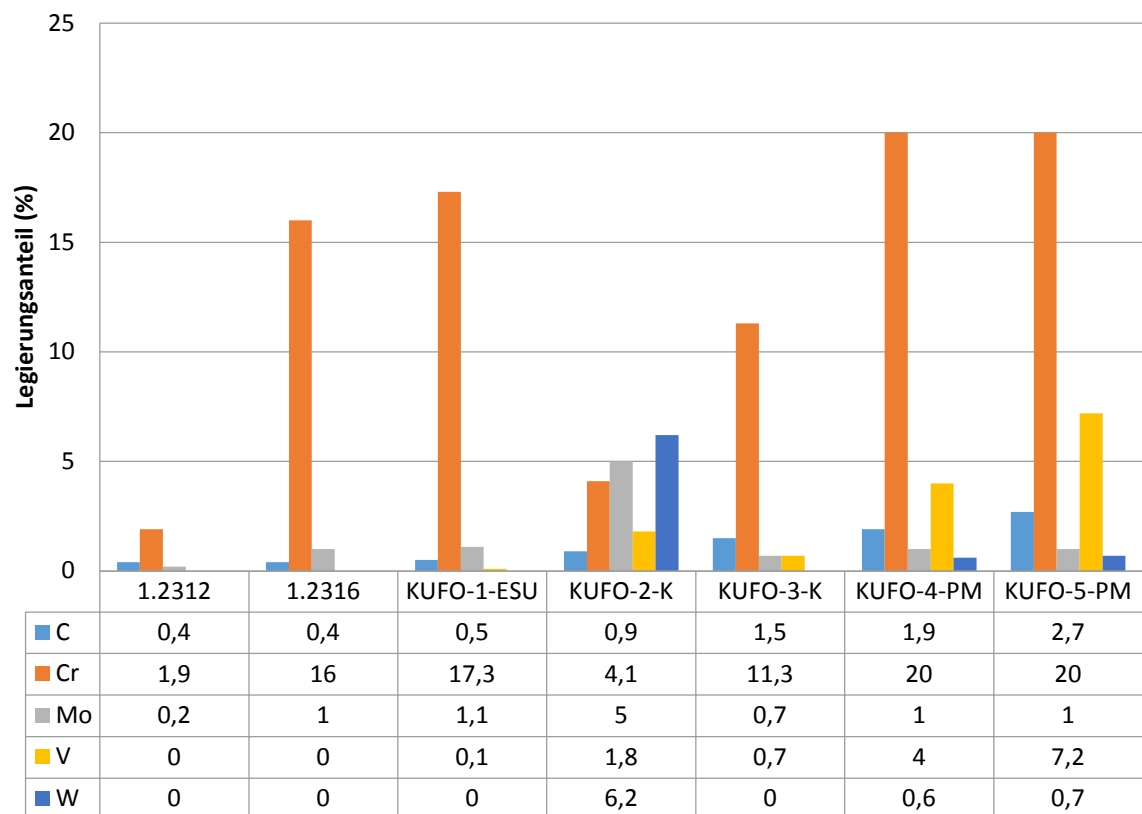


Abbildung 47: Legierungszusammensetzungen der verglichenen Stähle [25,32]

Hieran lässt sich schon deutlich erkennen, dass vor allem der 1.2312 im Verhältnis zu den anderen verglichenen Stählen sehr niedrig legiert ist. Der KUFO-1-ESU und der 1.2316 sind in ihrer Legierungskonzeption sehr ähnlich. Aus diesem Grund werden diese beiden Stähle im Weiteren genauer gegenübergestellt.

5. Diskussion

5.3.1 Vergleich des Massenabtrags unter verschiedenen Gesichtspunkten

Die Daten sind nicht auf die Dichte, sondern lediglich auf den effektiven Materialabtrag in mg bezogen. Da die Dichte der Stähle aber in einem engen Bereich liegt, lassen sich diese Ergebnisse dennoch gegenüberstellen. Die Gesamtbetrachtung (Abbildung 48) hebt deutlich den extremen Unterschied im Verschleißverhalten der Stähle hervor.

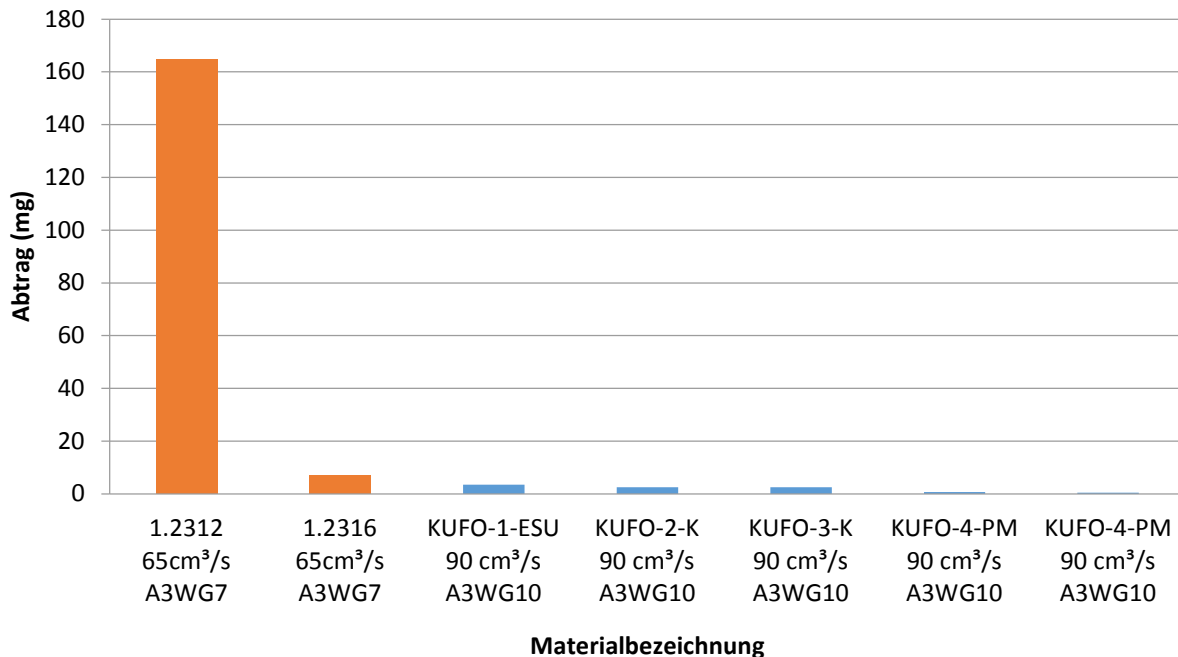


Abbildung 48: Verschleißsituation 50 kg verspritztes Material [29]

Es zeigt auch deutlich, dass die in den Ergebnissen verglichenen Stähle allesamt ein sehr gutes Eigenschaftsprofil gegen Verschleiß haben. Der 1.2312 sticht aufgrund seiner geringen Legierungslage heraus und zeigt in den Versuchen von Weiermair [29] merkbare makroskopische Verschleißerscheinungen, während der 1.2312 dies unter dem Einsatz von 50 kg A3WG7 (PA66, 35% GF) noch nicht tat. Daraus lässt sich schließen, dass ein Stahl dieser Güteklasse ungeeignet für einen Anwendungsfall ist, in welchem mit abrasiven Verstärkungsstoffen gearbeitet wird. Aus dieser Betrachtung lassen sich zwei interessante Erkenntnisse gewinnen. Einerseits zeigt es deutlich, dass mit dem Auftreten von Oberflächenzerrüttung der Abtrag sehr stark ansteigt. Andererseits ist bei der direkten Gegenüberstellung des 1.2312 und des KUFO-1-ESU (Abbildung 49) zu erkennen, dass trotz ähnlicher Legierungskonzeption und vergleichbarem Verschleißbild der Abtrag erheblich unterschiedlich sein kann.

5. Diskussion

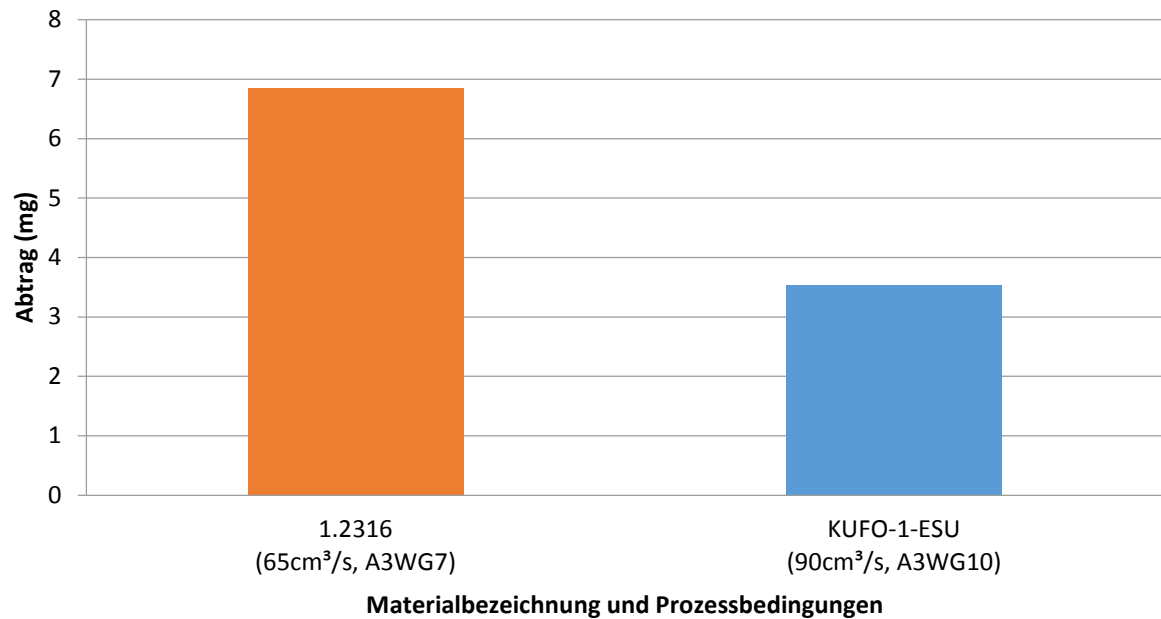


Abbildung 49: Gegenüberstellung 1.2316 [29]/KUFO-1-ESU, 50kg verspritzte Masse

In der Gegenüberstellung (Abbildung 49) ist besonders darauf zu achten, dass bei beiden Materialien keine makroskopische Oberflächenveränderung durch den Verschleiß zu erkennen war und der 1.2316 mit A3WG7 und einem niedrigeren Einspritzvolumenstrom getestet wurde. Der KUFO-1-ESU zeigt unter wesentlich härteren Bedingungen nahezu 50 % weniger Abtrag. Wie stark die Verschleißsituation sich alleine durch den höheren Glasfaseranteil verändern kann, ist in Abbildung 50 ersichtlich.

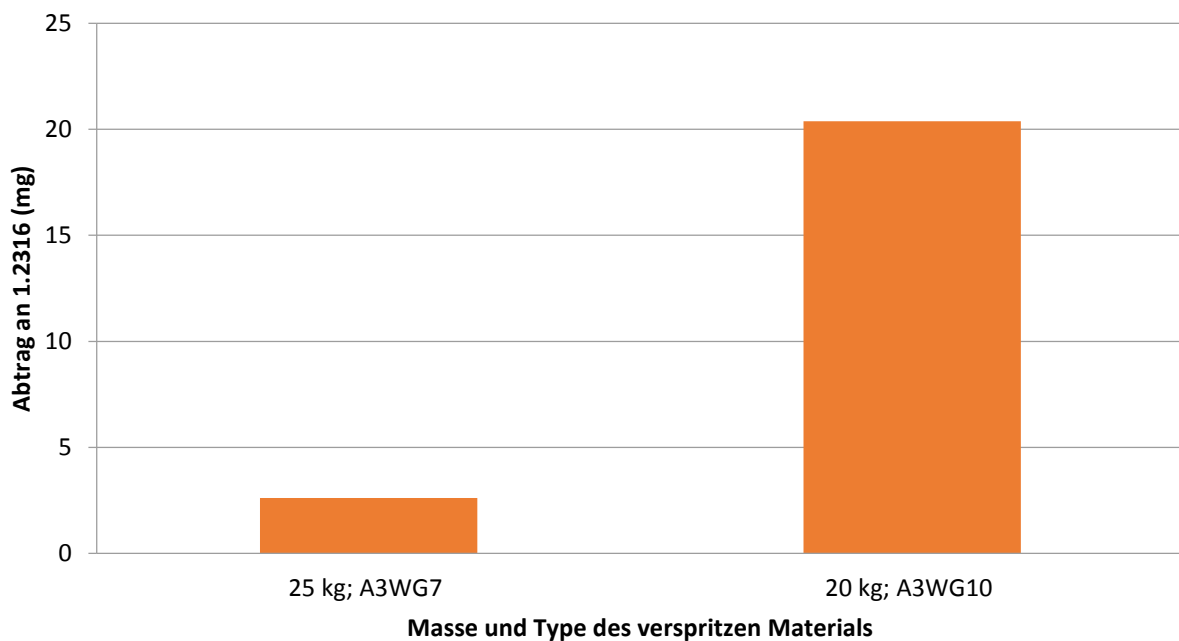


Abbildung 50: Einfluss des Glasfaseranteils auf Verschleiß von 1.2316 [29]

5. Diskussion

Auch hier kann, aufgrund der unterschiedlichen Materialien welche als Verschleißmedium genutzt wurden, kein direkter Vergleich gezogen werden, aber es zeigt sich der deutliche Verschleißunterschied zwischen dem Verspritzen von 25 kg A3WG7 (PA66 mit 35% GF) und 20 kg A3WG10 (PA66 mit 50% GF) beim 1.2316. Trotz der um 5 kg geringeren Menge an verspritztem A3WG10 ist der Abtrag um nahezu das 8-fache höher als jener des A3WG7. Dies lässt sich durch die Betrachtung der FRT-Topographien (Abbildung 51) erklären.

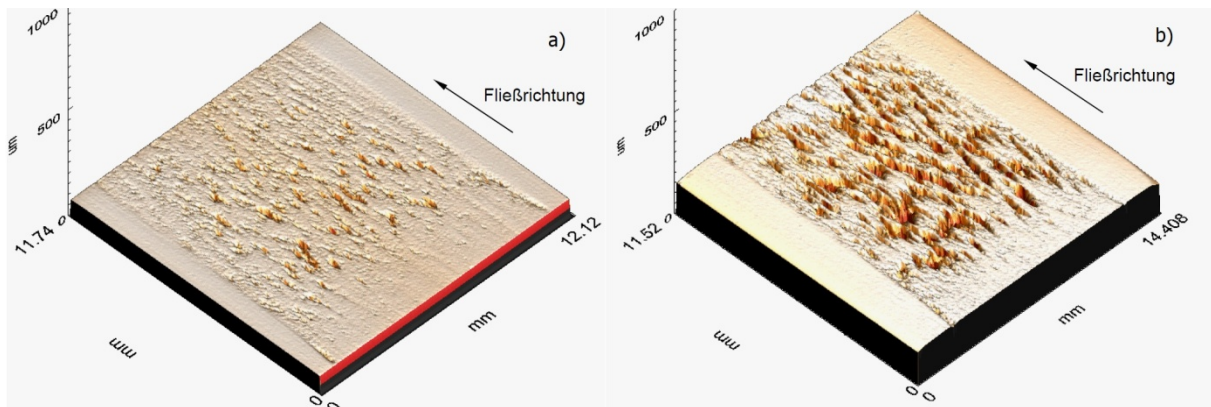


Abbildung 51: FRT-1.2316: a) 25kg A3WG7; b) 20kg A3WG10 [29]

Während bei Abbildung 51 a) kaum makroskopische Verschleißspuren zu sehen sind, sind deutliche Ausspülungen bei Abbildung 51 b) zu erkennen.

Betrachtet man dahingegen den Vergleich zwischen 1.2316 und KUFO-1-ESU (Abbildung 52), die zwar bei unterschiedlichen Verfahrensbedingungen aber demselben Verschleißmedium getestet wurden, bestätigt sich die Auswirkung eines makroskopischen Verschleißbilds.

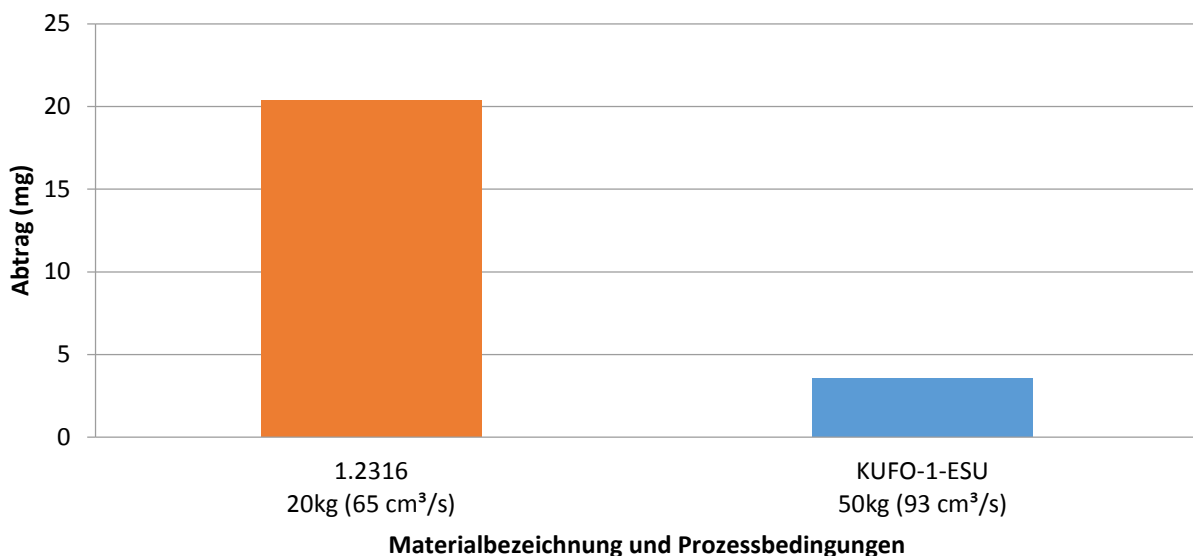


Abbildung 52: Abtragsvergleich 1.2316 [29]/KUFO-1-ESU, Material: A3WG10

5. Diskussion

Gesamt betrachtet, machen diese Vergleiche sehr deutlich, welchen Einfluss die Legierungszusammensetzung und die Möglichkeit zur Karbidausscheidung auf das Verschleißverhalten haben. Dies unterstreicht die Notwendigkeit in der Kunststoffverarbeitung, die gewählten Verarbeitungsparameter nicht nur nach der Reduzierung der Zykluszeit auszulegen, sondern auch die Betrachtung der jeweiligen Verschleißsituation nicht zu vernachlässigen. Abgesehen davon betonen diese Vergleichsversuche die Bedeutung der anwendungsspezifischen Stahlauswahl. Die Materialauswahl muss in Zukunft immer mehr in Hinsicht auf Automatisierbarkeit getroffen werden, was einen möglichst geringen Wartungsaufwand an den Maschinen und Werkzeugen erfordert. Hinsichtlich dessen sind PM-Stähle konventionellen und ESU-Stählen vorzuziehen. Aufgrund der Legierungslage und des sehr aufwendigen Herstellungsprozesses sind sie zwar deutlich preisintensiver im Einkauf, machen diesen Nachteil aber bei weitem durch ihre Langlebigkeit im Einsatz wett.

5.3.2 Schlussfolgerung

Tendenziell sind die vorliegenden mit den Ergebnissen von Weiermair [29] vergleichbar. Solange das Verschleißbild ähnlich ist und keine Anzeichen von makroskopischen Oberflächenzerrüttungen auftreten, liegen die Ergebnisse auch in derselben Größenordnung. In [32] wird nicht auf die Härte des Materials vor bzw. nach den Verschleißversuchen eingegangen. Die Oberfläche wurde zwar vor den Verschleißversuchen mittels FRT vermessen, allerdings wird auf die ursprüngliche Oberflächenstruktur nicht eingegangen, und es sind auch keine Messwerte ersichtlich. Zudem ist die Messgenauigkeit des in [29] verwendeten FRT nicht ausreichend, um Oberflächenrauheitsunterschiede zu detektieren, die in einem so geringen Bereich liegen wie sie in Kapitel 4.2.1 „Oberfläche“ beschrieben werden.

5. Diskussion

5.4 Ausblick

Insgesamt betrachtet ist deutlich feststellbar, dass man nur Ergebnisse sinnvoll miteinander vergleichen kann, welche ein ähnliches Verschleißbild an der Oberfläche zeigen. Sobald makroskopische Verschleißspuren auftreten, vervielfacht sich der Abtrag. Aus diesem Grund könnte es in der Zukunft sinnvoll sein, mindestens vier Verschleißklassen bei Kunststoffformenstählen einzuführen. Dies könnte der erste Schritt in Richtung einer Standardisierung von Prüfbedingungen sein, welche es zulassen würde, einen Vergleich von Stählen im Anwendungsbereich von glasfaserverstärkten Kunststoffformmassen im Spritzgussprozess zu realisieren. Die Klassen sollten sich in ihrer Benennung und in den Prozessbedingungen, unter denen sie getestet werden, unterscheiden. Als Vorschlag würde sich die in Tabelle 19 dargestellte Einteilung in Klassen mit jeweiligen Prüfbedingungen anbieten.

Tabelle 19: Vorschlag Verschleißklassen und Prüfbedingungen

Verschleißklasse	Einspritzvolumenstrom	Material	Menge
Hoch-verschleißfest	90 cm ³ /s	PA66 mit 50 % GF	50 kg
Verschleißfest	65 cm ³ /s	PA66 mit 35 % GF	50 kg
Wenig-verschleißfest	35 cm ³ /s	PA66 mit 10 % GF	50 kg
Nicht-verschleißfest	35 cm ³ /s	PA66 ohne GF	50 kg

Um in einer Klasse eingeordnet zu sein, dürfen unter den gegebenen Bedingungen keine makroskopischen Verschleißspuren auftreten. Über die Verschleißrate ließe sich zudem ein Ranking innerhalb der Klassen realisieren. Sollte selbst bei den Prüfbedingungen „Wenig-verschleißfest“ noch makroskopische Spuren auftreten, muss der Stahl als „Nicht-verschleißfest“ eingestuft werden. Durch die festgesetzten Verfahrensgrenzen ist auch schnell für den Verarbeiter oder Werkzeugbauer ersichtlich, ob der Stahl unter den in ihrem Anwendungsfall vorliegenden Bedingungen den Beanspruchungen im Bereich Verschleiß standhalten wird.

6 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war die vergleichende Verschleißprüfung von hochlegierten Formenstählen mit der Plättchenverschleißmethode. Als tribologisches System wurde das Dreikörpersystem „Kunststoffschmelze/Stahl/Glasfasern“ gewählt, das den abrasiven Verschleiß beim Spritzgießen von glasfaserverstärkten Thermoplasten widerspiegelt. Es wurden zum Vergleich der fünf verschiedenen Kunststoffformenstähle jene Versuchsparameter gewählt, unter welchen die Maschine noch konstant läuft, aber eine möglichst anspruchsvolle Verschleißsituation innerhalb des Verschleißspalts auftritt. Die Stähle unterscheiden sich erheblich in ihrem Herstellungsverfahren und ihrer Legierungskonzeption und dadurch in ihrem Gefüge, weshalb sehr unterschiedliche Verschleißergebnisse zu erwarten sind.

Die Ergebnisse zeigen, dass pulvermetallurgische Stähle gegenüber Stählen, welche über schmelzmetallurgische Verfahren hergestellt wurden, in ihrem Verschleißverhalten klar im Vorteil sind. Durch den Einsatz von PM-Stählen können deshalb die Standzeiten von Werkzeug und Spitzereinheit verlängert werden, die Prozessbedingungen beim Spritzgießen sind konstanter und auch die Möglichkeit zur Automatisierung des Verfahrens steigt aufgrund einer niedrigeren Anzahl an Wartungsintervallen. Zudem wird die Bedeutung von Karbiden für den Widerstand gegen abrasiven Verschleiß deutlich.

Weiters zeigen die Versuche in der Gegenüberstellung mit vorangegangenen Untersuchungen, dass bei ähnlichem Verschleißbild die Messwerte zwar nicht direkt quantitativ aber dennoch gut qualitativ miteinander vergleichbar sind. Generell wird gezeigt, dass die Plättchenverschleißmethode sich sehr gut für den Vergleich der Verschleißfestigkeit von Kunststoffformenstählen eignet, auch wenn es noch Optimierungsbedarf im Bereich der Reinigung nach Versuchsende und der Oberflächencharakterisierung vor Versuchsbeginn gibt.

Um in der Zukunft eine bessere Vergleichbarkeit der Verschleißbeständigkeit von Stählen unter abrasiven Bedingungen im Spritzguss beim Einsatz von glasfaserverstärkten Kunststoffen zu erreichen, wird die Möglichkeit der Einführung von Verschleißklassen aufgeführt, mittels welcher auch für Kunden schnell ersichtlich ist, unter welchen Bedingungen getestet wurde, und welches Materialverhalten im Einsatz zu erwarten ist. Zudem kann ein Anwender so auch gleich Verfahrensgrenzen abschätzen, in denen er seinen Prozess steuern kann, um den Verschleiß und damit die Kosten und Stillstandszeiten im Bereich Instandhaltung zu minimieren.

7 Literaturangabe

- [1] Verschleißtagung: Friesenbichler W., Verschleiß in der Kunststoffverarbeitung - Grundlagen, Effekte und praxisnahe Prüfverfahren, 25.1.2018
- [2] Mennig G.: Verschleiß in der Kunststoffverarbeitung, München - Wien, Hanser - Verlag, 1990
- [3] Krause, H. und J. Scholten: Verschleiß – Grundlagen und systematische Behandlung. VDI - Z 121 (1979) 15/16, S. 799 – 806 und 23/24, S. 1221 – 1229
- [4] Czichos, H. und K.-H. Habig: Tribologie Handbuch. Reibung und Schmierung. 3. überarbeitete u. erweiterte Auflage 2010, Vieweg+Teubner Wiesbaden 2010
- [5] GfT Arbeitsblatt 7: Tribologie. Verschleiß, Reibung. Definitionen, Begriffe, Prüfung. Ausgabe August 2002
- [6] Sommer K., Heinz R., Schöfer J.: Verschleiß metallischer Werkstoffe, Springer Fachmedien Wiesbaden 2014
- [7] Valentin L. Popov: Kontaktmechanik und Reibung. Ein Lehr- und Anwendungsbuch von der Nanotribologie bis zur numerischen Simulation. Springer, Berlin u. a. 2009, ISBN 978-3-540-88836-9
- [8] Mennig G., Wear in Plastics Processing – How to Understand, Protect and Avoid. Hanser Publisher Munich Vienna New York, 1995
- [9] Mennig G; Lake M.: Verschleißminimierung in der Kunststoffverarbeitung: Phänomene und Schutzmaßnahmen, 2. Aufl., Hanser – Verlag 2008
- [10] A. Blutmager, Wittman-Battenfeld GmbH: Persönliche Mitteilung am 19.02.2018
- [11] Berns H., Theisen W.: Eisenwerkstoffe -Stahl und Gusseisen, 4. bearbeitete Auflage, Springer Berlin Heidelberg 2014
- [12] Kunststoffformenstähle: Prospekt, BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, A-8605 Kapfenberg, BW 010 DE 10.2014
- [13] Ruge J., Wohlfahrt H.: Technologie der Werkstoffe - Herstellung Verarbeitung Einsatz 9., überarbeitete und erweiterte Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden 2013
- [14] Ilscher B., Singer R.: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik: Eigenschaften, Vorgänge, Technologien, Springer Verlag, 6. Auflage 2016
- [15] Schatt W., Wieters K.-P., Kieback B. (Hrsg.): Pulvermetallurgie - Technologien und Werkstoffe; 2., bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2007

7. Literaturangabe

- [16] Schnellarbeitsstähle: Prospekt, BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, A-8605 Kapfenberg, S 000 DE 02.2014
- [17] Wolfgang W. Seidel, Frank Hahn: Werkstofftechnik, Werkstoffe - Eigenschaften - Prüfung – Anwendung, Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2012
- [18] Eugster S.: Karbide – Fluch und Segen zugleich, thyssenkrupp Materials Schweiz 2017
- [19] Dantan C.: Verschleißuntersuchungen an pulvermetallurgisch hergestellten Stählen und besonderer Berücksichtigung des Korrosionsverschleißes, Leoben, 2001
- [20] DIN 50322: Verschleiß; Kategorien der Verschleißprüfung, 1986
- [21] Friesenbichler W.: Verschleißapparatur mit integrierter Messtechnik zur Messung des abrasiv/korrosiven Verschleißes an Kunststoff-Formstählen, 1999
- [22] Bürkle E., Johannaber F., Kaminski A.: Verschleiß und Verschleißschutz beim Spritzgießen, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 26 (10), 1995
- [23] Fischer G.: "Verschleißuntersuchungen zur Bestimmung des abrasiv/korrosiven Verschleißes an Kunststoff-Formenstählen", Diplomarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung, Montanuniversität Leoben, 1998
- [24] WIS: Ultramid® A3WG10 - Verarbeitungsblatt, 2017
- [25] Zunko H., BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG: Persönliche Mitteilung am 03.04.2018
- [26] Friesenbichler W., Blutmager A., Gebauer T; Influence of shear rate and viscous dissipation on abrasive wear of a powder metallurgical mould steel, PMI Conference 2018, Guimaraes, 19th – 21th September 2018
- [27] Schmidt T.: „Einfluss des Einspritzvolumenstroms auf die Verschleißfestigkeit eines hochchromhaltigen martensitischen pulvermetallurgischen Stahls“, Masterarbeit, Institut für Spritzgießen von Kunststoffen, Montanuniversität Leoben, 2018
- [28] <http://www.damstahl.de>, eingesehen am 01.04.2018, 08:45
- [29] Weiermair, G.: „Untersuchungen zum abrasiven Verschleiß von niedrig- bzw. hoch legierten Kunststoff-Formenstählen mit einem verbesserten Verschleißmodell“, Diplomarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung, Montanuniversität Leoben, 2008

8 Tabellenverzeichnis

TABELLE 1: ABRASIVE SCHÄDEN AN WERKZEUGEN UND FORMTEILEN [9]	9
TABELLE 2: GEFORDERTE WERKSTOFFEIGENSCHAFTEN AUS SICHT DES ANWENDERS [12]	11
TABELLE 3: GEGENÜBERSTELLUNG VON HERSTELLUNGSMETHODEN [16]	19
TABELLE 4: LEGIERUNGSELEMENTE: WIRKUNG, BEDEUTUNG UND ANWENDUNG [17]	20
TABELLE 5: KARBID BILDENDE ELEMENTE UND IHRE MIKROHÄRTE [18]	22
TABELLE 6: SPRITZGIEßMASCHINENSPEZIFIKATION [24]	26
TABELLE 7: VERARBEITUNGSTECHNISCHE ECKDATEN ULTRAMID A3WG10 [24]	29
TABELLE 8: EIGENSCHAFTSPROFIL KUFO-1-ESU [25]	29
TABELLE 9: EIGENSCHAFTSPROFIL KUFO-2-K [25]	30
TABELLE 10: EIGENSCHAFTSPROFIL KUFO-3-K [25]	30
TABELLE 11: EIGENSCHAFTSPROFIL KUFO-4-PM [25]	31
TABELLE 12: EIGENSCHAFTSPROFIL KUFO-5-PM [25]	31
TABELLE 13: MASCHINENTEMPERIERUNG	34
TABELLE 14: MASCHINENEINSTELLUNG	34
TABELLE 15: DETAILBESCHREIBUNG ZUM REINIGUNGSPROZESS IN ABBILDUNG 35	45
TABELLE 16: ROHSTOFFPREISE LEGIERUNGSELEMENTE [28]	48
TABELLE 17: GEWÄHLTE PROZESSPARAMETER [29]	57
TABELLE 18: MASSENABTRAG AN DEN PROBEKÖRPERN IN [29]	58
TABELLE 19: VORSCHLAG VERSCHLEIßKLASSEN UND PRÜFBEDINGUNGEN	63

9 Abbildungsverzeichnis

ABBILDUNG 1: DAS TRIBOLOGISCHE SYSTEM [5]	3
ABBILDUNG 2: AUSWAHL STRUKTURELLER UND BEANSPRUCHUNGSBEDINGTER EINFLUSSGRÖßEN AUF DEN VERSCHLEIßPROZESS [5]	4
ABBILDUNG 3: VERSCHLEIßMECHANISMEN BEI TRIBOLOGISCHER BEANSPRUCHUNG [5]	5
ABBILDUNG 4: ADHÄSION UND IHRE AUSWIRKUNGEN [8]	6
ABBILDUNG 5: ABRASIVE VERSCHLEIßMECHANISMEN [8]	6
ABBILDUNG 6: VERSCHLEIß: EINFLUSSGRÖßEN, WECHSELWIRKUNGEN UND FOLGEN [8]	7
ABBILDUNG 7: VERSCHLEIßARTEN UND –MECHANISMEN DER PLASTIFIZIEREINHEIT [9].....	8
ABBILDUNG 8: VERSCHLEIß AN RÜCKSTROMSPERRE UND BARRIERESCHNECKE (ENDE EINZUGSZONE) [10]9	
ABBILDUNG 9: ERSTE HERSTELLUNGSSCHRITTE VON KUNSTSTOFFFORMENSTÄHLEN [12], DEUTSCHE BEGRIFFSERKLÄRUNG: ELBO: ELEKTROLICHTBOGENOFEN, VID: VAKUUM INDUKTIONSOFFEN, VOD: VAKUUM SAUERSTOFF ENTKOHLUNG, AOD: ARGON-SAUERSTOFF ENTKOHLUNG, VLBO: VAKUUM LICHTBOGENOFEN, ESU: ELEKTRO-SCHLACKE-UMSCHMELZEN, DESU: DRUCK/SCHUTZGAS ELEKTRO- SCHLACKE-UMSCHMELZEN	11
ABBILDUNG 10: GESPANNGUSS [13], A) SCHNITTDARSTELLUNG, B) DRAUFSICHT DES MEHRFACH- KOKILLENUSSES	12
ABBILDUNG 11: NACHWEIS VON SEIGERUNGEN IN UNBERUHIGT VERGOSSENEM STAHL MITTELS MAKROÄTZUNG (A): IM KERN EINES BLOCKS (B): NACH DEM AUSWALZEN IN EINEM PROFIL [13]... 13	
ABBILDUNG 12: GRUNDPRINZIP DES ESU- (A) UND DESU-VERFAHRENS (B) [13]	14
ABBILDUNG 13: ANLAGE ZUR PULVERHERSTELLUNG DURCH VERDÜSEN. A) PRINZIPIKIZZE EINER VERDÜSANLAGE: 1 TIEGEL MIT SCHMELZE; 2 MIT KERAMIK AUSGEKLEIDETER EINGIEBTRICHTER; 3 DÜSE; 4 VERDÜSUNGSBEHÄLTER; B) SCHNITT DURCH EIN DÜSENSYSTEM: 1 DÜSENOBERSEITE MIT EINLAUFÖFFNUNG FÜR SCHMELZE; 2 ZUFÜHRUNG DES VERDÜSUNGSMEDIUMS; 3 FLÜSSIGER METALLSTRAHL; 4 AUSSTRÖMRICHTUNG DES VERDÜSUNGSMEDIUMS (GAS); 5 ZERSTÄUBTER METALLSTRAHL (PULVERTEILCHEN) [13].....	15
ABBILDUNG 14: PRINZIPIKIZZE EINER EIGA-ANLAGE (1 METALLELEKTRODE, 2 INDUKTIONSSPULE, 16	
ABBILDUNG 15: HEIßSOSTATISCHES PRESSEN (HIP) A) FÜLLEN, B) ENTGASEN, C) VERSIEGELN, D) HEIßSOSTATISCHES PRESSEN [13]	17
ABBILDUNG 16: VERGLEICH DES GEFÜGES VON SCHNELLARBEITSSTÄHLEN (QUELLE: SÄCHSISCHE EDELSTAHLWERKE GMBH, FREITAL/SA.); A) SCHMELZMETALLURGISCH ERZEUGTER SCHNELLARBEITSSTAHL; B) PULVERMETALLURGISCH ERZEUGTER SCHNELLARBEITSSTAHL [15]	18
ABBILDUNG 17: TRIBOLOGISCHES SYSTEM "ABRASIVE KUNSTSTOFFSCHMELZE/STAHL" IN DER VERSCHLEIßAPPARATUR [21]	23
ABBILDUNG 18: VERSCHLEIßMESSAPPARATUR MIT INTEGRIERTER MESSTECHNIK [22]	24
ABBILDUNG 19: DKI-PLÄTTCHENVERSCHLEIßMETHODE [8]	25
ABBILDUNG 20: PROBEKÖRPER UND VERSCHLEIßPALTGEOMETRIE [19]; SCHMELZEFLUSS IN PFEILRICHTUNG.....	25
ABBILDUNG 21: HÄRTEMESSUNG AN VERSCHLEIßPLÄTTCHEN	28
ABBILDUNG 22: ABWEICHUNG DES EINSPRITZVOLUMENSTROMS IM GRENZARBEITSBEREICH DER MASCHINE [27].....	32
ABBILDUNG 23: HÄRTEVERLAUF NACH VERSCHLEIßVERSUCH AN POSITION A (1/3 DER FLIEßWEGLÄNGE) UND B (2/3 DER FLIEßWEGLÄNGE) ALS FUNKTION DES ABSTANDS VON DER OBERFLÄCHE	33

9. Abbildungsverzeichnis

ABBILDUNG 24: OBERFLÄCHE VOR DEM VERSCHLEIßVERSUCH; A) KUFO-1-ESU; B) KUFO-2-K; C) KUFO-3-K; D) KUFO-4-PM; E) KUFO-5-PM	35
ABBILDUNG 25: KUFO-1-ESU; A) STEREOMIKROSKOPISCHE AUFNAHME; B) OBERFLÄCHE AUSGEHEIZT X100; C) OBERFLÄCHE MECHANISCH GEREINIGT X100.....	36
ABBILDUNG 26: KUFO-2-K; A) STEREOMIKROSKOPISCHE AUFNAHME; B) OBERFLÄCHE AUSGEHEIZT X100; C) OBERFLÄCHE MECHANISCH GEREINIGT X100.....	37
ABBILDUNG 27: KUFO-3-K; A) STEREOMIKROSKOPISCHE AUFNAHME; B) OBERFLÄCHE AUSGEHEIZT X100; C) OBERFLÄCHE MECHANISCH GEREINIGT X100.....	37
ABBILDUNG 28: KUFO-4-PM; A) STEREOMIKROSKOPISCHE AUFNAHME; B) OBERFLÄCHE AUSGEHEIZT X100; C) OBERFLÄCHE MECHANISCH GEREINIGT X100.....	38
ABBILDUNG 29: KUFO-5-PM; A) STEREOMIKROSKOPISCHE AUFNAHME; B) OBERFLÄCHE AUSGEHEIZT X100; C) OBERFLÄCHE MECHANISCH GEREINIGT X100.....	38
ABBILDUNG 30: OBERFLÄCHENVERGLEICH KUFO-4-PM; A) GUT POLIERT; B) SCHLECHT POLIERT	39
ABBILDUNG 31: EINFLUSS DER RAUHEIT AUF DEN VERSCHLEIß.....	40
ABBILDUNG 32: OBERFLÄCHENTOPOGRAPHIE UND OBERFLÄCHENRAUHEIT AN KUFO-4-PM GEMESSEN MITTELS WLI; A) SCHLECHT; B) GUT.....	41
ABBILDUNG 33: EINSPRITZVOLUMENSTROM- A) UND DRUCKVERHÄLTNISSE B) WÄHREND DER VERGLEICHVERSUCHE	42
ABBILDUNG 34: ANSTIEG DER MATERIALRESTFEUCHTE UND DES EINSPRITZVOLUMENSTROM INNERHALB VON EINER STUNDE	43
ABBILDUNG 35: DOKUMENTATION DER MECHANISCHEN REINIGUNG VON KUFO-3-K: A) UNGEREINIGT, B) REINIGUNGSZYKUS (RZ) 1, C) RZ 2, D) RZ 3, E) RZ 4, F) RZ 5	44
ABBILDUNG 36: OBERFLÄCHE DER VERSPRITZTEN SEITE BEI 500-FACHER VERGRÖßERUNG: A) KUFO-1-ESU; B) KUFO-2-K; C) KUFO-3-K	46
ABBILDUNG 37: ABTRAG DER NICHT PULVERMETALLURGISCHEN STÄHLE KUFO 1-3	47
ABBILDUNG 38: VERSCHLEIßRATE DER NICHT PULVERMETALLURGISCHEN STÄHLE KUFO 1-3	47
ABBILDUNG 39: VERGLEICH DER LEGIERUNGSKONZEPTIONEN DER UNTERSUCHTEN NICHT PULVERMETALLURGISCHEN STÄHLE [25]	48
ABBILDUNG 40: OBERFLÄCHE DER VERSPRITZTEN SEITE BEI 1000-FACHER VERGRÖßERUNG: A) KUFO-4-PM; B) KUFO-5-PM	49
ABBILDUNG 41: ABTRAG DER PULVERMETALLURGISCHEN STÄHLE KUFO-4-PM UND KUFO-5-PM	49
ABBILDUNG 42: VERSCHLEIßRATE DER PULVERMETALLURGISCHEN STÄHLE KUFO-4-PM; KUFO-5-PM .	50
ABBILDUNG 43: VERGLEICH DER LEGIERUNGSKONZEPTIONEN KUFO-4-PM; KUFO-5-PM [25]	50
ABBILDUNG 44: 500-FACHE VERGRÖßERUNG: A) KUFO-1-ESU; B) KUFO-2-K; C) KUFO-3-K; D) KUFO-4-PM; E) KUFO-5-PM	51
ABBILDUNG 45: VERGLEICH DER VERSCHLEIßRATEN ALLER GETESTETEN STÄHLE	52
ABBILDUNG 46: VERGLEICH DER LEGIERUNGSKONZEPTIONEN DER GETESTETEN STÄHLE [25].....	53
ABBILDUNG 47: LEGIERUNGSZUSAMMENSETZUNGEN DER VERGLICHENEN STÄHLE [25,32].....	58
ABBILDUNG 48: VERSCHLEIßSITUATION 50 KG VERSPRITZTES MATERIAL [29]	59
ABBILDUNG 49: GEGENÜBERSTELLUNG 1.2316 [29]/KUFO-1-ESU, 50KG VERSPRITZTE MASSE.....	60
ABBILDUNG 50: EINFLUSS DES GLASFASERANTEILS AUF VERSCHLEIß VON 1.2316 [29].....	60
ABBILDUNG 51: FRT-1.2316: A) 25KG A3WG7; B) 20KG A3WG10 [29].....	61
ABBILDUNG 52: ABTRAGVERGLEICH 1.2316 [29]/KUFO-1-ESU, MATERIAL: A3WG10.....	61

10. Anhang

10 Anhang

10.1 Anhang A: Ausgangsmasse (g) und Abtrag (mg)

	KUFO-1-ESU oben	KUFO-1-ESU unten	Gesamt Paar
Ausgangsmasse (g)	5,71093	5,71900	
Abtrag (mg)	3,184	3,218	6,402
Ausgangsmasse (g)	5,71768	5,71613	
Abtrag (mg)	3,600	3,676	7,276
Ausgangsmasse (g)	5,71705	5,71914	
Abtrag (mg)	3,788	3,742	7,530
	KUFO-2-K oben	KUFO-2-K unten	Gesamt Paar
Ausgangsmasse (g)	6,01169	6,01791	
Abtrag (mg)	2,360	2,276	4,636
Ausgangsmasse (g)	6,01617	6,01570	
Abtrag (mg)	2,492	2,458	4,950
Ausgangsmasse (g)	6,01746	6,02178	
Abtrag (mg)	2,684	2,582	5,266
	KUFO-3-K oben	KUFO-3-K unten	Gesamt Paar
Ausgangsmasse (g)	5,71629	5,71285	
Abtrag (mg)	2,338	2,246	4,584
Ausgangsmasse (g)	5,71692	5,71510	
Abtrag (mg)	2,574	2,656	5,230
Ausgangsmasse (g)	5,71380	5,71556	
Abtrag (mg)	2,882	2,856	5,738
	KUFO-4-PM oben	KUFO-4-PM unten	Gesamt Paar
Ausgangsmasse (g)	5,62322	5,62658	
Abtrag (mg)	0,672	0,636	1,308
Ausgangsmasse (g)	5,61245	5,61792	
Abtrag (mg)	0,610	0,832	1,442
Ausgangsmasse (g)	5,61599	5,61775	
Abtrag (mg)	0,694	0,666	1,360
	KUFO-5-PM oben	KUFO-5-PM unten	Gesamt Paar
Ausgangsmasse (g)	5,55794	5,55888	
Abtrag (mg)	0,386	0,398	0,784
Ausgangsmasse (g)	5,56052	5,55941	
Abtrag (mg)	0,388	0,408	0,796
Ausgangsmasse (g)	5,55423	5,55949	
Abtrag (mg)	0,518	0,574	1,092

10. Anhang

10.2 Anhang B: Oberflächenmessung mittels WLI

Name:	KUFO-4-PM	S1_1
Created on:	2/1/2018 3:04:54 PM	
Axis:	X	
Length:	351	µm
Axis:	Y	
Length:	264	µm
Information		
Objective	Leica - MIRAU 50X	
Technique	Interferometric	
Algorithm	PSI	

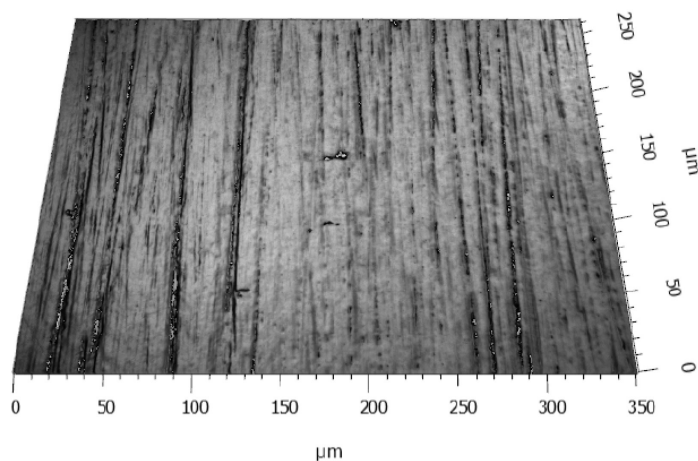
ISO 25178

Height Parameters

Sa	0.046	µm
Sq	0.064	µm
Ssk	-1.5	
Sku	6.9	

3D-View

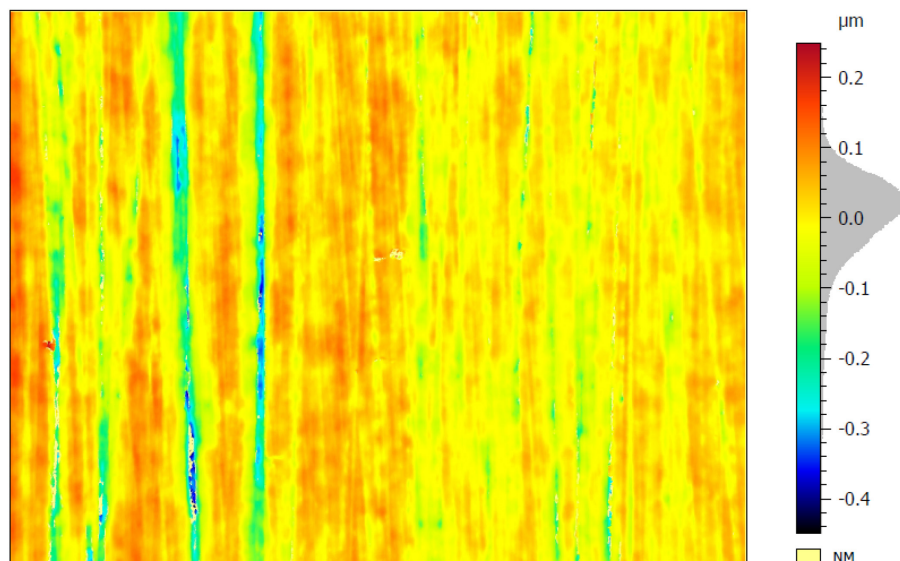
30 grad
Resolution 100%
Amplification 1%
Lightning Rendering:
Default
Gloss: Soft



Heightmap

Histogram of z-heights
on the colorscale

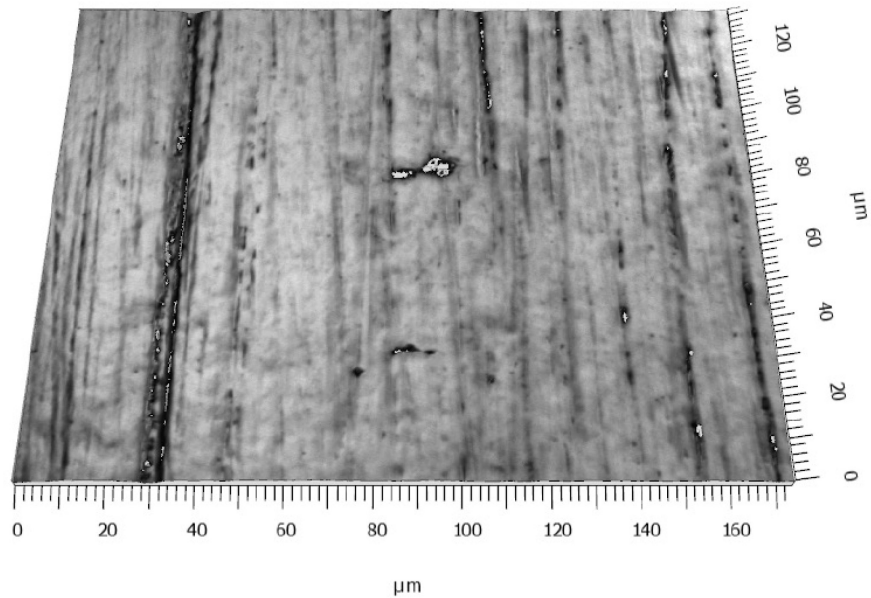
NM: non-measured points



10. Anhang

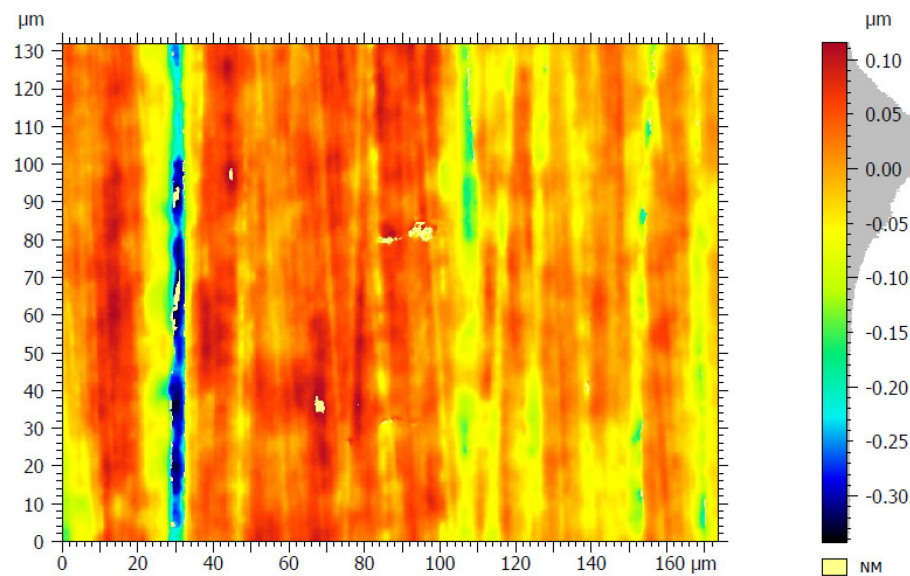
3D-View (50% crop)

30 grad
Resolution 100%
Amplification 2%
Lightning Rendering:
Default
Gloss: Soft

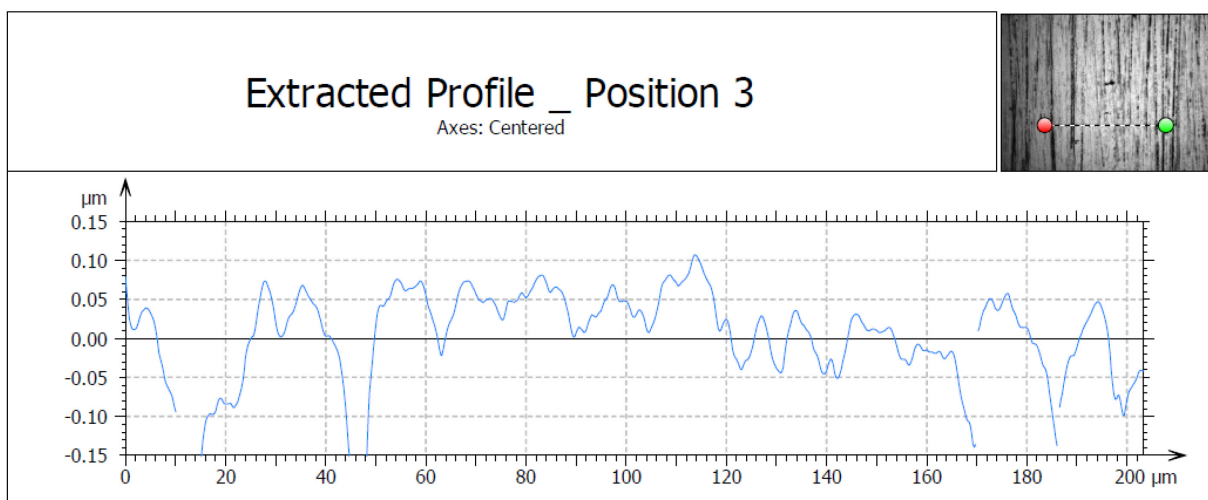
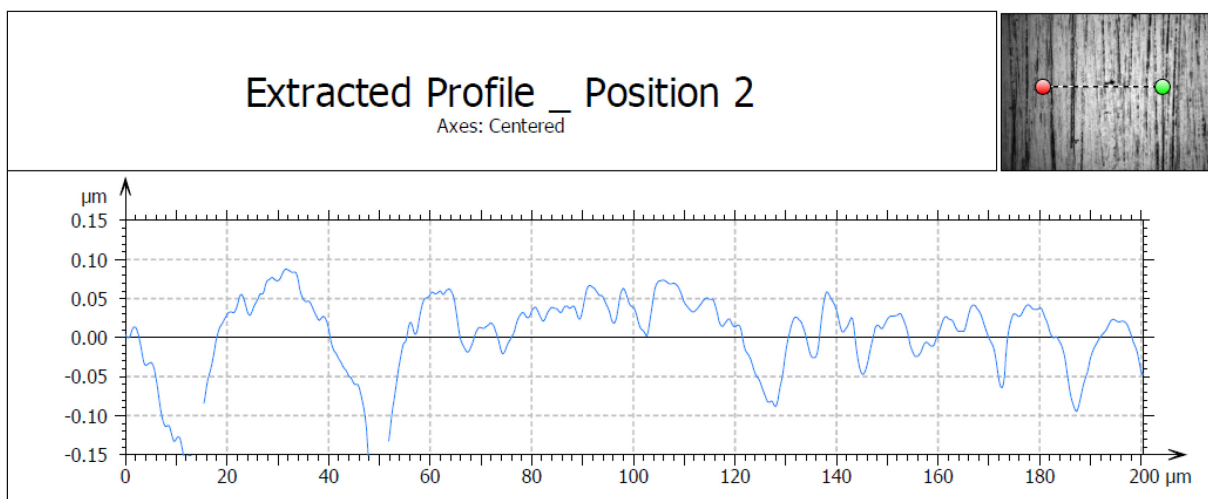
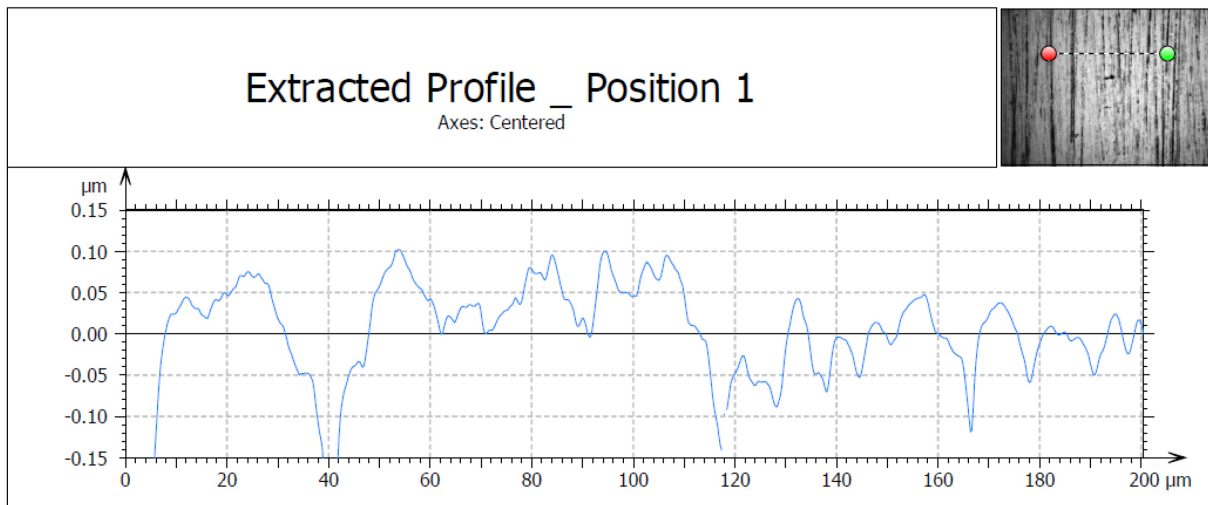


Heightmap (50% crop)

Threshold (Material
ratio):
0.05 - 99.95 %
NM: non-measured points



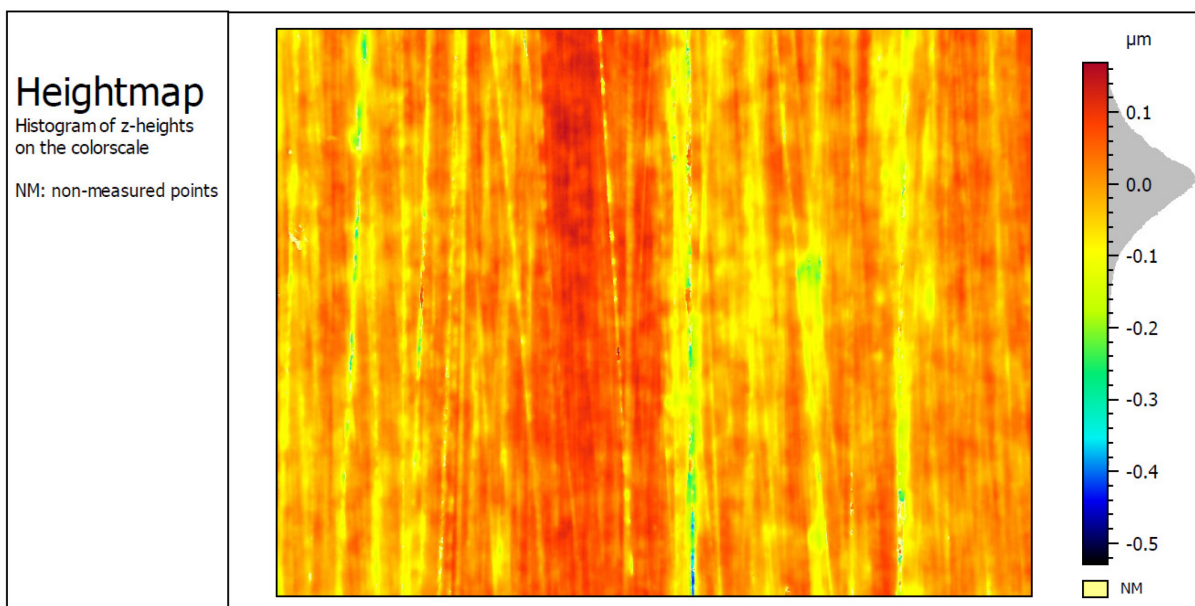
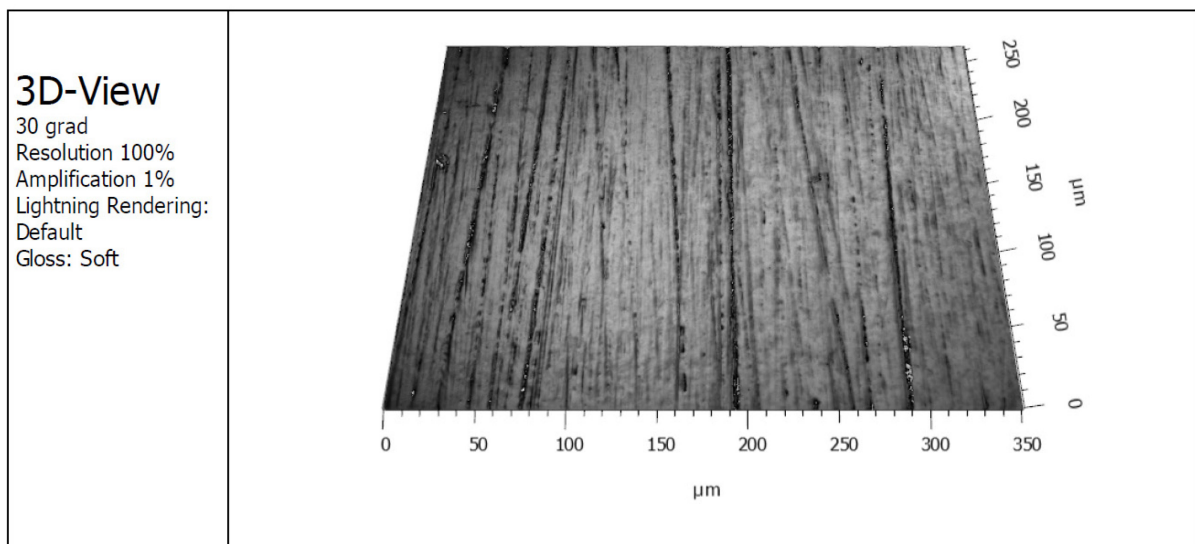
10. Anhang



10. Anhang

Name:	KUFO-4-PM	S1_2
Created on:	2/1/2018 3:08:30 PM	
Axis:	X	
Length:	351	µm
Axis:	Y	
Length:	264	µm
Information		
Objective	Leica - MIRAU 50X	
Technique	Interferometric	
Algorithm	PSI	

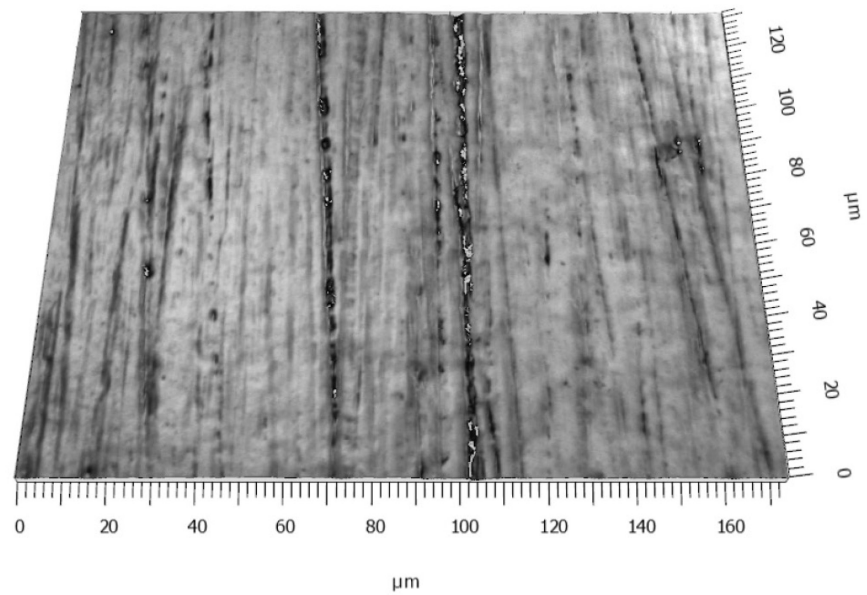
ISO 25178		
Height Parameters		
Sa	0.04	µm
Sq	0.052	µm
Ssk	-0.58	
Sku	4.9	



10. Anhang

3D-View (50% crop)

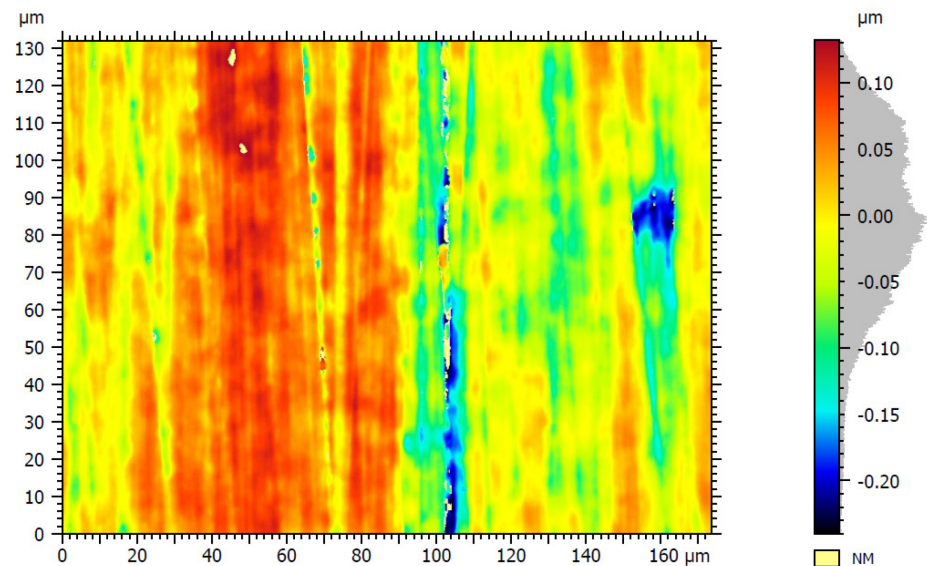
30 grad
Resolution 100%
Amplification 2%
Lightning Rendering:
Default
Gloss: Soft

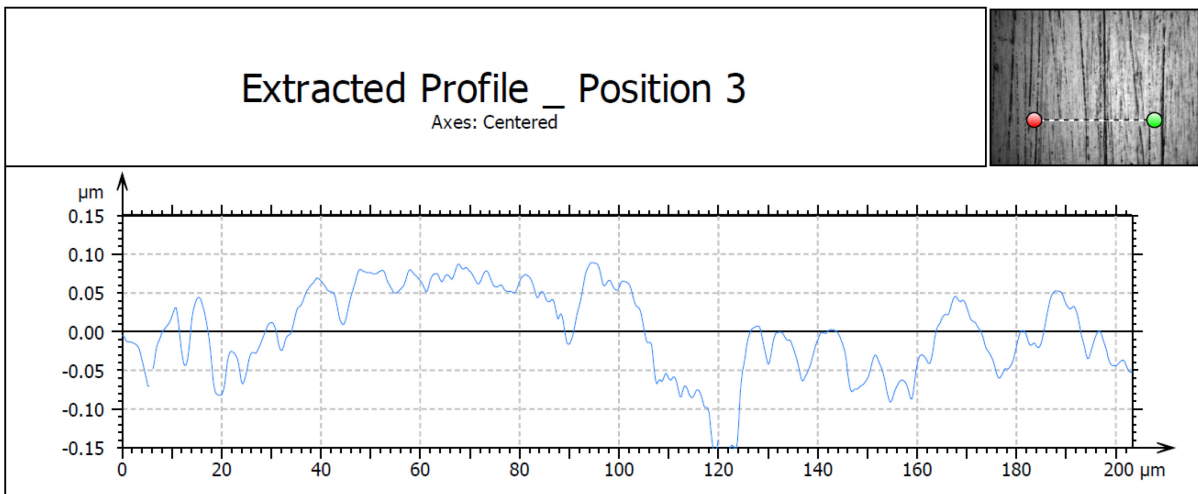
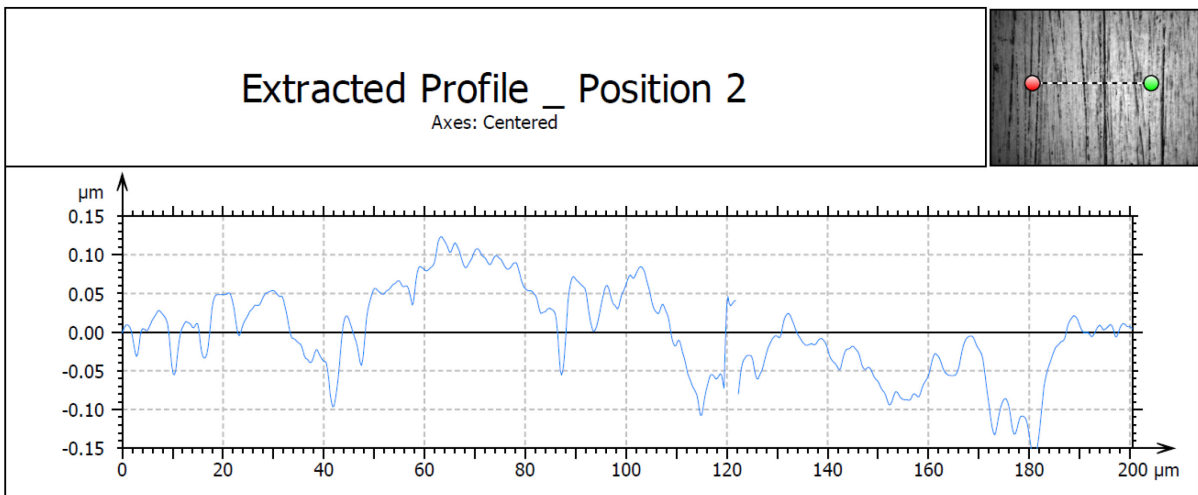
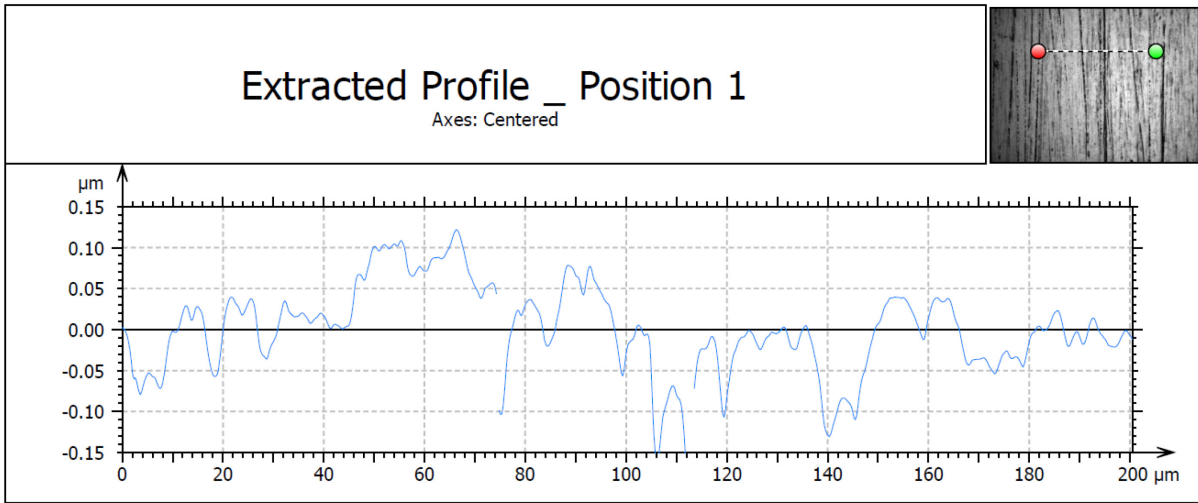


Heightmap (50% crop)

Threshold (Material
ratio):
0.05 - 99.95 %

NM: non-measured points

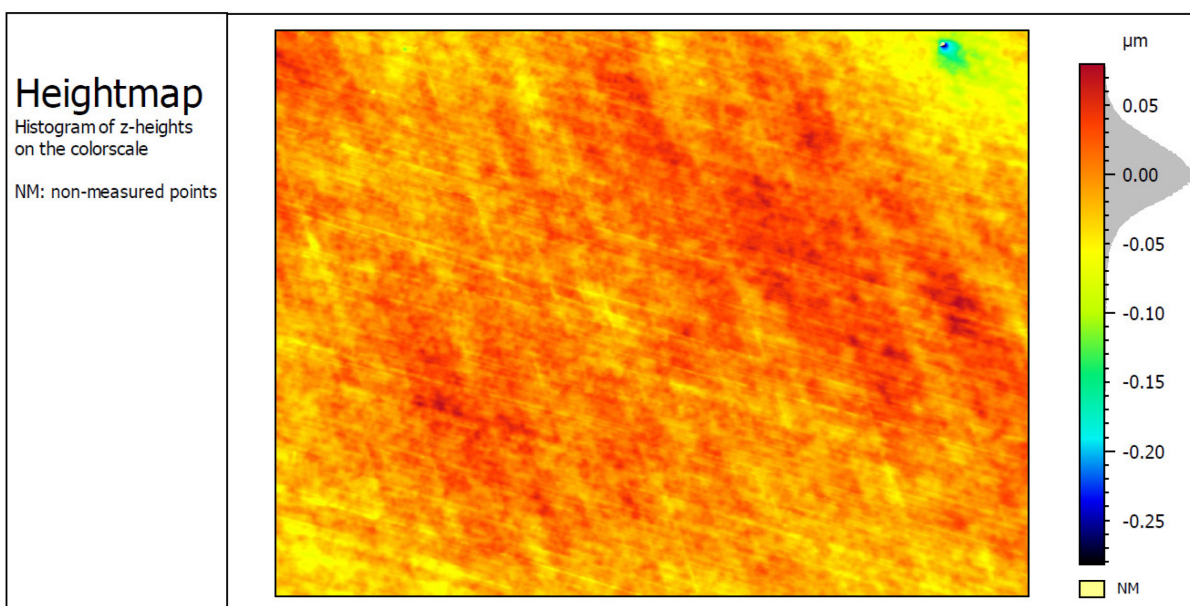
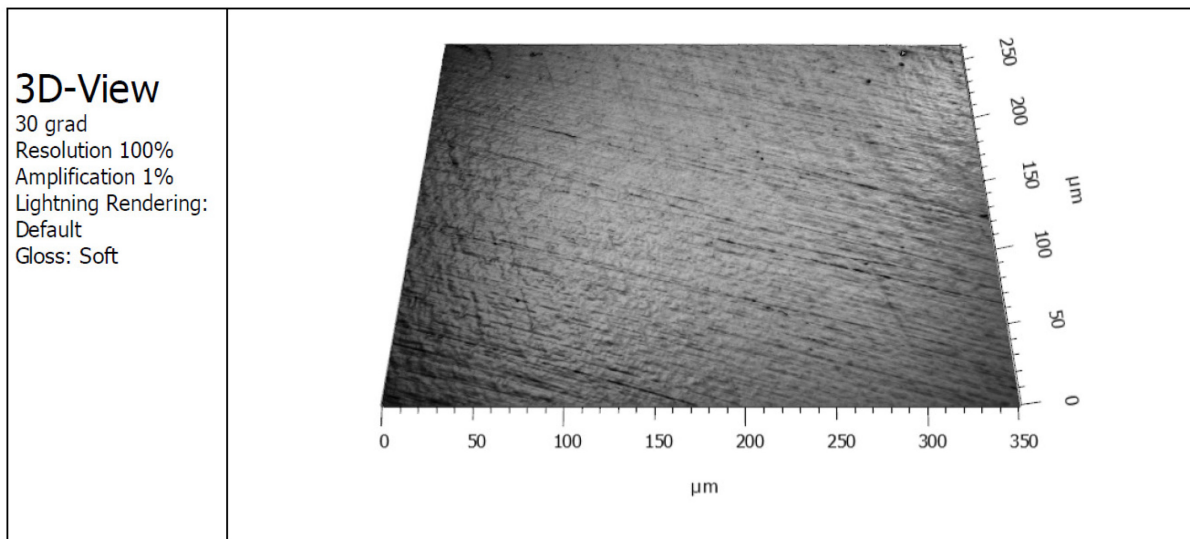




10. Anhang

Name:	KUFO-4-PM	S2_1
Created on:	2/1/2018 3:11:56 PM	
Axis:	X	
Length:	351	µm
Axis:	Y	
Length:	264	µm
Information		
Objective	Leica - MIRAU 50X	
Technique	Interferometric	
Algorithm	PSI	

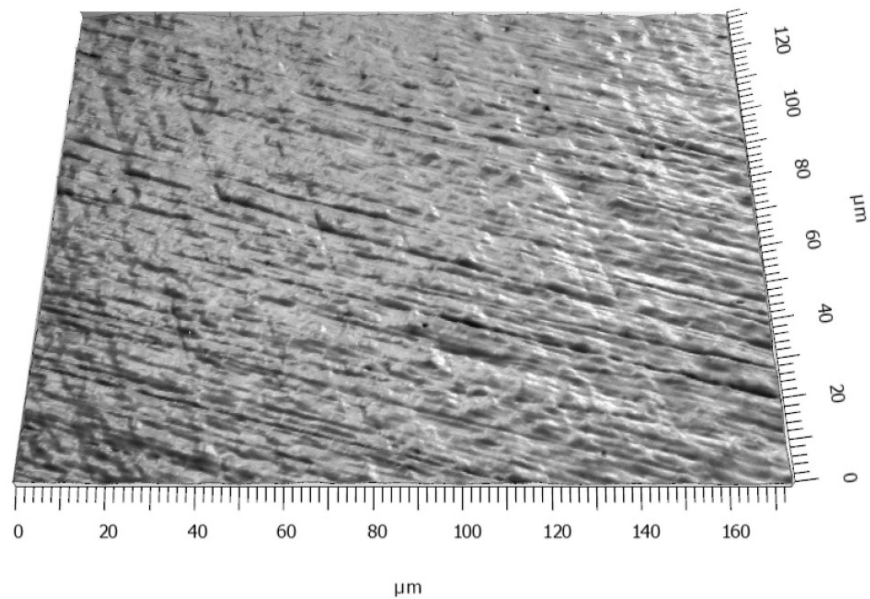
ISO 25178		
Height Parameters		
Sa	0.018	µm
Sq	0.024	µm
Ssk	-0.86	
Sku	6.7	



10. Anhang

3D-View (50% crop)

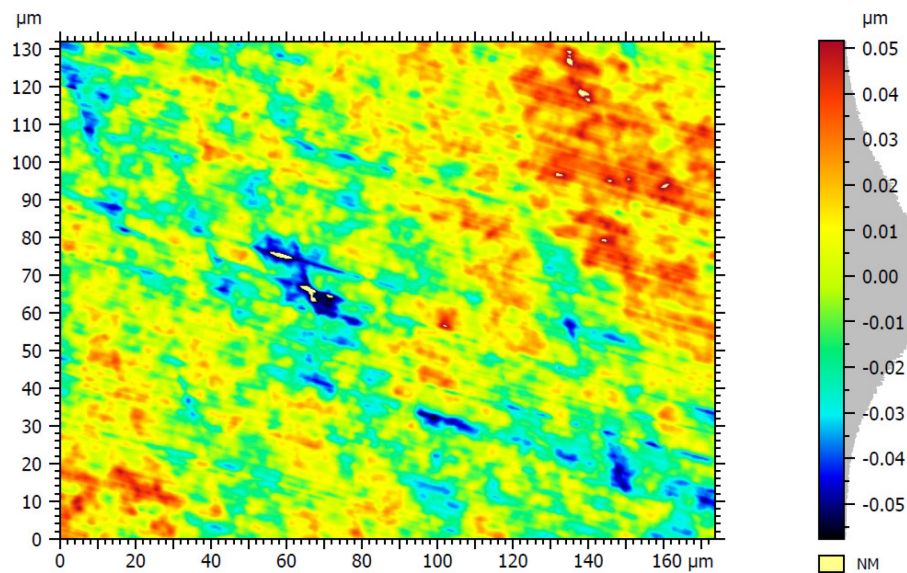
30 grad
Resolution 100%
Amplification 2%
Lightning Rendering:
Default
Gloss: Soft

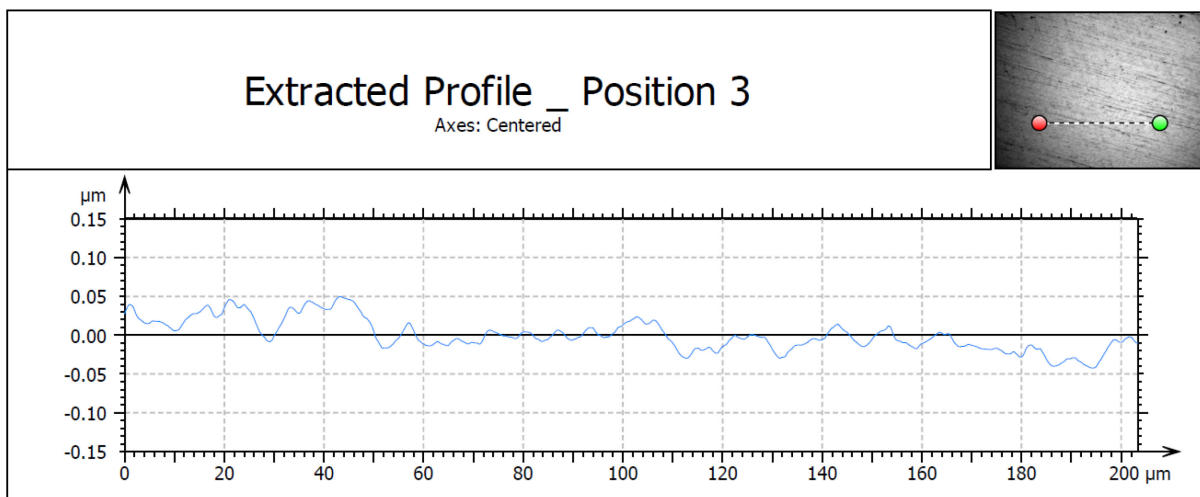
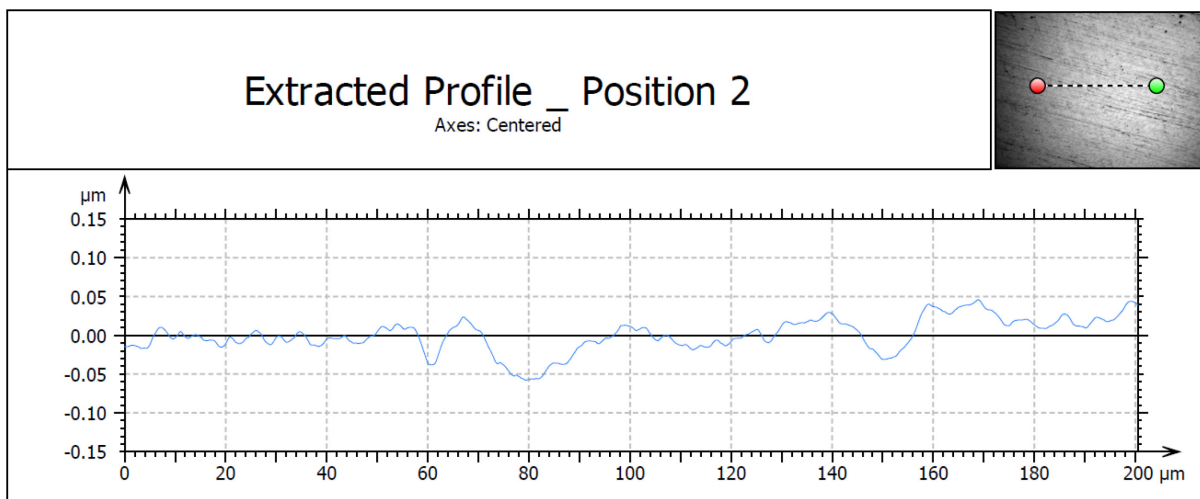
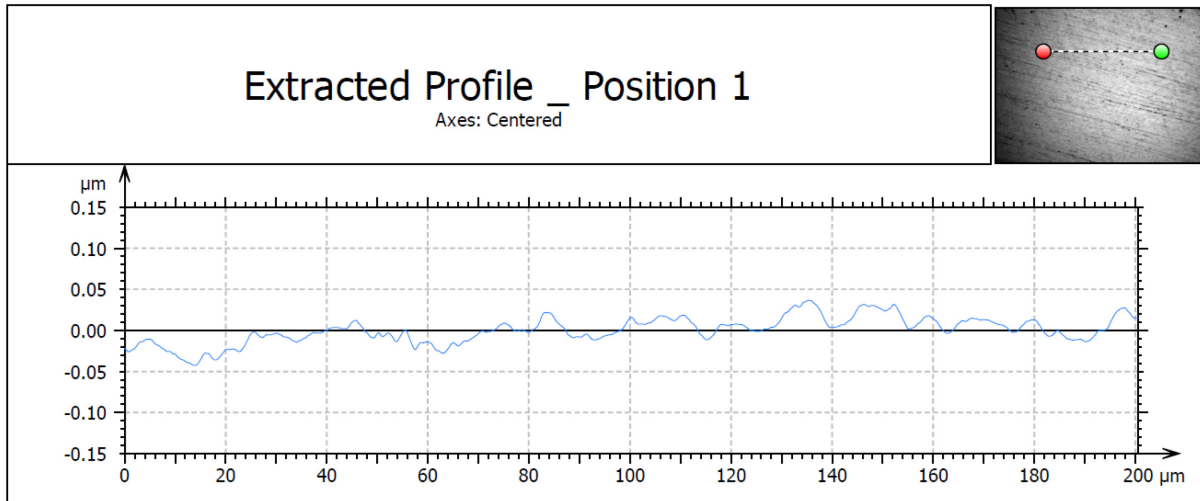


Heightmap (50% crop)

Threshold (Material
ratio):
0.05 - 99.95 %

NM: non-measured points

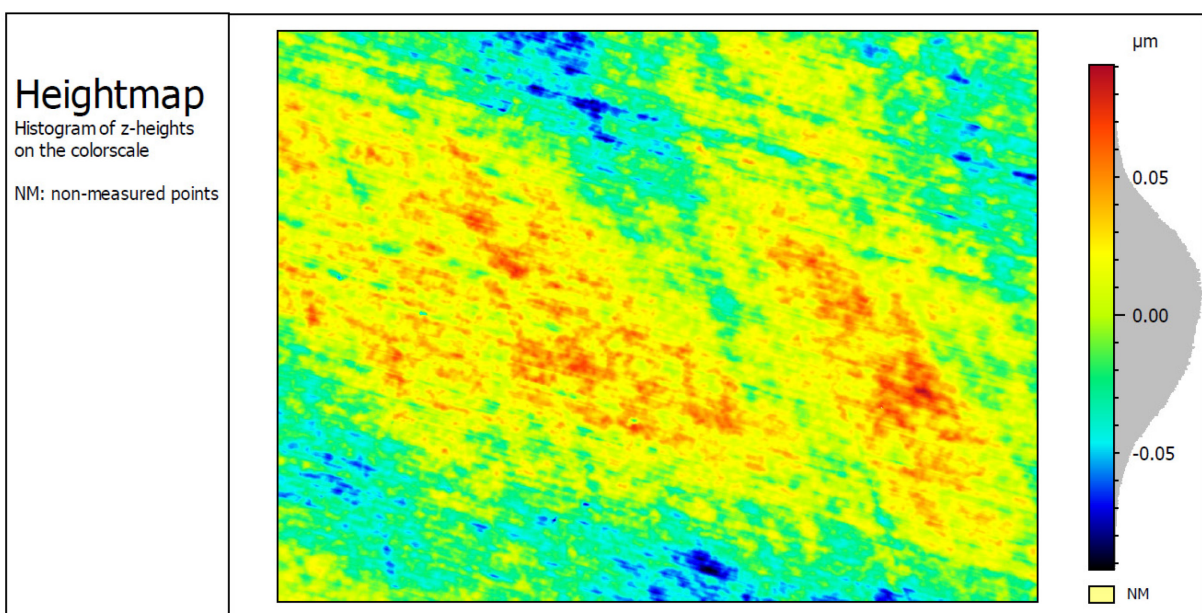
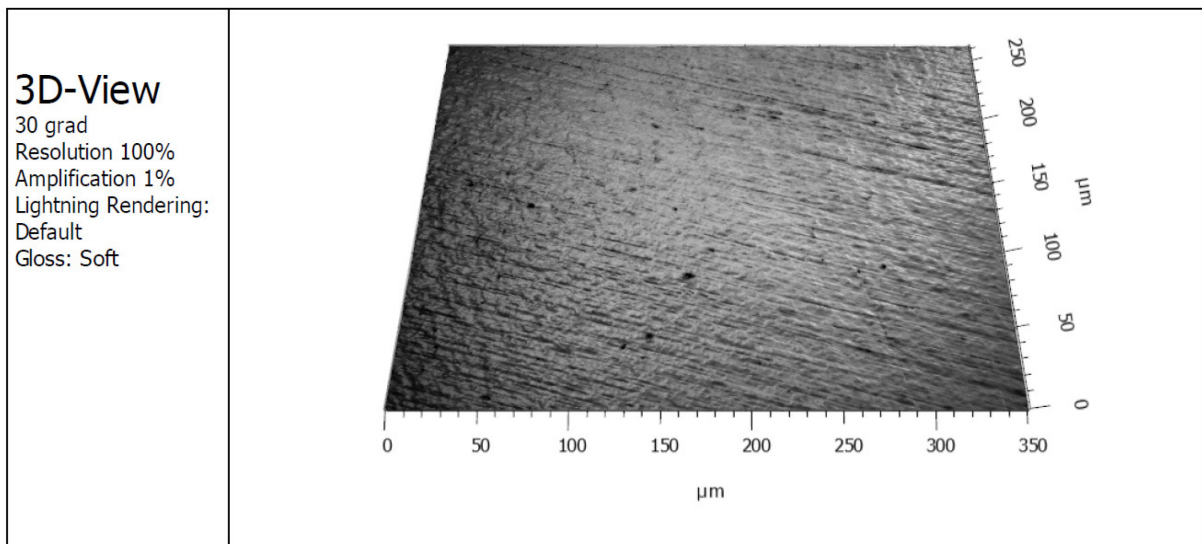




10. Anhang

Name:	KUFO-4-PM	S2_2
Created on:	2/1/2018 3:17:49 PM	
Axis:	X	
Length:	351	μm
Axis:	Y	
Length:	264	μm
Information		
Objective	Leica - MIRAU 50X	
Technique	Interferometric	
Algorithm	PSI	

ISO 25178		
Height Parameters		
Sa	0.021	μm
Sq	0.026	μm
Ssk	-0.11	
Sku	2.6	



10. Anhang

